



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

Faculdade de Engenharia Mecânica

RODRIGO DA SILVA MIRANDA

**Estudo do Desempenho das Microestruturas
Perlítica e Bainítica de Mesma Dureza em
Ensaio de Desgaste Disco-contra-Disco**

CAMPINAS

2021

RODRIGO DA SILVA MIRANDA

Estudo do Desempenho das Microestruturas Perlítica e Bainítica de Mesma Dureza em Ensaio de Desgaste Disco-contra-Disco

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia
Mecânica da Universidade Estadual de Campinas
como parte dos requisitos exigidos para obtenção do
título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área
de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Coorientadora: Dra. Solange Tamara da Fonseca

ESTE TRABALHO CORRESPONDE À VERSÃO FINAL
DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO ALUNO
RODRIGO DA SILVA MIRANDA E ORIENTADA PELO
PROF. DR. PAULO ROBERTO MEI.

CAMPINAS

2021

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

M672e Miranda, Rodrigo da Silva, 1996-
Estudo do desempenho das microestruturas perlítica e bainítica de mesma dureza em ensaio de desgaste disco-contra-disco / Rodrigo da Silva Miranda. – Campinas, SP : [s.n.], 2021.

Orientador: Paulo Roberto Mei.
Coorientador: Solange Tamara da Fonseca.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Tribologia - Testes. 2. Materiais - Fadiga. 3. Desgaste mecânico. 4. Engenharia ferroviária. 5. Metais - Microestrutura. I. Mei, Paulo Roberto, 1953-. II. Fonseca, Solange Tamara da, 1978-. III. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. IV. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Study of the performance of pearlitic and bainitic microstructures of the same hardness in twin-disc wear test

Palavras-chave em inglês:

Tribology - Tests

Materials - Fatigue

Mechanical wear

Railway engineering

Metals - Microstructure

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Paulo Roberto Mei [Orientador]

Amilton Sinatora

Erika Fernanda Prados

Data de defesa: 25-08-2021

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0001-9053-4978>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/8458791802217213>

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

Estudo do Desempenho das Microestruturas Perlítica e Bainítica de Mesma Dureza em Ensaio de Desgaste Disco-contra-Disco

Autor: Rodrigo da Silva Miranda

Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Coorientadora: Dra. Solange Tamara da Fonseca

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, Presidente
DMM/FEM/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Amilton Sinatora
DEM/POLI/Universidade de São Paulo

Profa. Dra. Erika Fernanda Prados
CECS/Universidade Federal do ABC

A Ata de Defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no SIGA/Sistema de Fluxo de Dissertação e na Secretaria do Programa da Unidade.

Campinas, 25 de agosto de 2021.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus familiares, aos grandes amigos que encontrei pelas estradas da vida e a todo aquele que acredita no conhecimento como sendo valor da existência humana, da emancipação, da liberdade e da redução das desigualdades.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não teria sido concretizado sem a ajuda e contribuição de diversas pessoas às quais presto meus agradecimentos:

Ao meu pai Deusdete do Nascimento Miranda e principalmente à minha mãe Rosilene Costa da Silva, que foi a empreendedora da minha carreira e apostou todas as fichas na minha formação, acreditando no crescimento e desenvolvimento através dos estudos. Aos meus irmãos Ronaldo Miranda e Ronaria Miranda, que me motivaram e encorajaram a finalização desse ciclo, acreditando e tendo fé no meu trabalho e sempre que possível, ajudavam na minha caminhada de estudante. Ao meu querido sobrinho João Vitor Santos, que sempre fazia minhas férias no Maranhão serem mais divertidas e alegres.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, por sempre ter me dado suporte, ajuda e liberdade para o desenvolvimento de minhas habilidades e competências durante a vida acadêmica, por sua presença nas etapas mais importantes deste trabalho, o qual me fez explorar os meus resultados e pelos bons conselhos e incentivos que recebi ao longo destes anos. À minha coorientadora Dra. Solange Tamara da Fonseca, por toda ajuda e orientações dadas durante este ciclo e pelas conversas e conselhos que me incentivaram a encarar os desafios da pesquisa.

A todos os professores e funcionários da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM), sobretudo, aos do Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais (DEMM), que ajudaram de forma direta e indireta na realização deste trabalho. Ao Prof. Noé Cheung, por disponibilizar acesso a utilização do equipamento de microscopia óptica do Grupo de Pesquisa em Solidificação (GPS) e ao Prof. Rubens Caram Junior, por disponibilizar o equipamento de difração de raio X do Laboratório de Metalurgia Física e Solidificação (LABMET).

Aos integrantes e amigos do Grupo de Pesquisa em Materiais, Andrei Rezende, Clélia Oliveira, Yanna Luccidi, Fernanda Fernandes, Ana Carvalho, Renan Rocha e Heiter Ewald, pelas discussões proporcionadas, disposição para ajudar em todos os momentos e possibilidade de construir parcerias de trabalho.

Ao meu grande amigo e mentor Prof. Adilto Cunha, que me ajudou a entrar no caminho da pesquisa, por sempre me incentivar na carreira acadêmica e por toda preocupação, torcida e conversas durante todo este período de mestrado.

A todos os amigos e colegas que tive a sorte de conviver na Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

Ao Dr. Domingos Miniccuci, pela contribuição na formação do grupo de Tribologia da FEM/Unicamp.

A todos os colegas que integram o projeto Vale Cátedra Roda-Trilho, pelo compartilhamento do vasto conhecimento de seus trabalhos de pesquisa nas reuniões.

À Vale S.A., através do Eng. Jun Kina, Coordenador do Projeto Cátedra Roda-Trilho, pelos recursos financeiros, permitindo que a academia e iniciativa privada caminhem lado a lado na resolução dos problemas do país.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Fundação de Amparo à Pesquisa e ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico do Maranhão (FAPEMA), processo n° BM-01961/19.

*“Caminhante, não há caminho,
o caminho se faz ao caminhar.”*

(Antonio Machado)

RESUMO

As empresas de transporte ferroviário do Brasil e do mundo têm buscado ampliar a produtividade e eficiência através do aumento de carga transportada e ou locomotivas mais velozes. Tais medidas têm provocado o sucateamento prematuro dos elementos rodantes pelo desgaste acentuado e o rápido crescimento de trincas de FCR. Ao longo dos anos, estas falhas têm sido minimizadas pelo aperfeiçoamento dos aços ferroviários perlíticos, mas esses materiais já vêm sinalizando o limite da otimização de suas propriedades mecânicas. Além disso, poucos estudos sobre as variantes da microestrutura bainítica foram realizados, o que faz com que seu comportamento em desgaste por rolamento-deslizamento ainda seja uma questão de grande debate, sobretudo nos aços microligados de alto carbono. Portanto, um importante questionamento surge, a respeito dos materiais empregados no contato roda-trilho: Qual tipo de microestrutura possui melhores propriedades tribológicas e de fadiga, quando produzidas em aço de mesma composição, mesma dureza e sob as mesmas variáveis tribológicas, bainita ou perlita? Para responder esta pergunta, foram realizados ensaios disco-contra-disco no aço microligado de roda ferroviária forjada (7NbMo) com microestruturas perlítica ou bainítica de mesma dureza no contracorpo de aço de alto carbono (7C) com microestrutura martensita revenida. Os resultados revelaram que a microestrutura teve papel significativo sobre o desempenho em desgaste e FCR. O aço microligado bainítico (7NbMo-B) apresentou menor taxa de desgaste e maior resistência à FCR que o perlítico (7NbMo-P). Comportamento análogo foi observado para seus contracorpos, indicando que o uso da bainita em aplicações de desgaste de rolamento e deslizamento implicará no benefício conjunto do corpo e contracorpo.

Palavras Chave: Ensaio disco-contra-disco; desgaste; fadiga de contato de rolamento; roda ferroviária microligada; microestrutura; cinética de encruamento.

ABSTRACT

Railway transport companies in Brazil and the world have increased productivity and efficiency by increasing the weight transported and adopting faster locomotives. These actions have caused the premature exchange of the wheels and rails due to accentuated wear and the rapid growth of RCF cracks, which have been minimized by the improvement of pearlitic steels of wheels and rails. However, these pearlitic materials have already signaled the limit of the optimization of their mechanical properties. The bainitic microstructure could replace the pearlitic microstructure, however few studies about the bainitic microstructure variants have been carried out, which makes its behavior in rolling and sliding wear still a matter of great debates, especially in high carbon microalloyed steels. Those studies are far from consensus and therefore, an important question arises regarding the materials used in the wheel-rail contact: which microstructure has better tribological and fatigue properties, when produced from the same steel, having the same hardness and under the same tribological variables, bainite or pearlite? To answer this question, twin-disc tests were performed on forged railway wheel microalloyed steel (7NbMo) with pearlitic and bainitic microstructures of the same hardness and on high carbon steel (7C) with tempered martensite. The results revealed that the microstructure had a significant role in the wear and RCF performance. Bainitic microalloyed steel (7NbMo-B) showed a lower wear rate and greater resistance to RCF than pearlitic (7NbMo-P). Similar behavior was observed for their counter-bodies, indicating that the use of bainite in rolling and sliding wear applications would imply the joint benefit of the body and counter-body.

Key Word: twin-disc test; wear; rolling contact fatigue; microalloyed railway wheel; microstructure; hardening kinetics.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 – Incidência geral dos mecanismos de danos de rodas ferroviárias	21
Figura 2.1 – Mapa do sistema ferroviário nacional (ANTF, 2021).	25
Figura 2.2 – Crescimento da quantidade de carga transportada pelas ferrovias brasileiras. MTU – milhão de tonelada útil. Adaptado de ANTT (2020).	26
Figura 2.3 – Esquema da complexidade das interações tribológicas e sua natureza multifísica no contato de superfícies. Adaptado de Vakis et al. (2018).	27
Figura 2.4 – Comparação de dados de taxa de desgaste de ensaios de disco-contra-disco e em plataforma de escala real. Adaptado de Buckley-Johnstone et al. (2018).	29
Figura 2.5 – Comparação morfológica das trincas de FCR de aços de rodas ferroviárias forjadas de alto carbono: a) micrografia da superfície da banda de rodagem; b) e c) superfície de rolamento de um disco após 100.000 ciclos de rolamento. Adaptado de Strey et al., (2021).	30
Figura 2.6 – Evolução dos aços ferroviários (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016).	31
Figura 2.7 – Microestrutura perlítica: a) diagrama esquemático da perlita; b) micrografia de MEV do aço 0,89C/0,4Si/0,92Mn/0,24Cr. Adaptado de Hamada et al. (2011).	32
Figura 2.8 – Resultados de amostras dos aços SM1 e SM2 com microestruturas perlíticas em função da temperatura de austêmpera: a) espaçamento interlamelar perlítico; b) taxas de desgaste específico. Adaptado de Chattopadhyay et al. (2012).	32
Figura 2.9 – Propagação de trincas no aço perlítico RT/CE/S/061 Grau 220 (0,5-0,6C), submetido ao ensaio disco-contra-disco (1500 MPa, 1% deslizamento) contra o aço R8 (0,53C): a) trinca atingindo o limite da zona de ferrita proeutetoide; b) trinca deixando a ferrita proeutetóide para embotar na perlita. Adaptado de Garnham e Davis (2011) (continua).	34
Figura 2.10 – a) aço sem vanádio; b) aço com 0,13V. P – perlita; F _P – ferrita proeutetoide. Adaptado de Rezende et al. (2019).	35
Figura 2.11 – Modelo esquemático da formação da bainita superior e inferior. Adaptado de Takahashi e Bhadeshia (1990) e Ohtani et al. (1990).	37
Figura 2.12 – Microestrutura do aço 0,22C/1,79Si/1,98Mn/1,00Cr austemperado a 400 °C: a) bainita livre de carbonetos; b) detalhe da estrutura. M – martensita; BF – ferrita bainita; RA – austenita retida. Adaptado de Zhou et al. (2017).	38
Figura 2.13 – Imagens de MO da propagação de trincas na subsuperfície de rolamento de uma roda de composição 0,56C/0,37Si/0,80Mn (% em peso), retirada de ferrovia de alta	

velocidade: a) ramo de trincas; b) crescimento de trincas nas interfaces da bainita e ferrita-perlita; c) defeito spalling na superfície da roda. Adaptado de Gao et al. (2019)..... 39

Figura 2.14 – Comparação da perda de volume desgastado de aço bainítico com adições de Cr-Cu-Ni e aço perlítico convencional: a) bainita inferior 300 °C (300- BI); b) bainita superior 350 °C (350- BS); c) bainita superior 400 °C (400- BS); d) resultados de desgaste. Adaptado de Sharma, Sangal e Mindal (2016) (continua). 40

Figura 2.15 – Comparação do desempenho em desgaste das microestruturas bainita superior e perlita com a mesma dureza de 372 HV: a) perlita; b) bainita superior; c) taxa de desgaste. Adaptado de Kalousek, Fegredo e Laufer (1985). 42

Figura 3.1 – Microestruturas do aro das rodas ferroviárias forjadas como recebidas: a) e b) imagens de MO e MEV da roda 7NbMo; c) e d) imagens de MO e MEV da roda 7C. Legenda: P – perlita, B – bainita, F_{Ba} – ferrita bainítica, F – ferrita. Nital 2%. 47

Figura 3.2 – Fluxograma para etapas de tratamentos térmicos e análises pré e pós ensaios de desgaste disco-contra-disco. 48

Figura 3.3 – Dureza Vickers de amostras de dilatométrica isotérmica do aço 7NbMo. .. 49

Figura 3.4 – Tratamentos térmicos para obtenção das microestruturas de estudo: a) rotas para obtenção da bainita e perlita com a dureza de 350 ± 8 HV do aço 7NbMo; b) rota para obtenção da martensita revenida com a dureza de 660 ± 10 HV do aço 7C; c) aparato experimental. Legenda: γ – austenita, P – perlita, B – bainita. 50

Figura 3.5 – Regiões utilizadas para caracterização dos discos tratados termicamente. 51

Figura 3.6 – Difratorômetro de raio X do LABMET: a) equipamento de ensaio; b) corpo de prova posicionado no porta amostra do difratorômetro..... 52

Figura 3.7 – Ilustração das dimensões dos discos e configuração do teste de desgaste. 54

Figura 3.8 – Diagrama esquemático da máquina de desgaste disco-contra-disco..... 54

Figura 3.9 – Superfícies do disco avaliadas após ensaio de desgaste: a) rugosidade superficial, microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV); b) dureza superficial; c) seção radial: dureza e MO, seção circunferencial: MO e MEV..... 56

Figura 3.10 – Dureza superficial: a) equipamento; b) CP montado na base do durômetro para realização de indentação; c) indentação feita na pista de rolamento do disco; d) detalhe de c)..... 57

Figura 4.1 – Curvas de resfriamento medida por termopares inseridos nos discos: a) disco bainítico 7NbMo-B; b) disco perlítico 7NbMo-P. 59

