

**RONALDO VILELA RIBEIRO**

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA PRÉVIA NA  
RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE AÇOS  
INOXIDÁVEIS**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**2020**

RONALDO VILELA RIBEIRO

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA PRÉVIA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE  
ABRASIVO DE AÇOS INOXIDÁVEIS**

**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 – MG**

**2020**



Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU  
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

R484  
2020 Ribeiro, Ronaldo Vilela, 1981-  
Efeito da deformação plástica prévia na resistência ao  
desgaste abrasivo de aços inoxidáveis [recurso  
eletrônico] : Efeito da deformação plástica prévia na  
resistência ao desgaste abrasivo de aços inoxidáveis /  
Ronaldo Vilela Ribeiro. - 2020.

Orientador: Washington Martins da Silva Júnior,           
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de  
Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica.

Modo de acesso: Internet.

Disponível em: <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2020.750>

Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica. I. , Washington Martins da  
Silva Júnior., 1977-, (Orient.). II. Universidade  
Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia  
Mecânica. III. Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**  
**Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**  
 Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902  
 Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br



### ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 574, COPEM				
Data:	27/11/2020	Hora de início:	14:00	Hora de encerramento:	18:15
Matrícula do Discente:	11812EMC016				
Nome do Discente:	Ronaldo Vilela Ribeiro				
Título do Trabalho:	Efeito da Deformação Plástica Prévia na Resistência ao Desgaste Abrasivo de Aços Inoxidáveis.				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Tribologia e Materiais				
Projeto de Pesquisa de vinculação:					

Reuniu-se por meio de webconferência via Zoom a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: José Daniel Biasoli de Mello - FEMEC/UFU; Flávio José da Silva - UFPE; Wilian da Silva Labiapari - APERAM; e Washington Martins da Silva Júnior-FEMEC/UFU, orientador do candidato. Ressalta-se que os Prof. José Daniel Biasoli de Mello, Washington Martins da Silva Júnior e o Discente participaram da defesa por meio de webconferência desde a cidade de Uberlândia/MG, o Prof. Flávio José da Silva desde a cidade de Recife-PE e o Dr. Wilian da Silva Labiapari desde a cidade de Guarapari-ES, em atendimento a Portaria nº 36, de 19 de março de 2020, da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES.

Iniciando os trabalhos o presidente da mesa, Dr. Washington Martins da Silva Júnior, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato, agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Washington Martins da Silva Júnior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 27/11/2020, às 18:21, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Wiliam da Silva Labiapari, Usuário Externo**, em 27/11/2020, às 18:21, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **José Daniel Biasoli de Mello, Professor(a) Visitante do Magistério Superior**, em 27/11/2020, às 18:22, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **FLAVIO JOSE DA SILVA, Usuário Externo**, em 30/11/2020, às 18:01, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://www.sei.ufu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **2400578** e o código CRC **01F6C892**.

Dedicado à minha mãe e esposa  
Elizabeth Francisca da Silva Ribeiro  
e  
Aline de Almeida Vasconcelos

## AGRADECIMENTOS

Ao programa de pós-graduação da Engenharia Mecânica, que me proporcionou a realização deste trabalho.

Ao Prof. **Dr. Washington Martins da Silva Júnior**, incansável gestor e excelente orientador **que foram de incontestável** importância para a concretização deste trabalho.

Ao Prof. **Dr. José Daniel Biasoli de Mello** pela erudição, apoio e conhecimentos transmitidos na construção deste trabalho.

Ao **Dr. Miguel Angel Narvaez Ardila** grande profissional e colega de trabalho, sendo crucial nos momentos de maior dificuldade, mesmo com o desafio de se realizar este trabalho durante a pandemia de Covid-19.

Ao **Dr. Wiliam da Silva Labiapari** pela sua contribuição em facultar recursos e assessorias complementares.

A equipe do **Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM)** pelo apoio, disponibilidade e motivação.

A empresa APERAM South American pelo fornecimento do material sem os quais não seria possível a realização desta pesquisa.

Aos órgãos de fomento CNPq, CAPES e FAPEMIG pelo apoio financeiro, que possibilitaram a realização desse trabalho.

Ao Laboratório Multiusuário de Microscopia da Faculdade de Engenharia Química da Universidade Federal de Uberlândia pelo auxílio na obtenção de imagens de MEV.

Por último, as minhas irmãs Walkiria e Ana Carolina, meu cunhado Felipe, meu tio Edivaldo Ferreira e meus amigos Luiz Alberto Fernandes e Demóstenes Coutinho que sempre me incentivaram a vencer os desafios.

RIBEIRO, R. V., **Efeito da deformação plástica prévia na resistência ao desgaste abrasivo em aços inoxidáveis**, 2020. 73 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

## Resumo

Um dos principais problemas de paradas emergenciais em plantas produtivas é o desgaste prematuro de componentes. Em determinadas aplicações, a combinação de desgaste mecânico com corrosão é danosa como encontrado em usinas de processamento de cana-de-açúcar, tratamento de minério dentre outras. O uso de aços inoxidáveis nessas aplicações se configura na principal motivação do presente estudo. Nesse caso o objetivo deste trabalho é investigar o efeito do encruamento prévio no desgaste abrasivo de aços inoxidáveis. Para isso foram utilizados três tipos de aços inoxidáveis: ferrítico, austenítico e ferrítico-austenítico. Estes foram submetidos à deformação de 15% e 30% em relação a sua espessura inicial. Os testes foram realizados em dois níveis de severidade utilizando os ensaios de macroabrasão tipo roda de borracha e microabrasão tipo esfera livre. Além disso, foi elaborado o perfil de dureza das amostras antes e após os ensaios. Estas medições foram realizadas na seção transversal das amostras. No caso das amostras desgastadas, a seção transversal utilizada foi abaixo da marca de desgaste. Os resultados mostraram que há um aumento de 9% na resistência ao desgaste para a microabrasão nos aços ferríticos submetidos ao trabalho a frio. Para os ensaios de macroabrasão, os resultados mostraram que não há influência do trabalho à frio prévio. Análises nas marcas de desgaste mostraram que a dinâmica da partícula predominante na interface de desgaste é o deslizamento de partículas para microabrasão e o deslizamento/rolamento de partículas para o macroabrasão. Como esperado, as diferentes dinâmicas de partículas resultaram em diferentes micromecanismos de desgaste.

RIBEIRO, R.V., **Effect of previous strain hardening on the stainless steel abrasive wear resistance**, 2020. p. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

### **Abstract**

The main issues regarding emergency breakdown at industrial plants is the premature component wear. In certain applications, the combination of mechanical wear with corrosion is harmful, such as observed in sugar cane processing plants, ore treatment, among others. The use of stainless steel on those applications are the main motivation for the present study. The purpose of this work was to investigate the effect of hardening on abrasive wear on stainless steels. For this, three types of stainless steels were used: ferritic, austenitic, and ferritic-austenitic (duplex). The samples were previous deformed by 15% and 30% of their initial thickness. Tests were performed in two different levels of severities using macroabrasion rubber wheel test and free sphere microabrasion tests. In addition, the hardness profile of the samples was carried out before and after the tests. Those measurements were performed in cross sections of the sample. In the case of worn samples, the hardness profile was measured below the wear scars. The results showed increment of 9% of wear resistance in microabrasion tests performed in ferritic steels subjected due to the cold work. The results presented no influence of previous cold working on macroabrasion wear tests. Analyzes of the wear scars showed that the dynamics predominant in the interface is the particle sliding for microabrasion tests and the particle rolling/sliding for macroabrasion tests. As expected, the different particle dynamics resulted in different wear micromechanisms.

---

*Keywords: stainless steel, strain hardening, abrasive wear, cold work.*

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 Potencial de economia com a implementação de novas técnicas tribológicas em máquinas e equipamentos na Inglaterra em 1966 e 2016; 3.6 bilhões de reais para 88 bilhões de reais em 2016 (HOLMBERG; ERDEMIR, 2019).....	2
Figura 2.1- Esquema explicando os mecanismos de Orowan para a interação de discordância com precipitados incoerentes (PADILHA,2000). .....	10
Figura 2.2 - Representação esquemática da operação de uma fonte de Frank-Read. Associada a presença de precipitados incoerentes (READ,1953).....	10
Figura 2.3 - a) O movimento das discordâncias segundo um plano preferencial e a mudança de planos, ilustrando a “barreira” à continuidade do escorregamento. (CALLISTER; RETHWISCH, 2009) b) Esquema representando o empilhamento de discordâncias. (DIETER, 1982). .....	11
Figura 2.4 - Alteração da estrutura de grãos de um metal policristalino como resultado de uma deformação plástica. (a) antes da deformação os grãos são equiaxiais (b) grãos alongados após a deformação plástica (MOFFATT et al, 1964).....	12
Figura 2.5 - A influência do trabalho a frio sobre o comportamento tensão-deformação de um aço com baixo teor de carbono 0%TF; 4% TF e 24%TF. (CALLISTER; RETHWISCH, 2009).....	13
Figura 2.6 - Superfícies de corpos de prova de aço Inoxidável: (a) deslizamento de partículas de dióxido de silício; e (b) rolamento de partícula de dióxido de silício (LABIAPARI et al., 2013).....	16
Figura 2.7 - Micromecanismos de desgaste abrasivo. (a) microsulcamento; (b) microcorte; (c) microlascamento; (ZUM GAHR, 1987) e (d) microindentação. (DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011).....	16
Figura 2.8 - Volume relativo razão de desgaste versus a razão de dureza do abrasivo x dureza da superfície ( $H_a/H_s$ ) para uma gama de materiais cerâmicos e metálicos e partículas abrasivas, para abrasão à dois corpos.(HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). .....	18
Figura 2.9 - Esquema simplificado do equipamento para ensaio de desgaste abrasivo recomendado pela ASTM G 65-16 (ASTM, 2004).....	19
Figura 2.10 - (a) Distribuição das forças para o equipamento com esfera livre (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996). (b) Disposição dos componentes segundo o “lay out” do equipamento em funcionamento (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996; LORENZI; PEROTTONI; ZORZI, 2010; LABIAPARI, 2015a).....	20



Figura 2.11 - Esquema ilustrativo da formação da calota no ensaio de microabrasão por esfera rotativa (DE MELLO et al., 2017). .....	21
Figura 2.12 - Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais em um teste pino-lixo em função da dureza do material (ZUM GAHR, 1987). .....	22
Figura 2.13 - Média do coeficiente de desgaste abrasivo “k” para 18Cr8Ni e 16CrNb antes e depois da deformação à frio. (DE MELLO et al., 2017). .....	23
Figura 3.1 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental para avaliar a influência do encruamento no desgaste abrasivo em aços inoxidáveis. ....	25
Figura 3.2 - Posição das endentações para medição de microdurezas numa seção transversal .....	27
Figura 3.3 - Micro-abrasômetro tipo Calowear® .....	28
Figura 3.4 - Descrição das partículas abrasivas de Sílica: (a) Análise via MEV dos grãos de Sílica (LABIAPARI, 2015a; TELES; SILVA JÚNIOR; MELLO, 2017) (b) Histograma da granulometria e (c) Curva de porcentagem acumulada (TELES; SILVA JÚNIOR; MELLO, 2017).....	30
Figura 3.5 - Determinação do regime permanente no ensaio de microabrasão. Amostras de aço inoxidável 410, sem deformação (SD) e deformadas a 15 e 30%.....	31
Figura 3.6 - Esquema do abrasômetro roda de borracha a ser utilizado nos ensaios de macroabrasão (DA SILVA; DE MELLO, 2009). ....	32
Figura 4.1. Perfil de microdurezas das amostras de aço inoxidável 410, 304 e 398, para duas cargas diferentes: a) 25 gf; e b) 100 gf.....	36
Figura 4.2. Microdureza média das amostras de aço inoxidável com e sem deformação a frio. ....	37
Figura 4.3 - Média das propriedades mecânicas: Tensão limite de escoamento e limite de ruptura para as amostras de aços inoxidáveis submetidos ao ensaio de tração. ....	39
Figura 4.4. Coeficiente de desgaste ( <i>k</i> ) dos aços inoxidáveis com deformação a frio em 0%, 15% e 30% para o ensaio abrasivo de roda de borracha. Abrasivo: SiO <sub>2</sub> , granulometria entre 0,15 e 0,30 mm. Força normal de 36 N. ....	41
Figura 4.5. Microscopia eletrônica de Varredura do centro das marcas de desgaste geradas após testes tipo roda de borracha, para aços inoxidáveis: a) 410.sem deformação, b) 410.5, %, c) 410.30, %, d) 304.sem deformação, e) 304.15, %, f) 304.30, %, g) 398.sem deformação, h) 398.15%, e i) 398.30%. Abrasivo SiO <sub>2</sub> . Granulometria entre 0,15 e 0,30 mm. Força normal de 36 N.....	42

- Figura 4.6. Perfil de microdureza das amostras de aço inoxidável embaixo das marcas de desgaste após os testes tipo roda de borracha, com duas diferentes cargas: a) 25 gf; e b) 100 gf. Abrasivo: SiO<sub>2</sub>, granulometria entre 0,15 e 0,30 mm. Força normal de 36 N. 43
- Figura 4.7. Micrografias da seção transversal das amostras após os ensaios de macroabrasão roda de borracha a) 398 sem deformação e b) 398 15%. Abrasivo SiO<sub>2</sub>, granulometria entre 0,15 a 0,30 mm. Força normal de 36 N. .... 44
- Figura 4.8. Coeficiente de desgaste (*k*) dos aços inoxidáveis com e sem deformação prévia, em testes abrasivos via esfera-livre (calowear). Abrasivo: SiO<sub>2</sub>, com diâmetro médio da partícula de 2,5µm . Força normal média de 0.400 N. .... 45
- Figura 4.9. MEV do centro das calotas de desgaste geradas após testes de microabrasão tipo calowear, para aços inoxidáveis: a) 410 sem deformação, b) 410 15%, c) 410 30%, d) 304 sem deformação, e) 304 15%, f) 304 30%, g) 398 sem deformação, h) 398 15%, e i) 398 30%. Abrasivo: SiO<sub>2</sub> granulometria entre 2,5µm. Força normal média 0,400 N. .... 46
- Figura 4.10 – Perfil de microdureza das amostras de aço inoxidável embaixo das marcas de desgaste após os ensaios tipo microabrasão, com duas cargas diferentes a) 25 gf e b) 100gf. .... 48
- Figura 4.11. Micrografias da seção transversal abaixo da marca desgaste gerada nos testes de microabrasão tipo calowear, sendo: a) AISI 398 sem deformação, e b) AISI 398 15. .... 49
- Figura 4.12 - Distribuição da tensão de contato entre: a) partícula abrasiva e a cratera de desgaste b) partículas abrasivas e riscos de desgaste. .... 51
- Figura 4.13. Relação de microdureza e coeficiente de desgaste das amostras de aços inoxidáveis 410, AISI 304 e 398 nos testes abrasivos tipo: a) calowear; e b) roda de borracha. .... 54
- Figura 4.14. Relação da tensão de ruptura e coeficiente de desgaste das amostras de aços inoxidáveis 410 AISI 304 e 398 nos testes abrasivos tipo: a) calowear®; e b) roda de borracha. .... 55
- Figura 4.15 Comportamento das propriedades mecânicas e desgaste abrasivo na microabrasão em relação ao grau de deformação: a) Microdureza (HV) e desgaste abrasivo na microabrasão (MA) em relação ao grau de deformação; b) Limite ao escoamento (Le) e desgaste abrasivo (MA) na microabrasão em relação ao grau de deformação. .... 56

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Distribuição em porcentagem dos setores da economia onde se mais utiliza o aço inoxidável. (IVERSEN; LEFFER, 2010).....	6
Tabela 2.2 - Categorização dos aços inoxidáveis em cinco grupos principais. ....	6
Tabela 3.1 - Composição química simplificada dos materiais utilizados.....	26
Tabela 3.2 – Parâmetros de ensaio do teste roda de borracha. ....	33
Tabela 3.3 - Reagente e tempo de ataque metalográfico por amostra.....	34
Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas das amostras de aço inoxidável 410, 304 e 398.....	38

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIações

- DF – Disponibilidade Física
- $\mu$  - Coeficiente de Atrito
- CCC - Cúbico de Corpo Centrado
- CFC - Cúbico de Face Centrada
- TCC – Tetragonal de Corpo Centrado
- EPP – Endurecimento por Precipitação
- TRIP – Transformação induzida pela plasticidade
- $H_a$  – Dureza da partícula abrasiva
- $H_s$  – Dureza da superfície desgastada
- CP – Corpo de Prova
- SD – Sem Deformação
- $L_e$  – Limite de escoamento
- $L_r$  – Limite de resistência
- $A_t$  – Alongamento Total
- $A_u$  – Alongamento uniforme
- $k$  – taxa de desgaste.
- $\Delta m$  – Gradiente de massa
- $\rho$  – Densidade
- $L$  – Comprimento deslizado
- $F_N$  – Força normal
- $n$  – Índice de encruamento
- $e$  – Espessura do CP
- HV - Dureza Vickers
- LTM - Laboratório de Tribologia e Materiais
- $m_d$  - Massa desgastada
- MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura
- $N_{abr}$  – Número de Partículas Abrasivas
- $A_{md}$  - Área da marca do desgaste
- $A_{abr}$  – Área da partícula abrasiva
- $FN_{abr}$  – Força normal por partícula abrasiva
- $\tau$  - Tensão Máxima de cisalhamento

$P_0$  – Pressão Máxima de contato

$a$  – Raio de contato entre as partículas abrasivas e a marca de desgaste

$E$  – Módulo de Young

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>5</b>
2.1	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	5
2.1.1	<i>Aços Inoxidáveis Ferríticos</i> .....	7
2.1.2	<i>Aços Inoxidáveis Austeníticos</i> .....	8
2.1.3	<i>Aços Inoxidáveis Duplex</i> .....	8
2.2	DEFORMAÇÃO E ENCRUAMENTO DE AÇOS.....	9
2.3	TRIBOLOGIA.....	13
2.4	DESGASTE ABRASIVO.....	14
2.4.1	<i>Classificação e mecanismos de desgaste abrasivo</i> .....	14
2.5	ENSAIOS DE MICRO E MACROABRASÃO.....	17
2.5.2	<i>Ensaio de macroabrasão por Roda de Borracha</i> .....	18
2.5.3	<i>Ensaio de microabrasão por esfera rotativa</i> .....	19
2.6	A INFLUÊNCIA DO ENCRUAMENTO NO DESGASTE ABRASIVO.....	21
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS</b> .....	<b>25</b>
	<b>AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE NO MEV</b> .....	<b>25</b>
3.1	MATERIAIS, IDENTIFICAÇÃO E PREPARAÇÃO SUPERFICIAL.....	26
3.2	METODOLOGIA DO ENSAIO DE MICRODUREZA:.....	27
3.3	ENSAIO DE MICROABRASÃO:.....	28
3.3.1	<i>Ensaio de Macroabrasão</i> .....	31
3.3.2	<i>Equipamentos de análises</i> .....	33
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>35</b>
4.1	PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS AMOSTRAS.....	35
4.1.1	<i>Propriedades Mecânicas – Perfil de Microdureza</i> .....	35
4.1.2	<i>Propriedades Mecânicas das amostras</i> .....	38
4.2	ENSAIO DE DESGASTE MACROABRASIVO TIPO RODA DE BORRACHA E MICROABRASIVO TIPO ESFERA-LIVRE.....	40
4.2.1	<i>Ensaio de desgaste macroabrasivo tipo roda de borracha</i> .....	40
4.2.2	<i>Ensaio de desgaste microabrasivo tipo esfera-livre</i> .....	45
4.2.3	<i>Influência das propriedades mecânicas no desgaste abrasivo</i> .....	49

<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>59</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>61</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>62</b>

# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

A busca por melhores resultados econômicos na indústria é de vital importância para manter a competitividade. Grandes perdas econômicas são geradas devido a paradas de manutenção não programadas que na sua grande maioria estão relacionadas com o desgaste prematuro de determinados componentes mecânicos industriais. Nesse contexto o entendimento acerca dos mecanismos de desgaste e a previsão das taxas de desgaste atuantes de componentes mecânicos permite o desenvolvimento de estratégias tecnológicas para reduzir o tempo médio entre falhas e o aumento da disponibilidade física (DF) de plantas industriais.

Holmberg e coautores desenvolveram uma abordagem sistemática para avaliar o impacto global do atrito e desgaste no setor logístico e outros setores da indústria onde o controle do atrito e desgaste são fundamentais para um desempenho satisfatório, conforme mostrado na Fig. 1.1. Esses estudos confirmaram que apesar dos significantes avanços para o controle do atrito e desgaste, uma considerável quantidade de energia é ainda perdida para superar o atrito, especialmente no setor de logística e manutenção (HOLMBERG; ERDEMIR, 2019).



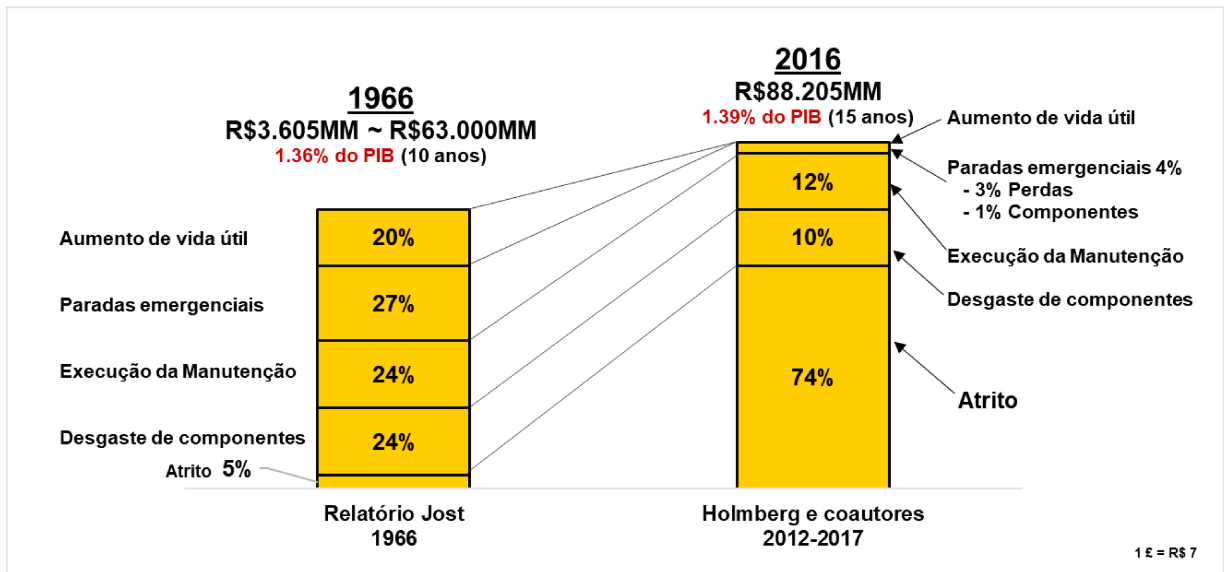


Figura 1.1 Potencial de economia com a implementação de novas técnicas tribológicas em máquinas e equipamentos na Inglaterra em 1966 e 2016; 3.6 bilhões de reais para 88 bilhões de reais em 2016 (HOLMBERG; ERDEMIR, 2019).

O desgaste abrasivo dos componentes de equipamentos utilizados em plantas industriais como os encontrados na agroindústria são as maiores causas de problemas de indisponibilidade física de equipamentos. Para alcançar o completo entendimento de todas as variáveis que determina a taxa de desgaste abrasivo é necessário empreender apropriados passos sobre: o projeto da máquina; a escolha de materiais para reduzir e/ou controlar o desgaste abrasivo; controle de variáveis tribológicas. O desgaste é causado por partículas abrasivas que dependem do tamanho, forma, dureza, pressão de contato, velocidade de deslizamento entre outros parâmetros (STACHOWIAK; STACHOWIAK, 2001). A resistência ao desgaste também depende das propriedades mecânicas dos materiais que participam do processo. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Em várias aplicações industriais, os componentes mecânicos são submetidos simultaneamente ao desgaste abrasivo em ambientes corrosivos, como na indústria de Óleo & Gás, Mineração e Fertilizantes. Para mitigar as possíveis paradas emergenciais de produção, que podem ser ocasionados pela combinação destes dois fenômenos, o aço inoxidável pode ser uma escolha atrativa devido a sua maior resistência mecânica combinado com uma maior resistência a corrosão se comparado com outros materiais. Exemplificando, a indústria sucroalcooleira faz uso do aço inoxidável no estágio inicial do processo em que há a combinação moderada de corrosão e desgaste abrasivo (LABIAPARI et al., 2013).

Nesse contexto, existem aços inoxidáveis especificamente destinados a aplicações onde a resistência ao desgaste abrasivo-corrosivo é de fundamental importância. Usualmente

esse tipo de material é trabalhado a frio para adquirir a forma desejada enquanto ainda estão na estrutura ferrítica, sendo mais maleáveis. Para situações nas quais os aços inoxidáveis necessitam de resistência à abrasão, estes devem ser mecanicamente resistentes, mantendo a maleabilidade e a resistência à corrosão. Aços inoxidáveis ferríticos estão sendo utilizados para substituir aços carbonos, em aplicações industriais com ambiente corrosivo. Esse material, apresenta maior dureza em comparação com aços carbono que promove uma maior resistência a abrasão (LABIAPARI, 2015b).

O tema central desse trabalho de mestrado trata da análise do efeito do encruamento prévio do aço inoxidável em sua resistência à abrasão. O encruamento é um fenômeno plástico definido como a mudança da resistência do material devido ao processo de deformação plástica (READ, 1953; BOLT, 1997; PADILHA, 1997). Por exemplo, o aumento do encruamento ou percentual de trabalho a frio, influencia diretamente no limite de escoamento e dureza do material. A literatura clássica traz que a influência do encruamento sobre a resistência ao desgaste abrasivo é desprezível. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987). No entanto, estudos recentes mostram que, sob condições específicas, essa influência é relevante (DE MELLO et al., 2017).