Figura 4.2 – Micrografias de MO e MEV obtidas após os tratamentos térmicos dos aços 7NbMo e 7C: a) e b) disco 7NbMo-P austemperado a 600 °C; c) e d) disco 7NbMo-B

austemperado a 450 °C; e) e f) discos 7C-P e 7C-B temperado em óleo e revenido a 200 °C. Nital 2%. P – perlita; F _P – ferrita proeutetoide; B _S – bainita superior.	60
Figura 4.3 – Comparação das microestruturas bainíticas e perlíticas do aço 7NbMo: a) disco austemperado em 450 °C; b) dilatométrica isotérmica a 450 °C (REZENDE, 2020); c) disco austemperado em 600 °C; d) dilatométrica isotérmica a 600 °C (REZENDE, 2020).....	62
Figura 4.4 – Difração de raios X dos discos após tratamentos de austêmpera em 450 e 600 °C. α – ferrita.....	63
Figura 4.5 – Desgaste dos diferentes materiais dos pares de discos (7NbMo-P vs. 7C-P) e (7NbMo-B vs. 7C-B) após os ensaios disco-contra-disco: (a) perda de massa acumulativa em função do tempo de teste; (b) taxa de desgaste.	64
Figura 4.6 – Comparação das taxas de desgaste deste trabalho com estudos anteriores (REZENDE et al., 2020b), (REZENDE et al., 2021), (LEWIS; DWYER-JOYCE, 2004), (HU et al., 2020a), (LIU et al., 2019), (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADESHIA, 2019): (a) taxa de desgaste do corpo (disco de menor velocidade); (b) taxa de desgaste do contracorpo (disco de maior velocidade) (continua).	68
Figura 4.7 – Evolução da dureza superficial dos pares de discos: a) corpos 7NbMo-B e 7NbMo-P; b) contracorpos 7C-B e 7C-P; c) percentual de endurecimento ($H_{pós} - H_{pré}$)/ $H_{pré}$, onde $H_{pós}$ e $H_{pré}$ são as durezas superficiais pré-ensaio e pós-ensaio, respectivamente; d) relação de	71
Figura 4.8 – Perda de massa relativa e incremento de dureza superficial dos discos: a) 7NbMo-B; b) 7NbMo-P; c) 7C-B; d) 7C-P.....	75
Figura 4.9 – Morfologia das superfícies desgastadas dos corpos após 100.000 ciclos: a) MO de 7NbMo-B; b) MO de 7NbMo-P; c) MEV de 7NbMo-B; d) MEV de 7NbMo-P.....	77
Figura 4.10 – Adesão no contato disco-contra-disco: a) efeito da adesão sobre uma trinca (VICENTE; GUILLAMÓN, 2019); b) trinca do disco 7NbMo-B puxada para trás devido à adesão.	78
Figura 4.11 – Morfologia das superfícies desgastadas dos contracorpos após 100.000 ciclos: a) MO de 7C-B; b) MO de 7C-P; c) MEV de 7C-B; d) MEV de 7C-P.	79
Figura 4.12 – Variação da rugosidade média Ra com os ciclos de ensaio: a) discos 7NbMo-B e 7NbMo-P; b) discos 7C-B e 7C-P.	81
Figura 4.13 – Micrografias de MO exibindo as camadas deformadas no corte circunferencial dos corpos (discos 7NbMo-B e 7NbMo-P) e contracorpos (discos 7C-B e 7C-P). (Ataque Nital 2%).....	82

Figura 4.14 – Correlação entre a profundidade de camada deformada e a taxa de desgaste dos discos.	86
Figura 4.15 – a) Variação da dureza em função da profundidade da superfície de contato, no sentido de corte radial dos discos, após 100.000 ciclos de rolamento; b) MO mostrando trilhas de dureza por microindentação Vickers realizadas abaixo da superfície de contato do disco 7NbMo-P.	86
Figura 4.16 – Mudança da microestrutura com o aumento da profundidade abaixo da superfície desgastada, após os 100.000 ciclos de rolamento-deslizamento: a) disco 7NbMo-B; b) disco 7NbMo-P. Nital 2%.	89
Figura 4.17 – Região de estrutura nanocristalina nas proximidades da superfície de rolamento dos discos 7NbMo-B e 7NbMo-P. Nital 2%.	89
Figura 4.18 – Característica do caminho de propagação de trinca de fadiga do aço ferrítico-bainítico de baixo carbono. Adaptado de Guan e Yu (2013).	91
Figura 4.19 – Micrografias de MO das trincas de FCR dos corpos 7NbMo-B e 7NbMo-P: a) e b) seção circunferencial; c) e d) seção radial.	92
Figura 4.20 – Micrografias de MO das trincas de FCR dos contracorpos 7C-B e 7C-P: a) e b) seção circunferencial; c) e d) seção radial.	94
Figura 4.21 – Resumo dos resultados dos ensaios disco-contra-disco: (a) corpos; (b) contracorpos.	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Características e resultados dos aços ensaiados (ZAMBRANO et al., 2019).	33
Tabela 3.1 – Composição química dos aços utilizados (% massa).....	46
Tabela 4.1 – Estatística do tamanho das trincas de fadiga da subsuperfície dos discos.	92

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Letras Latinas

- A – Área de contato
B – Bainita
BF – Ferrita bainítica
Bs – Bainita superior
Fe₃C – Cementita
F_P – Ferrita proeutetóide
km – Quilômetro
M – Martensita
m – Metros
mm – Milímetros
MPa – Mega Pascal
n – Coeficiente de encruamento
N – Newton
P – Perlita
R – Raio do disco
RA – Austenita retida
rpm – Rotações por minuto
t – Toneladas
T – Torque
V₄C₃ – Carboneto de vanádio

Letras Gregas

- μ – 10⁻⁶
 η – 10⁻⁹
 σ_e – Tensão de escoamento
 α – Ferrita
 γ – Austenita ou quantidade de deslizamento no contato
 θ – Ângulo de difração

Abreviações

- CCC – Cúbico de Corpo Centrado

CCT – Continuous Cooling Transformation
DRX – Difração de Raios X
EBSD – Electron Backscattered Diffraction
FCR – Fadiga de Contato por Rolamento
HV – Dureza Vickers
ITT – Isothermal Temperature Transformation
MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MO – Microscopia Óptica
MTKU – Milhão de toneladas úteis transportadas a distância de um quilômetro
MTU – milhão de tonelada útil
RMB – Ruído Magnético de Barkhausen
TKU – Toneladas úteis transportadas a distância de um quilômetro

Siglas

AAR – American Association of Railroads
AISI – American Iron and Steel Institute
ANTF – Associação Nacional de Transportes Ferroviários
ANTT – Associação Nacional de Transportes Terrestres
DEMM – Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais
FEM – Faculdade de Engenharia Mecânica
GPS – Grupo de Pesquisa em Solidificação
LABMET – Laboratório de Metalurgia Física e Solidificação
LCE – Laboratório de Caracterização Estrutural
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos
UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
1.1	Objetivo geral.....	23
1.2	Objetivos específicos	23
2	REVISÃO DA LITERATURA	24
2.1	Ferrovias no Brasil.....	24
2.2	Pesquisa em materiais ferroviários	26
2.2.1	Ensaio disco-contra-disco na simulação do desgaste ferroviário	28
2.3	Aços ferroviários perlíticos.....	30
2.4	Aços ferroviários bainíticos	36
2.5	Efeito da adição de nióbio e molibdênio nos aços microligados.....	43
2.6	Papel da dureza na resistência ao desgaste e FCR.....	44
3	METODOLOGIA	46
3.1	Aços utilizados.....	46
3.2	Procedimento experimental	47
3.3	Preparação dos corpos de prova.....	48
3.3.1	Tratamento térmico.....	49
3.3.2	Caracterização pré-ensaios tribológicos	51
3.4	Ensaio tribológicos (disco-contra-disco).....	53
3.5	Caracterização durante e após os ensaios tribológicos	55
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	59
4.1	Microestrutura dos materiais de ensaio	59
4.2	Desempenho em desgaste	63

4.3	Variação da dureza superficial.....	70
4.4	Correlação da perda de massa e dureza superficial	74
4.5	Morfologia da superfície desgastada	76
4.6	Rugosidade Superficial	80
4.7	Deformação plástica subsuperficial	82
4.8	Trincas de fadiga.....	91
4.9	Resumo dos principais resultados.....	95
5	CONCLUSÕES	96
	Sugestões para trabalhos futuros.....	97
	Publicações e submissões em revistas	98
	Referências Bibliográficas	99

1 INTRODUÇÃO

O Brasil dispõe de uma malha ferroviária de 29.075 km de linhas de tráfego e a maior parte desse sistema destina-se ao transporte de cargas (ANTT, 2021). Este modal envolve uma rede de sistemas interligados que possui como núcleo o contato roda-trilho. A gestão deste contato é o ponto-chave para a redução das atividades de manutenção nos veículos e na ferrovia, pois possui uma ligação direta com o desempenho do tráfego e relaciona-se com a segurança de toda a cadeia operacional (Lewis et al. 2017).

Ao longo dos anos, as empresas do transporte ferroviário de carga pesada (*Heavy Haul*) do Brasil e do mundo têm buscado ampliar a produtividade e eficiência pelo o aumento do peso transportado e a adoção de locomotivas mais velozes (MINICUCCI et al., 2019), (QIU; COOKSON; MUTTON, 2017), (SEO et al., 2016), (HE et al., 2016), (DING et al., 2015). Consequentemente, tais medidas têm resultado no aumento da carga por eixo dos vagões e à amplificação das tensões normais e cisalhantes no contato roda-trilho, favorecidas pela dinâmica veicular (REIS et al., 2018), (SEO et al., 2016), (EKBERG; ÅKESSON; KABO, 2014).

Para se ter uma compreensão da evolução do setor ferroviário brasileiro, a ANTF (Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários) mostra que entre os anos de 1997 e 2018, houve um crescimento de 125 % na quantidade de cargas transportadas, assim como o aumento da produtividade (ton/km) de 195 % (ANTF, 2021).

Nessa perspectiva, as rodas possuem um importante papel no contato ferroviário pela sua funcionalidade de transferir a carga de eixo dos vagões para os trilhos, proporcionar as forças de frenagem e tração no percurso e absorver as complexas interações físicas entre o trem, a ferrovia e o solo (HE et al., 2016), (GAO et al., 2015), (WANG; ZENG; LUO, 2014).

De acordo com Almeida (2017), as rodas são o terceiro componente de consumo de maior custo das ferrovias da multinacional brasileira VALE S.A., ficando atrás somente dos custos com trilhos e combustível. Além disso, Fracalossi (2017), analisando os custos envolvidos na manutenção da Estrada de Ferro Vitória a Minas S.A. (EFVM/Brasil), afirma que as rodas representam 37,2% do custo de materiais envolvidos na manutenção de vagões.

Nessa linha, com o intuito de mapear a ocorrência dos principais tipos de defeitos que agredem a integridade estrutural das rodas ferroviárias, Bevan et al. (2013), fizeram observações detalhadas em perfis de rodas usadas, pertencentes a algumas frotas de veículos, para

determinação das categorias dos principais tipos de danos que ocorrem nas mesmas. Conforme a Figura 1.1, os autores observaram que dentro do conjunto de mecanismos de falha das rodas, 41% dessas correspondiam a Fadiga de Contato por Rolamento (FCR) e 26% ao desgaste da pista de rodagem.

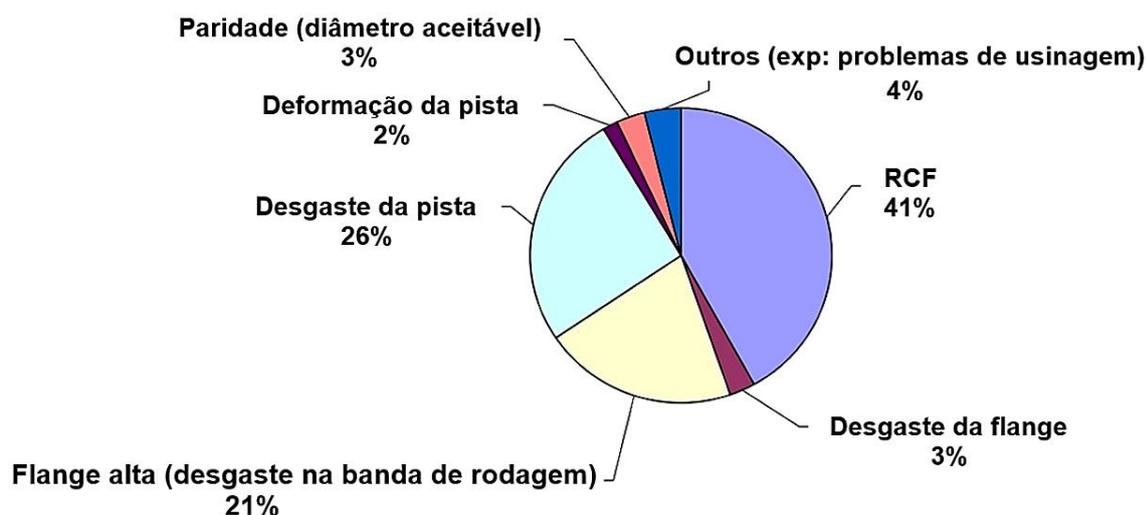


Figura 1.1 – Incidência geral dos mecanismos de danos de rodas ferroviárias (BEVAN et al., 2013).

Nas últimas décadas, os problemas de desgaste e fadiga de contato de rolamento (FCR) têm sido minimizados pelo aperfeiçoamento dos aços ferroviários perlíticos. A abordagem comum tem sido usar adições de elementos ligantes ou microligantes, como o carbono, molibdênio, nióbio e vanádio, juntamente com um tratamento térmico ou termomecânico, para obtenção de perlita refinada, favorecendo a melhoria das propriedades mecânicas pelos mecanismos de aumento de resistência por precipitação, solução sólida e redução do tamanho de grão (CUNHA et al., 2013), (FINAMOR et al., 2017), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (ZENG et al., 2016), (FONSECA et al., 2016), (FONSECA et al., 2017), (REZENDE et al., 2019), (ZHAO; JIANG, 2018), (REZENDE et al., 2020a).

No entanto, o que observa-se atualmente, é a sinalização do limite da otimização da microestrutura perlítica dos aços de roda e trilho produzidos em escala industrial, em termos destas propriedades (STOCK; PIPPAN, 2011), (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (CHATTOPADHYAY et al., 2012). Em outras palavras, está chegando-se na estagnação dos mecanismos de aumento de resistência.

Diante desta conjuntura, emergem as necessidades para a busca de microestruturas alternativas a tradicional perlita, para o enfrentamento dos desafios da engenharia ferroviária. Pesquisas vêm apontando os aços de microestrutura bainítica como potenciais substitutos aos aços ferroviários perlíticos (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (SOLANO-ALVAREZ; PICKERING; BHADESHIA, 2014), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2014), (CHATTOPADHYAY et al., 2012), (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011). Isso deve-se a característica da bainita em apresentar um bom compromisso entre resistência à tração e tenacidade (MINICUCCI et al., 2019), (FONSECA et al., 2017), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (SOLANO-ALVAREZ; PICKERING; BHADESHIA, 2014), (GUAN; YU, 2013), (CHATTOPADHYAY et al., 2012).

Entretanto, existem poucos estudos sobre as variantes da microestrutura bainítica (ZANI; CHAISE; GHIDINI, 2020), o que faz com que seu comportamento em desgaste e FCR ainda seja uma questão de grandes debates, sobretudo nos aços microligados de alto carbono.

Além disso, algumas pesquisas têm estabelecido comparações do desempenho de desgaste de aços ferroviários bainíticos e perlíticos, mas ainda não se têm chegado a um consenso. Num momento os autores indicam que a perlita é melhor (VIÁFARA et al., 2005), (DEVANATHAN; CLAYTON, 1991), (HU et al., 2020a), (STOCK; PIPPAN, 2011), (LIU et al., 2019), (KALOUSEK; FEGREDO; LAUFER, 1985), em outro momento que a bainita é melhor (REZENDE et al., 2021), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (CHATTOPADHYAY et al., 2012), (CHEN et al., 2019), (HASAN; CHAKRABARTI; SINGH, 2018) e, até mesmo, que os dois constituintes possuem comportamentos semelhantes (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (YOKOYAMA; MITAO; YAMAMOTO, 2001).

Tais divergências surgem devido a comparações feitas entre aços com composições químicas diferentes, durezas iniciais diferentes e microestruturas não uniformes, o que vêm gerando conclusões distorcidas e confusas sobre o real comportamento tribológico desses constituintes.

Contudo, Rezende et al. (2020) realizaram um avanço neste campo, ao investigarem o comportamento das microestruturas perlítica e bainítica produzidas de um mesmo aço de roda ferroviária microligada de alto carbono. Após ensaios de desgaste e FCR em tribômetro disco-contra-disco, os autores constataram que a bainita apresentou uma perda de massa 45% menor que a perlita, além de trincas de fadiga menores. Entretanto, o aço bainítico tinha uma dureza

maior que o perlítico. Isso abriu espaço para questionamento se o melhor desempenho da bainita foi promovido por sua maior dureza, ao invés do arranjo morfológico da microestrutura.

Com isso, um importante questionamento persiste, a respeito dos materiais empregados no contato roda-trilho: Qual tipo de microestrutura possui melhores propriedades tribológicas e de fadiga, quando produzidas em aço de mesma composição, mesma dureza e ensaiado sob as mesmas variáveis tribológicas, bainita ou perlita? A resposta para esta pergunta será dada nesta dissertação.

1.1 Objetivo geral

Avaliar o comportamento em desgaste por FCR com deslizamento das microestruturas perlita ou bainita com mesma dureza, produzidas a partir de uma roda ferroviária Classe D, utilizando um tribômetro disco-contra-disco.