O presente trabalho tem por objetivo verificar o efeito da taxa de encruamento prévio de aços inoxidáveis submetidos ao desgaste abrasivo em macro e microescala. Os ensaios foram realizados em laboratório com amostras de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e ferrítico-austenítico (duplex) recozidas e laminadas à frio com diferentes percentuais de trabalho a frio. A análise da abrasão em diferentes escalas permite a comparação com o mecanismo de desgaste presentes em situações reais que operam em diferentes severidades. Os objetivos específicos do trabalho são:

- Caracterizar as microestruturas das amostras de aços inoxidáveis testadas;
- Caracterizar as propriedades mecânica das amostras de aços inoxidáveis em termos de perfis de microdureza;
- Avaliar a resistência à abrasão de aços inoxidáveis com diferentes taxas de encruamento utilizando um ensaio de desgaste macroabrasivo tipo roda de borracha;
- Avaliar a resistência à abrasão de aços inoxidáveis com diferentes taxas de encruamento utilizando um teste de desgaste microabrasivo tipo esfera livre.

Foi verificado que para os ensaios de macroabrasão realizados com o teste Roda de Borracha para diferentes níveis de encruamento, o efeito do trabalho à frio não alterou a taxa de desgaste abrasivo, concordando com a literatura clássica. Ensaios de microabrasão mostraram que as amostras de aço inoxidável ferrítico e austenítico quando submetidas ao trabalho a frio sofreram alterações relevantes no coeficiente de desgaste abrasivo. Esse

resultado foi atribuído ao efeito do encruamento superficial conforme reportado em trabalhos recentes (DE MELLO et al., 2017). O trabalho a frio prévio aplicado em amostras de aço inoxidável influencia a taxa de desgaste abrasivo de acordo com a severidade do sistema de desgaste.

# CAPÍTULO II

## REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são importantes aços com elementos de ligas disponíveis no mercado. Sua importância é manifestada em várias aplicações industriais e domésticas como utensílios de cozinha até veículos espaciais (LO; SHEK; LAI, 2009). Os primeiros trabalhos sobre aço inoxidável foram publicados na 27ª reunião anual da ASTM em 1924 (COBB, 2011).

Os aços inoxidáveis são ligas à base de ferro com conteúdo mínimo de cromo de 11% em peso (ASM 1994) formando uma película de óxido de proteção ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) autorregenerativa, chamada de camada passiva, razão pela qual este grupo de aços possui na resistência à corrosão sua principal característica. (LEFFLER, 1996). Além da resistência à corrosão, a dinâmica envolvendo a remoção da camada passiva por ação mecânica e posteriormente repassivação desempenha um papel importante na resistência a abrasão-corrosão dos aços inoxidáveis.(LABIAPARI et al., 2017) .

Embora o uso de aços inoxidáveis possa ser tradicionalmente baixo em comparação ao uso de aços carbono, o crescimento tem sido constante com crescimento do uso de aços estruturais. A mais dominante forma de produto para aços inoxidáveis é a chapa laminada a frio, e as principais aplicações são: utensílios domésticos, fabricação de equipamentos industriais, construção, tubulações, transportes e outros, conforme pode ser verificado na Tab. 2.1.(IVERSEN; LEFFER, 2010).

Tabela 2.1 - Distribuição em porcentagem dos setores da economia onde se mais utiliza o aço inoxidável. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

<b>Aplicação</b>	<b>%</b>
Utensílios domésticos	32%
Equipamentos Industriais	26%
Transporte	16%
Construção Civil	15%
Tubulações	5%
Outros	6%

A resistência à corrosão é potencializada com adições de níquel e molibdênio. As adições dos elementos de liga em concentrações significativas produzem expressivas alterações nas propriedades do aço, evidenciado em suas influências no diagrama de fases ferro-carbono. (CALLISTER, 2002).

Os aços inoxidáveis são categorizados em cinco grandes grupos. Os quatro primeiros destes grupos são classificados de acordo com as microestruturas: ferrítica, austenítica, duplex e martensítica. A classificação do quinto grupo se refere ao tratamento térmico que transforma a microestrutura, tais como os aços endurecíveis por precipitação (ASM, 1994). A Tab.2.2 apresenta essa classificação.

Tabela 2.2 - Categorização dos aços inoxidáveis em cinco grupos principais.

<b>Grupo</b>	<b>Descrição</b>
<b>1</b>	Aços inoxidáveis ferríticos, com estrutura cristalina CCC
<b>2</b>	Aços inoxidáveis austeníticos, com estrutura cristalina CFC
<b>3</b>	Aços inoxidáveis duplex, com microestrutura mista, ferrítica-austenítica
<b>4</b>	Aços inoxidáveis martensíticos, com estrutura cristalina TCC
<b>5</b>	Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, EPP

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis têm grande influência quando são submetidos ao endurecimento por deformação a frio. O endurecimento é influenciado pela composição e tipo de estrutura cristalina. O endurecimento por deformação a frio causa maior impacto nas categorias de aços inoxidáveis austeníticos e ferrítico-austenítico (duplex) pela influência do efeito TRIP "*Transformation Induced Plasticity*" da fase austenítica. O efeito TRIP é definido como a transformação da austenita metaestável retida para martensita durante a deformação plástica a frio, melhorando a resistência mecânica associada a boa ductibilidade.

(SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020). O efeito do endurecimento a frio provoca o aumento no limite de escoamento e no limite de resistência a tração e uma redução no alongamento. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

No presente trabalho foram adotadas amostras de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e ferrítico-austenítico, também chamado de duplex, onde suas características serão mais bem detalhadas nos tópicos seguintes.

### 2.1.1 - Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas que contêm entre 11 e 30% Cr, com pequenas adições de elementos austenizantes, como o C, N e Ni, mas seu uso, em geral, depende basicamente da quantidade de Cr. São magnéticos e não podem ser endurecidos por tratamento térmico. O teor de carbono é relativamente baixo, com limite de escoamento entre 275 a 350 Mpa. (ASM, 1994).

São aplicados na fabricação de baixelas, pias, coifas, fogões, talheres, linha branca (fornos elétricos, fornos de micro-ondas, geladeiras, máquinas de lavar roupa, etc.), utensílios domésticos, revestimentos internos, etc. Com altos teores de Cr e com Mo, tem excepcional resistência a corrosão localizada em meios contendo cloretos, onde os aços austenítico falham. São indicados, por exemplo, para tubulações de soluções aquosas contendo cloretos ou água do mar. (LABIAPARI, 2015b).

Os aços com baixos teores de Cr, 11%, tem grande aplicação em sistemas de exaustão de automóveis de baixa motorização. Com teores entre 16 e 18% Cr, são usados em ornamentos automotivos e utensílios de cozinha. Em teores acima de 19%, até 30% Cr, são utilizadas para aplicações que exigem alta resistência a corrosão e oxidação. Neste último caso, geralmente contém Al ou Mo, baixo teor de C além de elementos estabilizantes como Titânio e o Nióbio, também encontrado nos aços inoxidáveis austeníticos para prevenir a sensitização. (ASM, 1994).

Em geral, os aços ferríticos apresentam baixo limite de escoamento e o endurecimento por trabalho a frio é limitado. A resistência mecânica aumenta proporcionalmente com o teor de C, mas o efeito do aumento de Cr pode ser desprezado. Entretanto a ductilidade é reduzida com altos teores de Cr e para obtenção de bons níveis de ductilidade é obtido a baixos teores de C e N. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

### 2.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis mais usados são os aços austeníticos, representando mais de 50% da produção total global de aços inoxidáveis (IVERSEN; LEFFER, 2010). Possuem a maior variedade em relação ao número de ligas disponíveis no mercado.

Possuem como elementos base o cromo, de 16 a 18%, e o níquel, de 8 a 12% em geral. Assim como adição de Cr em uma liga de Fe-C restringe a região da austenita, deslocando-a para o campo ferrítico, a adição de Ni em um aço inoxidável ferrítico com 18% Cr desloca-a para o campo austenítico, mesmo à temperatura ambiente. (LABIAPARI, 2015a). As propriedades mecânicas são melhoradas com o aumento nos teores de C, N e Mo. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

Conforme já citado anteriormente, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma característica de transformação induzida por plasticidade ou efeito TRIP, que por consequência, aumentam o limite de escoamento e limite de resistência. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

É uma liga não-magnética, e assim como os aços inoxidáveis ferríticos não podem ser endurecidos por tratamento térmico. Possuem excelente ductibilidade, formabilidade e tenacidade, mesmo em baixas temperaturas. Adicionalmente, podem ser substancialmente endurecidos por trabalho a frio. (ASM, 1994).

Possui uma boa soldabilidade, mas a micro segregação do molibdênio reduz a resistência a corrosão do cordão de solda. Além disso possuem excelente resistência a corrosão. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

### 2.1.3 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são amplamente utilizados na indústria de extração de petróleo e processamento de fertilizantes, devido a sua combinação de melhor resistência ao desgaste abrasivo e resistência a corrosão se comparados as outras categorias de aços inoxidáveis. Estão aplicados em trocadores de calor, caldeiras e tubulações.

Os aços inoxidáveis duplex são ligas de cromo-níquel-molibdênio, balanceadas objetivando 50% de estrutura austenítica e 50% de estrutura ferrítica. Sua estrutura duplex resulta em melhorias na resistência à corrosão sob tensão, se comparada aos aços austeníticos, e na tenacidade e ductibilidade, se comparados aos aços ferríticos. (LABIAPARI, 2015a).

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex é influenciado pela estrutura cristalina, morfologia, distribuição espacial dos constituintes e o processo de deformação das

fases ferrítica e austenítica. A fase austenita (CFC) pode deformar por vários processos como a movimentação de discordâncias, reduzindo a ductilidade do aço de formação por maclação ou transformação martensítica associado ao fenômeno da plasticidade induzida por deformação (TRIP), já citado na seção 2.1. (PAPULA et al., 2016).

Os aços inoxidáveis duplex possuem um alto limite de escoamento que é diretamente proporcional ao aumento dos teores de C e N. Nesta categoria de aços, a resistência mecânica é diretamente proporcional com a fase ferrítica. Possuem boa ductibilidade e apresentam melhorias nas propriedades mecânicas quando endurecidos por trabalho a frio. (IVERSEN; LEFFER, 2010).

## **2.2 Deformação e encruamento de aços.**

O encruamento é o fenômeno observado em metais, caracterizado por apresentar algumas das suas propriedades mecânicas modificadas, à medida que se deforma plasticamente. Esse fenômeno é largamente aplicado na indústria para melhorar as propriedades dos metais durante o seu processo de fabricação (CALLISTER; RETHWISCH, 2009). As propriedades mecânicas dos metais são alteradas devido a deformação realizada abaixo da temperatura de recristalização. O nível de deformação imposto é representado pelo parâmetro (percentual de trabalho a frio) calculado a partir da redução das dimensões do corpo, por exemplo, a redução percentual da espessura das chapas laminadas. Neste caso, o aumento do percentual de trabalho a frio leva ao aumento dos valores de tensão para o limite de escoamento, dureza e tensão de ruptura em contrapartida, a tenacidade e a ductilidade são reduzidas. (SMALLMAN; NGAN, 2007) .

Os mecanismos que levam o endurecimento de materiais metálicos devido a deformação plástica estão relacionados com a presença de partículas de segunda fase (precipitados) e com o espaçamento dessas partículas na rede cristalina. Tais precipitados podem apresentar estruturas cristalinas similares ou diferentes da matriz sendo chamados de coerentes e incoerentes, respectivamente. A natureza do precipitado é normalmente relacionada com o tempo de tratamento térmico de metais solubilizados. Nesse caso, nos estágios iniciais de tratamentos térmicos (envelhecimento) os precipitados são completamente coerentes e, com o decorrer do tempo de tratamento térmico, tornam-se maiores passando pela condição semi-coerentes e finalmente incoerentes. (PADILHA, 2000). Durante o cisalhamento (Fig.2.1-1), os precipitados incoerentes bloqueiam o movimento das discordâncias (Fig.2.1-2), fazendo-as curvar gerando novos anéis de discordância em torno



dos precipitados (Fig.2.1-3 e 4). À medida que acontece a repetição do movimento de discordâncias o número de anéis aumenta, elevando a quantidade de defeitos na rede cristalina (Fig.2.1-5). O processo de geração de discordâncias no formato de anel é denominado mecanismo de Orowan. A Fig. 2.1 apresenta um esquema que representa o mecanismo de Orowan para o endurecimento por dispersão de partículas incoerentes. (PADILHA, 2000).

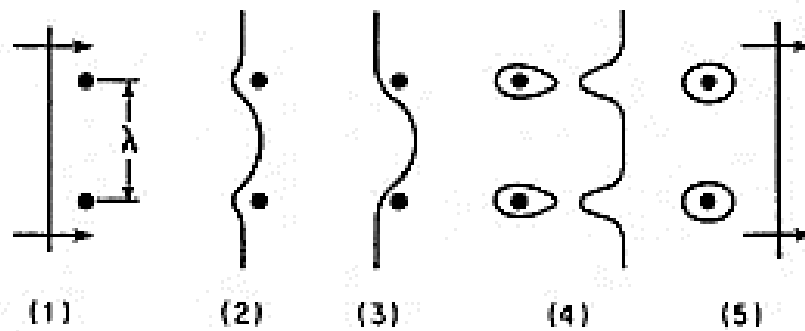


Figura 2.1- Esquema explicando os mecanismos de Orowan para a interação de discordância com precipitados incoerentes (PADILHA,2000).

A literatura reporta outro mecanismo que prevê a geração de discordâncias móveis na rede cristalina, proposto por Frank e Read (FRANK 1950; READ 1950), denominado de fonte de Frank-Read. Esse mecanismo também depende da presença de precipitados incoerentes e outros defeitos na rede cristalina. O esquema da Fig. 2.2 representa as etapas da movimentação de discordâncias segundo este mecanismo.

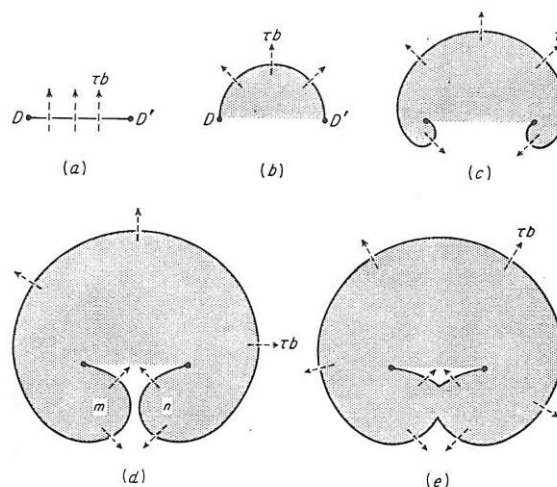
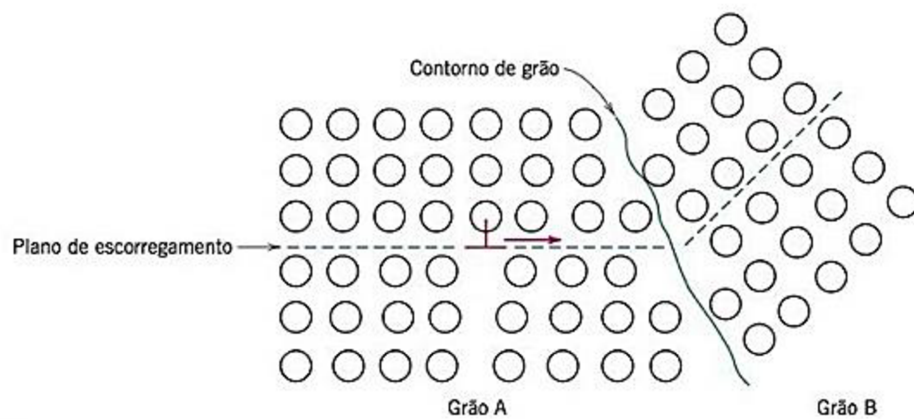


Figura 2.2 - Representação esquemática da operação de uma fonte de Frank-Read. Associada a presença de precipitados incoerentes (READ,1953).

Consideremos uma linha de discordância  $DD'$  situada em um plano de deslizamento (Fig. 2.2a). Aplicando-se uma determinada tensão, é causado um abaulamento na linha de discordância, deixando o plano de deslizamento  $DD'$ , mas ainda havendo o ancoramento. Para uma dada tensão a linha de discordância apresentará um certo raio de curvatura. (Fig. 2.2b). O raio do anel de discordância continuará a se expandir sob uma determinada tensão (Fig. 2.2c). Quando o anel atingir o formato próximo a uma circunferência (Fig. 2.2d) os segmentos  $m$  e  $n$  se encontrarão, onde há a formação de um grande anel e por consequência, a formação de uma nova discordância móvel (Fig. 2.2e). A Fig. 2.3 apresenta esquematicamente o fenômeno é conhecido como empilhamento de discordâncias.

a)



b)

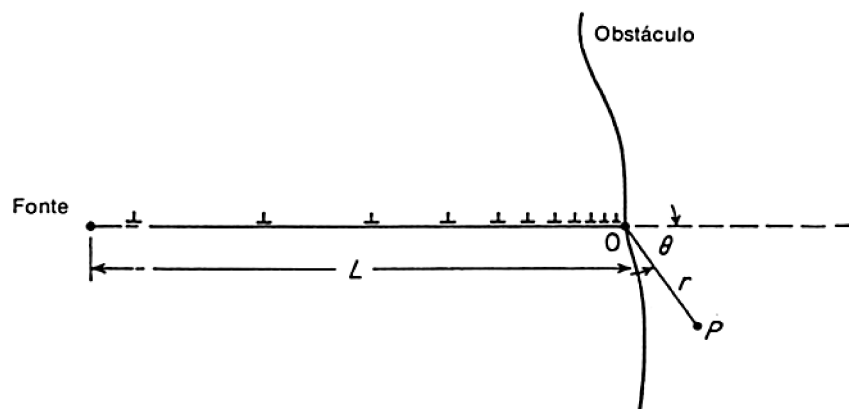


Figura 2.3 - a) O movimento das discordâncias segundo um plano preferencial e a mudança de planos, ilustrando a “barreira” à continuidade do escorregamento. (CALLISTER; RETHWISCH, 2009). b) Esquema representando o empilhamento de discordâncias. (DIETER, 1982).

As fontes de Frank-Read facilitam o cisalhamento da estrutura cristalina pois geram discordâncias móveis no sistema. Entretanto, quando essas discordâncias móveis interagem com outros defeitos microestruturais capazes de barrar seu movimento, por exemplo o contorno de grão, estes bloqueiam seu movimento levando ao acúmulo de discordâncias no plano de cisalhamento em que são geradas devido a fonte de Frank-Read. O aumento do número de discordâncias leva ao aumento da tensão aplicada e o contorno do grão atua como uma barreira, impedindo o movimento das discordâncias entre um grão e outro, conforme apresentado na Fig. 2.3a. Esse processo leva ao acúmulo de discordâncias e nessa região que dificulta a movimentação desse defeito em sistemas de cisalhamento saturados, dificultando a deformação plástica, conforme apresentado na Fig. 2.3b.

A deformação plástica de um metal policristalino corresponde, à distorção de grãos individuais de acordo com o fluxo de material. Durante a deformação, a integridade mecânica e a coesão são mantidas ao longo dos contornos de grão. Em consequência cada grão individual está restrito à forma que os grãos vizinhos podem assumir. Um exemplo a distorção dos grãos como resultado de uma deformação plástica está apresentado na Fig. 2.4.

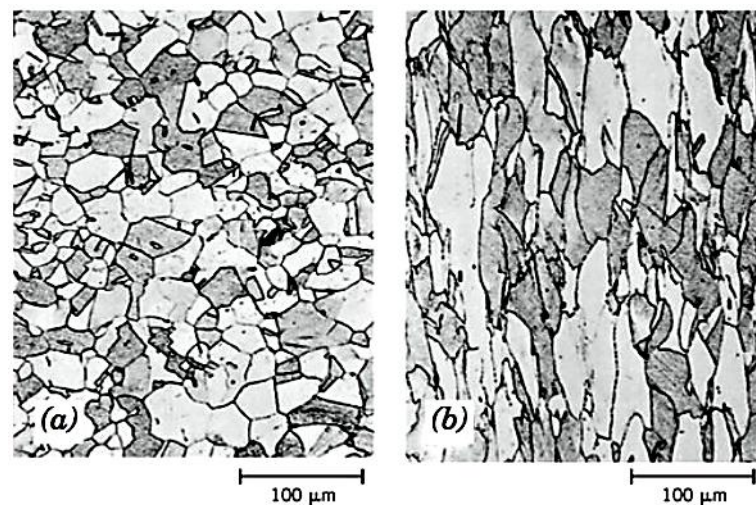


Figura 2.4 - Alteração da estrutura de grãos de um metal policristalino como resultado de uma deformação plástica. (a) antes da deformação os grãos são equiaxiais (b) grãos alongados após a deformação plástica. (MOFFATT et al, 1964).

Com o aumento da densidade de discordâncias proporcionalmente ao aumento do trabalho a frio a distância média de separação entre as discordâncias diminui. Como consequência, o movimento da discordância em um plano de cisalhamento é dificultado pela presença de outra discordância nesse plano ou em planos próximos, ou seja, é necessário aumentar a tensão de cisalhamento para deformar o metal. A Fig. 2.5 apresenta a influência

do encruamento sobre o comportamento tensão-deformação de um aço com baixo teor de carbono. (CALLISTER; RETHWISCH, 2009).

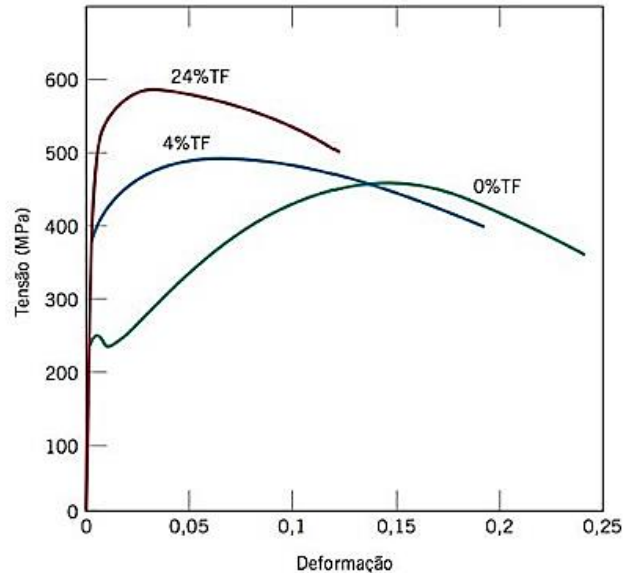


Figura 2.5 - A influência do trabalho a frio sobre o comportamento tensão-deformação de um aço com baixo teor de carbono 0%TF; 4% TF e 24%TF. (CALLISTER; RETHWISCH, 2009).

As teorias sobre o encruamento se baseiam na ideia postulada, por Taylor, Orowan e Polanyi em 1934, onde as discordâncias se tornavam “presas” no interior do cristal e a tensão interna se opunha o movimento de outras discordâncias. (TAYLOR,1934; OROWAN, 1934; POLANYI,1934).

Em materiais policristalinos admite-se a mesma prerrogativa adotada para os materiais monocristalinos. Neste caso, o tamanho da célula diminui com o aumento da tensão aplicada e diferenças estruturais foram observadas para vários metais e ligas em formas de agulha das subcamadas. (TAYLOR,1934; OROWAN, 1934; POLANYI,1934).

### 2.3 Tribologia

Tribologia é uma ciência nova definida inicialmente nos anos 60 através do conhecido relatório Jost (*Jost report*) como “a ciência e a tecnologia de superfícies que interagem em movimento relativo e assuntos correlacionados” (JOST, 1966). Essa ciência agrupa diferentes campos de estudo que tratam os fenômenos do desgaste, atrito e lubrificação, de maneira interdisciplinar. A motivação dessa abordagem foi demonstrada economicamente por Jost (1966) que apontou um custo industrial associado a falhas devido ao desgaste, e dissipações

devido ao atrito na ordem de meio bilhão de libras anuais, estimado para o Reino Unido em 1965. Vinte e cinco anos depois, esse mesmo autor observou que a devida atenção à Tribologia, especialmente na educação, pesquisa e aplicação, representa uma economia anual na ordem de 1,3% a 1,6% do PIB de nações desenvolvidas. (JOST, 1990).

Uma das principais causas de desgaste na indústria está relacionada à ação de partículas duras na interface de desgaste, conhecido como desgaste abrasivo. Esse tipo de desgaste destaca-se por sua relevância uma vez que é responsável por cerca de 50% das falhas por desgaste (EYRE, 1976).

O desgaste abrasivo é um processo interfacial complexo, no qual a interface apresenta-se como geradora e reatora de fenômenos irreversíveis e evolutivos de difícil caracterização. (NOGUEIRA; DE MELLO, 1988). Nesse contexto, a modelização do estado final do sistema tribológico é praticamente impossível, e o estudo dos parâmetros isolados, delicada. Desse modo, a experimentação e o empirismo sistêmico ainda são as ferramentas básicas para o estudo desse fenômeno.

Os materiais desempenham um papel importante no comportamento de sistemas mecânicos sujeitos a abrasão (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987). Por exemplo, a presença de fases duras na microestrutura é responsável pela resistência de vários materiais de engenharia, tais como, aços, ferros fundidos e ligas metálicas. As diversas interações possíveis entre superfície e partícula dura dependem da resposta mecânica de ambas. Tais interações são conhecidas como mecanismos de desgaste (ZUM GAHR, 1987). Estes podem ser afetados pela dureza da superfície que governa sua capacidade de deformação plástica. A resposta mecânica da superfície pode ser afetada pelo fenômeno plástico conhecido como encruamento, decorrente da deformação plástica característica do processo abrasivo.