1.2 Objetivos específicos

Para alcançar o objetivo geral, foram traçados os seguintes objetivos específicos:

- Realizar o tratamento térmico isotérmico dos discos para obtenção da microestrutura perlítica ou bainítica de mesma dureza;
- Fazer a caracterização microestrutural, mecânica e de superfície dos discos, após os tratamentos térmicos;
- Realizar ensaios de desgaste disco-contra-disco das microestruturas perlítica e bainítica sob as mesmas variáveis tribológicas;
- Avaliar os efeitos do ensaio de desgaste na superfície e subsuperfície dos discos, bem como o comportamento da microestrutura ao ensaio.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Ferrovias no Brasil

O desenvolvimento ferroviário brasileiro sempre esteve intimamente ligado às políticas de governo, que sofreram grandes variações ao longo da história (ANTF, 2021). Neste sentido, a primeira ferrovia do Brasil foi inaugurada no Rio de Janeiro, no ano de 1845, possuindo uma extensão de apenas 14,5 km (ANTF, 2021).

Em 1922, o país possuía um sistema ferroviário com aproximadamente 29.000 km de extensão, operado com máquinas de tração à vapor, e no ano de 1930, houve a introdução da tração elétrica para substituição dessas (ANTT, 2021).

No final da década de 30, ocorreu a reorganização e saneamento das estradas de ferro existentes, com a encampação de empresas de origens estrangeiras e nacionais, criando a Inspeção Federal de Estradas, encarregada de gerir as ferrovias e rodovias federais (ANTT, 2021).

No ano de 1958 foi criada a Rede Ferroviária Federal S.A. - RFFSA, unificando administrativamente as estradas de ferro pertencentes à União, que totalizavam 37.967 km de linhas distribuídas pelo país. No entanto, em 2020 havia uma extensão de 31.029 km, sendo 7.492 km na bitola larga, 23.027 km na bitola métrica e 510 km em bitola mista (ANTT, 2021). Diante destes dados, fica evidente a baixa expansão da malha ferroviária brasileira quando comparado o ano de 1922 com o ano de 2020.

O início do processo de desestatização do setor ferroviário, ocorreu por meio do Decreto nº 473/92, a partir da inclusão da Rede Ferroviária Federal S.A. - RFFSA no Programa Nacional de Desestatização (ANTT, 2021).

Com isso, desde que as ferrovias foram concedidas à iniciativa privada, processo iniciado a partir de 1996, o transporte ferroviário de carga tem sofrido grandes transformações, uma vez que as empresas privadas associadas à ANTF (Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários) buscam continuamente o aperfeiçoamento de suas atividades (ANTF, 2021).

Atualmente a extensão da malha concedida é de 29.075 km e as principais ferrovias que compõem o sistema ferroviário brasileiro podem ser verificadas na Figura 2.1. Estas ferrovias

estão divididas em malhas regionais e cada malha regional possui uma empresa concessionária (ANTT, 2021).

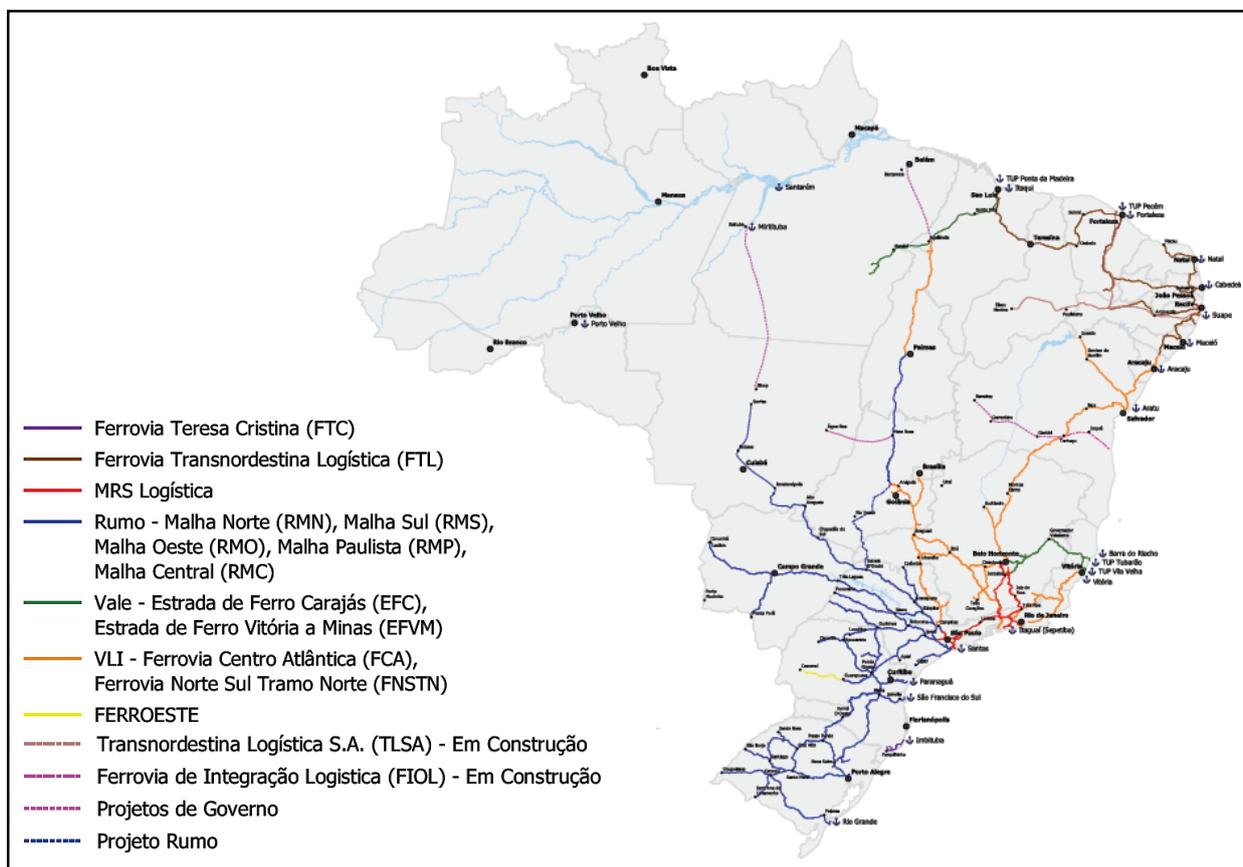


Figura 2.1 – Mapa do sistema ferroviário nacional (ANTF, 2021).

Na Figura 2.2 é ilustrada a evolução da carga transportada pelo modal ferroviário no Brasil. Nela verifica-se que as ferrovias de cargas ampliaram significativamente o volume transportado, que atingiu o recorde de 569 milhões de toneladas úteis em 2018, representando um aumento de 125% desde 1997 – época do início das concessões, quando foram movimentadas 253 milhões de toneladas úteis – e um crescimento de 5,7% sobre o volume transportado em 2017, que foi de 539 milhões (Figura 2.2).

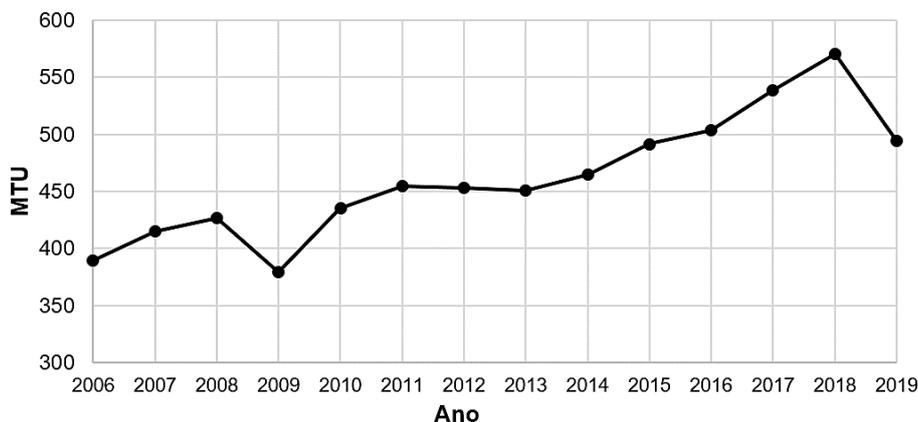


Figura 2.2 – Crescimento da quantidade de carga transportada pelas ferrovias brasileiras. MTU – milhão de tonelada útil. Adaptado de (ANTT, 2021).

Além disso, dentre os principais setores de transporte de carga operantes no Brasil, há destaque para o ferroviário pelo fato desse ser mais adequado em relação ao custo-benefício e ao menor impacto ambiental, dado a sua grande capacidade de carga (FONSECA et al., 2017). A emissão de dióxido de carbono do transporte rodoviário para o meio ambiente é cerca de 6 a 7 vezes maior que o ferroviário (setor rodoviário emite 79 g de CO₂/TKU contra 12 g CO₂/TKU do ferroviário) (FONSECA et al., 2017).

2.2 Pesquisa em materiais ferroviários

Diante das demandas do modal ferroviário, as pesquisas voltadas para o entendimento e redução do desgaste e a FCR de materiais de rodas e trilhos continuam sendo o foco de bastante interesse das empresas de transporte ferroviário, assim como da comunidade científica (SALAS VICENTE; PASCUAL GUILLAMÓN, 2019).

Dentro deste cenário, tem emergido motivações para o enfrentamento dos desafios da engenharia ferroviária, seja para o desenvolvimento e melhoria dos materiais, aperfeiçoamento dos processos de fabricação ou a construção de novos projetos de elementos rodantes. Vale ressaltar que a complexidade envolvida na compreensão dos mecanismos de danos que ocorrem na interface da banda de rodagem da roda/topo do boleto do trilho, assim como no friso da roda/canto de bitola do trilho, deve-se a uma gama de variáveis que podem atuar no par tribológico (LEWIS et al., 2017).

A Figura 2.3 apresenta um esquema ilustrativo que evidencia a complexidade das interações tribológicas do contato.

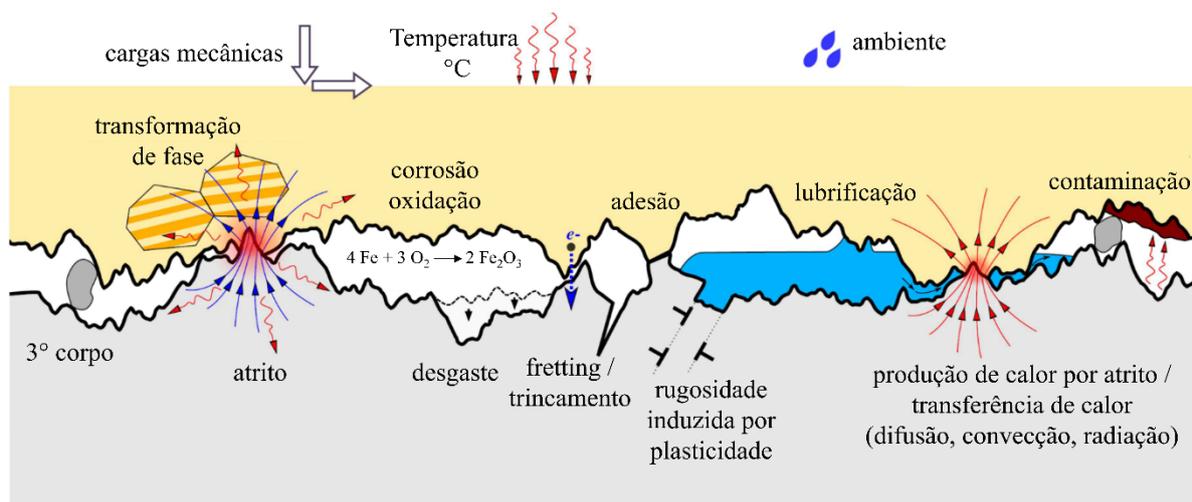


Figura 2.3 – Esquema da complexidade das interações tribológicas no contato de superfícies.

Adaptado de Vakis et al. (2018).

No leque de variáveis envolvidas, destacam-se as de natureza metalúrgica dos materiais rodantes, tal como: o processo de fabricação (ALMEIDA et al., 2019), (SEO et al., 2016), (ROBLES HERNÁNDEZ et al., 2011), a composição química da liga e sua microestrutura (REZENDE et al., 2020a), (FONSECA et al., 2016), (REZENDE et al., 2020b), (ZHANG et al., 2020).

Não obstante, o tribossistema roda-trilho ainda sofre o efeito dos elementos de terceiro corpo que podem agir de maneira deletéria na integridade estrutural, potencializando a ação dos mecanismos de falha no material, seja pelo aumento da taxa de desgaste ou crescimento da taxa de nucleação e propagação das trincas de FCR, o que provoca a redução do tempo de vida em serviço dos componentes e ameaça a segurança de todo o sistema ferroviário (EKBERG; ÅKESSON; KABO, 2014), (BEVAN et al., 2013), (DIRKS; ENBLOM; BERG, 2016), (LEWIS et al., 2012).

Tais elementos de interface podem apresentar-se na forma de contaminantes, inerente ao ambiente que a ferrovia está inserida, como: água, areia, folhas e umidade (TRUMMER et al., 2017), (SKIPPER et al., 2019), (ISHIZAKA et al., 2020), (BUCKLEY-JOHNSTONE et al., 2019), camada de óxidos e resíduos de desgaste, gerados durante o serviço operacional (BUCKLEY-JOHNSTONE et al., 2019), (REZENDE et al., 2019) ou na forma de produtos

sintéticos: graxas e modificadores de atritos, aplicados nas superfícies com finalidade específica (MAYA-JOHNSON; FELIPE; TORO, 2017), (LEWIS et al., 2014).

2.2.1 Ensaio disco-contra-disco na simulação do desgaste ferroviário

Para o alcance da alta produtividade e diminuição dos custos com manutenção, é essencial um bom entendimento do sistema roda-trilho, e de como este é influenciado pelas mudanças das condições de contato.

Nesse sentido, vários métodos de estudos do desgaste e a RCF têm sido realizadas, que vão desde experimentos realizados diretamente em campo (STOCK; PIPPAN, 2011), (GUI et al., 2016), (OLOFSSON; TELLISKIVI, 2003), (LEWIS; OLOFSSON, 2004), testes em plataformas de escala real (STOCK; PIPPAN, 2011), (STOCK et al., 2011), (BUCKLEY-JOHNSTONE et al., 2018) e ensaios de escala reduzida como o disco-contra-disco (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADESHIA, 2019), (DING et al., 2015), (RUI et al., 2020), (REZENDE et al., 2020b), (ZHANG et al., 2020), (REZENDE et al., 2019), (SEO et al., 2016).

Os ensaios laboratoriais são usados para simulação das condições de operação em escala reduzida, para avaliar e caracterizar novos materiais que representem uma redução de custo na operação (HALAMA et al., 2011). A configuração de ensaio disco-contra-disco talvez seja a melhor opção e por isso tem sido usado extensivamente para a avaliação de novos aços ferroviários (GALLARDO-HERNANDEZ; LEWIS, 2008), pois possibilita o controle e medição das variáveis experimentais (LEWIS et al., 2017), são econômicos e eficientes quando comparado com as outras modalidades de testes (LEWIS et al., 2017), (KRÁČALÍK; TRUMMER; DAVES, 2016) e é capaz de reproduzir as condições de pressão e escorregamento reais do contato (KAMMERHOFER; HOHENWARTER; PIPPAN, 2014).

No entanto, a abordagem com testes de pequena escala pode implicar na perda de informações do comportamento real dos materiais. Entretanto, é possível fazer correlações com o desgaste e a deformação plástica dos ensaios laboratoriais e testes em escala real (OLOFSSON; TELLISKIVI, 2003).

Kráčalík et al. (KRÁČALÍK; TRUMMER; DAVES, 2016), afirmam que o tamanho da área de contato nos ensaios de disco-contra-disco é diferente dos testes de escala real e Lewis

et al. (2017), explicam que a geometria de contato nos ensaios de escala reduzida é simplificada, e que as condições do ambiente operacional são difíceis de serem atendidos.