## **2.4 Desgaste Abrasivo.**

### *2.4.1 – Classificação e mecanismos de desgaste abrasivo*

O desgaste abrasivo pode ser definido como a perda de matéria devido ao movimento relativo de duas superfícies decorrente da ação: de asperidades duras em uma das superfícies; partículas abrasivas livres entre as duas superfícies; ou partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987) Essas partículas duras podem ser provenientes do material em processo, de fragmentos

oriundos do processo de desgaste ou contaminação por uma fonte externa ao tribossistema (ZUM GAHR, 1987).

Tradicionalmente, o contato entre as partículas abrasivas e a superfície que sofre desgaste foi 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 permitindo o rolamento e/ou deslizamento dessas entre a amostra e o contra-corpo que, conseqüentemente, gastam apenas parte do tempo atuando sobre a superfície. (RABINOWICZ; DUNN; RUSSELL, 1961; HUTCHINGS, 1992).

A classificação dois e três corpos não é a mais adequada para determinar os fenômenos do processo abrasivo já que, em algumas situações, as características destes fenômenos não se enquadravam nas características do desgaste abrasivo observado. 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 seguinte, 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 sulcamento 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. 2.6.

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. 2.6a). 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. 2.6b).

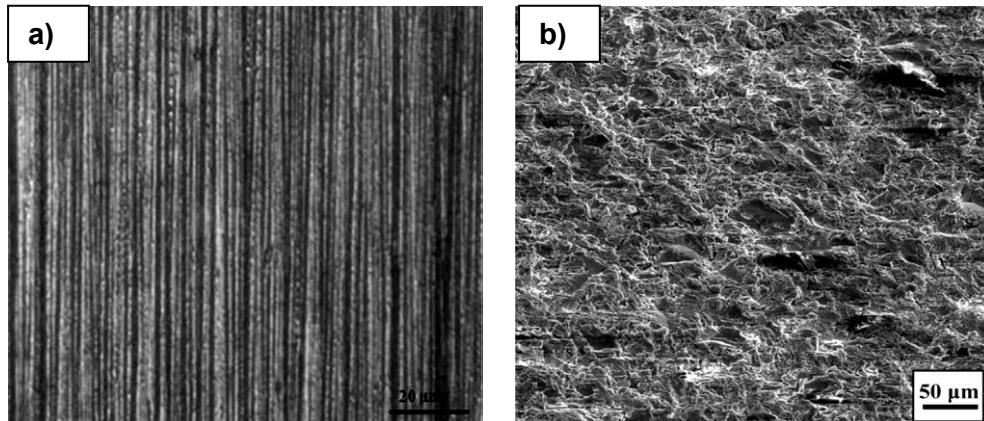


Figura 2.6 - Superfícies de corpos de prova de aço Inoxidável: (a) deslizamento de partículas de dióxido de silício; e (b) rolamento de partícula de dióxido de silício (LABIAPARI et al., 2013).

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, DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011). A literatura define os mecanismos de desgaste associados ao deslizamento da partícula abrasiva sobre a superfície, como: microsulcamento, microcorte, microtrincamento e microidentação. Estes são apresentados na Fig. 2.7.

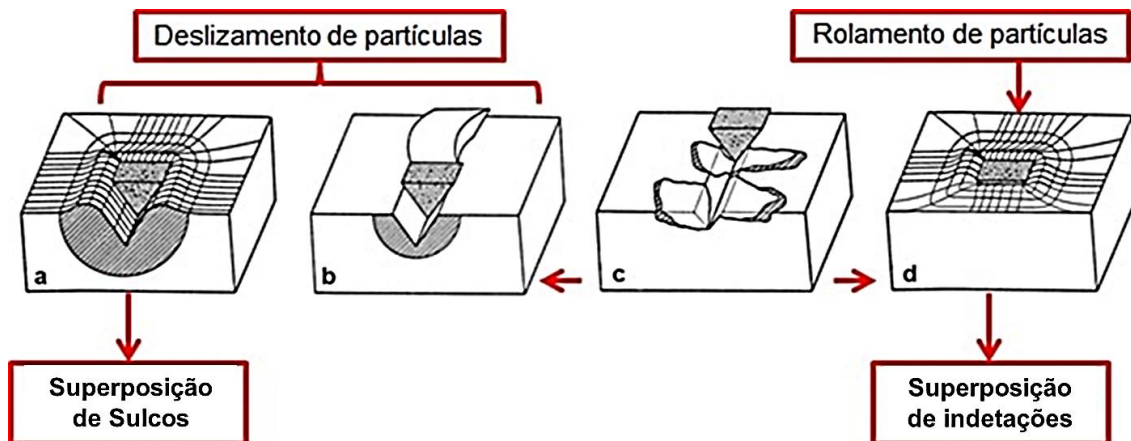


Figura 2.7 - Micromecanismos de desgaste abrasivo. (a) microsulcamento; (b) microcorte; (c) microtrincamento; (ZUM GAHR, 1987) e (d) microidentação. (DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011).

No microsulcamento, existem deformações plásticas sem perda de matéria, gerando um sulco com conseqüente formação de acúmulos frontais e laterais do volume deformado (Fig. 2.7a). No microcorte existe a formação de microcavacos sem deformação plástica lateral, e conseqüente geração de um risco (Fig. 2.7b). O microtrincamento é dado pela formação de



grandes partículas de desgaste, devido à interação de trincas; este 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. 2.7c) (COZZA et al., 2007; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999). A microidentação se dá quando uma partícula abrasiva interage com a superfície com uma determinada carga sem deslizar (rolamento), gerando deformação plástica localizada por puncionamento (Fig. 2.7d) e a repetição de indentações sobre a superfície recebe o nome de indentações múltiplas. (DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011).

## 2.5 Ensaios de micro e macroabrasão.

As diferenças entre um ensaio de microabrasão e macroabrasão reside no tamanho médio das partículas utilizadas no ensaio, tensões de contato e o conjunto de micro/macro eventos. Na microabrasão, o tamanho médio das partículas está entre 3 e 6  $\mu\text{m}$  (COZZA et al., 2007; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999) enquanto em testes de macroabrasão o diâmetro das partículas utilizadas pode ser de 0,10 mm até vários milímetros (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Fundamentalmente, essa diferença de diâmetro leva a geração de tamanhos de eventos diferentes na superfície desgastada. Outro ponto importante é que o nível de deformação plástica na macroabrasão é maior que em ensaios de microabrasão. Esse fenômeno pode ser observado através de perfis de microdureza na seção transversal na região da marca de desgaste. (ARDILA et al., 2019).

A dureza da partícula envolvida no desgaste abrasivo influencia na severidade do desgaste. Partículas com dureza menor que a superfície provoca menos desgaste se comparada a partículas com maior dureza. Este comportamento poderá ser verificado na Fig. 2.8, onde é mostrado a relação entre a dureza da partícula, dureza da superfície e o coeficiente de desgaste abrasivo para abrasão por deslizamento de partículas. O coeficiente de desgaste tem uma queda acentuada para uma relação de dureza entre a partícula e superfície aproximadamente igual a 1. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2012).

A razão para este comportamento é entendido analisando o limite de escoamento de cada material. Durante o desgaste abrasivo, há contato da partícula com a superfície, aplicando uma carga normal o que gera indentações plásticas. Se a partícula é mais dura que a superfície a deformação plástica se concentra na superfície do material e conseqüentemente a perda de material ( $H_a > 1.2H_s$ ). Entretanto, caso ocorra a deformação da partícula antes do limite de escoamento da superfície, a partícula perderá material. ( $H_a < 1.2 H_s$ ). (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2012).



A severidade da abrasão também está relacionada com os parâmetros carga de teste, tamanho e angulosidade da partícula. O aumento desses parâmetros leva ao aumento da tensão de contato entre partícula e superfície e pode levar a mudança de mecanismo de desgaste predominante (ZUM GAHR, 1987). Os parâmetros de severidade também estão associados as transições de resposta dúctil e frágil de superfícies. (TELES, 2018).

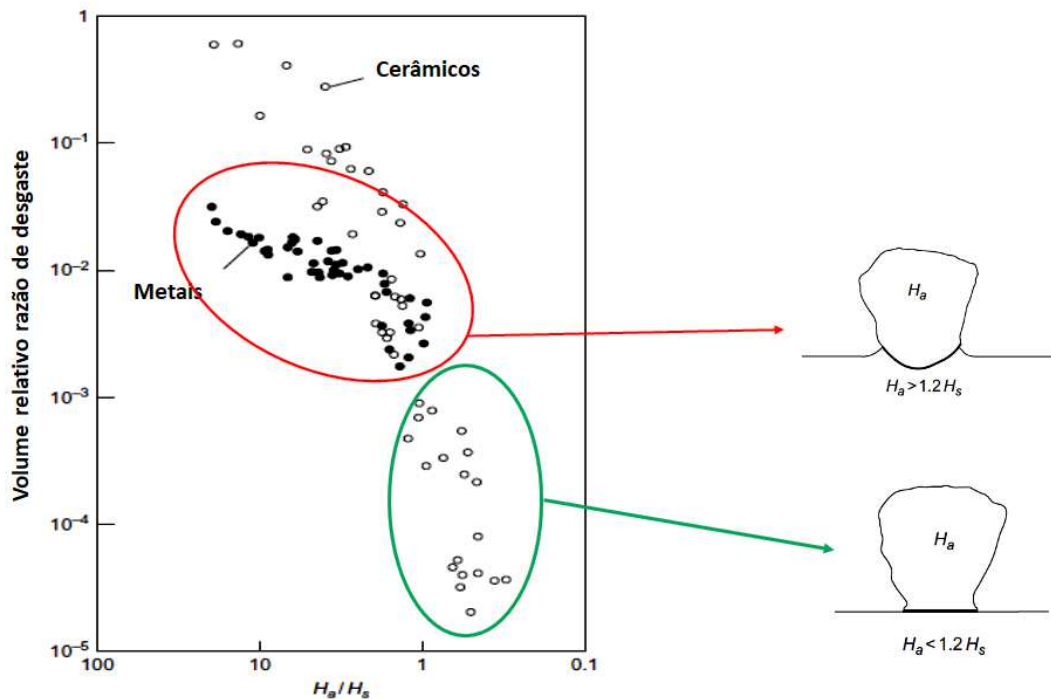


Figura 2.8 - Volume relativo razão de desgaste versus a razão de dureza do abrasivo x dureza da superfície ( $H_a/H_s$ ) para uma gama de materiais cerâmicos e metálicos e partículas abrasivas, para abrasão à dois corpos. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

### 2.5.2 - Ensaio de macroabrasão por Roda de Borracha

O ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha definido pela norma ASTM G65. Trata-se de um ensaio de macroabrasão amplamente utilizado e reconhecido pela indústria para determinar o desgaste de vários materiais aplicado (CURLEY; JOSEPH, 2017).

Nesse ensaio, o corpo de prova é comprimido através de uma força conhecida contra uma roda de borracha que gira a velocidade constante. Entre a roda e a amostra há um fluxo controlado de partícula abrasiva. O abrasivo escoá por gravidade de um reservatório até o local do contato amostra-roda. Esse penetra na interface devido ao sentido horário de rotação da roda, tangenciando as duas superfícies, conforme pode ser visto na Fig. 2.9. A medição do desgaste é realizada tomando-se a massa do corpo de prova antes e depois do ensaio

que define a perda de massa, podendo ser convertida para perda de volume de material – milímetros cúbicos no SI. O diâmetro das partículas abrasivas utilizadas neste ensaio está na ordem de 150  $\mu\text{m}$  a 300  $\mu\text{m}$  ASTM. (ASTM, 2004).

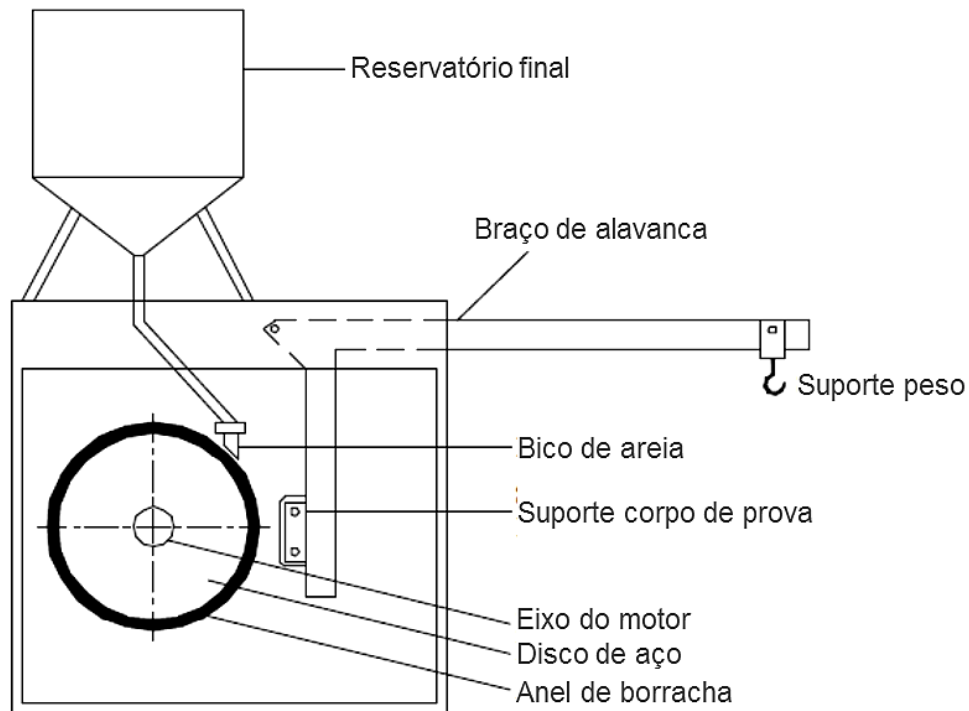


Figura 2.9 - Esquema simplificado do equipamento para ensaio de desgaste abrasivo recomendado pela ASTM G 65-16 (ASTM, 2004).

Segundo os métodos de ensaio descritos pela norma ASTM G-65-16 as condições de ensaio, são padronizadas para fornecer uma severidade uniforme no desgaste. A análise via perda de massa pode ser utilizada, para comparar materiais de densidade equivalente. (ASTM, 2004).

### 2.5.3 - Ensaio de microabrasão por esfera rotativa

O ensaio microabrasivo descreve um processo abrasivo e é comumente associado a um tipo específico de ensaio tribológico, o ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa (“Ball Cratering Abrasion Test”).

Neste teste, uma esfera rotativa de raio determinado  $R$  é pressionada contra a superfície da amostra a ser testada, na presença de polpa com abrasivo e o comportamento é analisado baseado nas dimensões das marcas da esfera impressas na amostra como o

diâmetro e profundidade da calota. Este ensaio pode ser aplicado para o estudo do desgaste abrasivo em materiais metálicos e não metálicos.(COZZA et al., 2007). Dependendo da configuração do equipamento, é possível a aplicação de cargas normais (1-5N) e velocidade da esfera livre acima de 525 rpm. (ARDILA et al., 2017; COZZA et al., 2007).

Há duas configurações de equipamentos, ao qual a principal diferença está na forma de movimentação da esfera. Elas podem ser divididas em duas categorias: uma configuração onde a esfera é livre e uma configuração onde a esfera é fixa. Na primeira configuração, a esfera se apoia em um eixo e a tensão exercida sobre o corpo de prova é ocasionada pelo peso da esfera e inclinação da porta amostra. Na segunda configuração, a esfera é fixada entre dois eixos rotativos coaxiais e o corpo de prova é tensionado contra a esfera por uma alavanca.(ARDILA et al., 2017).

A força normal aplicada sobre a amostra (Fig. 2.10a) é controlada, além da rotação do motor que move a esfera e a vazão da polpa abrasiva ao qual a amostra está submetida. Para melhor clarificar o aparato do teste, a Fig. 2.10b mostra cada componente separadamente.

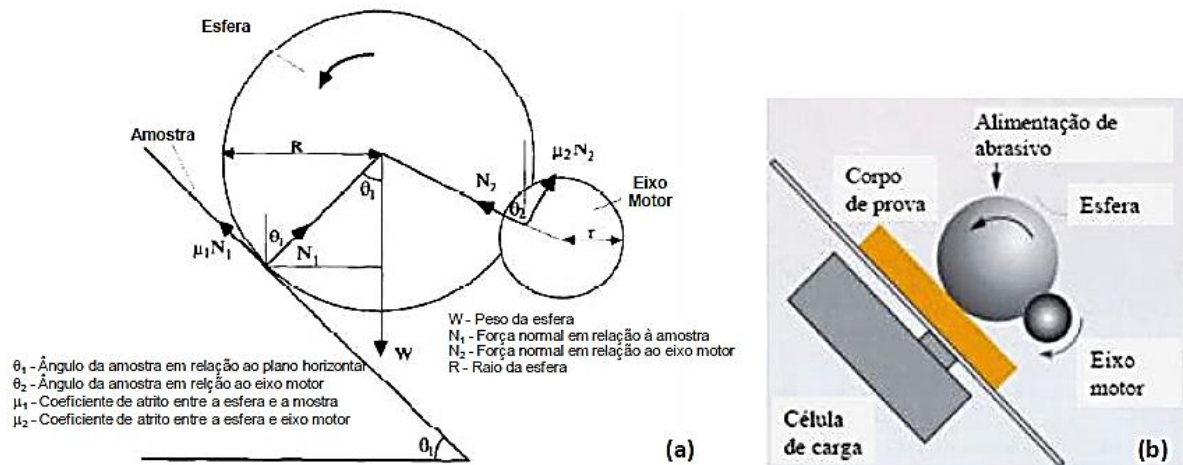


Figura 2.10 - (a) Distribuição das forças para o equipamento com esfera livre (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996). (b) Disposição dos componentes segundo o “lay out” do equipamento em funcionamento (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996; LORENZI; PEROTTONI; ZORZI, 2010; LABIAPARI, 2015a).

A geometria da impressão de desgaste formada sobre a amostra é a reprodução negativa da forma geométrica do contra corpo esférico e apresenta um raio “b” (Fig. 2.11). Em materiais homogêneos e não revestidos, o volume de desgaste pode ser calculado em função da distância total de deslizamento e da força normal atuante no contato. Neste contexto, onde  $k$  é o coeficiente de desgaste, a resistência ao desgaste abrasivo é definida por  $k-1$  expressa em  $[(N.m) m^{-3}]$ , limitando sua utilização a situações em que o volume de desgaste é

diretamente proporcional à carga aplicada e à distância percorrida. (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1997).

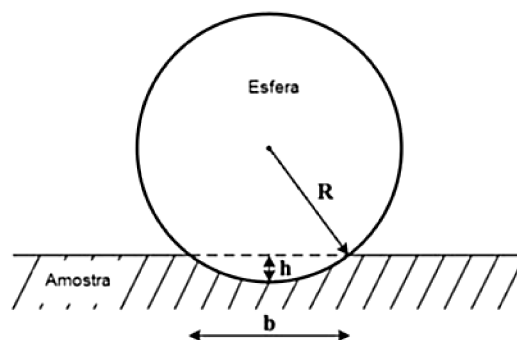


Figura 2.11 - Esquema ilustrativo da formação da calota no ensaio de microabrasão por esfera rotativa (DE MELLO et al., 2017).

## 2.6 A influência do encruamento no desgaste abrasivo.

Conforme foi comentado na seção 2.4, ao se realizar trabalho à frio nos metais se observa o aumento da dureza superficial resultante dos vários fenômenos plásticos associados.

A literatura clássica mostra claramente a baixa correlação da deformação prévia a frio de ligas metálicas objetivando o aumento da resistência ao desgaste (KHRUSCHOV, 1957; 1974; ZUM GAHR, 1987). Dessa forma, entende-se que a deformação prévia a frio apesar de exercer uma forte influência sobre a dureza, não apresenta um efeito insignificante sobre a resistência ao desgaste abrasivo como destacados pelas setas vermelhas na Figura 2.12 (ZUM GAHR, 1987).

Considerando estes antecedentes, observa-se um consenso na literatura de que as tensões geradas durante a abrasão são suficientemente elevadas para gerar encruamento na superfície, de modo que o encruamento prévio não apresenta, efeito na resistência à abrasão. No entanto, algumas evidências na literatura mostraram que a deformação prévia pode afetar consideravelmente a resistência ao desgaste, quando se considera condições de desgaste menos severa, tal como desgaste por deslizamento. (TOPPO; SINGH; RAY, 2009; ABBASI et al., 2010; YAN et al., 2007).

Toppo e coautores (2009) estudaram desgaste por deslizamento do tipo pino sobre disco com pressão de contato de entre 0,4 e 5,6 MPa e velocidade 0,5 m/s. Foram utilizadas amostras de aço com teores de carbono entre 0,15 e 0,82%, sendo previamente deformadas

por tração em diferentes níveis, entre 2 e 20%. Foi observado que, para alguns desses materiais, a taxa de desgaste aumenta inicialmente, mas cai em seguida, com o aumento da pré-deformação. Esses autores mostraram que há um nível ótimo de deformação para que haja um efeito positivo na resistência ao desgaste, e este nível varia em função do tipo de aço e de estrutura. Segundo esses autores, acima deste ponto ótimo de deformação, a resistência ao desgaste dos materiais previamente deformados é função da nucleação e propagação de microtrincas.

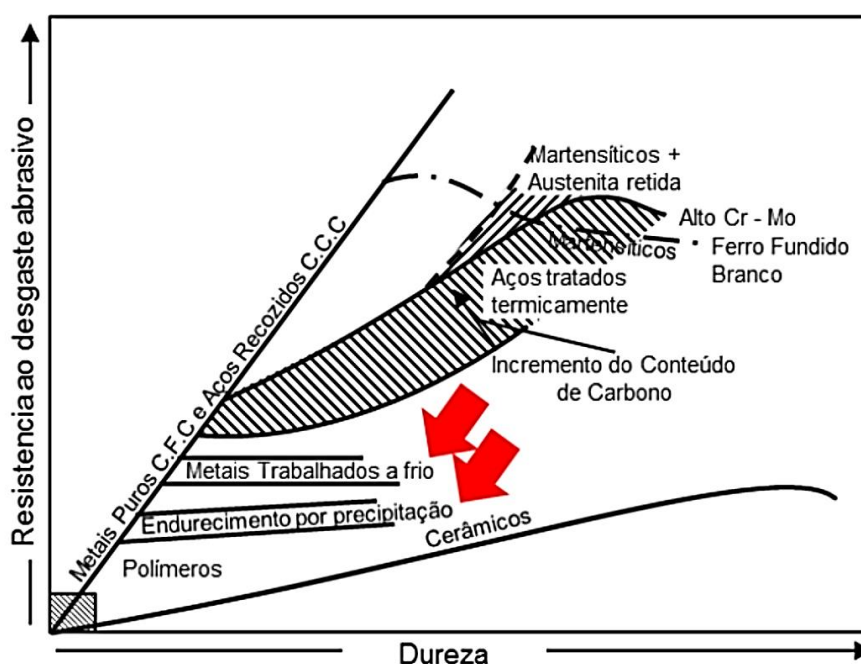


Figura 2.12 - Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais em um teste pino-lixo em função da dureza do material (ZUM GAHR, 1987).

YAN e coautores (2007) realizaram ensaios pino de aço sobre lixa utilizando dois tipos de abrasivos com durezas distintas, 500 HV (Sílica, tamanho médio 250-400  $\mu\text{m}$ ) e 1800 HV (Lixa de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) com granulometria de tamanho médio 100-120  $\mu\text{m}$ , pressões de contato 2,34 e 0,03  $\text{N}/\text{mm}^2$ . As amostras foram previamente submetidas à jateamento com esfera de aço de 200  $\mu\text{m}$  de diâmetro, arremessadas a um ângulo de  $85^\circ$  sobre a superfície, utilizando pressão de jateamento de 0,18 MPa. Os diferentes níveis de deformação foram controlados pelo tempo de processo, variando entre 2 e 120 minutos, sendo confirmado pelo aumento de dureza entre 256 e 774 HV. Os autores concluíram que, para abrasivos mais macios, há a influência da deformação prévia a frio no aumento da resistência ao desgaste. Para os tempos de jateamento até 30 minutos (503 HV), houve um aumento da resistência ao desgaste. Acima deste valor, houve um decréscimo. Ainda de acordo com o modelo proposto por YAN e coautores. (2007), o dano da partícula abrasiva sobre a superfície pré-deformada é menor, o

que pode atenuar o desgaste por deslizamento. Este resultado é um indicio de que a literatura é antagônica.

De Mello e coautores (DE MELLO et al., 2017), verificaram que, apesar da maior dureza do aço inoxidável austenítico (18Cr<sub>8</sub>Ni), o aço inoxidável ferrítico (16CrNb) apresentou maior resistência ao desgaste (Fig. 2.13). Em uma segunda análise, o encruamento reduziu significativamente o coeficiente de desgaste, conforme mostrado na Figura 2.13. Apesar do efeito já pronunciado para o aço inoxidável austenítico, onde o coeficiente de desgaste  $k$  na condição de deformação à frio é menor que na condição do aço somente recozido. Pode-se dizer que a deformação à frio resultou em um aumento significativo na resistência à abrasão para aços inoxidáveis ferríticos (em média, uma redução de 36%). Na deformação à frio, a diferença entre os coeficientes de desgaste entre aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos é menor. De Mello e coautores (2017) mostraram que aços inoxidáveis reduzem a taxa de desgaste em 37,8% na condição de recozidos sem deformação contra 28,8% na condição de deformados à frio.