Em contrapartida, Buckley-Johnstone et al. (2018), realizando ensaios a seco e lubrificados em uma plataforma de escala real e no disco-contra-disco para avaliação de um modificador de atrito, concluíram que na condição seca as taxas de desgaste eram estatisticamente iguais, e com o modificador de atrito a evolução do coeficiente de tração mostrou-se semelhante nos dois tipos de testes. Os resultados da taxa de desgaste a seco podem ser verificados na Figura 2.4

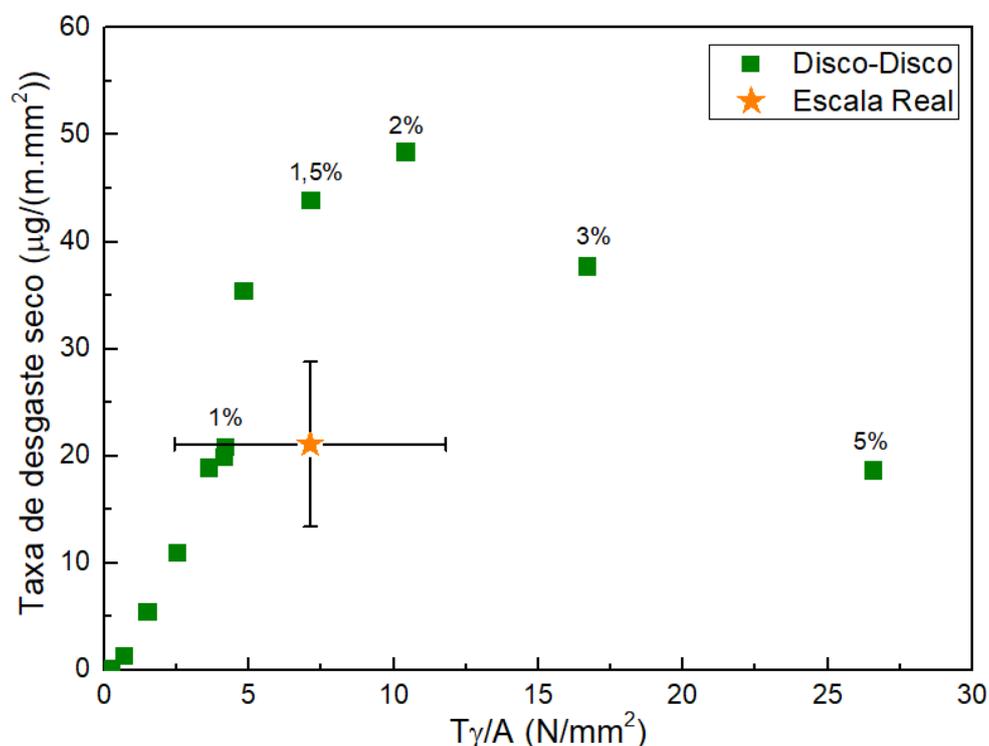


Figura 2.4 – Comparação de dados de taxa de desgaste de ensaios de disco-contra-disco e em plataforma de escala real. Adaptado de Buckley-Johnstone et al. (2018).

Trabalhando nesta linha, Lewis e Olofsson (2004), com o intuito de construir mapas de coeficiente de desgaste de materiais ferroviários, reuniram dados experimentais de medições realizadas em campo e de máquinas de disco-contra-disco, e notaram que os valores da taxa de desgaste concordavam de maneira razoável.

Além disso, Strey et al., (2021) realizaram comparações entre os defeitos causados por FCR em materiais de rodas ferroviárias que foram submetidos a ensaios disco-contra-disco e

removidas da operação de campo. Os ensaios disco-contra-disco foram realizados em aço perlítico de dureza de 357 HV (0,71C/0,43Si/0,84Mn/0,27Cr/0,22Nb+Mo), contra disco de martensita revenida com dureza de 650 HV. Foram adotadas condições de deslizamento a seco sem debris, com pressão de contato de 3150 MPa, deslizamento de 0,75% e duração de teste de 100.000 ciclos. A roda retirada de serviço também era perlítica com a dureza de 345 HV (0,67-0,77C/ 0,15-1,00Si/0,60-0,90Mn), e estava no final de sua vida. Esta trabalhava em uma ferrovia de transporte pesado, especificada para transportar 222Mtku de carga por ano.

Após as análises, os autores verificaram que vários aspectos foram semelhantes, como por exemplo: espessura da camada deformada plasticamente, microdureza, ângulo de trinca e delaminação do material. A semelhança da morfologia das trincas de FCR formadas pelo ratcheting, para os materiais ensaiados em escala laboratorial e real, podem ser observadas na Figura 2.5

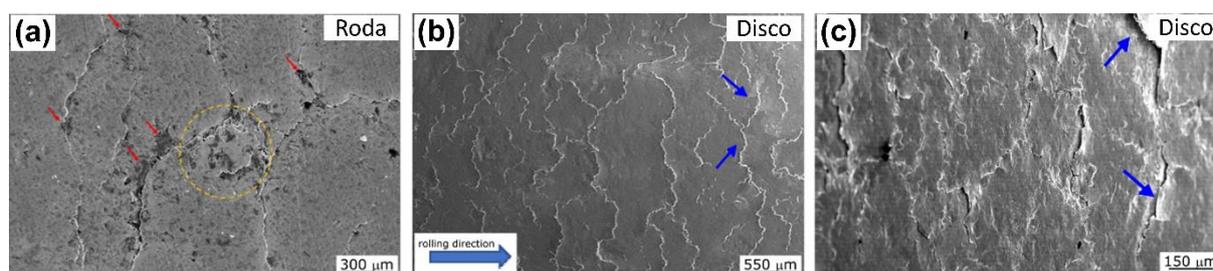


Figura 2.5 – Comparação morfológica das trincas de FCR de aços de rodas ferroviárias forjadas de alto carbono: a) micrografia da superfície da banda de rodagem; b) e c) superfície de rolamento de um disco após 100.000 ciclos de rolamento. Adaptado de Strey et al., (2021).

2.3 Aços ferroviários perlíticos

A perlita tem sido alvo de muitos esforços em pesquisa, para otimização de seus parâmetros microestruturais e alcance da alta resistência ao escoamento, aumento de dureza e tenacidade (MINICUCCI et al., 2019), (CVETKOVSKI; AHLSTRÖM; KARLSSON, 2010), (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (ZENG et al., 2016), (LI; GUO; ZHAO, 2019). Esta tendência pode ser observada na Figura 2.6.

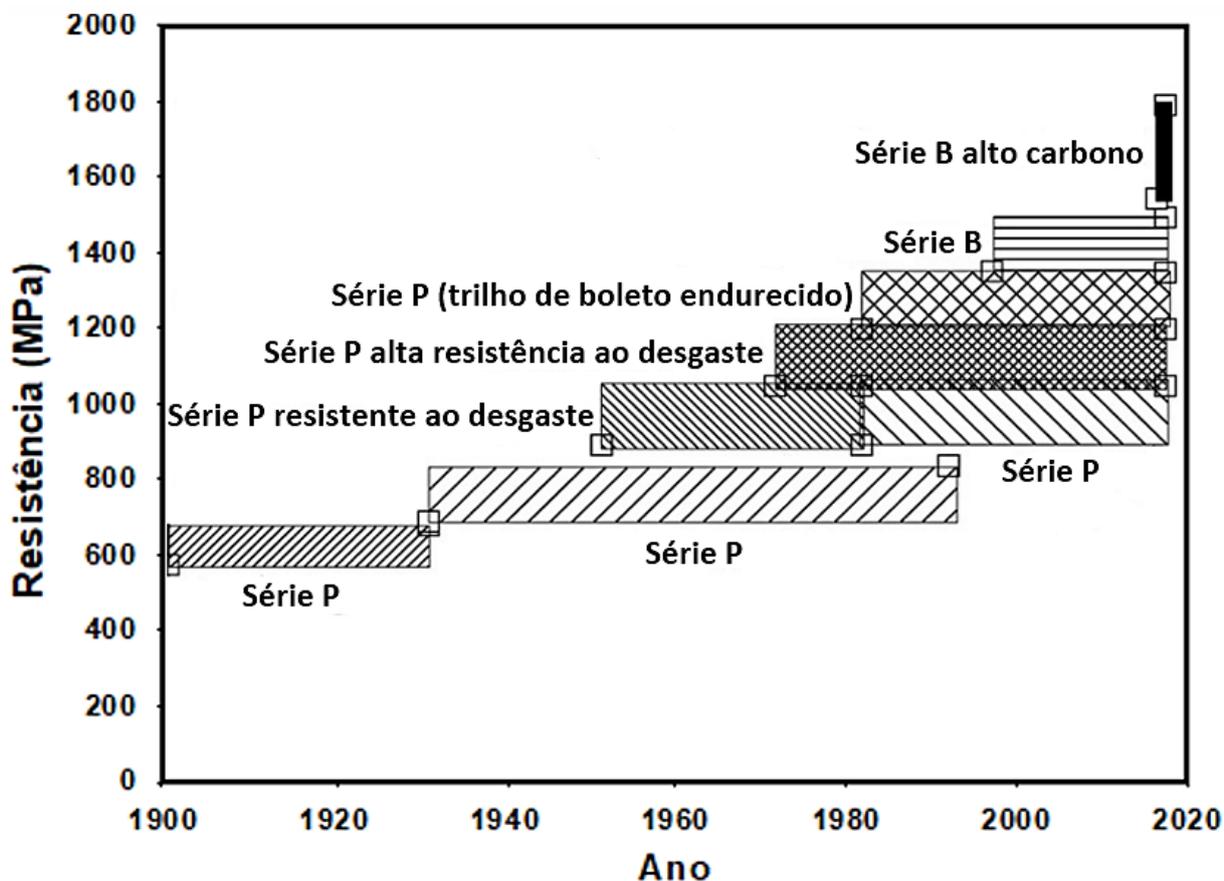


Figura 2.6 – Evolução dos aços ferroviários (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016).

Série P – aço perlítico, Série B – aço bainítico.

Nesse sentido, quando os aços são submetidos a tratamentos térmicos de austêmpera em diferentes tempos e temperaturas para a obtenção de perlita, são produzidas uma ampla faixa de propriedades mecânicas, devido a modificação de parâmetros microestruturais, como por exemplo, a mudança do espaçamento interlamelar, tamanho de colônia e nódulo, para a perlita, (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2014), (NARAYANASWAMY; HODGSON; BELADI, 2016). Estes parâmetros podem ser visualizados na Figura 2.7.

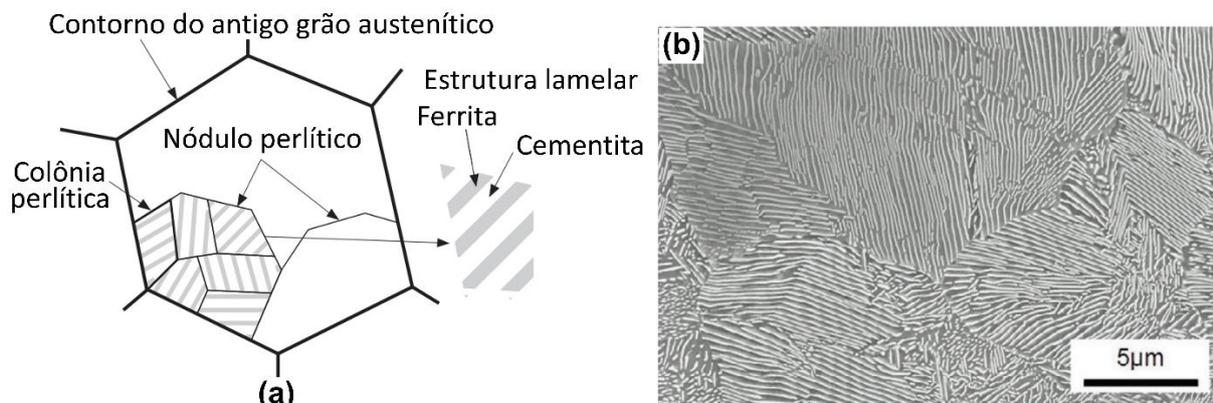


Figura 2.7 – Microestrutura perlítica: a) diagrama esquemático da perlita; b) micrografia de MEV do aço 0,89C/0,4Si/0,92Mn/0,24Cr. Adaptado de Hamada et al. (2011).

Objetivando avaliar o desempenho em desgaste da morfologia de microestruturas perlíticas, obtidas pela variação da temperatura de transformação no tratamento de austêmpera, Chattopadhyay et al. (2012) realizaram ensaios de desgaste esfera-contra-placa nos aços microligados de médio carbono SM1 (0,51C/0,88Mn/0,5Si/0,15Cr/0,1V/0,015Mo) e SM2 (0,42C/0,93Mn/0,29Si/0,19Cr/0,1V/0,016Mo). As amostras foram austenitizadas a 900 °C por 45 minutos e as temperaturas de austêmpera no banho de sal foram de 610, 645 e 700 °C para o aço SM1 e 615, 635, 655, 675 e 695 °C para o aço SM2. Os resultados de espaçamentos lamelares e taxas de desgaste específico são expostos na Figura 2.8.

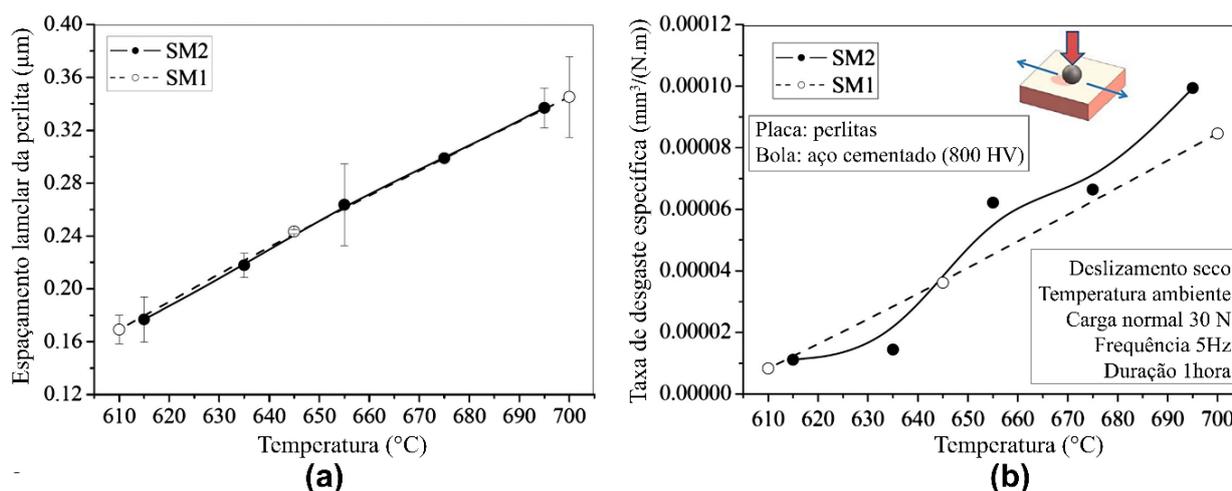


Figura 2.8 – Resultados de amostras dos aços SM1 e SM2 com microestruturas perlíticas em função da temperatura de austêmpera: a) espaçamento interlamelar perlítico; b) taxas de desgaste específico. Adaptado de Chattopadhyay et al. (2012).

Os resultados da Figura 2.8 indicam que a taxa de desgaste específica dos aços aumenta com o crescimento da temperatura de transformação isotérmica da microestrutura perlítica. Chattopadhyay et al. (2012) defendem que a diminuição do espaçamento lamelar da perlita devido a impossibilidade da difusão de longo alcance proporcionada pela redução da temperatura de transformação, promove o aumento da dureza e, conseqüentemente, o aumento da resistência ao desgaste (STOCK; PIPPAN, 2011), já que a cementita lamelar exerce um efeito de estrutura de compósito dentro da matriz de ferrita da perlita e, com isso, quando uma trinca começa a propagar na estrutura, e no momento que esta se torna perpendicular a uma lamela de cementita, seu crescimento é interrompido ou dificultado.

Zambrano et al. (2019) conduziram análises de desgaste por deslizamento utilizando uma configuração de ensaio de bloco-contra-anel, em que blocos de bronze SAE 67 faziam o papel de contracorpo e amostras deslizantes de três aços (AISI 5160, AISI 1045 e AISI O1) faziam o papel de corpo, no formato de anéis, com velocidade de deslizamento de 0,13 m/s, carga normal de 23,38 N e imersos em fluido lubrificante para retirada de partículas de óxidos e debris do contato, durante 5400 ciclos. Todos os aços possuíam a mesma dureza de 191 HV, mas com diferentes microestruturas, para que houvesse diferentes estados elastoplásticos a partir dos diferentes coeficientes de encruamento e tensões de escoamento. Os dados de composição, propriedades mecânicas e taxas de desgaste são ilustrados na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Características e resultados dos aços ensaiados (ZAMBRANO et al., 2019).

Liga	C	Mn	Si	Cr	S	Microestrutura	σ_e (MPa)	n	Desgaste ($\text{mm}^3/(\text{N.m})$)
5160	0,65	0,87	0,24	0,88	0,04	P	633	0,15	$5,75 \cdot 10^{-7}$
1045	0,47	0,75	0,25	-	0,04	$\alpha + \text{P}$	488	0,28	$6,87 \cdot 10^{-7}$
O1	0,93	1,20	-	0,03	0,5	Fe_3C (esf.) + α	386	0,22	$1,23 \cdot 10^{-6}$

α – Ferrita; P – Perlita; Fe_3C (esf.) – Cementita esferoidizada;

n – Coeficiente de encruamento; σ_e – Tensão de escoamento.

Os autores observaram que havia uma correlação entre a tensão de escoamento e a taxa de desgaste e constataram que o aço com a microestrutura perlita apresentou a melhor resistência ao desgaste, seguida pela microestrutura ferrítico-perlítica e, por fim, pela cementita globular na matriz ferrítica. Zambrano et al. (2019) atribuíram esse comportamento a estrutura, pois durante a deformação plástica, as lamelas de cementita da perlita do aço 1045 são

deformadas e mudam de orientação com a matriz ferrítica até fraturarem, devido à matriz não suportar as tensões cisalhantes; no aço 5160, a deflexão da cementita é menor, devido à maior rigidez da microestrutura completamente perlítica; enquanto que no aço O1 de cementita esferoidal, as partículas de cementita não são flexionadas e sim destacadas da matriz.

Estes resultados sugerem que as lamelas de cementita na estrutura perlítica consomem mais energia quando fraturadas do que aquela consumida pela deformação plástica da matriz ferrítica, apesar do endurecimento por deformação. De acordo com Rui et al. (2020), o aumento da quantidade de ciclos de carregamento provoca o aumento da densidade de discordâncias e o refinamento da fase ferrita da perlita e ferrita proeutetóide, causando nucleação e propagação de trincas de RCF principalmente na ferrita proeutetóide e nas interfaces perlita/ferrita proeutetóide, conforme apresentado na Figura 2.9.

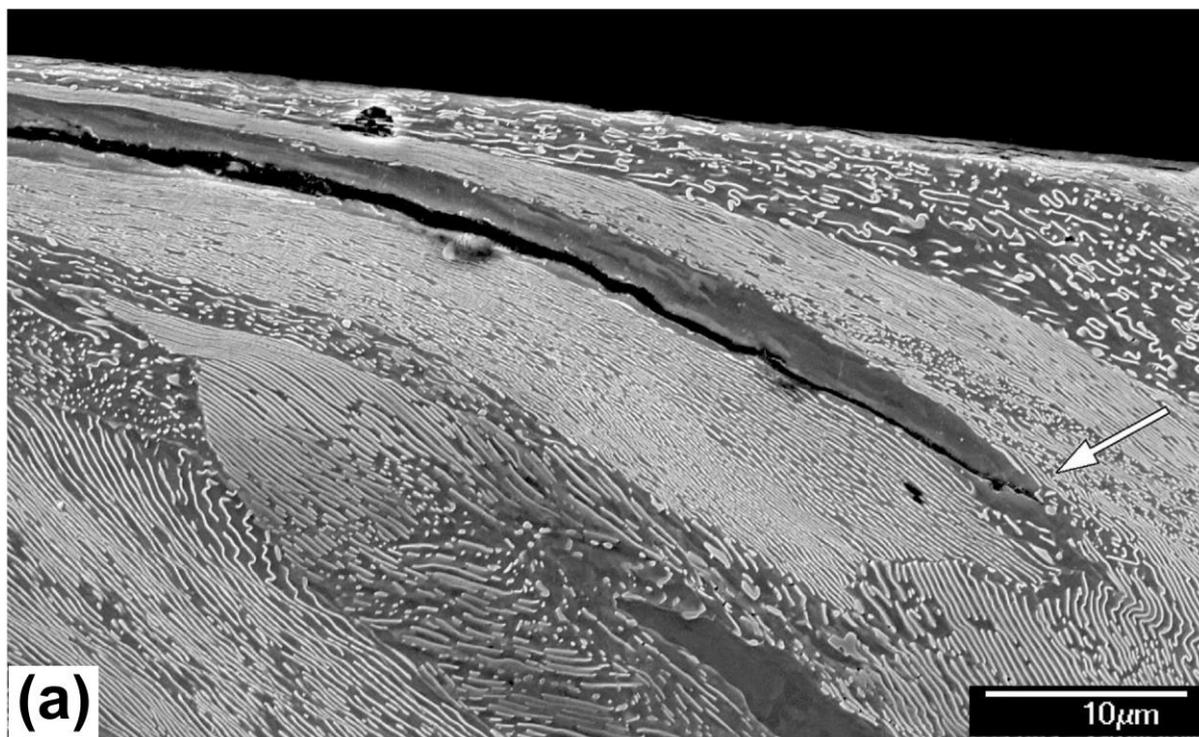


Figura 2.9 –Propagação de trincas no aço perlítico RT/CE/S/061 Grau 220 (0,5-0,6C), submetido ao ensaio disco-contra-disco (1500 MPa, 1% deslizamento) contra o aço R8 (0,53C): a) trinca atingindo o limite da zona de ferrita proeutetóide; b) trinca deixando a ferrita proeutetóide para embotar na perlita. Adaptado de Garnham e Davis (2011) (continua).

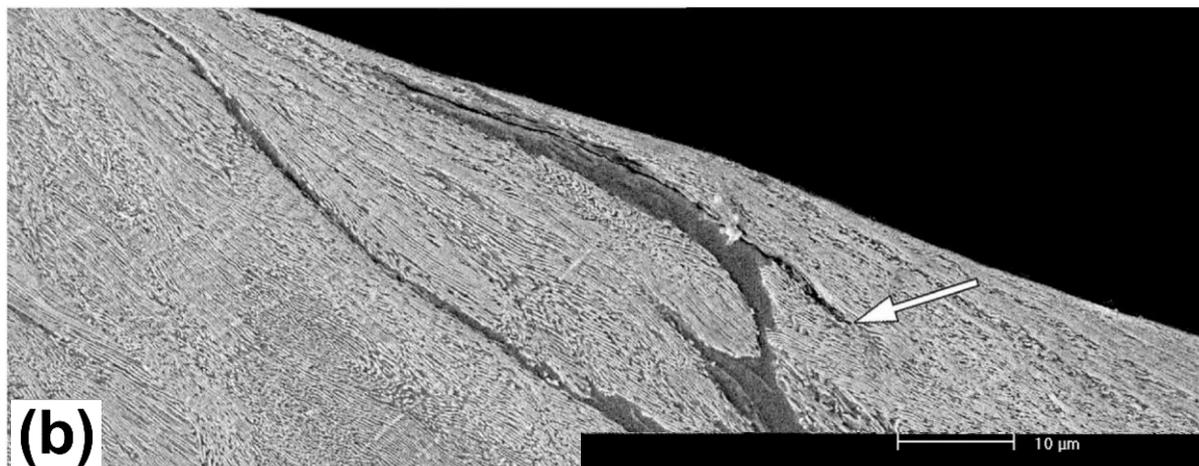


Figura 2.9 – (continuação) Propagação de trincas no aço perlítico RT/CE/S/061 Grau 220 (0,5-0,6C), submetido ao ensaio disco-contra-disco (1500 MPa, 1% deslizamento) contra o aço R8 (0,53C): a) trinca atingindo o limite da zona de ferrita proeutetoide; b) trinca deixando a ferrita proeutetoide para embolar na perlita. Adaptado de Garnham e Davis (2011).

Rezende et al. (2019) investigaram a influência da adição de 0,13% de vanádio em aço de roda ferroviária com 0,68C de microestrutura ferrítica-perlítica (Figura 2.10), utilizando ensaios de desgaste disco-contra-disco. Os autores adotaram as condições de deslizamento a seco sem debris, contato sob a força normal de 1.570 N e deslizamento de 0,33%, durante 100.000 ciclos.

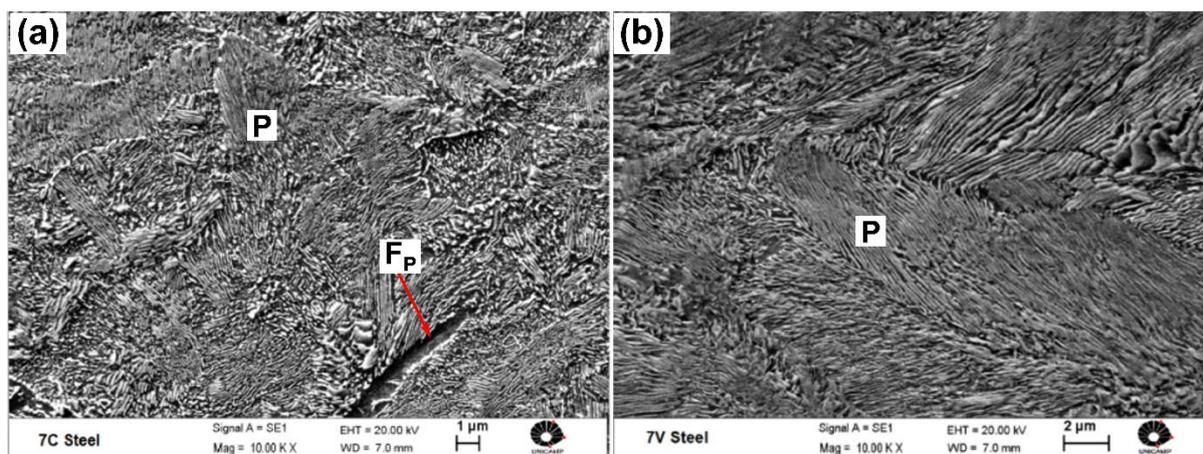


Figura 2.10 – a) aço sem vanádio; b) aço com 0,13V. P – perlita; F_p – ferrita proeutetoide.

Adaptado de Rezende et al. (2019).

Os resultados levaram às conclusões de que a perda de massa no aço com vanádio foi 35% menor que o aço sem essa adição. Os autores observaram que esse aumento na resistência ao desgaste foi provocado pela redução das ilhas de ferrita proeutetoide e do tamanho do grão austenítico de 12 μm para 6 μm , causado pela precipitação de carbonetos V_4C_3 de 10 nm de diâmetro, que por sua vez, causaram a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita e aumento da tensão de escoamento (FONSECA et al., 2016), indo ao encontro com a correlação notada por Zambrano et al. (2019).

Para Hamada et al. (2011) e Rui et al. (2020), as trincas de FCR se propagam ao longo das interfaces fracas dos constituintes, proporcionadas pelos altos fatores de intensidade de tensões. Cao et al. (2018) constataram que no decorrer dos ciclos de fadiga de rolamento, uma trinca cresce na direção da máxima tensão positiva ou mínima resistência do material, o que justifica o fato da trinca não crescer apenas perpendicularmente na direção de tensão normal máxima, podendo também crescer na direção em que a resistência a propagação é menor, o que explica em parte, o curvamento das trincas da camada deformada.

Desta forma, com o princípio do balanço de energia aplicado ao processo de propagação de trincas, essas sempre crescem na direção de energia relativamente baixa para receber a mínima resistência na sua propagação (KRÁČALÍK; TRUMMER; DAVES, 2016).

Portanto, todas essas análises confirmam o efeito da redução do espaçamento lamelar da perlita no ganho de resistência ao desgaste e a presença da fase ferrita como agente acelerador da nucleação e crescimento de trincas em aços ferroviários.

2.4 Aços ferroviários bainíticos

No caso de aços submetidos a tratamentos térmicos de austêmpera em diferentes tempos e temperaturas para a obtenção de bainita, também são produzidas propriedades mecânicas particulares, devido a modificação de seus parâmetros microestruturais, como por exemplo, o tipo de dispersão e precipitação de carbonetos, espessura de ripas e tamanho de pacotes (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2014), (NARAYANASWAMY; HODGSON; BELADI, 2016).

Com isso, dependendo do tratamento térmico, a estrutura bainítica pode ser obtida com duas morfologias clássicas: bainita superior e bainita inferior (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017). Alguns destes parâmetros podem ser visualizados na Figura 2.11.

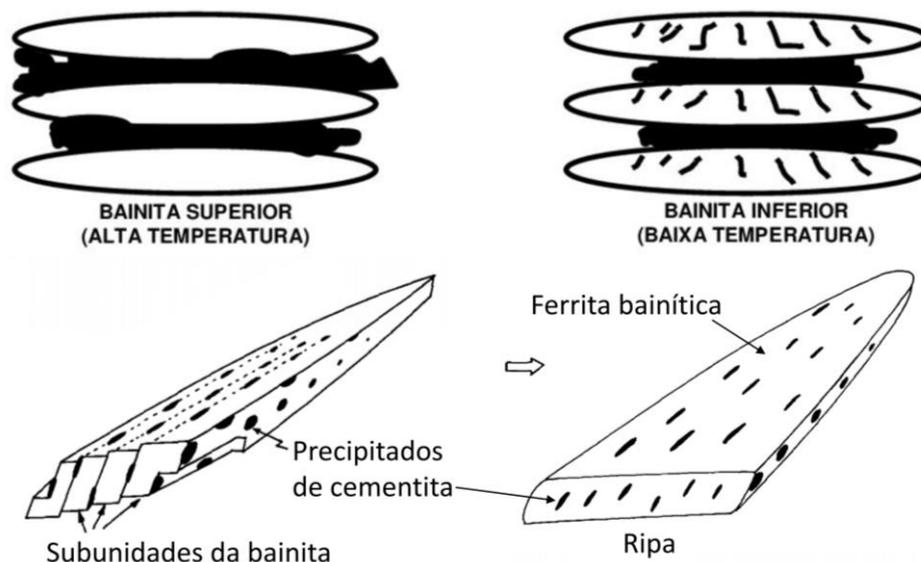


Figura 2.11 – Modelo esquemático da formação morfológica da bainita superior e inferior.
Adaptado de Takahashi e Bhadeshia (1990) e Ohtani et al. (1990).

A literatura ferroviária tem apresentado notáveis exemplos de aços de estrutura de bainita inferior, com desempenho em termos de resistência ao desgaste, igual ou superior aos aços de estrutura perlítica (REZENDE et al., 2020b), (CHEN et al., 2019), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2014), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (CHATTOPADHYAY et al., 2012), (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011). Isto se deve em parte, a morfologia da bainita inferior, que consistindo de finos carbonetos dispersos na fase ferrita, promove as excelentes propriedades de tenacidade, resistência à FCR e resistência ao escoamento no aço (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016).

Além disso, se levada em conta a composição da fase, a bainita inferior pode ser dividida como: bainita de carbonetos ou bainita livre de carbonetos (HU et al., 2020a). O aço bainítico livre de carbonetos é conhecido por apresentar uma microestrutura de finas placas de ferrita bainítica nanométrica e filmes de austenita retida, geralmente obtida pela adição de elementos não formadores de carbonetos, como o silício e alumínio, e a redução do teor de carbono (PONGURU SENTHIL et al., 2019). A microestrutura de um aço bainítico livre de carbonetos típico, pode ser verificada na Figura 2.12.

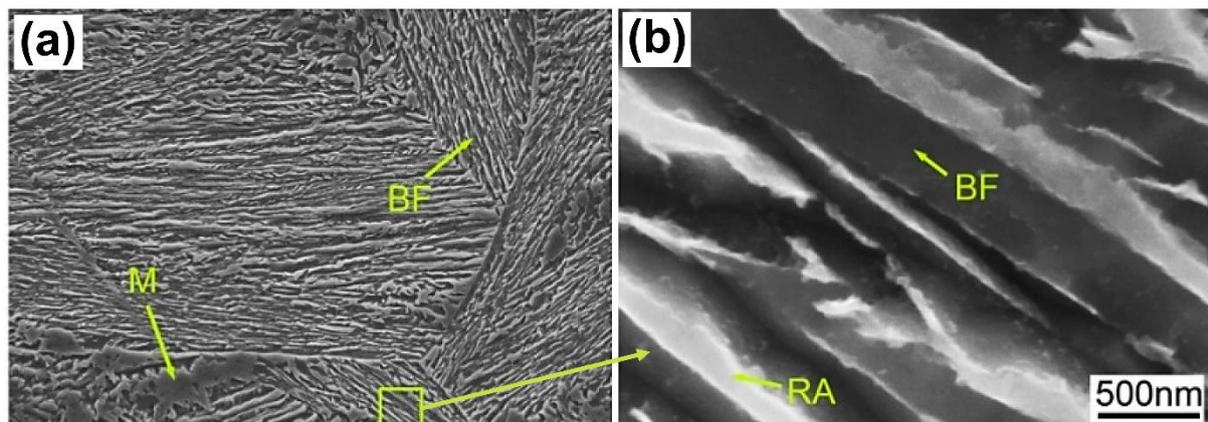


Figura 2.12 – Microestrutura do aço 0,22C/1,79Si/1,98Mn/1,00Cr austemperado a 400 °C: a) bainita livre de carbonetos; b) detalhe da estrutura. M – martensita; BF – ferrita bainita; RA – austenita retida. Adaptado de Zhou et al. (2017).