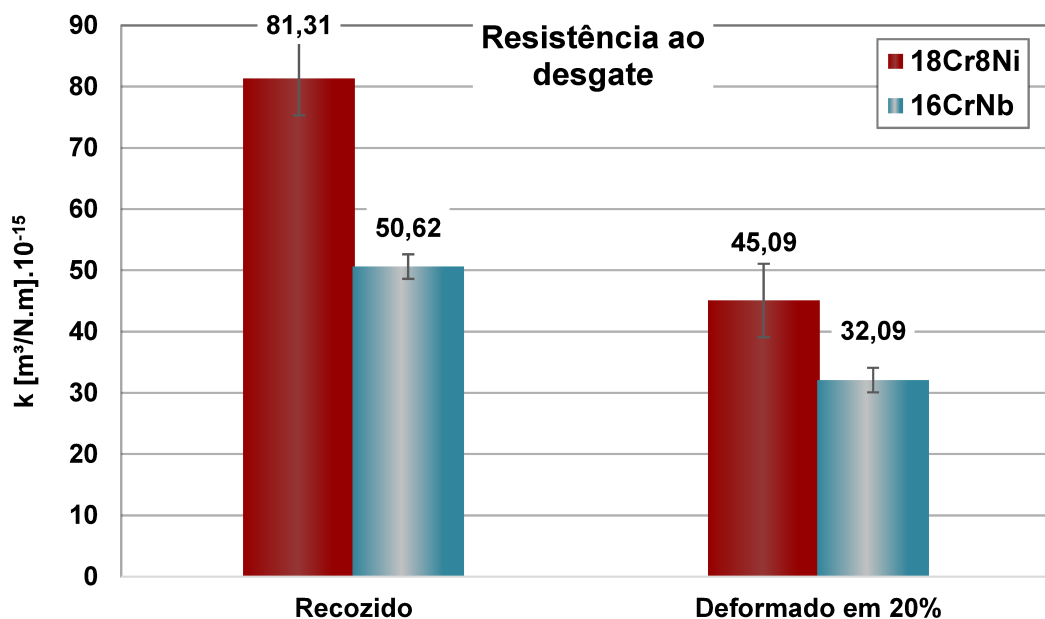


Figura 2.13 - Média do coeficiente de desgaste abrasivo “k” para 18Cr<sub>8</sub>Ni e 16CrNb antes e depois da deformação à frio. (DE MELLO et al., 2017).

O aspecto inicial a ser observado é que a priori a deformação à frio aumenta a resistência ao desgaste abrasivo em testes de microabrasão. Esse fato se deve à movimentação das discordâncias ao longo da estrutura cristalina, o que promove uma maior dificuldade de movimentação de defeitos que aumenta a dureza superficial do aço. Além disso, trabalhos

recentes mostraram que a tensão ocasionada durante a microabrasão é menor que a gerada pelo trabalho a frio. (DE MELLO et al., 2017).

A busca por materiais com maior resistência ao desgaste é o grande desafio para empresas de manufatura de metais. De Mello e coautores (2017) comprovaram que o encruamento prévio de aços inoxidáveis tem influência direta na performance ao desgaste abrasivo suave, o que contradiz a literatura clássica. Esta influência pode estar relacionada também a severidade ao qual o material é submetido. É necessário a investigação da influência do encruamento em aços inoxidáveis com estruturas cristalinas diferentes e submetidos ao desgaste suave e severo.

## CAPÍTULO III

### MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Este capítulo abrange, detalhadamente, os materiais utilizados e as técnicas experimentais aplicadas. A figura 3.1 mostra um fluxograma de processo, contendo as etapas do trabalho:

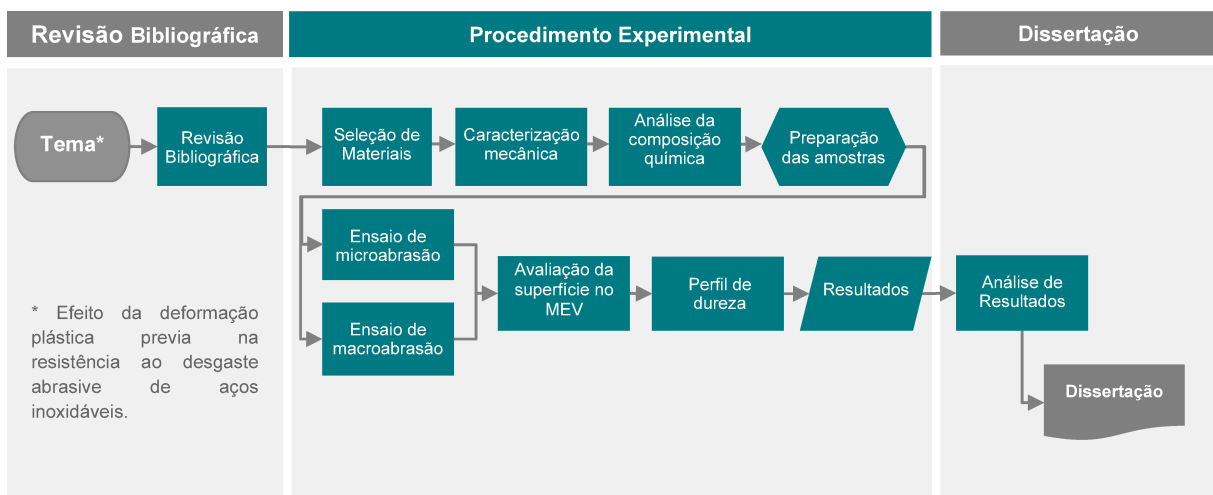


Figura 3.1 - Fluxograma das etapas do procedimento experimental para avaliar a influência do encruamento no desgaste abrasivo em aços inoxidáveis.

Para realização deste trabalho, inicialmente foi realizada a revisão bibliográfica para buscar embasamento teórico sobre o tema. A próxima etapa foi a escolha dos materiais de interesse para essa pesquisa. Nesse caso optou-se por três categorias de aços inoxidáveis: aços ferríticos – 410, austeníticos – AISI 304 e ferríticos-austeníticos – 398 que são



amplamente utilizados em aplicações industriais. A caracterização mecânica foi realizada com o objetivo de comparar os resultados de antes e depois dos ensaios abrasivos, verificando o efeito do encruamento prévio e do encruamento decorrente do processo abrasivo. O próximo passo foi a execução de dois ensaios abrasivos: macroabrasão tipo Roda de Borracha e o de microabrasão tipo esfera livre para avaliar o efeito do tamanho do evento nos aços selecionados. Nas etapas de discussão dos resultados, foi realizada a avaliação da morfologia da superfície via MEV e avaliação microestrutural das seções transversais.

### 3.1 Materiais, Identificação e Preparação Superficial

No presente trabalho foram analisadas três amostras de aço inoxidável com diferentes níveis de deformação à frio, sendo um ferrítico (UNS S41003 chamado de 410) um austenítico (AISI 304) e um ferrítico-austenítico (UNS S2304 chamado de 398), deformados a frio por laminação considerando a sua espessura original. A justificativa para seleção destes materiais é comparar os resultados obtidos com a resposta da resistência ao desgaste abrasivo em relação a variação da deformação prévia a frio. Com o intuito de impor a deformação plástica que pode gerar o encruamento nessas amostras, foi usado laminador piloto de laboratório (ARDILA et al., 2019), montado com cilindros de trabalho com diâmetro de  $\phi = 254\text{mm}$  e velocidade periférica dos cilindros de 13m/min. Os percentuais de deformação aplicados em relação a espessura inicial foram de 0%, 15% e 30%. As amostras foram denominadas por 410 SD, 410 15%, 410 30%, 304 SD, 304 15%, 304 30%, 398 SD, 398 15% e 398 30%, de acordo com a composição química e percentual de deformação. Essas amostras foram fornecidas pela empresa *Aperam South America*. A Tabela 3.1 apresenta a composição química simplificada das amostras utilizadas.

Tabela 3.1 - Composição química simplificada dos materiais utilizados.

Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N[ppm]
410	0,0102	0,5243	0,518	0,0283	0,0011	11,09	0,33	219
304	0,0155	1,28	0,419	0,0400	0,0028	18,26	8,01	457
398	0,0174	1,36	0,44	0,025	0,0002	22,23	4,12	1133

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 utilizando o equipamento Leco, modelo *CS444*<sup>®</sup>; o elemento N foi analisado pela técnica de termocondutividade, através do equipamento Leco, modelo *TC436*<sup>®</sup> e, para os demais

elementos, foi utilizada a espectrometria de emissão ótica no equipamento do fabricante Thermo ARL®, modelo 4460. (LABIAPARI, 2015a).

As propriedades mecânicas foram obtidas utilizando uma máquina de tração do fabricante INSTRON, modelo 5583, com capacidade de carga de 150kN. Esta é dotada de um extensômetro óptico, o que permite mensurar a deformação durante todo o ensaio até a ruptura do corpo de prova, que também foi realizada no centro de pesquisa da *Aperam South America*.

### 3.2 Metodologia do ensaio de microdureza:

Para a medição do perfil de microdureza das amostras optou-se pelo padrão microdureza Vickers (HV). As indentações são realizadas ao longo da seção transversal da amostra com o propósito de obter um perfil de microdureza com o avanço da profundidade da amostra como apresentado no esquema da Fig. 3.1. Para isso, as amostras foram cortadas transversalmente em relação a superfície na qual os ensaios abrasivos foram realizados, utilizando o equipamento Miniton (Struers®).

Após o corte, a seção transversal foi preparada com lixas de granulometria #80, #120, #220, #400 e #600 e fixadas em baquelite com uma contraparte para proteção da superfície. Essa estratégia permitiu a realização de medições de microdureza mais próximas à superfície, para avaliar o efeito da deformação a frio na resistência ao desgaste abrasivo conforme é mostrado na Fig. 3.2.

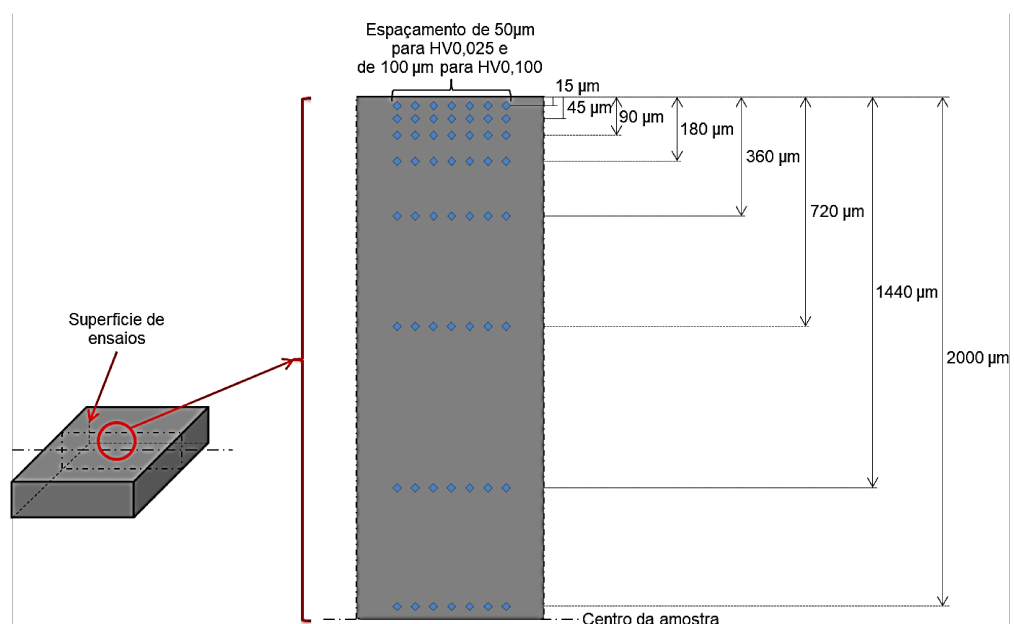


Figura 3.2 - Posição das endentações para medição de microdurezas numa seção transversal

Os ensaios de microdureza, foram realizados utilizando um equipamento Shimadzu® Modelo HMV Micro Hardness Tester com as cargas 25 gf (0,025 N) e 100gf (0,100 N) e o tempo de aplicação de carga de 15 segundos. O objetivo desses ensaios é medir a dureza próxima da superfície com a finalidade de observar o fenômeno de encruamento causado pelo processo de laminação e pelo processo de abrasão. Nesse caso é observado um gradiente de dureza ao longo da seção transversal. A aplicação das cargas com valores diferentes é justificada pela maior sensibilidade da carga de 25gf aos fenômenos da superfície da amostra.

### 3.3 Ensaio de microabrasão:

Para a realização dos ensaios de microabrasão foi utilizado um micro-abrasômetro tipo esfera-livre denominado “Calowear®”, apresentado na Fig. 3.3:

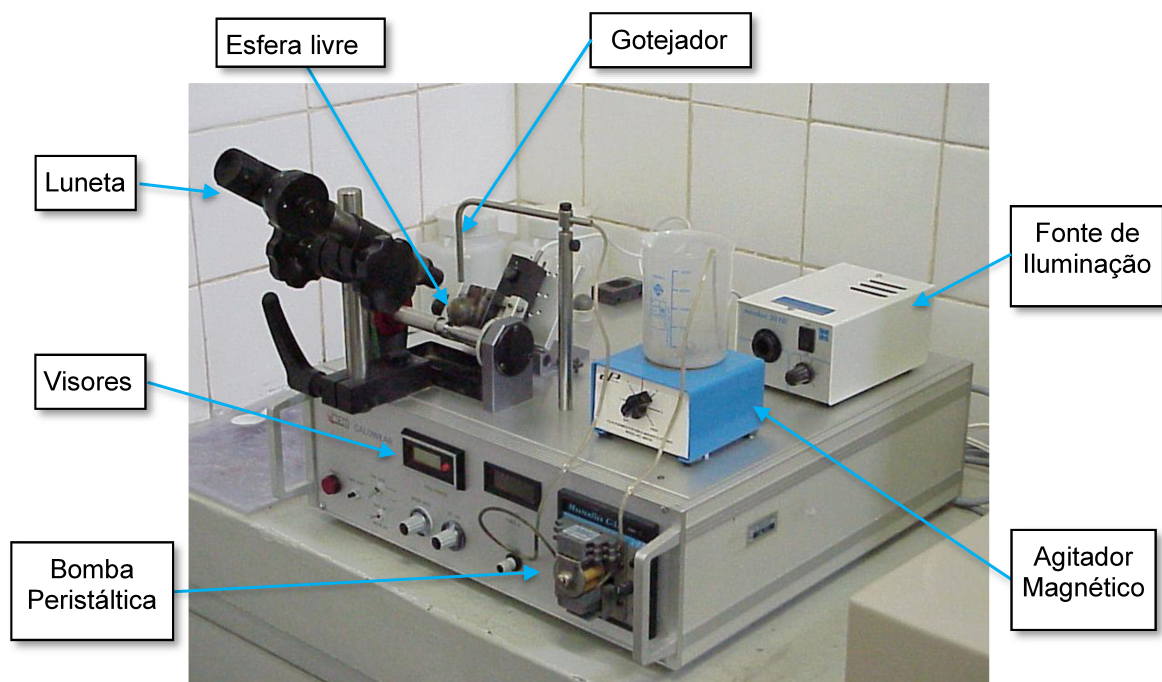


Figura 3.3 - Micro-abrasômetro tipo Calowear®.

Os testes foram realizados com o tempo de 30 minutos utilizando uma esfera de aço AISI 52100 de diâmetro 30mm como contra corpo. A velocidade de rotação da esfera foi ajustada em 100 rpm e a inclinação da amostra em 50°.

As amostras utilizadas no ensaio de microabrasão tinham a dimensão de 28 x 57 mm. A superfície de teste das amostras foi lixada na seguinte sequência de granulometrias: #80, #120, #220, #400 e #600.

Foram realizados testes iniciais para avaliação do comportamento do material em relação à transição do regime transiente para o regime permanente, com os mesmos parâmetros utilizados no ensaio. Neste caso o ensaio foi interrompido a cada 3 minutos para as medições de força e do diâmetro da calota determinando o gráfico de evolução do desgaste apresentado na Fig. 3.4. A tendência do parâmetro  $k$  é de estabilização, indicando um regime permanente (FERNANDES et al., 2012). O critério de definição do regime permanente é quando o erro relativo ao coeficiente de desgaste encontra-se abaixo de 5%. Para cada amostra foram realizados dois testes dessa natureza. Já nos testes para determinação do parâmetro  $k$ , foram realizados 3 testes de 30 minutos em cada amostra, sendo necessário coletar o valor de força, medido pela célula de carga. A medição do diâmetro da calota foi feita com auxílio do microscópio óptico. Observa-se na Fig. 3.4 que o regime permanente de desgaste foi encontrado a partir de 15 minutos de ensaio. Considerou-se que um ensaio contínuo de 30 minutos estaria também em regime permanente do desgaste.

O abrasivo utilizado foi dióxido de silício (Sílica,  $\text{SiO}_2$ ), com uma vazão de gotejamento no intervalo de 3-5 gotas/minuto, Marca Sigma Aldrich® e concentração do abrasivo de 20% em massa. O tamanho médio das partículas ( $2,5 \mu\text{m}$ ) foi medido por meio de granulometria laser (STACHOWIAK; STACHOWIAK, 2001). Na Fig. 3.4 é apresentado o histograma da distribuição granulométrica da Sílica e uma visualização dos grãos abrasivos via MEV. Observa-se que a Sílica tem grãos preferivelmente arredondados. O fabricante reporta valores de micro dureza das partículas de 8,1 GP (826 HV), este valor é próximo ao encontrado na literatura que é: 740 HV (FERNANDES et al., 2012), 750-1260 HV (HUTCHINGS; SHIPWAY, 1992) e 2350HV (ARDILA et al., 2019).

A taxa de desgaste abrasivo é diretamente proporcional ao diâmetro da calota formada durante o ensaio e inversamente proporcional ao tempo de ensaio, rotação, carga normal aplicada e o raio da esfera, como descrito na Eq. (3.1):

$$k = \frac{b^4}{128.t.n.F_n.R^2} \quad (3.1)$$

Onde,

$b$  – Diâmetro da calota formada [m]

$t$  – Tempo de ensaio [min]

$n$  – Rotação [RPM]

$F_n$  – Força normal [N]

$R$  – Raio da esfera [m]

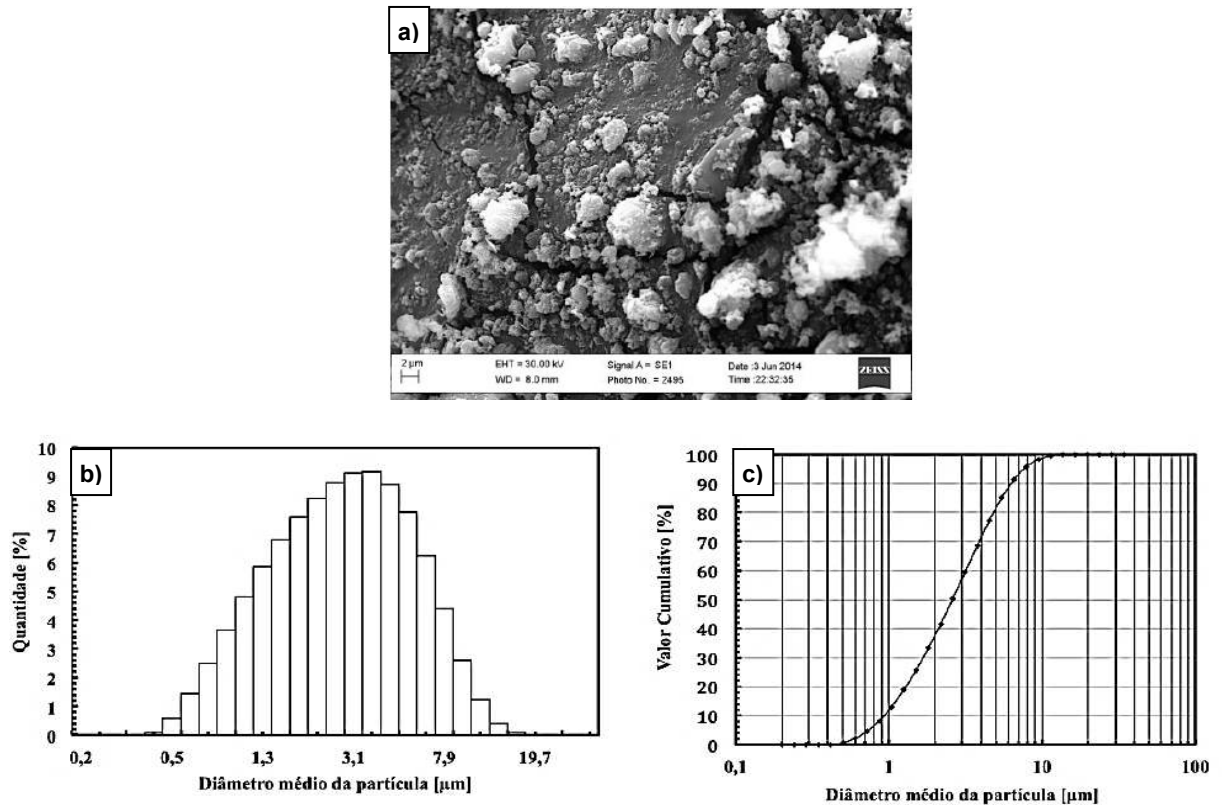


Figura 3.4 - Descrição das partículas abrasivas de Sílica: (a) Análise via MEV dos grãos de Sílica (LABIAPARI, 2015a; TELES; SILVA JÚNIOR; MELLO, 2017) (b) Histograma da granulometria e (c) Curva de porcentagem acumulada (TELES; SILVA JÚNIOR; MELLO, 2017).

Foram realizados ensaios iniciais para avaliação do comportamento do material em relação à transição do regime transiente para o regime permanente. Neste caso, houve interrupções a cada 3 minutos para as medições de força e do diâmetro da calota impresso na amostra e apresentados na Fig. 3.5. Foi observado uma tendência de estabilização do parâmetro  $k$  após 15 minutos de ensaio, indicando um regime permanente de desgaste (LABIAPARI et al., 2017). Este comportamento foi verificado para as amostras de aço AISI 304 e 398.

Os testes para determinação do parâmetro  $k$  foram realizados com um tempo de 30 minutos contínuos considerando 3 repetições para cada amostra. A medição do diâmetro da calota foi feita com auxílio do microscópio óptico. Considerou-se que um ensaio contínuo de 30 minutos estaria também em regime permanente do desgaste.

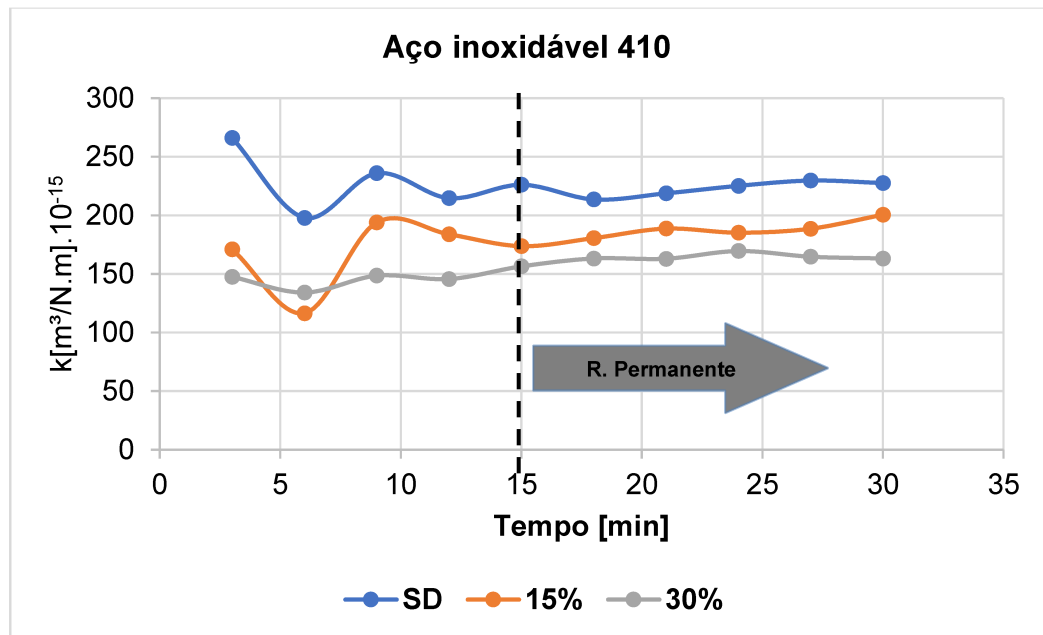


Figura 3.5 - Determinação do regime permanente no ensaio de microabrasão. Amostras de aço inoxidável 410, sem deformação (SD) e deformadas a 15 e 30%.

### 3.3.1 – Ensaio de Macroabrasão

Os ensaios de macroabrasão foram realizados em um abrasômetro, do tipo roda de borracha (ASTM G65-04).

Esse abrasômetro consiste em 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  $60 \pm 2$  Shore A e seção 10 mm x 10 mm. Essa borracha é fixada externamente à roda que gira a uma velocidade constante de 200 rpm. A carga normal aplicada foi de 36 N. O corpo de prova é inserido dentro de um porta amostra refrigerada 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).

Os ensaios de desgaste foram definidos em parte pelo procedimento “A” da norma ASTM G65-04. Mas para manter proporcionalidade com o ensaio de microabrasão, permitindo uma comparação com uma ordem de grandeza de 100 vezes, foi adotada uma carga de 36N para o ensaio de Roda de Borracha. Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente (23 °C) durante 30 minutos ininterruptos. Os parâmetros do ensaio de macroabrasão estão contidos na Tab. 3.3.

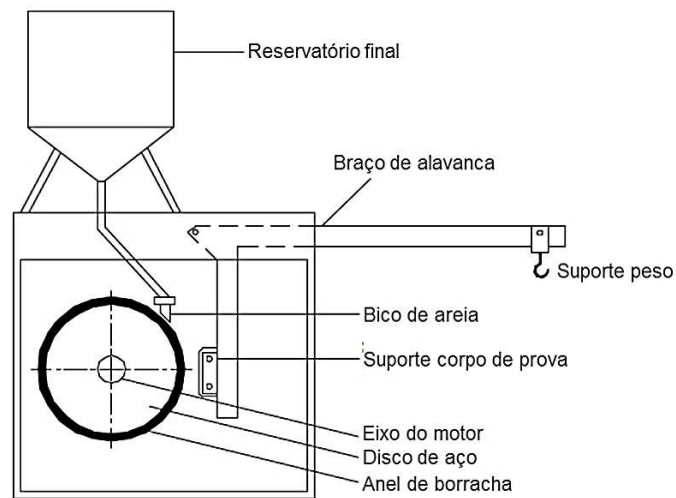


Figura 3.6 - Esquema do abrasômetro roda de borracha a ser utilizado nos ensaios de macroabrasão (DA SILVA; DE MELLO, 2009).

As amostras utilizadas nesses ensaios foram usinadas em formato de bloco com as dimensões 28 x 12.7 x 57mm. A superfície de teste das amostras foi lixada nesta sequência de granulometrias: #80, #120, #220, #400 e #600.

A taxa de desgaste foi medida utilizando a variação de massa da amostra medida utilizando uma balança eletrônica de precisão com sensibilidade de 0,0001g. A taxa de desgaste é definida pela Eq. (3.2), considerando as informações da diferença entre a massa inicial e final ( $\Delta m$ ), a densidade ( $\rho$ ), a força normal ( $F_N$ ) e o comprimento deslizado ( $L$ ), é determinado o coeficiente de desgaste:

$$k = \frac{\Delta m}{\rho * L * F_N} \quad (3.2)$$

Onde,

$\Delta m$  – Gradiente de massa [g]

$\rho$  – Densidade [g/cm<sup>3</sup>]

$L$  – Comprimento deslizado [m]

$F_N$  – Força normal [N]

Para medição da massa da amostra realizou-se uma limpeza com o uso de um equipamento de ultrassom e uma solução com concentração de álcool de 2% e um tempo de 5 minutos.

As tomadas de medição aconteceram após 30 minutos ininterruptos. Foram realizadas quatro repetições para cada condição de ensaio. O resultado mais discrepante foi descartado

para o cálculo da taxa de desgaste média. A tabela 3.3 detalha os parâmetros de ensaio utilizados no teste de desgaste roda de borracha.

Tabela 3.2 – Parâmetros de ensaio do teste roda de borracha.

<i>Parâmetros</i>	
Procedimento	Norma ASTM G 65-04 A (Modificado)
Fluxo de abrasivo	380 [g/min]
Tempo	30 [minutos]
Rotação	200 [RPM]
Carga normal	36 [N]
Tempo para coleta dados	30 minutos ininterruptos
Densidade do aço	8.0 [g/cm <sup>3</sup> ]
Abrasivo	SiO <sub>2</sub>
Tamanho da Partícula abrasiva	0,15 a 0,30 mm
Distância Linear	4306 [m]

### 3.3.2 Equipamentos de análises

A análise da superfície da amostra desgastada foi realizada via microscopia eletrônica de varredura, MEV: ZEISS Evo MA10<sup>®</sup>, com o intuito de identificar a morfologia e os mecanismos de desgaste presentes na marca do desgaste. Adicionalmente foram utilizados microscopia óptica (Olympus BX51M) e interferometria laser (OPM) para identificar o volume desgastado na microabrasão, com o uso da Eq. 3.1.

Para a análise metalográfica, foi realizado o lixamento das amostras até #1200. Em sequência foi realizado o polimento utilizando uma solução de pasta diamantada de 1 µm na politriz da marca Struers DiaDuo-2<sup>®</sup>.

Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reativo Behara Modificado (Behara II), cuja composição é 20ml de ácido clorídrico, 80ml de água destilada e deionizada e 1g de metabissulfito de potássio. A esta composição foram adicionados 2 g de bifluoreto de amônio no instante do ataque. As amostras foram mergulhadas no reativo por um período para cada tipo de aço inoxidável conforme descrito na Tabela 3.4.

Após o ataque metalográfico, a amostra foi lavada com água, colocada no ultrassom com álcool a 98% e posteriormente secada ao ar.



Tabela 3.3 - Reagente e tempo de ataque metalográfico por amostra

<b>Amostra</b>	<b>Tempo [Seg.]</b>	<b>Reagente</b>
410	90	Behara Modificado
AISI 304	120	Behara Modificado
398	150	Behara Modificado

A análise metalográfica foi realizada utilizando um microscópio óptico Olympus, BX51M e o software de análise dedicado Stream Essentials 1.9.4<sup>®</sup>. O objetivo dessa análise foi uma avaliação qualitativa da microestrutura, observada em cada amostra.

# CAPÍTULO IV

## RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo abrange os resultados e discussão da caracterização das amostras e os testes abrasivos utilizados.

### 4.1 Propriedades mecânicas das amostras

#### 4.1.1 – Propriedades Mecânicas – Perfil de Microdureza

A avaliação das microdurezas ao longo da espessura dos materiais testados (com e sem deformação) é apresentada na Fig. 4.1.

Foi observado que as medições de microdurezas realizadas com uma carga de 25gf (Fig. 4.1a) levaram a maiores valores de microdurezas em comparação com os valores obtidos com a carga que 100 gf (Fig. 4.1b). Esse resultado era esperado pois cargas menores aumenta a sensibilidade aos fenômenos superficiais tais como: oxidação, encruamento superficial dentre outros. Em geral, eventos menores, gerados por menor força normal, são mais susceptíveis aos fenômenos superficiais citados, levando a maiores valores de dureza. Na literatura, este fenômeno é conhecido como efeito escala (GÄHLIN; JACOBSON, 1999; ARDILA et al., 2019; DE MELLO et al., 2017; LABIAPARI et al., 2017; TRESSIA; PENAGOS; SINATORA, 2017).

As medições mostraram que os maiores valores de dureza estão contidos em profundidades menores que 50  $\mu\text{m}$ , em todas as amostras com menor proporção para as amostras de aço inoxidável 410. Através desta verificação, considera-se que as amostras sofreram um encruamento superficial durante a deformação plástica nos processos de

laminação à frio. O fenômeno do encruamento relatado pode ser observado com maior clareza nas medições com carga de 25 gf (Fig. 4.1a) devido a maior sensibilidade e está mais próximo da superfície da amostra. Outro aspecto importante é que o encruamento superficial pode ter sido suprimido durante o processo de preparação das amostras para os testes de abrasão através do lixamento, procedimento relatado no Capítulo III, Tópico 3.2. Assim, é considerada como a dureza das amostras a média dos valores apresentados após os 50  $\mu\text{m}$ , ao qual é apresentada na Fig. 4.2.

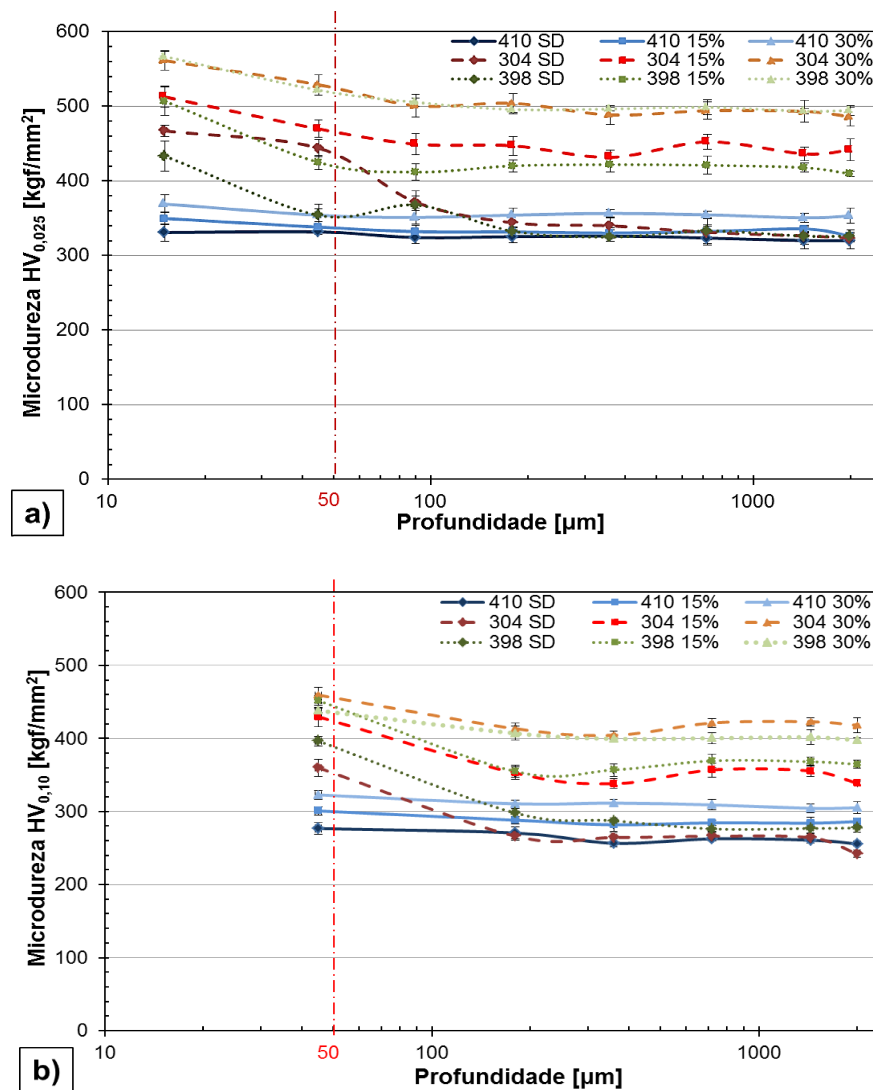


Figura 4.1. Perfil de microdurezas das amostras de aço inoxidável 410, 304 e 398, para duas cargas diferentes: a) 25 gf; e b) 100 gf.

As durezas das amostras de aços inoxidáveis AISI 304 e 398 (duplex) sem deformação são similares e estatisticamente iguais por meio da análise ANOVA (CALLISTER; RETHWISCH, 2009; VASUDEVAN et al., 1994) considerando o intervalo entre 339 e 345

HV0,025 e 283 e 287 HV0,100 (Fig. 4.1). A dureza do aço inoxidável 410 é aproximadamente 9% menor que as dos aços AISI 304 e 398.

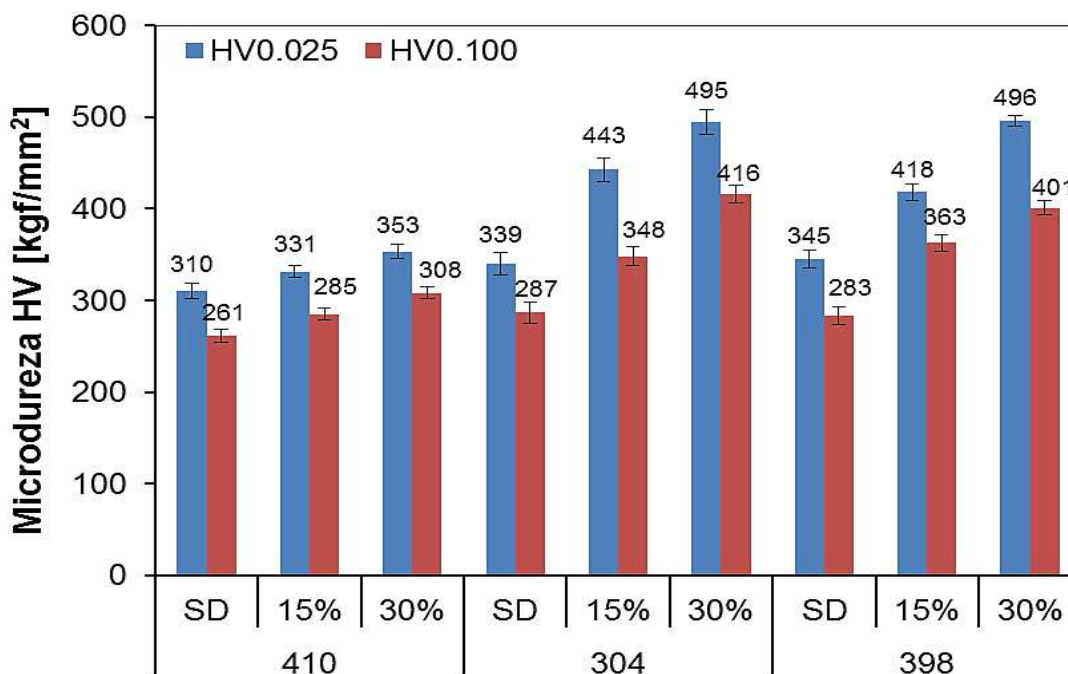


Figura 4.2. Microdureza média das amostras de aço inoxidável com e sem deformação a frio.

Foi observado um aumento da microdureza das amostras dos aços inoxidáveis após a laminação à frio, constatando que houve o encruamento por deformação (BILLINGHAM; HEALY; BOLT, 1997; CALLISTER; RETHWISCH, 2009; DIETER, 1982; PADILHA, 2000; VERHOEVEN, 1975). De forma geral, os testes de microdureza realizada com maiores cargas (HV 0,100) foram mais sensíveis ao encruamento. O menor efeito de encruamento foi apresentado para o aço inoxidável ferrítico 410, que teve sua dureza aumentada entre 6,3 e 8,3% ao ser deformado em 15% em relação a sua espessura inicial. Nesse caso, foi observado o aumento de 6,2 e 7,5% ao se deformar as amostras de 15% para 30% de sua espessura inicial. O efeito do encruamento é similar para os aços inoxidáveis AISI 304 (austenítico) e 398 (duplex), sendo levemente maior para o AISI 304, o que pode ser explicado pela transformação de austenita retida em martensita, em pequenas proporções, ou também chamado de efeito TRIP – “Transformation Induced Plasticity”. (HAMADA et al., 2015; WU et al., 2016; ZAEFFERER; OHLERT; BLECK, 2004). Nesse caso o aumento da dureza no AISI 304 ficou entre 17,7% a 23,4% para 15% de deformação, e entre 10,4% e 16,3% quando foi deformado de 15% para 30% da espessura inicial. Para o aço inoxidável 398 a proporção de encruamento quando foi deformado em 15% da sua espessura inicial esteve entre 17,5% e 21,9%, e entre 9,6% e 15,7% quando foi deformada de 15% para 30%.

Conforme foi relatado em parágrafos anteriores a microdureza foi maior quando foi feita com carga menor (25 gf, HV 0,025), seguindo a proporção de 1,15 e 1,30 vezes maior, mas o comportamento geral é similar ao se comparar os valores para duas cargas.

Em síntese, as amostras foram encruadas por deformação a frio, apresentando um maior efeito de encruamento para os aços 304 e 398. O encruamento é amplamente relatado na literatura (VERHOEVEN, 1975; DIETER, 1982; BILLINGHAM; HEALY; BOLT, 1997; CALLISTER; RETHWISCH, 2009; PADILHA, 2000) e ainda continua sendo estudado. Este fenômeno é explicado no Capítulo II da Revisão Bibliográfica.

#### 4.1.2 – Propriedades Mecânicas das amostras

As propriedades mecânicas estabelecidas após ensaios de tração que foram descritos na seção 3.1, são apresentadas na Tab. 4.1.

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas das amostras de aço inoxidável 410, 304 e 398.

Material	Teste	L mm	e mm	Le 0,2% MPa	Lr MPa	Au %	At %	n (5 a 13%)	n (18 a 43%)
410 SD	1-	12,46	6,007	541,9	639,7	8,6	21,8	0,082	-----
	2-	12,44	6,004	529,6	640,0	8,4	18,2	0,066	-----
	3-	12,50	6,006	534,1	636,9	8,7	21,6	0,082	-----
410 15%	1-	12,49	5,062	725,7	755,8	1,2	10,2	-----	-----
	2-	12,50	5,062	713,7	753,1	1,2	10,1	-----	-----
	3-	12,53	5,053	698,0	754,1	1,1	10,5	-----	-----
410 30%	1-	12,47	4,204	738,3	766,0	0,9	8,9	-----	-----
	2-	12,51	4,206	750,2	764,3	1,4	8,6	-----	-----
	3-	12,52	4,192	734,1	766,7	1,2	8,6	-----	-----
304 SD	1-	12,60	6,106	321,5	643,5	47,8	56,8	-----	0,505
	2-	12,62	6,114	349,8	639,9	47,8	57,0	-----	0,507
	3-	12,64	6,108	327,1	642,3	47,9	57,0	-----	0,508
304 15%	1-	12,70	5,051	660,4	861,2	23,4	31,2	-----	-----
	2-	12,69	5,055	659,3	850,4	22,8	30,3	-----	-----
	3-	12,70	5,040	661,0	841,2	22,1	29,4	-----	-----
304 30%	1-	12,70	4,212	803,3	974,1	1,6	23,0	-----	-----
	2-	12,54	4,219	903,4	961,8	1,5	19,4	-----	-----
	3-	12,64	4,199	876,5	981,9	1,4	16,7	-----	-----
398 SD	1-	12,58	6,120	496,6	686,4	26,5	42,9	0,166	0,144
	2-	12,63	6,129	500,2	683,6	26,1	42,5	0,166	0,145
	3-	12,63	6,120	501,3	684,3	26,8	43,9	0,166	0,144
398 15%	1-	12,53	5,181	828,0	855,6	1,6	25,4	0,062	0,054
	2-	12,57	5,198	821,7	845,1	1,6	27,9	0,066	0,045
	3-	12,60	5,194	797,5	848,0	1,6	26,5	0,065	0,054
398 30%	1-	12,54	4,175	1000,8	1034,1	1,3	13,8	-0,288	0,074
	2-	12,56	4,174	928,7	1018,4	1,4	18,3	0,068	0,083
	3-	12,67	4,142	1008,2	1041,6	1,3	12,3	-----	0,072

É observado na Tab. 4.1 que as propriedades mecânicas tensão limite de escoamento e limite de ruptura aumentaram quando as amostras foram submetidas a deformação prévia a frio e que este aumento foi mais acentuado para as amostras de aço AISI 304 (austenítico) e 398 (austenítico-ferrítico). É apresentado na Fig. 4.3 a média do limite de escoamento ( $L_e$ ) e limite de ruptura ( $L_r$ ) dos aços com e sem deformação prévia a frio.

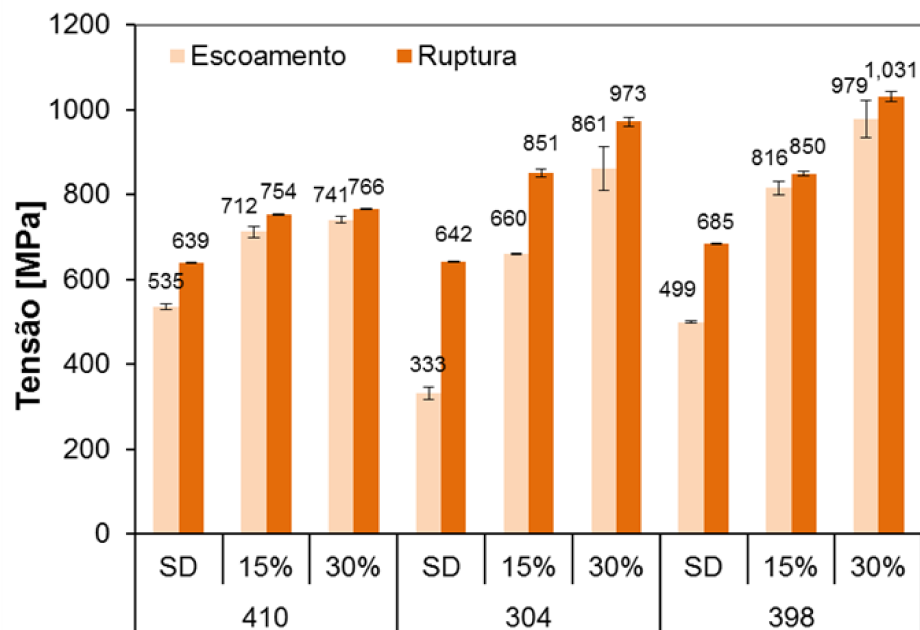


Figura 4.3 - Média das propriedades mecânicas: Tensão limite de escoamento e limite de ruptura para as amostras de aços inoxidáveis submetidos ao ensaio de tração.

Na Fig. 4.3 foi observado que para as amostras sem deformação, o limite de escoamento é menor para o aço inoxidável AISI 304 (333Mpa), sendo 37,8% maior para o aço inoxidável 410 e 33,4% maior para o aço inoxidável 398. Estes valores contrastam a análise referente as medições de microdurezas apresentadas na seção 4.1.1, onde foi verificado que os valores de microdureza para os aços inoxidáveis sem deformação são similares. Dessa forma, esperava-se valores similares dos limites de escoamento para as três categorias de aço inoxidável. Sugere-se que nas medições de microdureza foram influenciadas pelo encruamento superficial, principalmente para as amostras de aço AISI 304 sem deformar, onde foi constatado um aumento real de microdureza (Fig.4.1). O fenômeno de encruamento superficial em medições de microdureza já foram previamente relatados na literatura, onde após uma avaliação do perfil de microdureza gerado na calota de desgaste, verificou-se que houve mudança nos valores de microdureza. Conforme já relatado anteriormente a deformação prévia nos aços inoxidável 304 pode provocar uma mudança na

estrutura cristalina com a formação de martensita (HAMADA et al., 2015; WU et al., 2016; ZAEFFERER; OHLERT; BLECK, 2004). Nesse caso, foi observado que as tensões geradas pelo ensaio de microabrasão não foram suficientes para provocar a transformação da austenita em martensita. (DE MELLO et al., 2017; VASUDEVAN et al., 1994).

Os valores de limite de ruptura são diferentes para os três aços sem deformação, sendo aproximadamente 6,5% maior para as amostras de aço 398.

O aumento da resistência mecânica pela deformação prévia a frio é evidente para as três categorias de aço inoxidável. O maior aumento da resistência foi observado no aço 304, onde houve um crescimento de 49,6% para o Le e de 24,6% para o Lr quando submetido a uma deformação prévia de 15% em relação a sua espessura inicial e foi verificado um aumento de 23,3% para o Le e 12,5% para o Lr quando a deformação previa passou de 15% para 30% da espessura inicial. O aço ferrítico 410 apresentou o menor aumento ao ser deformado previamente, sendo que ao deformar 15% da sua espessura inicial, foi verificado um aumento no Le de 24,9% e 15,3% para o Lr. Os valores foram similares para Le e Lr quando a deformação prévia passou de 15% para 30% da espessura. Para o aço ferrítico-austenítico 398 o Le e Lr aumentaram 38,8% e 19,4% respectivamente quando foi submetido a uma deformação prévia de 15% e um aumento de, aproximadamente, 17% os valores limites quando a deformação prévia passou de 15% para 30% da espessura. O aço inoxidável 398 apresentou uma redução de 60% no seu coeficiente de encruamento ( $n$ ) ao ser submetido a uma deformação prévia de 15% da sua espessura inicial e não foi observado uma variação de 15% para 30% da espessura.

## **4.2 Ensaio de desgaste macroabrasivo tipo roda de borracha e microabrasivo tipo esfera-livre.**

### **4.2.1 – Ensaio de desgaste macroabrasivo tipo roda de borracha**

Os resultados do ensaio de desgaste macroabrasivo tipo roda de borracha estão apresentados na Fig. 4.4, na forma do coeficiente de desgaste  $k$ .

O coeficiente de desgaste do aço inoxidável 410 (ferrítico) sem deformação prévia (SD) está entre 55% e 61% maior que os dos aços inoxidáveis AISI 304 (austenítico) e 398 (ferrítico-austenítico). A deformação a frio não impactou significativamente o coeficiente de desgaste abrasivo das amostras de aço inoxidável 410 confirmado pela análise estatística ANOVA (BOX; GEORGE; HUNTER; HUNTER, 2005). Além disso, foi verificado que os valores de  $k$  foram estatisticamente iguais para o aço AISI 304 com e sem deformação de

15% ( $7,74 \pm 0,69 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{Nm}$ ) e igualmente para o aço inoxidável 398 com e sem deformação ( $6,33 \pm 0,62 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{Nm}$ ). Esta constatação está consonante com a literatura clássica (ZUM GAHR, 1987; HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017) onde é apresentado que a deformação a frio não influencia a resistência ao desgaste abrasivo. O coeficiente de desgaste do aço 410 diminui (entre 4,7 e 6,8%) quando o material é previamente deformado a frio independentemente do nível de trabalho a frio (15 ou 30%).