Estudos têm apresentado estes aços com excelente resistência ao desgaste e à FCR, quando comparado com os perlíticos (HASAN; CHAKRABARTI; SINGH, 2018), (LI et al., 2016). Tal comportamento é relacionado principalmente à alta capacidade da microestrutura se deformar plasticamente e à transformação martensítica induzida por deformação (efeito TRIP) da austenita retida (REMENTERIA et al., 2015).

Contudo, diante das severas cargas da rede ferroviária de transporte pesado, espera-se que os aços bainíticos de alto teor de carbono apresentem maior resistência à deformação plástica e alta resistência ao desgaste (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), uma vez que os aços bainíticos de alto carbono, quando submetidos a tratamentos térmicos adequados, podem apresentar propriedades mecânicas maiores que a da bainita livre de carbonetos (CABALLERO et al., 2001).

Com relação aos aços com microestrutura de bainita superior, algumas pesquisas têm sido realizadas no sentido de avaliar seu desempenho em relação aos aços ferroviários de estruturas perlíticas e de estrutura de bainita inferior (ÇAKIR; ÇELIK, 2017), (LI; GUO; ZHAO, 2019), (CHATTOPADHYAY et al., 2012), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (KALEICHEVA; MISHEV, 2018), (KALOUSEK; FEGREDO; LAUFER, 1985).

Li, Guo e Zhao (2019), pesquisando o comportamento e durabilidade do aço médio carbono 0.49C/0,74Mn/0,35Si/0,19Cr/0,15Ni de rodas ferroviárias de trens de alta velocidade, realizaram ensaios de desgaste disco-contra-disco em amostras retiradas do aro de uma roda com microestrutura composta por perlita e ferrita com fração volumétrica de 80% e 20%

respectivamente, e uma roda composta por bainita superior, perlita e ferrita com frações volumétricas de 50%, 40% e 10%, respectivamente. Os resultados revelaram que a perda de massa da roda que continha a bainita superior, perlita e ferrita foi maior em relação a que continha somente perlita e ferrita, pois a presença da bainita superior acelerou o desgaste do material, devido sua incompatibilidade de deformação plástica com a perlita e ferrita.

A partir de observações de campo, Gao et al. (2019) estudaram a relação entre microestrutura não homogênea e trincas de FCR. Analisando os defeitos de uma roda ferrítico-perlítica com segregações de bainita, pertencente a ferrovias de alta velocidade, os autores constataram que as interfaces entre as regiões de segregação e a matriz apresentaram menor resistência à propagação de trincas, além do destacamento de material pela formação de spalling, conforme pode ser verificado na Figura 2.13. Segundo Gao et al. (2019), isto ocorre devido a deformação plástica não homogênea entre os diferentes constituintes, já que durante os ciclos de carregamento, estes desenvolvem comportamentos de deformação diferentes, sob a mesma força externa.

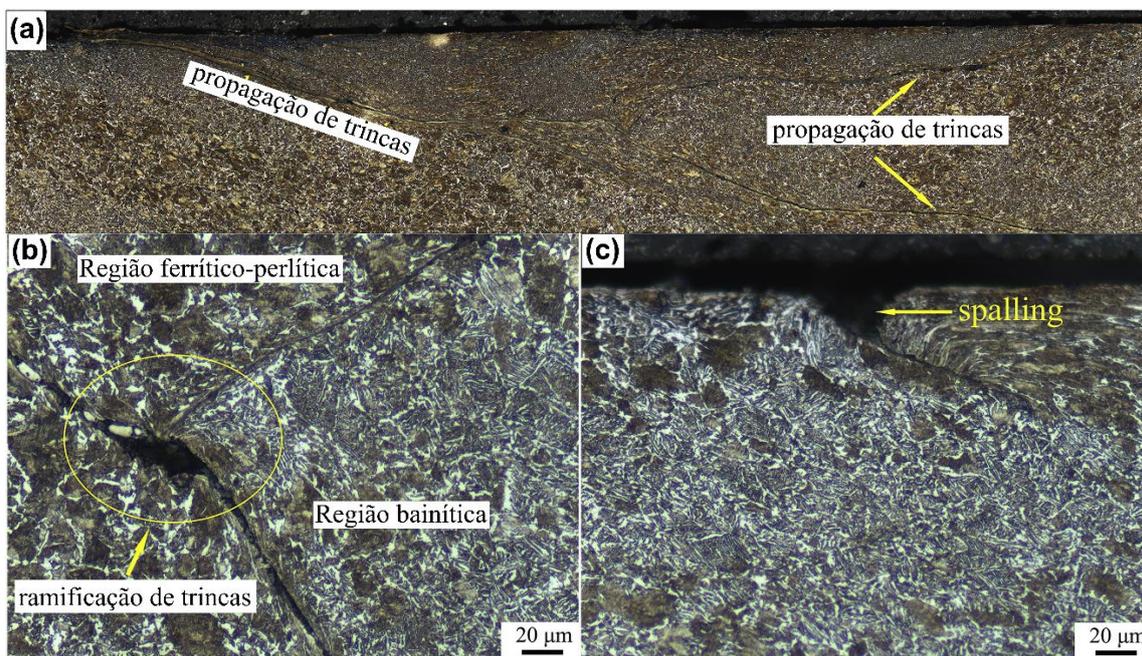


Figura 2.13 – Imagens de MO da propagação de trincas na subsuperfície de rolamento de uma roda de composição 0,56C/0,37Si/0,80Mn (% em peso), retirada de ferrovia de alta velocidade: a) ramo de trincas; b) crescimento de trincas nas interfaces da bainita e ferrita-perlita; c) defeito spalling na superfície da roda. Adaptado de Gao et al. (2019).

Sharma et al. (2016), com o objetivo de compreender o desempenho de desgaste da microestrutura de bainita inferior e superior de um aço ferroviário de alto carbono com adições de cromo, cobre e níquel (0.71C-1,15Mn-0,35Si-0,026S-0,59Cr-0,4Cu-0,2Ni), e confrontar os dados com um aço de trilho perlítico convencional de composição similar, porém sem a adição destes elementos de liga (0.71C-1,04Mn-0,21Si-0,013S), realizaram ensaios de desgaste esfera-contra-disco. Foram utilizadas condições de deslizamento seco, frequência de 5 Hz e carga normal variando de 30 a 50 N, com 18.000 ciclos para cada carga. As amostras foram austenitizadas a 920 °C e as temperaturas de austêmpera em banho de sal para formação da bainita foram de 300, 350 e 400 °C. Após as análises, os resultados revelaram expressivos valores de perda de volume por desgaste da bainita de morfologia superior, quando comparado com a bainita inferior e a perlita, conforme apresentado na Figura 2.14.

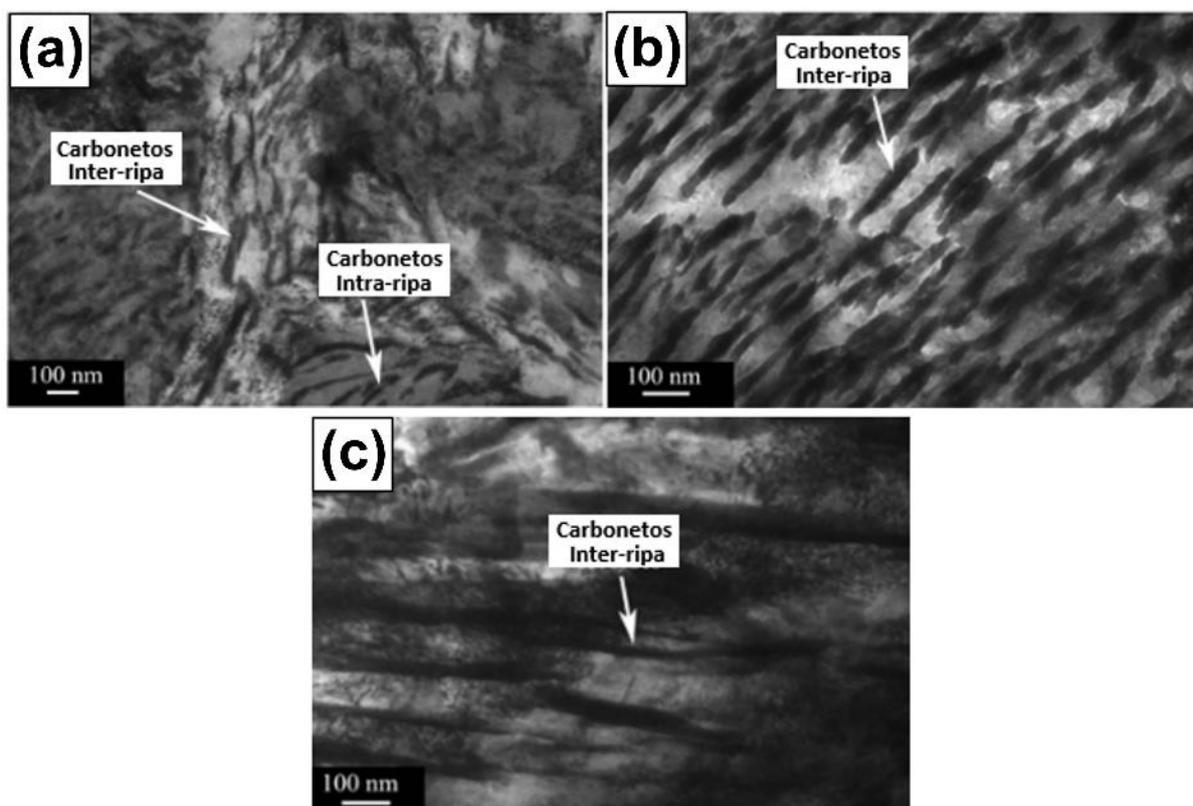


Figura 2.14 – Comparação da perda de volume desgastado de aço bainítico com adições de Cr-Cu-Ni e aço perlítico convencional: a) bainita inferior 300 °C (300- BI); b) bainita superior 350 °C (350- BS); c) bainita superior 400 °C (400- BS); d) resultados de desgaste. Adaptado de Sharma, Sangal e Mindal (2016) (continua).

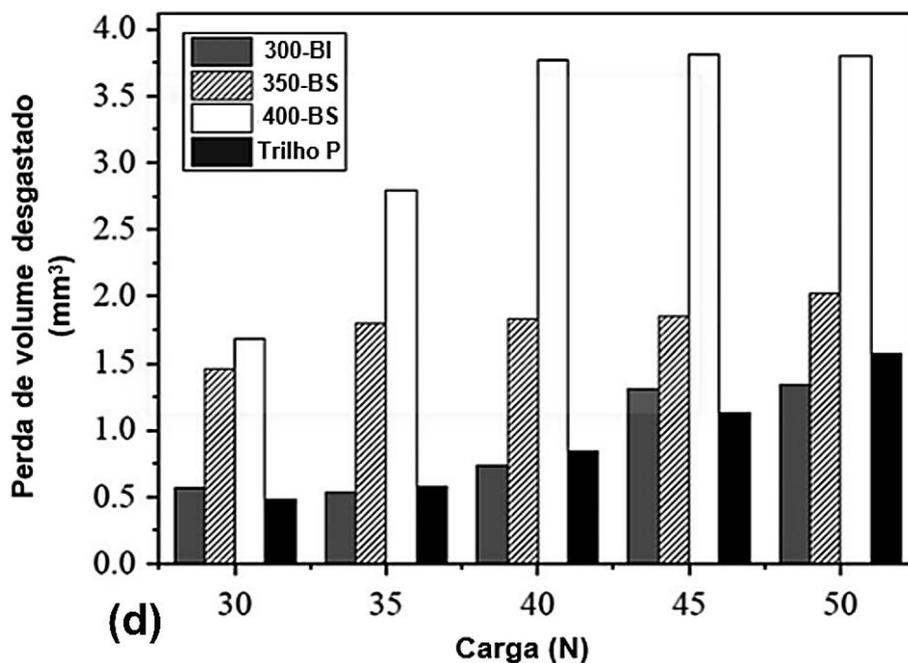


Figura 2.14 – (continuação) Comparação da perda de volume desgastado de aço bainítico com adições de Cr-Cu-Ni e aço perlítico convencional: a) bainita inferior 300 °C (300- BI); b) bainita superior 350 °C (350- BS); c) bainita superior 400 °C (400- BS); d) resultados de desgaste. Adaptado de Sharma, Sangal e Mindal (2016).

Çakir e Çelik (2017), analisaram o comportamento de desgaste do aço carbono hipereuteoide 0,86C-0,99Mn-0,32Si-0,02Cr-0,02S, usando o ensaio de esfera-contra-disco. Os autores ensaiaram amostras tratadas isotermicamente em 300 e 400 °C para formação da bainita inferior e superior e constaram que a taxa de desgaste da bainita inferior foi de $9,49 \times 10^{-7}$ mm³/(N.m) enquanto que na bainita superior foi de $1,59 \times 10^{-6}$ mm³/(N.m), o que representa uma diferença de 40,3% da taxa de desgaste entre as duas microestruturas.

Além disso, Chattopadhyay et al. (2012), realizaram ensaios de desgaste esfera-contra-placa no aço 0,42C/0,93Mn/0,29Si/0,19Cr/0,1V/0,016Mo. As amostras foram austemperadas em banho de sal nas temperaturas de 350, 365, 385, 400 e 420 °C para formação da bainita inferior e superior. Os resultados dos ensaios indicaram que a elevação da temperatura de austêmpera provoca o aumento da taxa de desgaste específico da bainita, pela presença morfológica de carbonetos coalescidos e da ferrita bainítica mais espessa na microestrutura da bainita superior.

Objetivando determinar qual tipo de microestrutura desempenhava melhor desempenho em desgaste, Kalousek, Fegredo e Laufer (1985) realizaram ensaios de desgaste de rolamento

com deslizamento disco-contra-disco, no aço ferroviário de alto carbono microligado 0,72C/0,28Si/0,81Mn/0,79Cr/0,21Mo. Tratamentos de austêmpera em banho de sal foram realizados nas temperaturas de 460 e 625 °C para produção de bainita superior e perlita, respectivamente, com a mesma dureza de 372 HV. O material do contracorpo utilizado nos ensaios foi o aço SAE 1070 (0,70C/0,25Si/0,7Mn) com microestrutura perlítica. Os resultados encontrados são exibidos na Figura 2.15.

Kalousek, Fegredo e Laufer (1985) apontaram que o aço perlítico apresentou resistência ao desgaste superior ao aço com a bainita superior de mesma dureza, sugerindo que perlita possui melhores propriedades de desgaste. No entanto, a bainita superior dos autores continha estrias de martensita, formadas por segregações de molibdênio que provocaram o aumento da temperabilidade localizada. Deste modo, a conclusão de que o constituinte perlítico possui resistência ao desgaste superior ao da microestrutura bainítica não pode ser tomada como resposta definitiva.

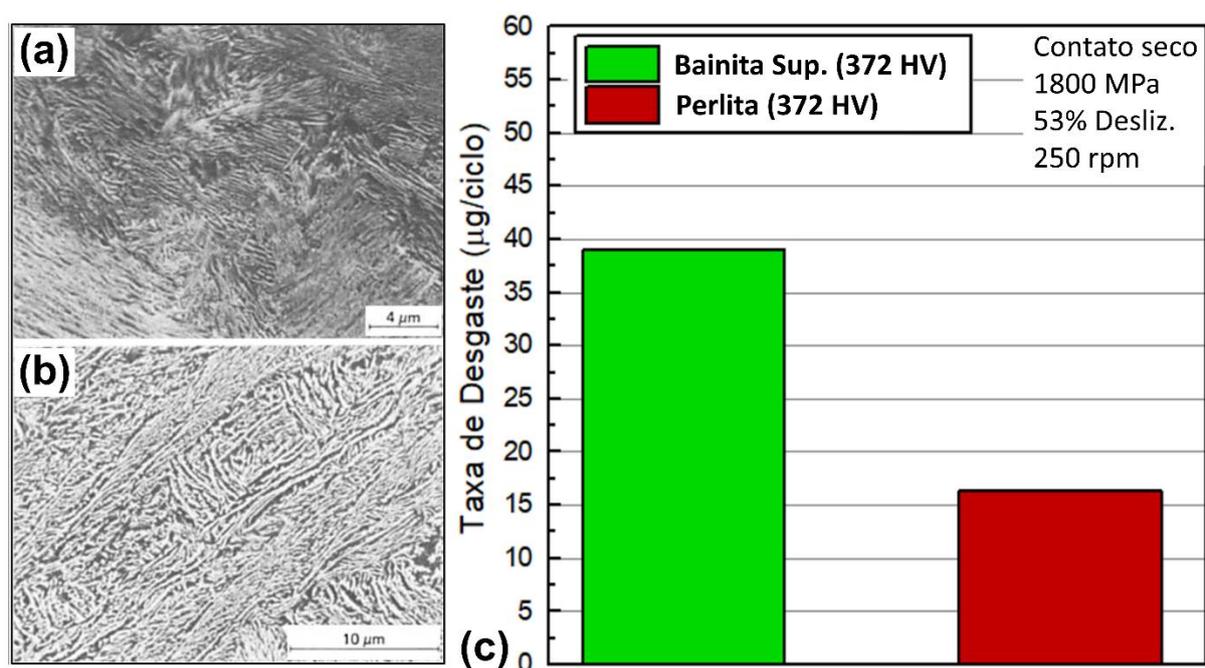


Figura 2.15 – Comparação do desempenho em desgaste das microestruturas bainita superior e perlita com a mesma dureza de 372 HV: a) perlita; b) bainita superior; c) taxa de desgaste.