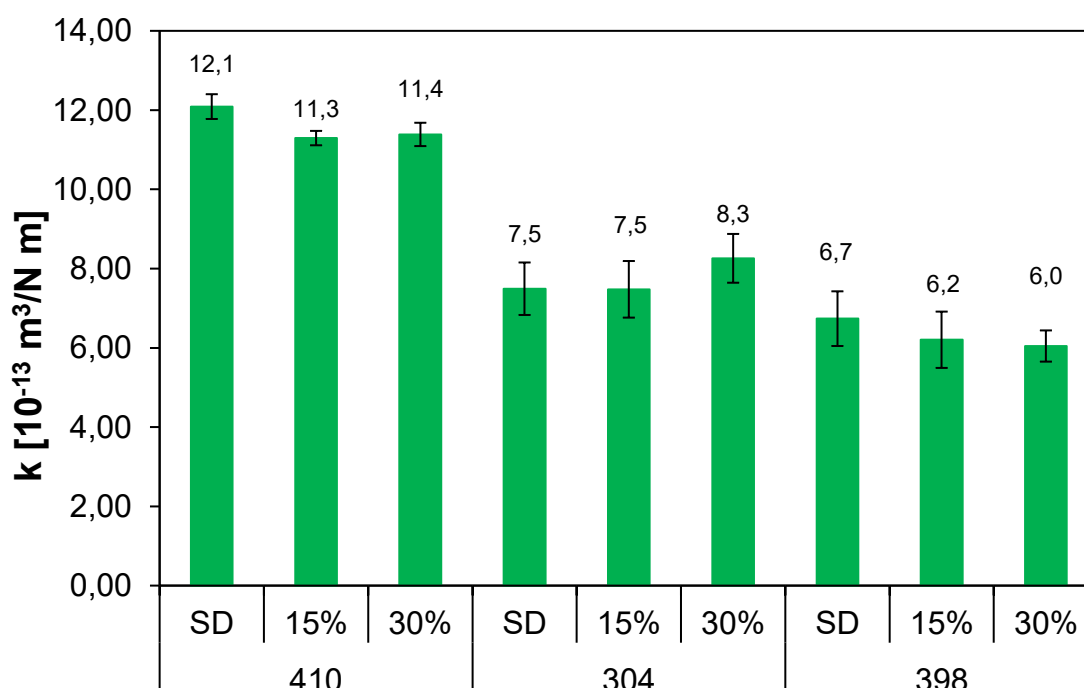


Figura 4.4. Coeficiente de desgaste ( $k$ ) dos aços inoxidáveis com deformação a frio em 0%, 15% e 30% para o ensaio abrasivo de roda de borracha. Abrasivo:  $\text{SiO}_2$  com granulometria entre 0,15 e 0,30 mm. Força normal de 36 N.

As marcas do desgaste abrasivo geradas foram analisadas através da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para melhor entendimento do mecanismo de desgaste produzido durante os ensaios, estas são apresentadas na Fig. 4.5.

De forma geral, não houve mudanças significativas no aspecto do desgaste gerado após os ensaios com exceção das amostras de aços inoxidáveis 410 deformados (Figura 4.5- b e c). O desgaste nos aços AISI 304 (Figura 4.5-d, e f) e 398 (Figura 4.5-g, h e i), com e sem deformação, e 410 sem deformação (Figura 4.5-a) possui aspecto de comportamento predominantemente misto, ou seja, apresenta mecanismos de sulcamento e corte, próprio de um desgaste abrasivo por deslizamento de partículas abrasivas e um mecanismo de indentação múltipla própria de rolamento de partículas abrasivas (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999; STACK; MATHEW, 2003). Foi observado que para as amostras do aço 410 com deformação de 15% e 30% apresentaram mudanças do mecanismo de desgaste,



para um comportamento predominantemente por deslizamento de partículas caracterizado por sulcos (linhas alinhadas) na superfície da amostra. O alinhamento é provocado pela dinâmica característica do ensaio tipo roda de borracha (tópico 3.3.1) que conduz a movimentação das partículas abrasivas unidirecionalmente (DA SILVA; DE MELLO, 2009). A mudança de mecanismo observada pode ter influenciado a resistência a desgaste abrasivo do aço 410 que reduziu o coeficiente de desgaste levemente em relação as amostras deformadas, como foi relatado em parágrafos anteriores. O comportamento de desgaste misto leva a desgastes mais agressivos se comparado aos encontrados puramente por deslizamento ou por rolamento (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987).

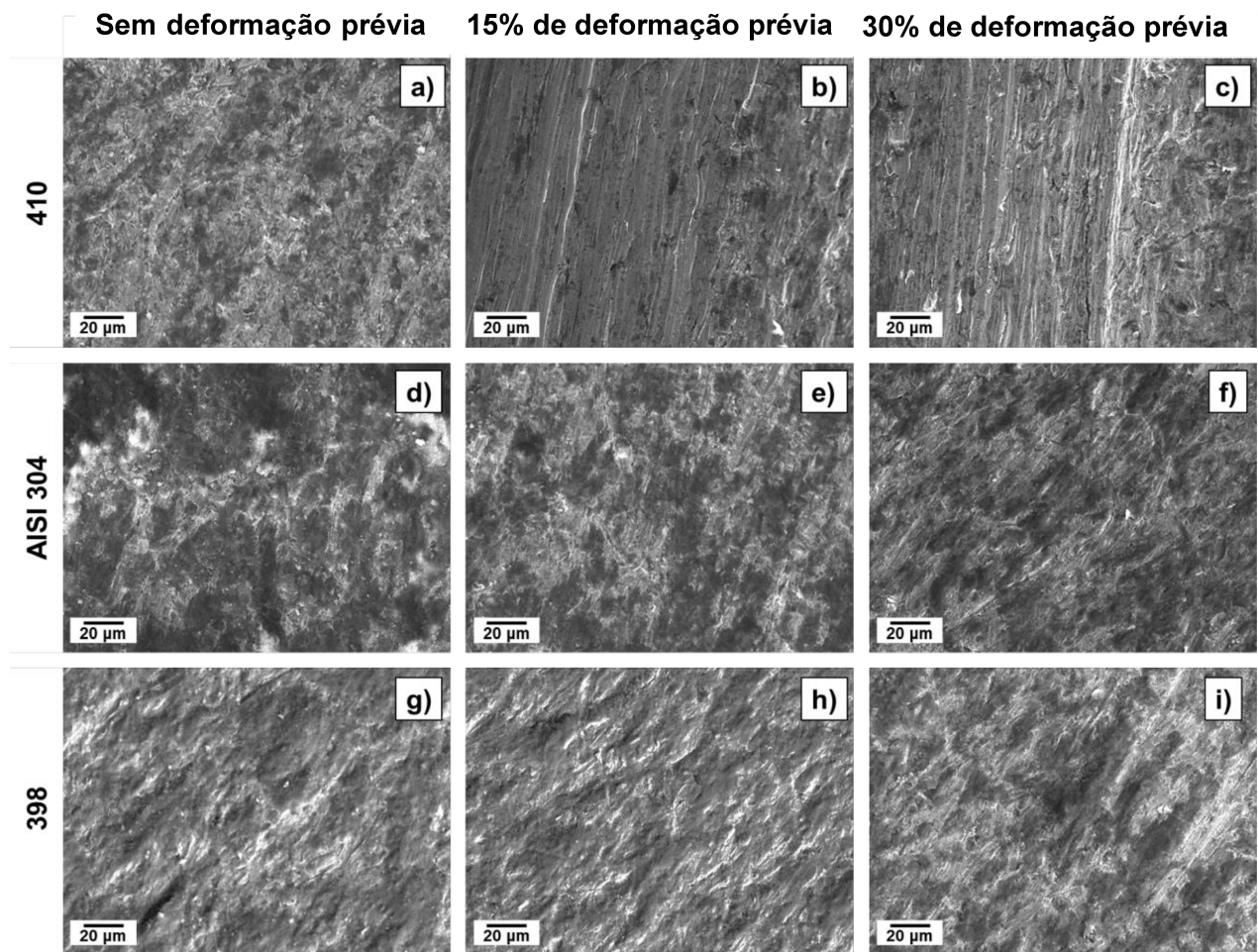


Figura 4.5. Microscopia eletrônica de Varredura do centro das marcas de desgaste geradas após testes tipo roda de borracha, para aços inoxidáveis: a) 410.sem deformação, b) 410.5, %, c) 410.30, %, d) 304.sem deformação, e) 304.15, %, f) 304.30, %, g) 398.sem deformação, h) 398.15%, e i) 398.30%. Abrasivo SiO<sub>2</sub> com granulometria entre 0,15 e 0,30 mm. Força normal de 36 N.

Para observar alguma mudança nas propriedades dos materiais após os testes, a microdureza transversal à marca de desgaste também foi avaliada. Esses resultados estão apresentados na Fig. 4.6.

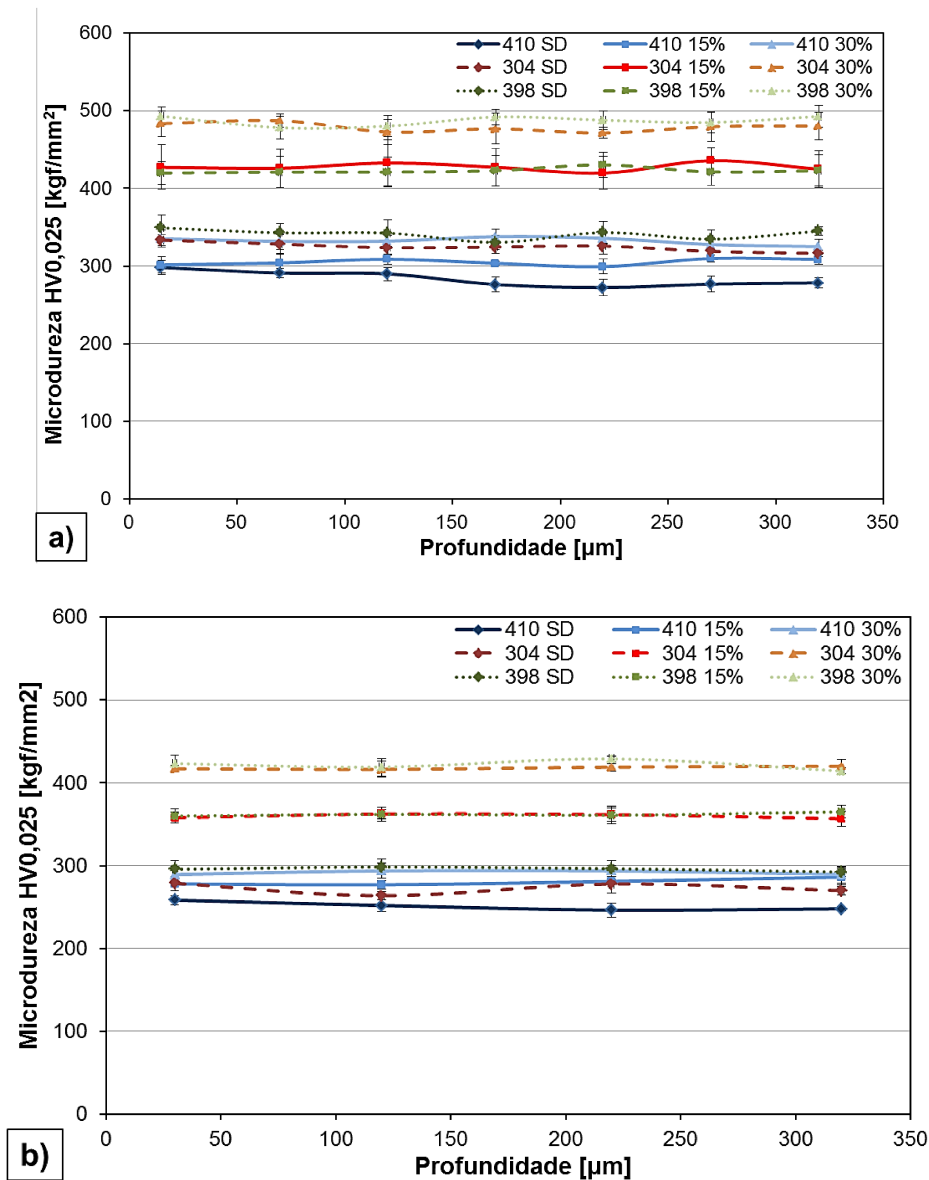


Figura 4.6. Perfil de microdureza das amostras de aço inoxidável embaixo das marcas de desgaste após os testes tipo roda de borracha, com duas diferentes cargas: a) 25 gf; e b) 100 gf. Abrasivo: SiO<sub>2</sub>, granulometria entre 0,15 e 0,30 mm. Força normal de 36 N.

Para medição das microdurezas logo abaixo da superfície desgastada, foi adotado uma carga de 25 gf, onde há uma maior sensibilidade para avaliação se houve encruamento abaixo das marcas de desgaste.

Conforme a Fig. 4.6 não existiu mudança significativa na dureza das amostras logo abaixo da superfície desgastada, ou seja, aparentemente as propriedades das amostras

foram mantidas durante os ensaios. Da mesma forma as amostras apresentaram os mesmos valores médios e comportamento de dureza prévia ao teste, que foram apresentados na seção 4.1 (Fig. 4.1 e Fig. 4.2). Este resultado mostra que a remoção de material sobrepõe a qualquer mudança nas propriedades nas proximidades da superfície. Por outro lado, os fenômenos abrasivos podem estar alterando as propriedades do material em profundidades menores que 15  $\mu\text{m}$ , não sendo possível observar nos perfis de microdureza apresentados. A literatura clássica enuncia que os eventos de desgaste abrasivo têm maior significância que as mudanças nas propriedades pelo trabalho a frio prévio (ZUM GAHR, 1987).

Da mesma forma foi analisado se existiu mudanças estruturais na superfície da amostra gerada pelo desgaste. Para isso, as amostras foram atacadas quimicamente na seção transversal do desgaste. Na Fig. 4.7 é apresentada a microestrutura da seção transversal observada na amostra de aço 398 abaixo da marca de desgaste.

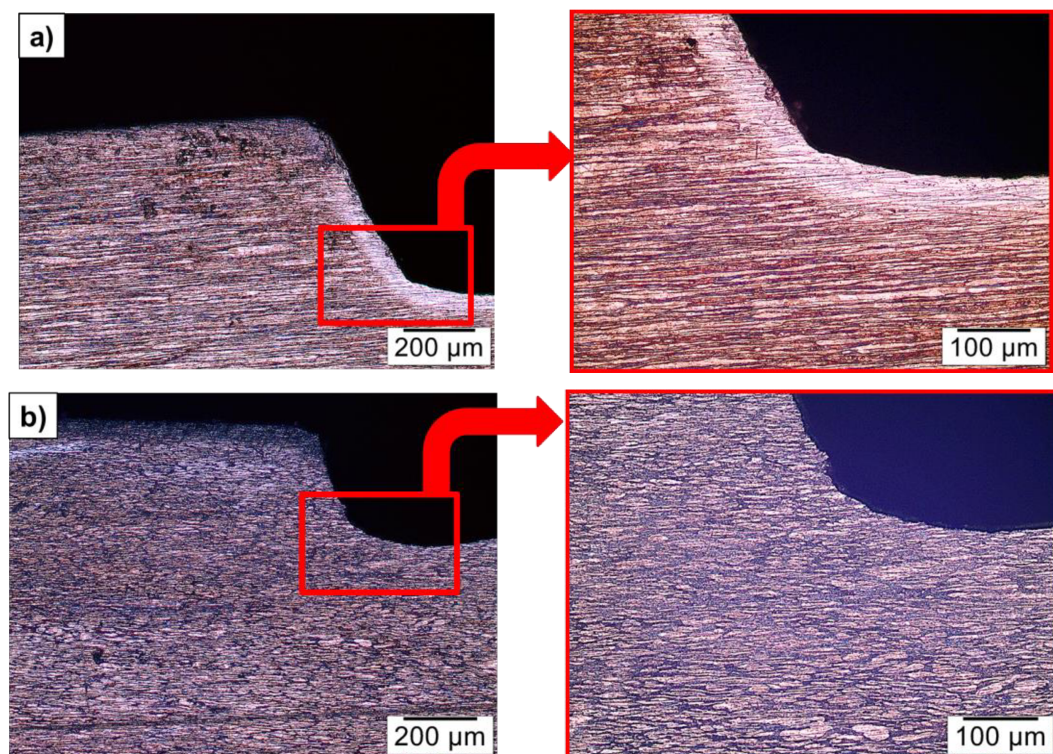


Figura 4.7. Micrografias da seção transversal das amostras após os ensaios de macroabrasão roda de borracha a) 398 sem deformação e b) 398-15%. Abrasivo  $\text{SiO}_2$ , granulometria entre 0,15 a 0,30 mm. Força normal de 36 N.

A microestrutura mostrada na Fig. 4.7 para o aço inoxidável 398 (duplex) apresenta estrutura austenítica e ferrítica. Nesse caso, a ferrita é observada pelos grãos mais escuros, enquanto a austenita compreende os grãos mais brancos. Foi verificado que há alguns padrões das microestruturas dos aços estudados, observado na Fig.4.7. O tamanho de grão

umenta com a profundidade, grãos mais finos ficam mais próximo da superfície. Isso é provocado pela deformação prévia que causa a movimentação das discordâncias na orientação mais favorável, alongando os grãos. Não foi observado a mudança na estrutura dos aços devido ao desgaste. Esse fato foi relacionado com o valor das tensões geradas no processo de desgaste serem suficientes para induzir mudanças microestruturais de longo alcance. Os grãos estão alongados devido as deformações características do processo de laminação a frio. (DIETER, 1982; PADILHA, 2000).

#### 4.2.2 – Ensaio de desgaste microabrasivo tipo esfera-livre

Os resultados de taxa de desgaste,  $k$ , obtidos nos testes de microabrasão como definidos na seção 3.3.2 estão apresentados na Figura. 4.8:

O coeficiente de desgaste reduziu com a deformação prévia a frio para os aços inoxidáveis 410, 304 e 398. Nas amostras sem deformação o coeficiente de desgaste foi similar para os aços 398 e AISI 304 ( $2,68$  e  $2,76 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{Nm}$  respectivamente), e foram aproximadamente 1,2 vezes menores que o aço 398. A resistência ao desgaste aumentou entre 13 e 24% com a deformação a frio em aços 304. Para o aço 410 a deformação prévia diminuiu o coeficiente de desgaste em 20%, enquanto para o aço 398 diminuiu entre 15 e 20%, aproximadamente. Esses resultados mostram que em baixas tensões ou em determinados sistemas tribológicos a deformação a frio influencia a resistência ao desgaste abrasivo assim como trabalhos anteriores haviam relatado. (DE MELLO et al., 2017).

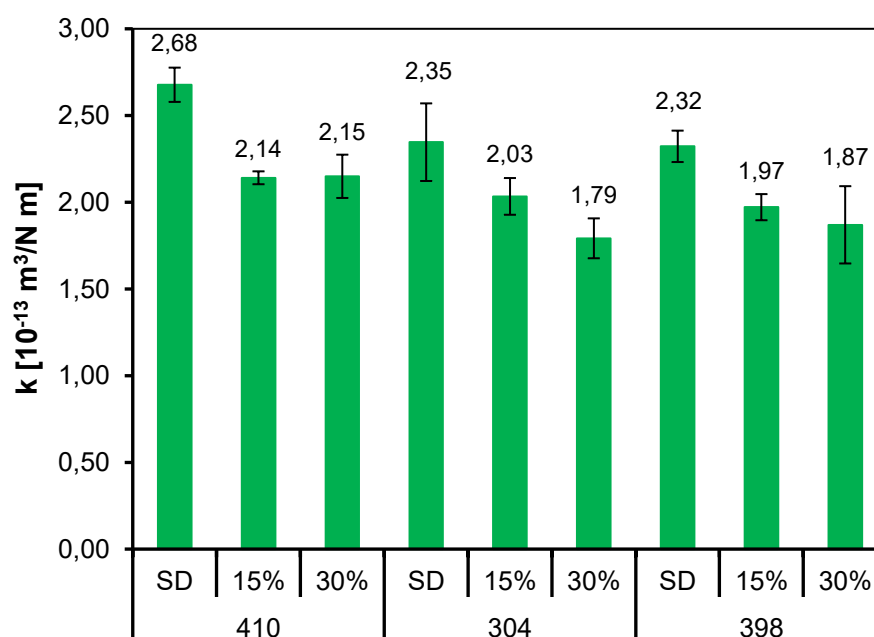


Figura 4.8. Coeficiente de desgaste ( $k$ ) dos aços inoxidáveis com e sem deformação prévia, em testes abrasivos via esfera-livre (calowear). Abrasivo:  $\text{SiO}_2$ , com diâmetro médio da partícula de  $2,5\mu\text{m}$ . Força normal média de  $0,400 \text{ N}$ .



Entre as amostras testadas o melhor desempenho foi para os aços 304 e 398 previamente deformados a 30%. É interessante notar que o desempenho do aço inoxidável ferrítico (410) é ligeiramente melhor que a dos aços inoxidáveis 398 e 304 sem deformação. Esse último resultado indica a possibilidade de utilização do aço inoxidável ferrítico deformado em aplicações típicas do aço inoxidável 304 e 398 com ganho econômico.

A morfologia das marcas de desgaste das amostras de aços 410, 304 e 398 foram avaliadas via MEV, como apresentadas na Fig. 4.9.

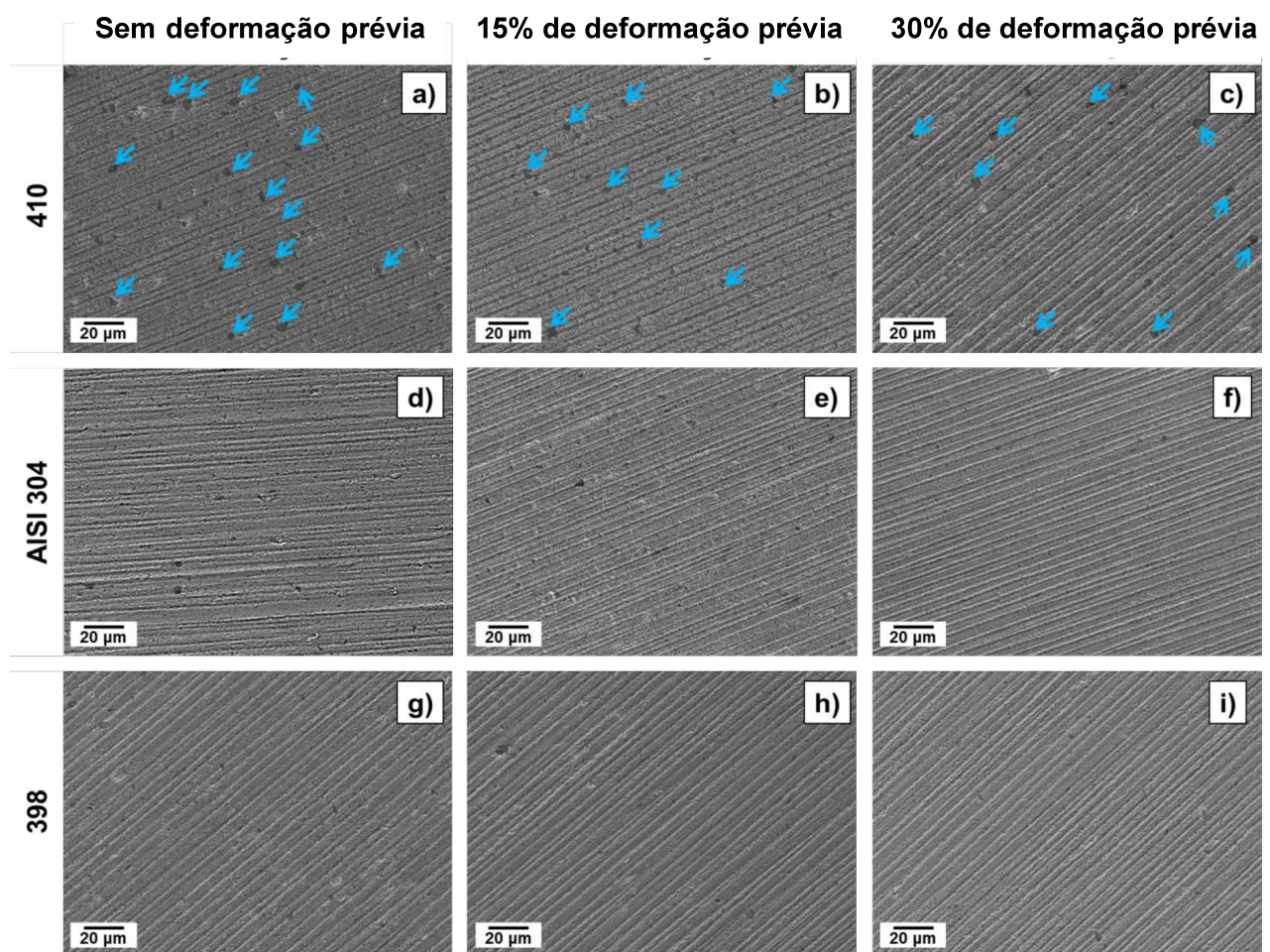


Figura 4.9. MEV do centro das calotas de desgaste geradas após testes de microabrasão tipo calowear, para aços inoxidáveis: a) 410 sem deformação, b) 410-15%, c) 410-30%, d) 304 sem deformação, e) 304-15%, f) 304-30%, g) 398 sem deformação, h) 398-15%, e i) 398-30%. Abrasivo: SiO<sub>2</sub> granulometria entre 2 e 5 µm. Força normal média 0,4 N.

Nas micrografias da Fig. 4.9 foi observado que para as amostras de aço inoxidável 410 (Fig. 4.9-a, b e c) a dinâmica das partículas foram predominantemente o deslizamento de partículas abrasivas (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999; STACK; MATHEW, 2003)

caracterizadas pelos mecanismos de sulcamento e microcorte, que é visto por uma série de linhas paralelas na superfície da amostra. O forte direcionamento dos eventos gerados se deve a dinâmica dos ensaios que permitiram o movimento das partículas na mesma direção da interface. Foram visualizadas diferenças aparentes no aspecto da superfície desgastada entre os aços sem deformação prévia e os deformados previamente a frio, para os aços AISI 304 (Figura 4.9-d, e, f e g) e 398 (Figura. 4.9-g, h, e i). Adicionalmente as Fig. 4.9-a, b e c mostraram uma série de destacamentos para as amostras do aço 410, sinalizadas por setas azuis nas figuras. Esses destacamentos já foram observados em ensaios microabrasivos para este tipo de aço (LABIAPARI, 2015; DE MELLO et al., 2017) e podem indicar uma fadiga superficial. Os destacamentos podem ter influenciado no coeficiente de desgaste das amostras do aço 410 (Fig. 4.9).

O perfil de microdurezas obtido na seção transversal abaixo da calota de desgaste, está apresentado na Fig. 4.10.