Adaptado de Kalousek, Fegredo e Laufer (1985).

Todos os estudos supracitados, na tentativa de entender o desempenho de desgaste da bainita superior seguem o mesmo comportamento, que é a incapacidade do aço com esse tipo

de microestrutura apresentar resistência ao desgaste igual ou superior à da tradicional perlita ou bainita inferior. Entretanto, estes mesmos trabalhos, apresentam comparações de desempenho de desgaste de aços bainíticos e perlíticos com composições químicas distintas, durezas iniciais diferentes ou microestruturas não-homogêneas, o que pode estar implicando em tais resultados.

2.5 Efeito da adição de nióbio e molibdênio nos aços microligados

Liu et al. (2020b), investigaram o efeito de 0,026% em peso de nióbio no espaçamento interlamelar da perlita, bem como a redistribuição dos átomos deste elemento entre a ferrita e a cementita, durante a decomposição da austenita de um aço de alto carbono. Os autores observaram que os átomos de nióbio são incorporados à rede cristalina da cementita, além de sua segregação na interface das lamelas de ferrita e cementita que provoca o efeito do arraste de soluto e promove o refinamento do espaçamento interlamelar da perlita.

Nesta mesma linha, Li et al. (2014a), estudando aços de alto carbono com e sem a adição de nióbio, observaram que o elemento atua no refinamento do nódulo perlítico, tamanho de colônia perlítica e no tamanho de grão da ferrita poligonal, além de induzir um elevado aumento de resistência por solução sólida e precipitação.

Adicionalmente, Fonseca (2015), analisando o efeito da adição de 0,12 %Mo + 0,014 %Nb em um aço de roda ferroviária de alto carbono, observou que os elementos atuam no retardo da formação de ferrita e perlita, além de promover a redução do espaçamento interlamelar da perlita no resfriamento contínuo.

Cunha et al. (2013), simulando em laboratório o processo de fabricação real de rodas ferroviárias, em aços de médio carbono com e sem adição de molibdênio e nióbio, verificaram que os elementos aumentaram a resistência à tração e escoamento do material, mantendo a ductilidade e tenacidade pela redução do espaçamento interlamelar da perlita e refino do tamanho de grão da austenita.

Além disso, Liu et al. (2011) pesquisaram o efeito da variação do teor de nióbio (0,012 - 0,073% em massa) na microestrutura de aços ferroviários perlíticos de alto carbono. Os autores observaram que com a adição de 0,024% de nióbio foi possível estabelecer o menor espaçamento interlamelar da perlita, e revelaram que com a adição de até 0,024%, os precipitados de nióbio distribuem na cementita, melhorando a tenacidade à fratura do aço. Ao superar o teor de 0,024%, foi verificado que os precipitados de nióbio se distribuíram na ferrita,

também otimizando a tenacidade à fratura da liga. No entanto, quando o microligante excede 0,073%, a quantidade e o tamanho dos precipitados crescem na perlita provocando a queda da tenacidade à fratura.

Hausmann et al. (2013), investigando o impacto do aumento do teor de nióbio na transformação de fase de aços contendo bainita, verificaram que a adição do microligante acelera de forma indireta a cinética de formação de bainita, pelo fato do elemento provocar o refino do grão austenítico. De acordo com Ponguru Senthil et al. (2019), o refino do antigo grão austenítico de um aço alto carbono resulta em uma alta fração de feixes bainíticos mais finos, por causa do aumento da nucleação da ferrita bainítica.

Segundo Bhadeshia e Honeycombe (2017), esse fenômeno ocorre porque o refino do grão austenítico aumenta o número de locais de nucleação nos seus contornos, durante a transformação isotérmica da bainita e, conseqüentemente, acelera a taxa de nucleação.

Analisando a transformação da bainita com relação ao efeito do molibdênio, Chen et al. (2014), constataram que a adição deste elemento de liga no aço diminui as temperaturas de transformação e suprime a formação de fases difusionais, como a ferrita. Khare et al. (2009), estudando o efeito de 0,25% em peso de molibdênio em um aço médio carbono, concluíram que o microligante possui um papel expressivo em retardar as transformações acima de 650 °C, mas não apresenta grande influência na cinética de transformação da bainita.

Hu et al. (2015), estudando os efeitos da adição de nióbio e molibdênio em aços carbono bainíticos, constataram que o nióbio provoca o refinamento da microestrutura melhorando sua resistência mecânica e que o molibdênio também atua no aumento de resistência da liga, pois promove a transformação bainítica, possuindo um efeito mais expressivo que o nióbio, quando adicionado de maneira isolada.

Trabalhando nesta mesma linha, Wang et al. (2010), analisando a influência do nióbio na microestrutura de aços ferrítico-bainíticos de baixo carbono, submetidos a tratamentos termomecânicos, concluíram que a adição deste provoca o refinamento dos pacotes de bainita e aumenta a porcentagem volumétrica do constituinte.

2.6 Papel da dureza na resistência ao desgaste e FCR

Adicionalmente, a dureza é uma das propriedades que tem sido usada principalmente para controlar o comportamento de desgaste dos materiais (LEWIS et al., 2019). Nesta linha, Hu et

al. (2020), afirmam que a capacidade de endurecimento da liga é um ponto crucial na comparação dos aços ferroviários perlíticos e bainíticos.

Heyder e Maedler (2015) observaram que o uso de trilhos mais duros reduzia sua taxa de desgaste e promovia a redução simultânea do desgaste da roda, mas por outro lado, o uso de rodas com durezas maiores também reduzia seu desgaste, mas não proporcionava a diminuição simultânea do desgaste do trilho. Sato et al. (1993), realizando ensaios de disco-contra-disco, fixaram a dureza do disco da roda e aumentaram a dureza do disco do trilho. Os resultados dos testes indicaram que o desgaste do trilho diminuiu com a elevação de sua dureza, e que o desgaste da roda permaneceu constante.

De maneira oposta, Markov (1995), também fazendo ensaios de disco-contra-disco, fixou a dureza do disco do trilho e aumentou a dureza do disco da roda. O autor concluiu que a elevação da dureza da roda reduz seu desgaste e aumentou o do trilho, no entanto, o desgaste do conjunto independia da dureza da roda.

Todos estes resultados reforçam a ideia do cuidado ao usar a dureza de forma independente, como maneira de prever a resistência ao desgaste de componentes ferroviários, já que existem uma série de outras variáveis envolvidas no desempenho tribológico dos materiais.

3 METODOLOGIA

3.1 Aços utilizados

Para a execução desta pesquisa, foram utilizados dois aços de rodas ferroviárias forjadas fornecidas pela empresa MWL Rodas e Eixos Ltda. Os aços possuíam alto teor de carbono, sendo que um deles é microligado com molibdênio e nióbio (7NbMo), e o outro sem a presença de elementos microligantes (7C).

A análise das composições químicas foi realizada pela própria empresa, utilizando um espectrômetro de emissão óptica, marca Thermo Scientific, modelo ARL 3460 OES, e a quantificação dos elementos estão apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química dos aços utilizados (% massa).

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb+Mo
7NbMo	0,71	0,43	0,84	0,017	0,008	0,27	0,223
7C	0,68	0,34	0,83	0,013	0,010	-	-

A Figura 3.1 apresenta a micrografia de uma amostra retirada do aro da roda 7NbMo. A microestrutura consistia de uma mistura de perlita, bainita e ferrita bainítica, distribuídas de maneira não uniforme, com uma dureza de 331 ± 10 HV. Esta microestrutura mista no aro da roda microligada é produzida durante seu processo de fabricação, já que as especificações da *Association of American Railroads* (AAR) M107/M208 Seção G, impõem um tratamento de têmpera na pista de rolamento, com um posterior revenimento para alívio de tensões (AAR, 2016). Outro fator que proporciona a formação dessas microestruturas na roda 7NbMo são os seus elementos de liga, tais como: cromo, molibdênio e nióbio que atrasam as transformações de natureza difusionais e expandem o campo bainítico na curva ITT do material (HU et al., 2015), (REZENDE et al., 2020a).

Com relação ao aço 7C, este exibia uma microestrutura predominantemente perlítica com pequenas ilhas de ferrita alotriomórfica (Figura 3.1), possuindo uma dureza de 360 ± 10 HV. A presença de ilhas de ferrita deve-se ao fato desta liga possuir o teor de carbono abaixo da composição eutetoide.

Para maiores detalhes da caracterização das rodas 7NbMo e 7C como recebidas, consulte as referências (REZENDE, 2020) e (FONSECA, 2015).

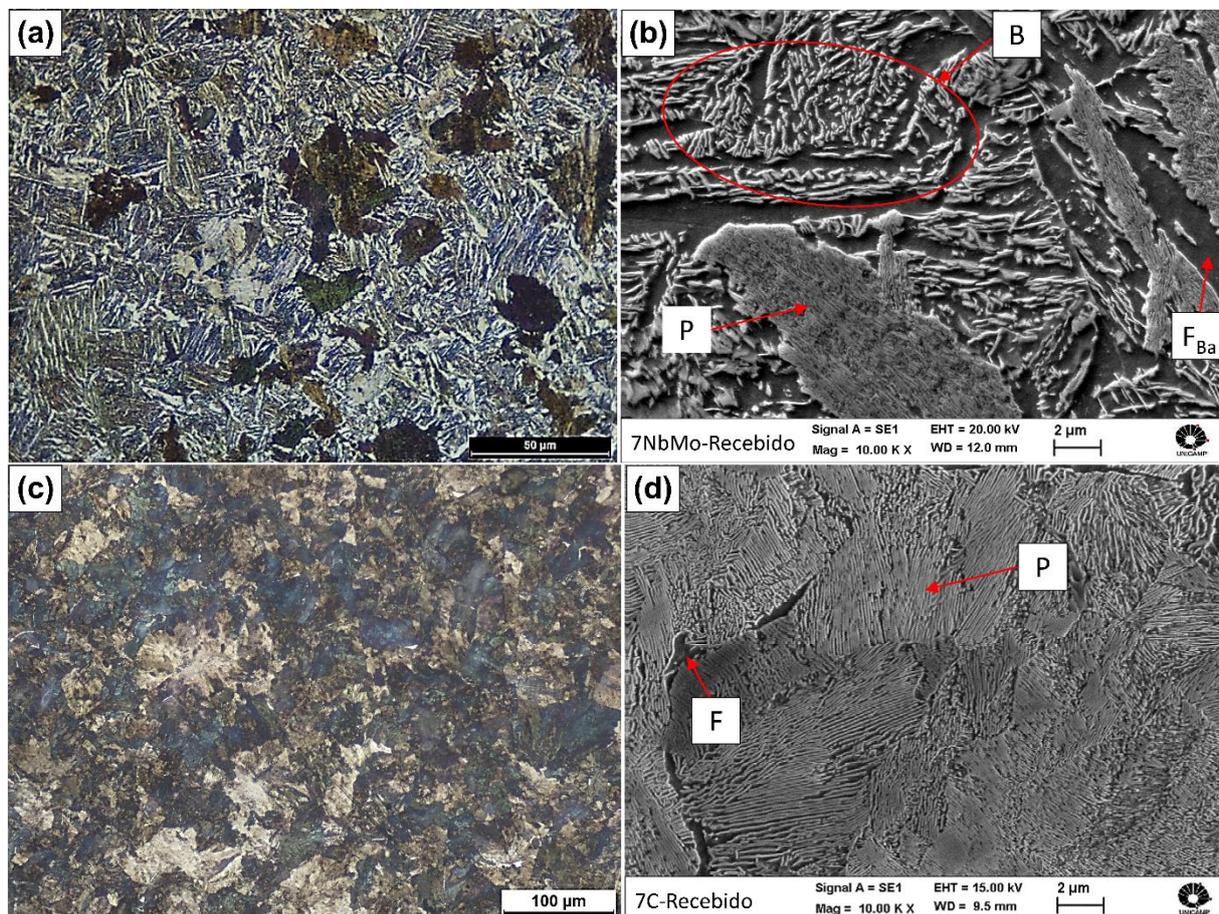


Figura 3.1 – Microestruturas do aro das rodas ferroviárias forjadas como recebidas: a) e b) imagens de MO e MEV da roda 7NbMo; c) e d) imagens de MO e MEV da roda 7C.

Legenda: P – perlita, B – bainita, F_{Ba} – ferrita bainítica, F – ferrita. Nital 2%.

3.2 Procedimento experimental

O procedimento experimental para o estudo do desempenho das microestruturas perlita ou bainita de mesma dureza, em ensaios de desgaste por FCR com deslizamento em tribômetro disco-contra-disco, consistiu das seguintes etapas (Figura 3.2):

- Preparação dos corpos de prova;
- Realização dos ensaios tribológicos;
- Caracterização dos corpos de prova durante e após os ensaios tribológicos.

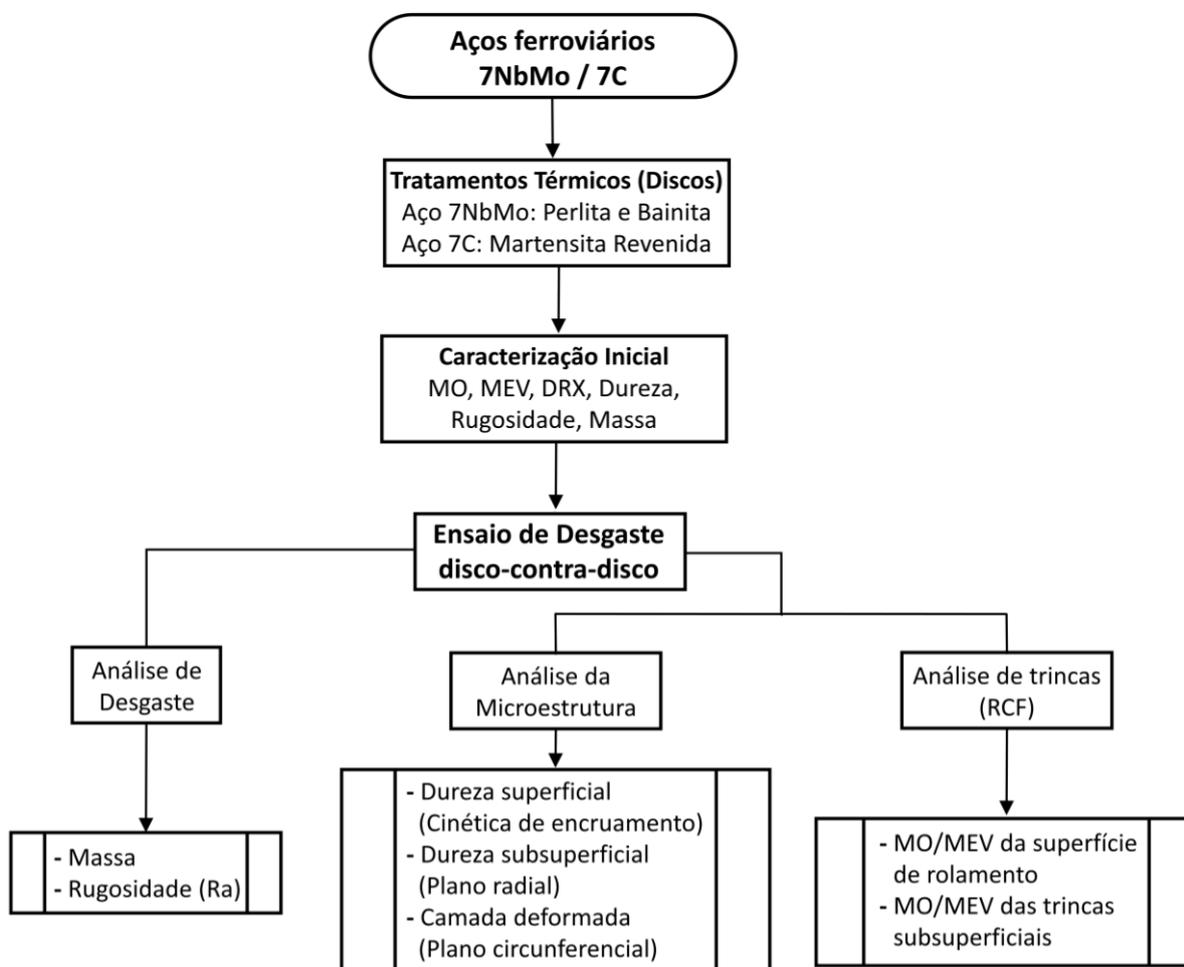


Figura 3.2 – Fluxograma para etapas de tratamentos térmicos e análises pré e pós ensaios de desgaste disco-contra-disco.