Na Fig. 4.10 não foi evidenciada uma mudança significativa na dureza das amostras abaixo da superfície desgastada, como foi observado nos ensaios de roda de borracha (seção 4.2). Os valores médios ao longo da espessura são similares aos apresentados no perfil de microdureza dos ensaios com rodada de borracha na seção 4.2 (Fig. 4.6). Isto mostra que as tensões geradas para a deformação, nos ensaios de microabrasão tipo esfera-livre (calowear) e abrasão tipo roda de borracha, não são suficientemente grandes para gerar uma mudança nas propriedades mecânicas dos aços ensaiados. Adicionalmente os valores similares de microdureza mostram a confiabilidade que existe entre as amostras do mesmo par e não mudam significativamente suas propriedades.

Conforme já observado na seção anterior (4.2.1) foi realizado nas amostras após os ensaios, um ataque químico para revelar a estrutura da seção transversal a calota de desgaste. As microestruturas obtidas no aço ferrítico-austenítico 398 (duplex) são apresentadas na Fig. 4.11.

Existe um refinamento de grão próximo da superfície que não foi evidenciada a mudança da microestrutura próximo à superfície desgastada, como observado na seção 4.2.1. Na Fig. 4.11 foi verificado que a austenita e a ferrita continuam presentes e não há vestígios de martensita (mudança de fase). Isso corrobora o fato que as tensões de deformação pelo desgaste microabrasivo não são suficientemente grandes para gerar transformações de fase.

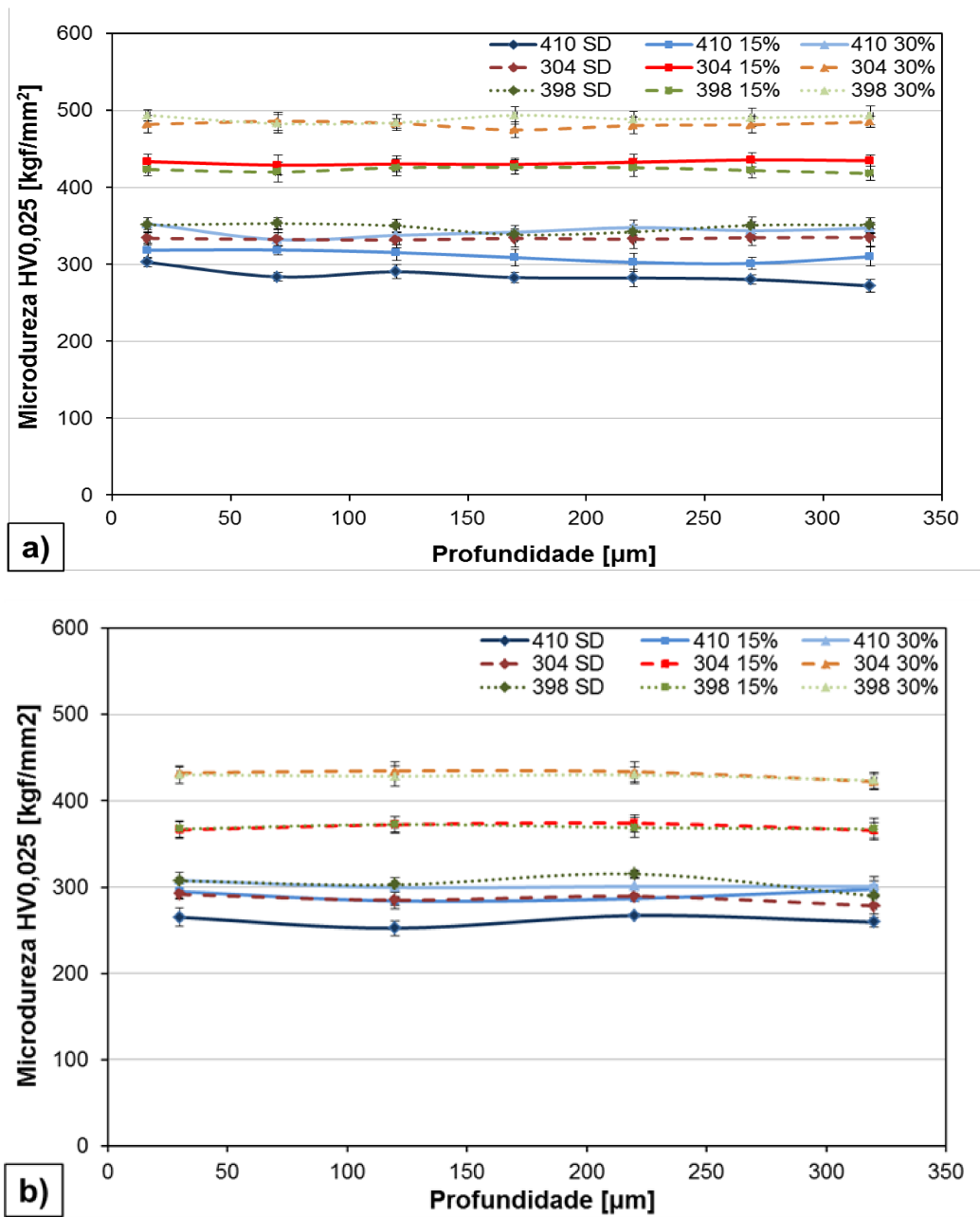


Figura 4.10 – Perfil de microdureza das amostras de aço inoxidável embaixo das marcas de desgaste após os ensaios tipo microabrasão, com duas cargas diferentes a) 25 gf e b) 100gf.

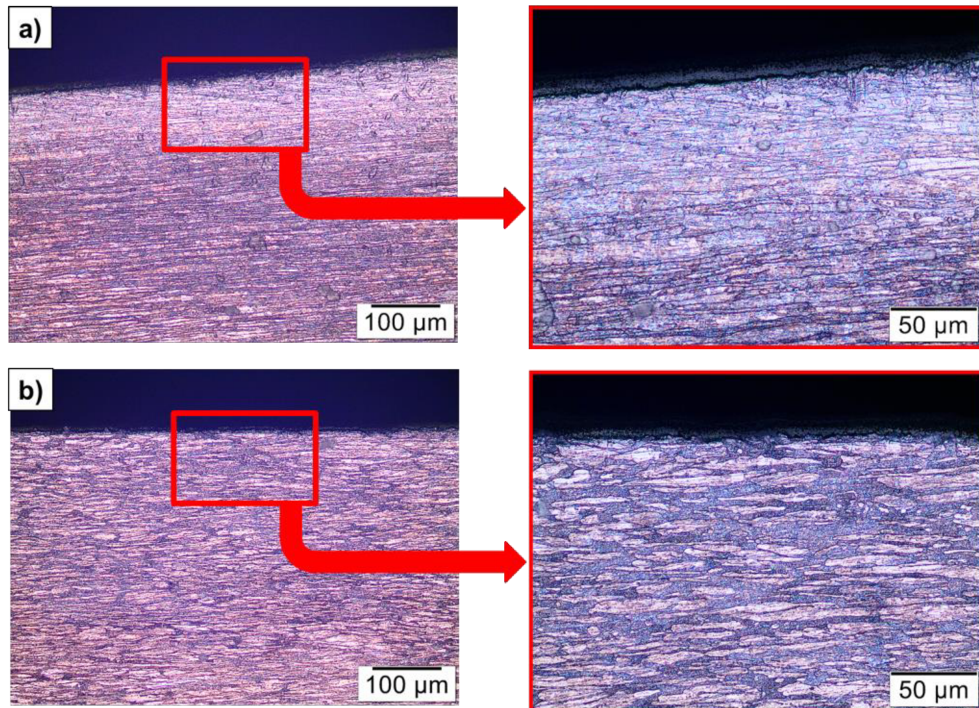


Figura 4.11. Micrografias da seção transversal abaixo da marca desgaste gerada nos testes de microabrasão tipo calowear, sendo: a) 398 sem deformação, e b) 398-15%.

#### 4.2.3 – Influência das propriedades mecânicas no desgaste abrasivo.

Conforme descrito na seção 4.1.2 os resultados mostraram que ocorreu um aumento sistemático nos valores de propriedades mecânicas em função da deformação a frio dos aços inoxidáveis ensaiados. Isso se deve ao fenômeno de encruamento conforme descrito na seção 2.2 da Revisão Bibliográfica. Nesse caso, a deformação a frio provoca uma multiplicação de discordâncias, reduzindo a distância média e dificultando a sua movimentação. Devido a isso, a tensão necessária para continuar o processo de deformação é elevado de acordo com o percentual de trabalho a frio imposto. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987). O maior nos valores das propriedades mecânicas com a deformação a frio foi observado para o aço AISI 304, de microestrutura austenítica e, o menor aumento foi apresentado no aço 410 de microestrutura ferrítica (Fig. 4.3 e Tab. 4.1). Este comportamento pode ser justificado pelas diferentes estruturas cristalinas desses aços que estão diretamente relacionadas com a capacidade de movimentação e multiplicação de defeitos estruturais (discordâncias) que por sua vez afeta a mudança de resposta mecânica durante o processo de deformação plástica ou efeito TRIP.



Quando os materiais com e sem deformação prévia foram submetidos ao desgaste abrasivo, foi observado o comportamento de acordo com a escala do evento de desgaste. Para eventos de desgastes maiores (roda de borracha) não foi verificado diferença significativa na resistência ao desgaste entre os pares de amostras previamente deformadas e sem deformação. (Fig. 4.4); enquanto, para eventos de desgaste menores (microabrasão) a deformação prévia a frio influenciou a resistência ao desgaste (Fig. 4.4). Esses autores mostraram, por exemplo que a resposta mecânica do material e resposta tribológica é modificada de acordo com o tamanho do evento (GÅHLIN; JACOBSON, 1999; SEVIM; ERYUREK, 2006; GOMEZ et al., 2015; TRESSIA; PENAGOS; SINATORA, 2017). Esses autores mostraram, por exemplo que o coeficiente de atrito é diretamente proporcional ao tamanho da partícula quando os eventos são pequenos. Esse comportamento permanece até um determinado tamanho de partícula crítica.

A literatura clássica mostra que a deformação prévia não influencia o desgaste abrasivo (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987), pois a tensão gerada pela partícula abrasiva seria suficiente para encruar a superfície do material, mas trabalhos recentes mostraram que para determinadas condições, a tensão gerada não foi suficiente. De Mello e coautores mostraram que para aços ferríticos e austeníticos submetidos a deformação prévia, há uma mudança no comportamento do coeficiente de desgaste abrasivo para a microabrasão (DE MELLO et al., 2017). Transpondo para os resultados do presente trabalho tem-se que as tensões geradas nos dois tipos de ensaios são de ordens de grandeza diferentes. Nesse caso, para tensões produzidas por grandezas menores (microabrasão), as propriedades mecânicas são potencializadas pela deformação prévia a frio que influenciam diretamente a resposta tribológica no que se refere ao desgaste abrasivo. Para exemplificar a diferença de tensões superficiais nos ensaios, foi calculada a tensão de contato nos ensaios de macroabrasão e microabrasão para as amostras de aço inoxidável, conforme é apresentado na Fig. 4.12.

É verificado que a distribuição estatística dos diâmetros equivalentes das partículas abrasivas é similar a distribuição de Gauss, onde 15 a 20% das maiores partículas produzem deformação plástica real e conseqüentemente ocorrendo um desgaste abrasivo. (DE MELLO et al., 2017; GREENWOOD; WILLIAMSON, 1966). Em trabalhos anteriores sobre desgaste abrasivo a três-corpos, foi realizado a medição da densidade do abrasivo por medição do número e tamanho de indentações nas marcas de desgaste em ferro fundido branco por metalografia. Foi usado coeficientes de enchimento para diferentes distribuições de abrasivos (triangular, quadrada e hexagonal), sendo adotado este último (SANTANA, 1994).

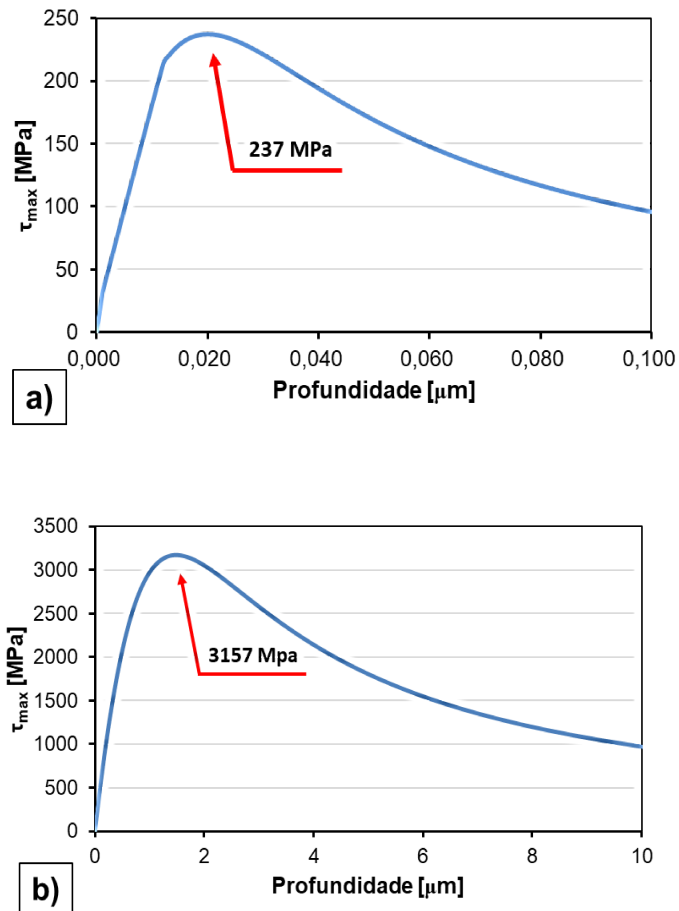


Figura 4.12 - Distribuição da tensão de contato entre: a) partícula abrasiva e a cratera de desgaste b) partículas abrasivas e riscos de desgaste.

Dessa forma, considerando que a área ocupada pelas partículas abrasivas seja a mesma que a área da marca de desgaste, tem-se que o número de abrasivos que é incidente sobre a marca de desgaste é dado pela Eq. (4.1):

$$N_{Abr} = \frac{A_{md}}{A_{Abr}} \quad (4.1)$$

Onde:

$A_{md}$  é a área da marca de desgaste;

$A_{Abr}$  é a área calculada admitindo que uma partícula abrasiva ocupe uma área de uma circunferência.

Conforme dito anteriormente, considerando uma distribuição normal de partículas na marca de desgaste, é mostrado na Eq. (4.2) o cálculo da Força Normal por partícula abrasiva:

$$FN_{Abr} = \frac{FN}{N_{Abr}} \quad (4.2)$$

Onde:

$FN_{Abr}$  é a força normal por partícula abrasiva;

$FN$  é a força normal aplicada na amostra.

Estes valores serão utilizados para calcular a tensão de contato das partículas abrasivas e para isso é adotado a teoria de Hertz para calcular qual é a profundidade ao qual o limite de escoamento é obtido, considerando que as partículas abrasivas sejam uma esfera e que haja um contato elástico. Para a microabrasão, foi considerado uma partícula com diâmetro de  $2.7\mu\text{m}$  e para o ensaio de roda de borracha, uma partícula com diâmetro de  $0.15\text{ mm}$ . Para o cálculo da máxima tensão de cisalhamento, foi utilizado a Eq. (4.3) (DE MELLO *et al.*, 2017):

$$\tau_1 = \frac{P_0}{a} \left\{ z - z^2(a^2 + z^2)^{-1/2} \right\} \quad (4.3)$$

Onde:

$P_0$  é a pressão máxima de contato entre a marca de desgaste e o abrasivo;

$z$  é a profundidade abaixo da superfície.

Os valores de  $P_0$  são calculados segundo a Eq. (4.4):

$$P_0 = \frac{3(FN_{Abr})}{2\pi a^2} \quad (4.4)$$

Onde  $a$  é o raio de contato entre as partículas abrasivas e a marca de desgaste, e é calculado segundo a Eq. (4.5):

$$a = \left( \frac{3(FN_{Abr})R}{4E^*} \right)^{1/3} \quad (4.5)$$

Nesse caso  $E^*$  é o módulo de Young relativo, que é calculado segundo a Eq. (4.6)

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (4.6)$$

Para este trabalho, foi considerado  $E(\text{SiO}_2) = 71 \text{ GPa}$ ,  $E(398 \text{ duplex}) = 200 \text{ GPa}$ ,  $\nu(\text{SiO}_2) = 0,17$ ,  $\nu(398 \text{ duplex}) = 0,3$ ,  $R = 2,7 \mu\text{m}$  para microabrasão e  $R = 0,15 \text{ mm}$  para macroabrasão, sendo obtido os valores das Forças Normal:  $FN_{\text{Abr}} = 1,07 \times 10^{-6} \text{ N}$  para microabrasão e  $FN_{\text{Abr}} = 7,9 \times 10^{-2} \text{ N}$  para o ensaio de macroabrasão. A tensão máxima de cisalhamento foi obtida e apresentada para microabrasão (calowear®) (Fig. 4.12-a) e para macroabrasão (Fig. 4.12-b).

Foi observado que a máxima tensão de cisalhamento é obtida para uma profundidade de  $0,020 \mu\text{m}$  para a microabrasão, com um valor de  $237 \text{ Mpa}$  e para a macroabrasão é obtida para uma profundidade de  $1,5 \mu\text{m}$ , com um valor de  $3157 \text{ Mpa}$ , sugerindo que que uma pequena fração da superfície sob desgaste abrasivo pode sofrer encruamento durante a microabrasão e macroabrasão. Vale ressaltar que durante o desgaste abrasivo, a hipótese de contato Hertziano é limitada pois descreve o comportamento elástico do material (DE MELLO et al., 2017).

Pode-se dizer que há uma diferença na ordem de 100 vezes em grandeza entre o ensaio de macroabrasão e microabrasão, sendo menores para a microabrasão. As tensões geradas pela microabrasão são menores e o desgaste ocorre mais próximo da superfície que na macroabrasão. As indentações provocadas pelo desgaste de microabrasão aparentemente não produzem encruamento, sendo maior influenciadas pelas propriedades mecânicas.

Como foram exemplificadas nos parágrafos anteriores, as tensões de contato são de ordem de grandeza menores para a microabrasão, assim a influência das propriedades mecânicas dos aços testados é significativamente maior. A Fig. 4.13 apresenta a relação entre as microdurezas e o coeficiente de desgaste ( $k$ ).

Na figura 4.13 é apresentado que há uma relação aproximadamente linear entre o coeficiente de desgaste ( $k$ ) e a microdureza quando os testes foram realizados em baixas tensões de contato (calowear® Fig. 4.13-a). Nesse caso, então é verificado que quanto maior a dureza maior a resistência ao desgaste abrasivo. Pode-se dizer que, nas condições da microabrasão quando os aços inoxidáveis aumentaram a dureza (encruamento por deformação a frio) conseqüentemente terão maior resistência ao desgaste abrasivo, independentemente se for austenítico, ferrítico ou ferrítico-austenítico. Este comportamento não é identificado para os ensaios com maiores tensões de contato como o de roda de borracha (macroabrasão Fig. 4.13-b).

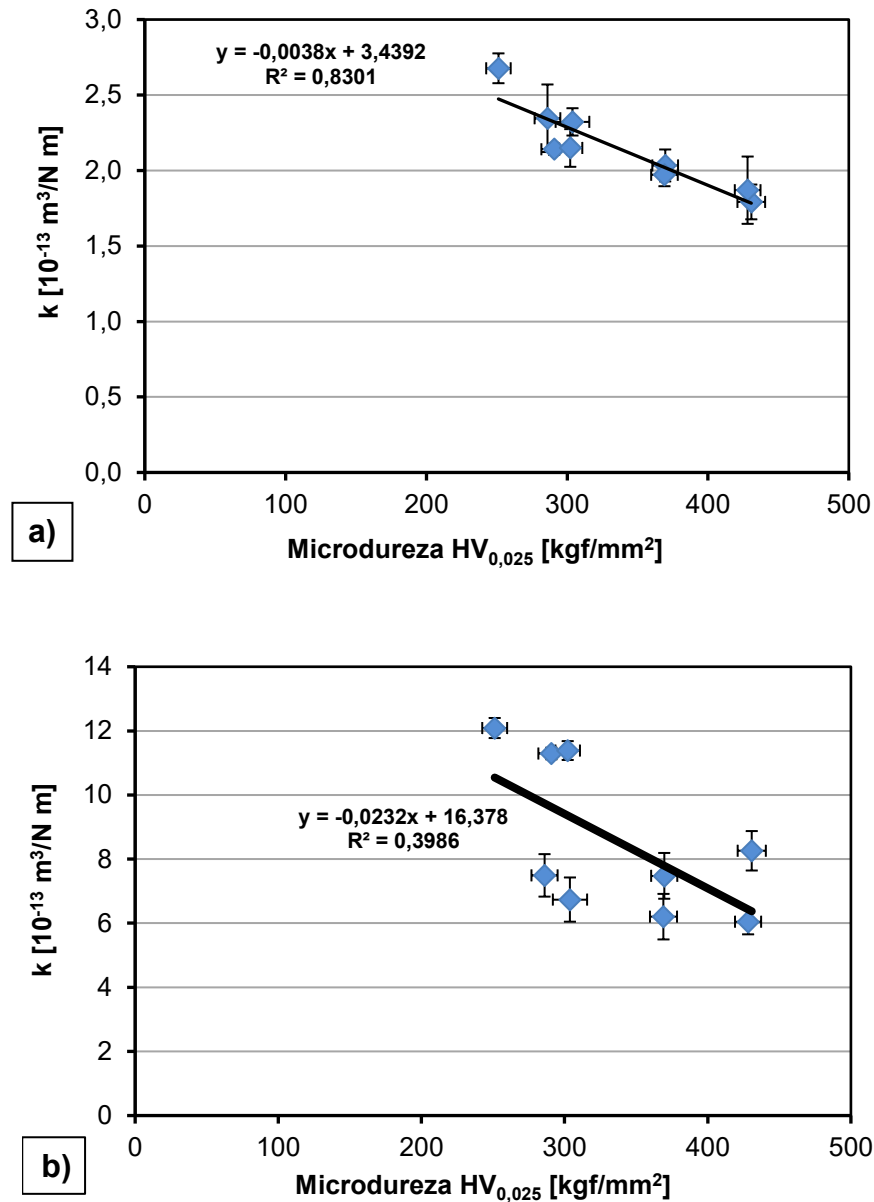


Figura 4.13. Relação de microdureza e coeficiente de desgaste das amostras de aços inoxidáveis 410, AISI 304 e 398 nos testes abrasivos tipo: a) calowear; e b) roda de borracha.

Em situações de desgaste abrasivo com baixas tensões de contato, as mudanças das propriedades mecânicas apresentam maior influência pois a resistência à remoção do material é proporcionalmente maior quando comparado com desgaste abrasivo com altas tensões de contato. Assim, a capacidade para o material ser riscado e chegar à ruptura é significativamente menor em baixas tensões. Essa ideia também é evidenciada ao se comparar a tensão limite de ruptura ( $L_r$ ) com o coeficiente de desgaste ( $k$ ), como apresentado na Fig. 4.14.

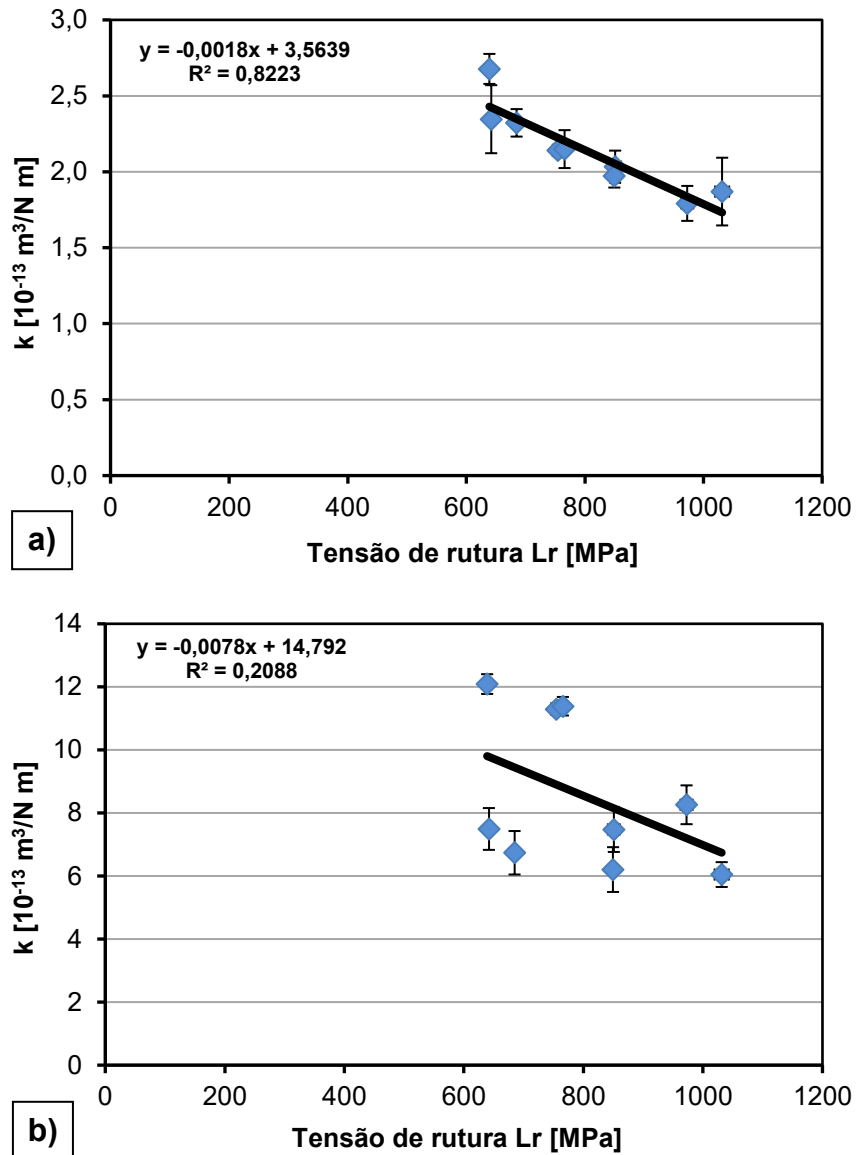


Figura 4.14. Relação da tensão de ruptura e coeficiente de desgaste das amostras de aços inoxidáveis 410 AISI 304 e 398 nos testes abrasivos tipo: a) calowear® e b) roda de borracha.

A Fig. 4.15 é apresentado a relação entre a dureza, desgaste abrasivo na microabrasão e grau de deformação (Fig.4.15a) e a relação entre o limite de escoamento, desgaste abrasivo e grau de deformação (Fig.4.15b). Foi verificado que relação entre a dureza e o coeficiente ao desgaste abrasivo é inversamente proporcional (Fig.4.15a).

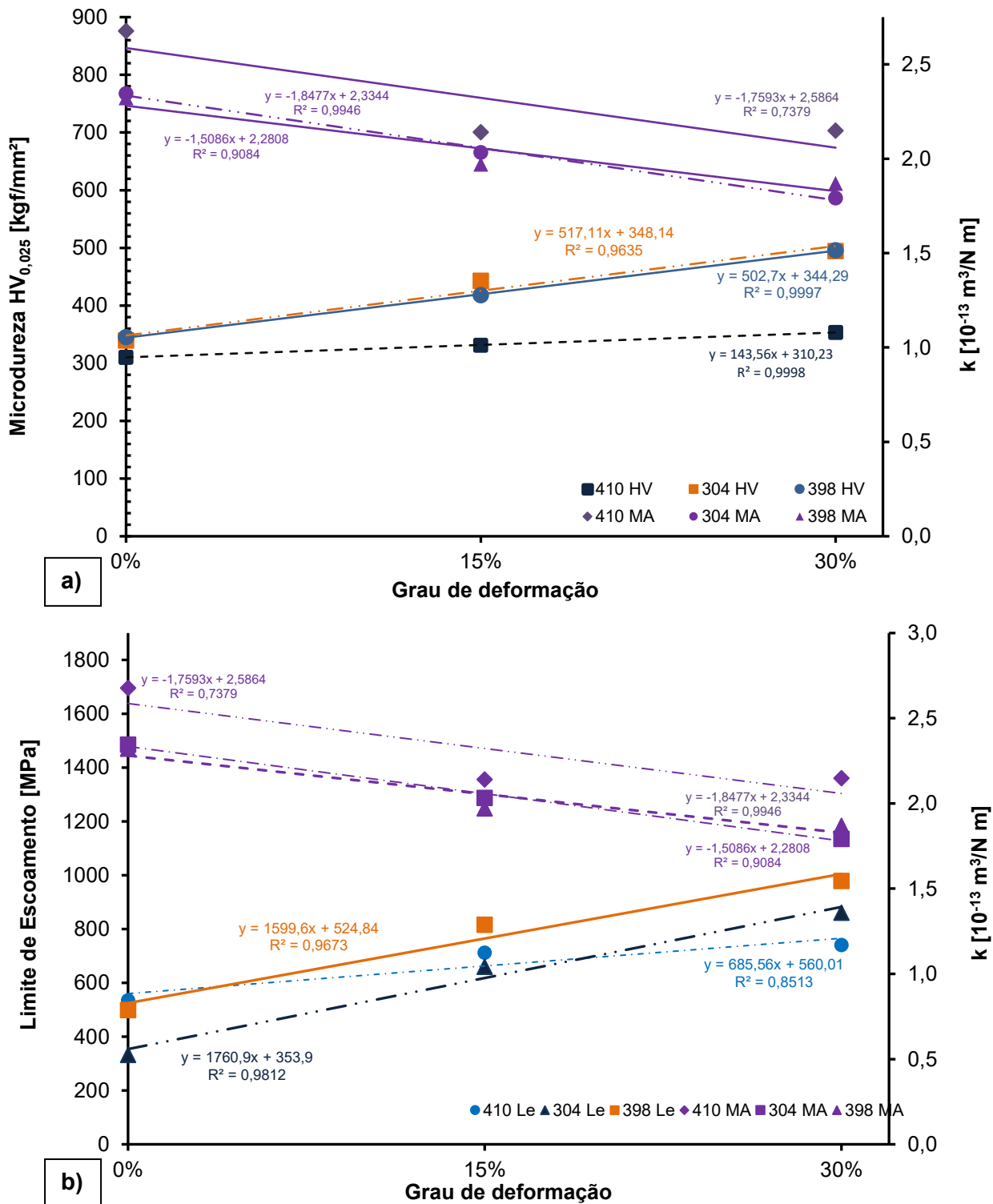


Figura 4.15 Comportamento das propriedades mecânicas e desgaste abrasivo na microabrasão em relação ao grau de deformação: a) Microdureza (HV) e desgaste abrasivo na microabrasão (MA) em relação ao grau de deformação; b) Limite ao escoamento (Le) e desgaste abrasivo (MA) na microabrasão em relação ao grau de deformação.

Conforme apresentado na Fig. 4.2 e Fig. 4.15, o aumento da dureza dos aços inoxidáveis é diretamente proporcional ao grau de deformação prévio a frio. Da mesma forma, a redução no coeficiente de desgaste abrasivo é diretamente proporcional ao aumento da deformação a frio e dureza na microabrasão (HV). Nesse caso, as propriedades mecânicas potencializadas pela deformação prévia a frio dificultam a ação das partículas durante o processo abrasivo, levando a formação de eventos com tamanho relativo menor que a superfície com 0% de trabalho a frio. Sugere-se que as tensões resultantes do contato entre a partícula e a superfície sofrem alteração devido a tensão residual induzida pela deformação prévia, dificultando a ação dos mecanismos de desgaste presentes. Esse fato pode explicar a diminuição do coeficiente de desgaste em relação ao aumento de dureza do material.

O mesmo comportamento é verificado ao se comparar o coeficiente de desgaste abrasivo e o limite de escoamento em função do grau de deformação (Fig. 4.15b). Da mesma forma, ao se deformar previamente a frio as amostras de aços inoxidáveis, há uma relação diretamente proporcional com o limite de escoamento ( $Le$ ) e um aumento considerável na resistência ao desgaste abrasivo. Provavelmente, a maior tensão de escoamento induz a maior resposta elástica do material reduzindo a ação plástica durante a interação partícula-superfície em comparação com a amostra não deformada previamente. Os autores entendem que o aumento da dureza combinado com o aumento do limite de escoamento induz a redução do coeficiente de desgaste na microabrasão. Um sistema tribológico pouco severo, que opera com ocorrência de eventos de abrasão de pequenas dimensões pode ser bem representado pelos ensaios de microabrasão. Nesse caso os eventos gerados são aproximadamente 100 vezes menores em comparação com os que ocorrem na macroabrasão. Pode-se dizer que o uso de aços inoxidáveis previamente deformados a frio apresentam melhor resposta ao desgaste abrasivo que os aços inoxidáveis sem deformação prévia para condições de abrasão suave. Além disso, os aços inoxidáveis que têm a presença da fase austenítica apresentam melhor resposta ao desgaste abrasivo do que os aços inoxidáveis somente com a fase ferrítica. Nesse caso, os aços austeníticos estão submetidos ao efeito TRIP quando deformados plasticamente, endurecendo a superfície do material durante o processo de abrasão.

Para contextualizar a aplicabilidade do presente estudo, o valor econômico dos aços estudados segue a proporção de 1 para o aço 410, 1,6 para o aço inoxidável AISI 304 e 2,2 para o aço 398. A figura 4.8 mostrou que os ganhos associados a resistência à abrasão suave (microabrasão) estão na ordem de 20% quando o aço 410 é deformado a frio. Nessa mesma condição, o aço inoxidável AISI 304 trabalhado a frio a 30% apresenta 24% de acréscimo na resistência a abrasão. O aço inoxidável 398 apresentou acréscimo de resistência de 20% para 30% de trabalho a frio. A figura 4.8 também mostra que o melhor desempenho nessa



configuração de ensaio foi para os aços inoxidáveis AISI 304 e 398 previamente deformados a 30% em comparação com o aço 410. Entretanto, o desempenho do aço 410 previamente deformado é ligeiramente melhor que a dos aços 398 e AISI 304 sem deformação. Esses resultados sugerem que a utilização do aço inoxidável ferrítico trabalhado a frio é economicamente viável como material resistente ao desgaste abrasivo para condições de abrasão suave quando comparados com os outros aços não deformados.

## CAPÍTULO V

### CONCLUSÕES

O ensaio de microabrasão nas amostras de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e ferrítico-austenítico mostrou que o coeficiente de desgaste abrasivo pode ser influenciado pelo trabalho a frio prévio, com redução de 15 e 30% em relação a espessura inicial das amostras. Para o ensaio de macroabrasão, essa influência não foi claramente evidenciada através da aplicação da ferramenta estatística ANOVA, conseqüentemente não houve variação no coeficiente de desgaste abrasivo entre amostras com e sem trabalho a frio prévio.

Foi evidenciado que houve o encruamento das superfícies das amostras de aço inoxidável quando submetido ao trabalho a frio prévio. Para o aço inoxidável ferrítico 410, houve um aumento da dureza entre 6,2 e 8,3% ao ser deformado em 15%; um aumento entre 6,2 e 7,5% ao se deformar as amostras de 15% para 30%. A proporção de encruamento foi similar para os aços inoxidáveis austenítico AISI 304 e ferrítico-austenítico 398 (duplex), sendo levemente maior para o AISI 304.

Houve um aumento nos limites de escoamento e limite de ruptura dos aços 410, AISI 304 e 398. O maior aumento foi verificado no aço AISI 304, onde apresentou um ganho de 49,6% no limite de escoamento e 24,6% para o limite de ruptura, ao ser previamente deformado em 15% em relação a sua espessura inicial e um aumento de 23,3 e 12,5% para o limite de escoamento e limite de ruptura respectivamente quando a deformação prévia passou de 15% para 30%. Os limites de resistência do aço 410 aumentaram 24,9% para o limite de escoamento e uma deformação de 15% e foram encontrados valores similares para uma deformação de 15% para 30%. No aço 398 os limites de escoamento e ruptura aumentaram 38,8% e 19,4% ao ser deformado em 15% e aproximadamente 17% quando foi deformado de 15% para 30%.

Foi observada a transição na dinâmica das partículas no ensaio de macroabrasão, ao se analisar a marca de desgaste via MEV. Nesse caso, a dinâmica foi predominantemente mista (riscos e indentações) para todas as amostras exceto para as amostras de aço

inoxidável 410 deformados a 15 e 30%. Nesse último foi verificado uma mudança de comportamento de misto para deslizamento de partículas. Esta mudança de dinâmica, conseqüentemente de mecanismo predominante, pode ter influenciado na resistência do aço ao desgaste abrasivo. A análise da micrografia das amostras revelou que as tensões geradas durante o desgaste abrasivo não geraram mudanças de microestruturas.

A análise nas marcas de desgaste para o ensaio de microabrasão via MEV, revelaram que o mecanismo de desgaste foram predominantemente o deslizamento de partículas, apresentando destacamentos para o aço 410 podendo indicar uma fadiga superficial. Da mesma forma que na macroabrasão, não foi verificado uma mudança de microestrutura nas amostras.

Foi realizado uma avaliação de tensões superficiais geradas entre as partículas abrasivas e as amostras, durante os ensaios de desgaste abrasivo. A tensão de cisalhamento máxima foi obtida a uma profundidade de 0.02  $\mu\text{m}$  para a microabrasão e 1.5  $\mu\text{m}$  para a macroabrasão. Foi verificado que a ordem de grandeza para as tensões de contato é menor para a microabrasão e aproximadamente 100 vezes mais próxima da superfície, sendo mais susceptível a influência das propriedades mecânicas.

No geral, verificou-se que o coeficiente de desgaste abrasivo para microabrasão do aço inoxidável 410 com deformação prévia à frio de 30% é estatisticamente igual ao que foi encontrado para aço inoxidável 398 sem deformação. Da mesma forma, o coeficiente de desgaste abrasivo para macroabrasão do aço inoxidável 304 sem deformação é estatisticamente igual ao do aço inoxidável 398 também sem deformação. Pode-se dizer que, para uma determinada aplicação industrial como indústria de mineração ou sucroalcooleira, a opção por um aço inoxidável ferrítico pode ser mais vantajosa economicamente do que um aço inoxidável austenítico.

## CAPÍTULO VI

### SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se como trabalhos futuros:

- Análise técnico-econômica do efeito do encruamento para amostras aplicadas em plantas industriais, submetidas a ação do desgaste abrasivo e corrosão, propondo materiais mais adequados para cada aplicação.
- Simulação computacional para o desgaste abrasivo em microabrasão para aços inoxidáveis considerando o efeito escala, reduzindo custos e tempo com ensaios de bancada.
- Realizar uma avaliação do efeito do encruamento na macroabrasão e microabrasão para aços ao manganês x aços inoxidáveis submetidos ao efeito TRIP.
- Análise da energia específica ao riscamento via esclerometria retilínea para verificar o efeito do encruamento e do efeito escala.

## CAPÍTULO VII

### REFERÊNCIAS 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.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.07.010>

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.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00073-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00073-5)

ALLSOPP, D. N.; TREZONA, R. I.; HUTCHINGS, I. M. The effects of ball surface condition in the micro-scale abrasive wear test. **Tribology Letters**, v. 5, n. 4, p. 259-264, 1998. ISSN 1573-2711.

DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1019178716408>

ARDILA, M. A. N.; LABIAPARI, W.S.; COSTA, H.L.; DE MELLO, J.D.B. Influence of stainless-steel specimen topography on micro-abrasion and micro-abrasion-corrosion. **Wear**, v. 426–427, n. December 2018, p. 1482–1495, 2019a. ISSN: 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.01.011> .

ARDILA, M. A. N. **Influência do nióbio na textura e resistência à corrosão de aços inoxidáveis ferríticos em ambientes aerados e desaerados**. 2013. 108 f. Dissertação Mestrado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Uberlândia (UFU), Uberlândia. Disponível em: <https://repositorio.ufu.br/handle/123456789/14935> .

ARDILA, M. A. N. **Influência da Natureza e Topografia da Superfície na MicroAbrasão e Micro-Abrasão-Corrosão**. 2017. 143 f. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. Disponível em: <https://repositorio.ufu.br/handle/123456789/20614>.

ASM Handbook: **ASM Specialty Handbook - Stainless Steels**. Materials Park, Ohio, 1994. 541p.

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

BILLINGHAM, J.; HEALY, J.; BOLT, H. IVITD High Strength Steels - The Significance of Yield Ratio and Work Hardening for Structural Performance. **Marine Research Review** **9**, p. 42, 1997.

BOX, G. E. P.; HUNTER, J. S.; HUNTER, W. G. **Statistics for experimenters: design, innovation, and discovery**. Hoboken, NJ: Wiley-Interscience, 2005. ISBN 0471718130 9780471718130.

BOZZI, A. C.; DE MELLO, J. D. B. Wear resistance and wear mechanisms of WC–12%Co thermal sprayed coatings in three-body abrasion. **Wear**, v. 233–235, p. 575-587, 1999. ISSN 0043-1648.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00206-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00206-9)

CALLISTER, W.D JR; RETHWISCH, D. G., **Ciência e Engenharia dos Materiais**. oitava edição. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2009. ISBN: 9780470419977.

COBB, H. M. **The history of stainless steel**, ASM International, p.374, Materials Park, Ohio, 2010. ISBN-13: 9781615030118.

COSTA, H. L.; ARDILA, M. A. N.; LABIAPARI, W. S.; SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. Effect of surface topography on the dynamics of the abrasive particles during micro-abrasion. **Wear**, v. 324–325, p. 129-139, 2015. ISSN 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.011>

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: p. 235-244. 2001.

COZZA, R. C.; DE MELLO, J. D. B.; TANAKA, D. K.; SOUZA, R. M. Relationship between test severity and wear mode transition in micro-abrasive wear tests. **Wear**, v. 263, n. 1–6, p.111-116, 2007. ISSN 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.099>

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.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.01.055>

DA SILVA, W. M. **Simulação do Desgaste Abrasivo via Interações Múltiplas**. 2008. 177 f. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. Disponível em: <https://repositorio.ufu.br/handle/123456789/14665> .

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.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2011.04.010>

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.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2009.06.005>

DAMIÃO, C. A.; ALCARRIA, G.C.; TELES, V.C., DE MELLO, J.D.B.; DA SILVA, W.M. Influence of metallurgical texture on the abrasive wear of hot-rolled wear resistant carbon steels. **Wear**, v. 426–427, n. December 2018, p. 101–111, 2019. ISSN: 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.01.046>

DE MELLO, J. D. B.; LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; OLIVEIRA, S. A. G.; COSTA, H. L. Strain Hardening: Can it Affect Abrasion Resistance? **Tribology Letters**, v. 65, n. 2, p. 67, 2017. ISSN 1573-2711.

DOI: <https://doi.org/10.1007/s11249-017-0850-8>

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**, 3 ed. York: McGraw-Hill Book Company, 1986. 615p. ISBN: 9788586686641.

EYRE, T. S. Wear characteristics of metals. **Tribology International**, v. 9, n. 5, p. 203–212, 1976. ISSN: 0301679X.

DOI: [https://doi.org/10.1016/0301-679X\(76\)90077-3](https://doi.org/10.1016/0301-679X(76)90077-3)

FERNANDES, F.; RAMALHO, A.; LOUREIRO, A.; CAVALEIRO, A. Mapping the microabrasion resistance of a Ni-based coating deposited by PTA on gray cast iron. **Wear**, v. 292–293, p. 151-158, 2012. ISSN 0043-1648.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.05.018>

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.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00344-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00344-5)

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.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.03.015>

GREENWOOD, J. A.; WILLIAMSON, J. B. P. Contact of nominally flat surfaces. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 295, n. 1442, p. 300–319, 1966. ISSN 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1098/rspa.1966.0242>

HAMADA, A. S.; KISKO, A.P.; SAHU, P.; KARJALAINEN, L.P. Enhancement of mechanical properties of TRIP-aided austenitic stainless steel by controlled reversion annealing. **Materials Science & Engineering**. v. 52, n. 9, p. 2765–2778, 2015. ISSN: 13596454.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.042>

HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. The impact of tribology on energy use and CO2 emission globally and in combustion engine and electric cars. **Tribology International**, v. 135, n. January, p. 389–396, 2019. ISSN: 0301679X.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.03.024>



HUTCHINGS, I. M.; SHIPWAY, P. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Elsevier, 2017, p.388 . ISBN 9780081009109.

IVERSEN, A.; LEFFLER, B. 3.04 - Aqueous Corrosion of Stainless Steels A2 - Cottis, Bob. In: GRAHAM, M.; LINDSAY, R., et al (Ed.). **Shreir's Corrosion**. Oxford: Elsevier, 2010.p.1802-1878. ISBN 978-0-444-52787-5.

DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-044452787-5.00091-3>

JOST, H. P. A Report on the Present Position and Industry's Needs, Lubrication (Tribology) Education and Research, Majesty's Stationery Office, London, 1966.

JOST, H. P. Tribology - Origin and future. **Wear**, v. 136, n. 1, p. 1–17, 1990.

DOI: <https://doi.org/10.1098/rspa.1966.0242>

KHRUSCHOV, M. M. Principles of Abrasive Wear. **Wear**. v. 28, p. 69-88, 1974.

DOI: [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(74\)90102-1](https://doi.org/10.1016/0043-1648(74)90102-1)

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

KUSANO, Y.; HUTCHINGS, I. M. Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 258, n. 1–4, p. 313-317, 2005. ISSN 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.02.020>

LABIAPARI, W. S. **Abrasão-corrosão em aços inoxidáveis ferríticos**. 2015. 211 f. Tese Doutorado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Uberlândia (UFU), Uberlândia. Disponível em: <https://repositorio.ufu.br/handle/123456789/14772>.

LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Micro abrasioncorrosion of ferritic stainless steels. **Wear**, v. 376–377, Part B, p. 1298-1306, 2017. ISSN 0043-1648.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.083>

LABIAPARI, W. S.; ALCÂNTARA, C.M; COSTA, H.L.; DE MELLO, J.D.B. Stainless steel as an antiwear material for the bio-fuel industry. **Wear**, v. 302, n. 1–2, p. 1536–1545, 2013. ISSN 0043-1648. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.023>

LEFFLER, B. Stainless steels and their properties. **AvestaPolarit AB**, p. 1-45, 1996.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R: Reports**, v. 65, n. 4–6, p. 39–104, 2009. ISSN: 0927796X.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>

LULA, R. A.; LENA, A. J.; KIEFER, G. C. Intergranular corrosion of ferritic stainless steels. **Transactions of ASM**, v. 46, p. 197-223, 1954.

MOORE, M. A.; KING, F. S. Abrasive Wear of Brittle Solids, **Wear**, volume 60, pp 123-140, 1980. DOI: [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(80\)90253-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(80)90253-7)

PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia – microestrutura e propriedade**. Hemus, p. 171-172, 2000.

PAPULA, S. et al. Strain hardening of cold-rolled lean-alloyed metastable ferritic-austenitic stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 677, p. 11–19, 2016.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.038>

RASOOL, G.; STACK, M. M. Wear maps for TiC composite based coatings deposited on 303 stainless steel. **Tribology International**, v. 74, p. 93–102, 2014. ISSN: 0301679X.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2014.02.002>

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.

DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(61\)90002-3](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(61)90002-3)

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.

DOI: [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02461-1](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02461-1)

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. Theory and application of a micro-scale abrasive wear test.pdf. **Elsevier Science S.A.**, v. 25, p. 250–260, 1997.

DOI: <https://doi.org/10.1520/JTE11487J>

SANTANA, S. A. **Influência da Morfologia de Carbonetos do Tipo M7C3 no Comportamento em Abrasão de Ferros Fundidos Brancos Eutéticos em Alto Cromo**. 1994. 105 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. Disponível em: <https://repositorio.ufu.br/handle/123456789/30376>

SANTOS, M. B.; LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; DA SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. Abrasion–corrosion: New insights from force measurements. **Wear**, v. 332-333, p. 1206-1214, 2015. ISSN 00431648.  
DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2015.01.002>

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless-steel weld metal. 2. Schaeffler diagram. **Metal progress**, v. 106, n. 1, p. 227-227, 1974. ISSN 0026-0665.

SMALLMAN, R E, NGAN, A. H. W. **Physical Metallurgy and Advanced Materials**, sétima edição. Elsevier. Oxford. 2007. ISBN: 978-0-7506-6906.

SOLEIMANI, M.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science and Engineering A**, v. 795, n. August 2020. ISSN: 09215093.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>

STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G. W. The effects of particle characteristics on three-body abrasive wear. **Wear**, v. 249, n. 3–4, p. 201-207, 2001. ISSN 0043-1648.  
DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00557-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00557-9)

STACHOWIAK, G. W. **Wear: Materials, Mechanisms and Practice**. Wiley, 2006. ISBN 9780470017012.

STACK, M. M.; JAWAN, H.; MATHEW, M. T. On the construction of micro-abrasion maps for a steel/polymer couple in corrosive environments. **Tribology International**, v. 38, n. 9, p. 848-856, 2005. ISSN 0301-679X.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.02.013>

STACK, M. M.; MATHEW, M. Micro-abrasion transitions of metallic materials. **Wear**, v. 255, n. 1–6, p. 14–22, 2003. ISSN 0043-1648.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00204-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00204-7)

TELES, V. C; DE MELLO, J.D.B.; DA SILVA, W.M. Abrasive wear of multilayered/gradient CrAlSiN PVD coatings: Effect of interface roughness and of superficial flaws. **Wear**, v. 376–377, p. 1691–1701, 2017. ISSN: 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.116>

TOPPO, V.; SINGH, S. B.; RAY, K. K. Wear resistance of annealed plain carbon steels in pre-strained condition. **Wear**, v. 266, n. 9–10, p. 907–916, 2009. ISSN 0043-1648.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.12.005>

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. ISSN 0043-1648.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.073>

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.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00358-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00358-5)

TREZONA, R. I.; HUTCHINGS, I. M. Three-body abrasive wear testing of soft materials. **Wear**, v. 233–235, p. 209–221, 1999. ISSN 0043-1648.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00183-0](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00183-0)

VASUDEVAN, M; VENKADESAN, S.; SIVAPRASAD, P.V.; MANNAN, S.L. Use of the Larson-Miller parameter to study the influence of ageing on the hardness of cold-worked austenitic stainless steel. **Journal of Nuclear Materials**, v. 211, n. 3, p. 251–255, 1994. ISSN: 00223115.

DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(94\)90355-7](https://doi.org/10.1016/0022-3115(94)90355-7)

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. DOI: <https://doi.org/10.1361/105994900770345935>

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

YAN, W.; FANG, L.; SUN, K.; XU, Y. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 460–461, p. 542-549, 2007. ISSN 0921-5093.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.094>

WU, X. L.; YANG, M.X.; YUAN, F.P.; CHEN, L.; ZHU, Y.T. Combining gradient structure and TRIP effect to produce austenite stainless steel with high strength and ductility. **Acta Materialia**, v. 112, p. 337–346, 2016. ISSN: 13596454.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.045>

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W. A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. **Acta Materialia**, v. 52, n. 9, p. 2765–2778, 2004.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.02.044>

ZUM GAHR, K. L. **Microstructure and Wear of Materials**, Tribology Series, Volume 10, Elsevier Science Publishers B. V., Amsterdam, ISBN 0444427546, 560 p, 1987.