3.3 Preparação dos corpos de prova

De posse das curvas de transformação isotérmica (ITT) e contínua (CCT) das ligas (REZENDE, 2020) e (FONSECA, 2015), partiu-se para a produção das microestruturas perlítica e bainítica, em discos fabricados da roda microligada 7NbMo, que serão utilizados como corpos no tribômetro disco-contra-disco. A partir do material da roda 7C, foram confeccionados os discos que farão o papel de contracorpos nos ensaios de desgaste, com uma microestrutura de martensita revenida.

Para realização dos tratamentos térmicos, tais discos possuíam as seguintes dimensões iniciais: diâmetro de 40 mm e espessura de 9 mm.

3.3.1 Tratamento térmico

De acordo com a curva ITT do aço 7NbMo (REZENDE, 2020), a microestrutura bainítica é formada no intervalo de temperatura que varia de 250 a 450 °C, e a microestrutura perlítica no intervalo de 500 a 650 °C. Pela análise da Figura 3.3, foi escolhida a temperatura de 450 °C para obtenção da bainita e a temperatura de 600°C para a perlita, tendo em vista que ambos constituintes apresentarão durezas similares.

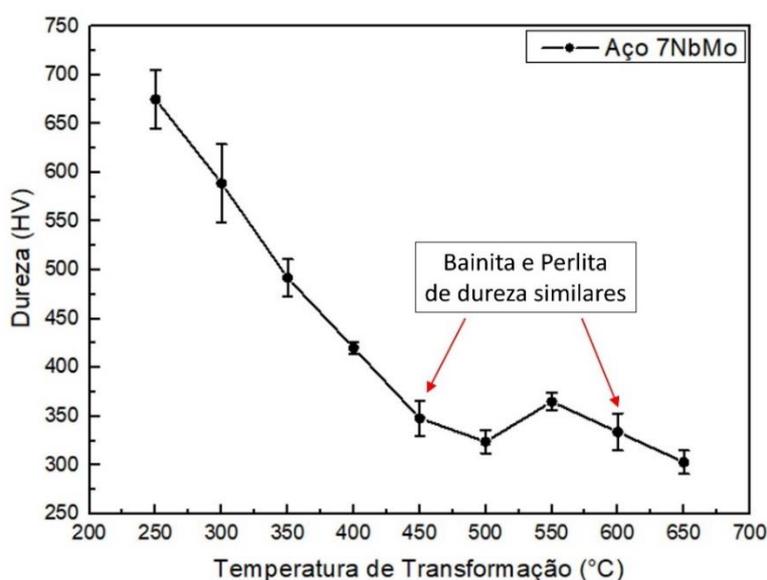


Figura 3.3 – Dureza Vickers de amostras de dilatométrica isotérmica do aço 7NbMo.

Adaptado de Rezende (2020).

Com isso, foram realizados tratamentos térmicos de austêmpera para obtenção de discos com microestruturas de bainita ou perlita, com a mesma dureza de $350 \pm 8 \text{ HV}_{0,5}$ (denominados 7NbMo-B e 7NbMo-P, respectivamente).

A austêmpera consistiu da austenitização em forno mufla, seguido de resfriamento por jato de ar até as temperaturas de transformações isotérmicas da perlita e bainita, e transferência para um forno de banho de estanho puro que mantém a temperatura constante (valores de 600 e 450 °C, respectivamente), para permitir a completa transformação do aço nos microconstituintes de interesse (Figura 3.4-a). Finalizado o tempo de patamar isotérmico, os discos foram resfriados em ar calmo, até a temperatura ambiente.

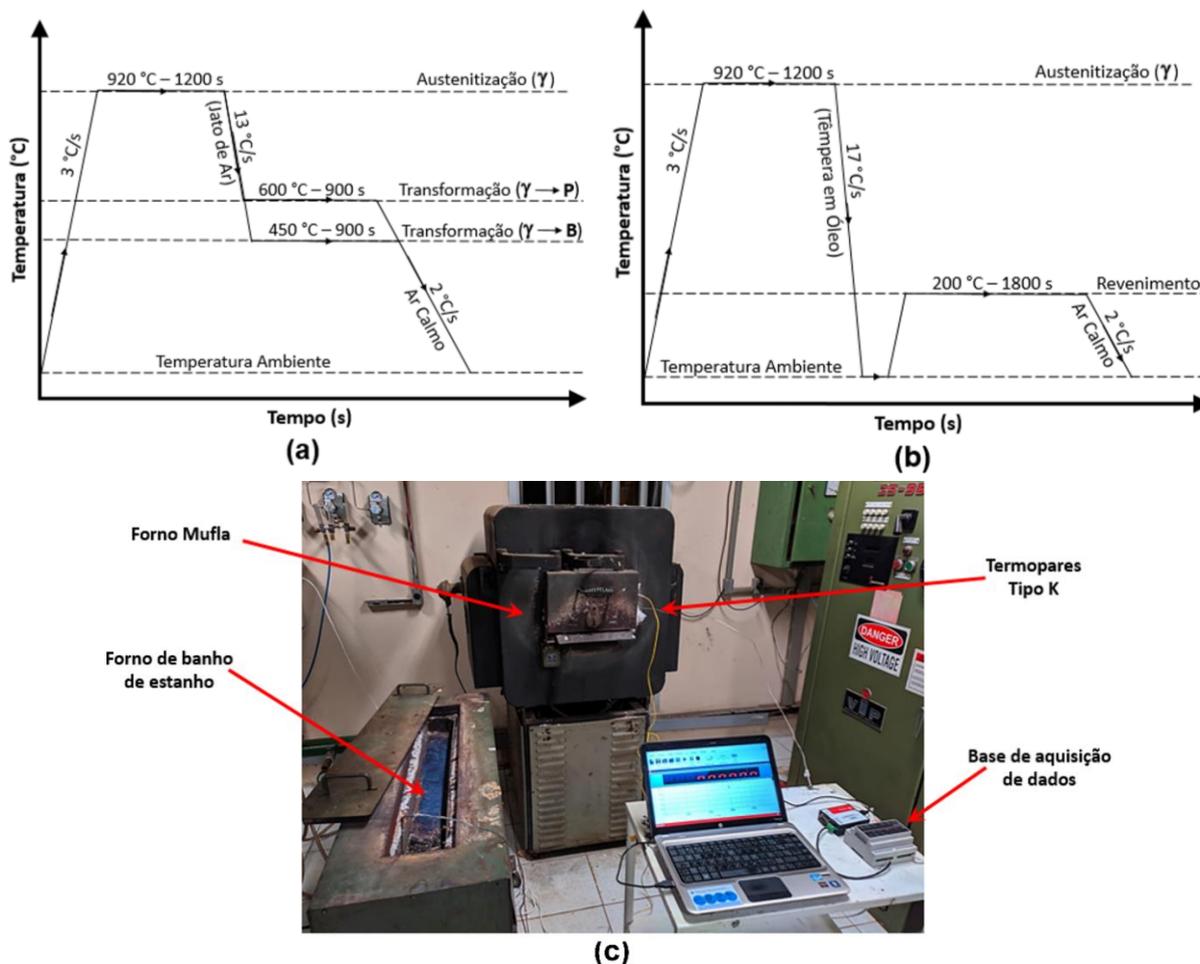


Figura 3.4 – Tratamentos térmicos para obtenção das microestruturas de estudo: a) rotas para obtenção da bainita e perlita com a dureza de 350 ± 8 HV do aço 7NbMo; b) rota para obtenção da martensita revenida com a dureza de 660 ± 10 HV do aço 7C; c) aparato experimental. Legenda: γ – austenita, P – perlita, B – bainita.

Foi adotado o intervalo de 900 s para a transformação isotérmica de ambos constituintes, tendo em vista que o diagrama ITT do aço 7NbMo indica que o tempo necessário para a transformação completa da microestrutura bainita e perlita é de 360 e 600 s, respectivamente (REZENDE, 2020). Vale ressaltar, que foi utilizado o forno de banho de estanho puro, pois este proporciona maior estabilidade da temperatura das amostras no tempo de transformação.

Adicionalmente, a partir do aço 7C, foram produzidos discos com microestrutura de martensita revenida com a dureza de 660 ± 10 HV_{0,5}, para atuarem como contracorpos dos discos de bainita e perlita (denominados 7C-B e 7C-P, respectivamente).

A curva CCT do aço 7C indica que a formação da martensita ocorre somente para taxas de resfriamento acima de 10 °C/s (FONSECA, 2015). Desta forma, o tratamento térmico foi realizado com a austenitização em forno mufla, seguido da têmpera em óleo e posterior revenimento em 200 °C durante 1800 s. Finalizado o tempo de revenimento, os discos foram resfriados até a temperatura ambiente em ar calmo (Figura 3.4-b).

3.3.2 Caracterização pré-ensaios tribológicos

As análises realizadas nos discos após os tratamentos térmicos, bem como as regiões avaliadas (Figura 3.5), juntamente com as descrições metodológicas das diferentes técnicas empregadas são descritas nos tópicos seguintes:

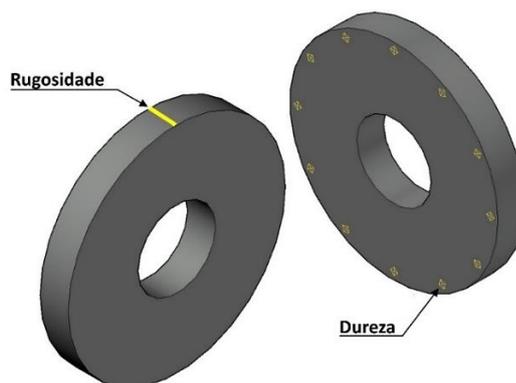


Figura 3.5 – Regiões utilizadas para caracterização dos discos tratados termicamente.

- **Preparação Metalográfica:** Para a realização da análise metalográfica foram cortadas amostras dos discos após os tratamentos térmicos e, posteriormente, estas foram embutidas em baquelite, seguido de lixamento em papéis abrasivos de SiC, com granulometria variando de #100 a #1200. Após o lixamento, as amostras foram polidas em pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm para obtenção de superfície espelhada. Finalizado o polimento, as amostras foram atacadas com uma solução de Nital 2% para a revelação de suas microestruturas.

- **Microscopia Óptica:** A obtenção de micrografias de baixa ampliação foi realizada em um microscópio óptico *LEICA DMILM LED*, localizado no Laboratório Multiusuário da FEM-UNICAMP.

- **Microscopia Eletrônica de Varredura:** Os equipamentos para MEV foram o *Zeiss/EVO MA 15*, localizado no Laboratório Multiusuário da FEM-UNICAMP e o *Philips-XL30 FEG*, pertencente ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar. As análises de MEV foram necessárias para investigar o arranjo morfológico das microestruturas bainítica e perlítica obtidas, e para o estabelecimento da comparação destas microestruturas, com os resultados provenientes da curva ITT do aço 7NbMo realizados por Rezende (2020).

- **Difração de raios X:** Os ensaios foram realizados no difratômetro *PRO PANalytical X'Pert* do Laboratório de Metalurgia Física e Solidificação (LABMET) da FEM-UNICAMP (Figura 3.6), juntamente com o Prof. Rubens Caram Junior. Os parâmetros utilizados foram: radiação de $\text{Cu-K}\alpha$, operando a 40 kV e 30 mA, faixa de 2θ entre 10° e 120° , com tamanho do passo de $0,02^\circ$ e tempo por passo de 100 s. A técnica de difração de raio X foi realizada no disco bainítico (7NbMo-B) e perlítico (7NbMo-P), objetivando verificar qualitativamente, a efetividade dos tratamentos térmicos realizados, com relação a possível presença de austenita retida na microestrutura.

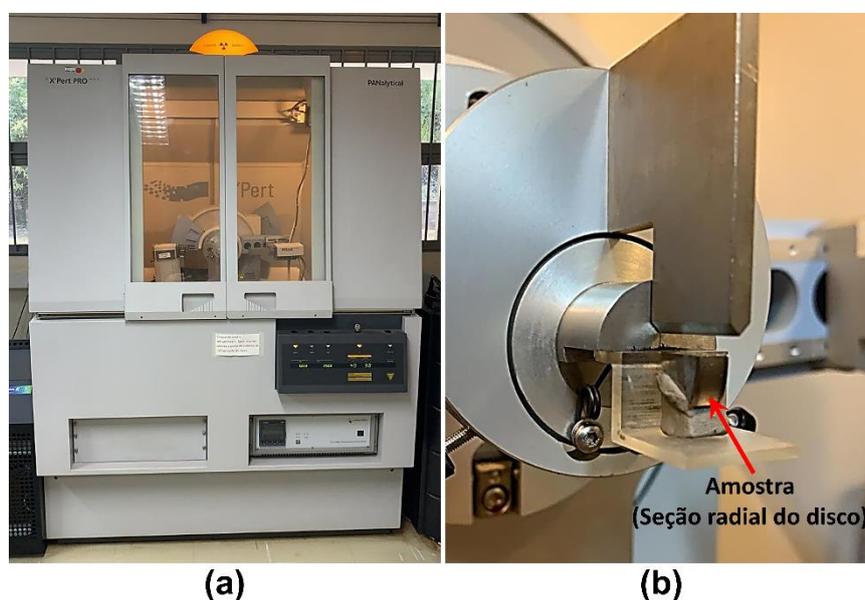


Figura 3.6 – Difratômetro de raio X do LABMET: a) equipamento de ensaio; b) corpo de prova posicionado no porta amostra do difratômetro.

- **Microdureza:** Utilizou-se um microdurômetro *Vickers Future Tech FV800*, do Laboratório Multiusuário da FEM-UNICAMP. As medidas de dureza foram realizadas em 12

pontos espaçados circunferencialmente por 30° um do outro, próximos da pista de rolamento (Figura 3.5). Os parâmetros utilizados foram: carga de 0,5 kgf aplicada por 15 segundos.

- **Rugosidade:** Para eliminação dos defeitos superficiais na pista de rolamento dos discos, provenientes do processo de usinagem e dos tratamentos térmicos, as amostras tiveram suas superfícies de rolamento lixadas em papéis abrasivos de SiC, com granulometria variando de #100 a #1200, para o controle e regularidade da rugosidade inicial de todos os discos. O parâmetro de rugosidade (Ra) foi medido com o rugosímetro *Mitutoyo SJ-210*, do Laboratório de Tribologia da FEM-UNICAMP. As medidas foram executadas ao longo da espessura dos discos (Figura 3.5), em três regiões espaçadas circunferencialmente por 90° uma da outra, seguindo a norma ISO 4288:1996 (*cut-off* de 0,25 mm, ao longo de 10 comprimentos de amostragem).

- **Massa:** As medidas de massa foram realizadas utilizando uma balança analítica com precisão de 0,0001 g (*Shimadzu AUY 220*) do Laboratório de Fusão por Feixe de Elétrons e Tratamentos Termomecânicos da FEM-UNICAMP.

3.4 Ensaios tribológicos (disco-contra-disco)

Os discos foram submetidos a ensaios de desgaste por FCR com deslizamento, usando um tribômetro disco-contra-disco. Para cada microestrutura, cinco testes foram realizados (LEWIS et al., 2017), (REZENDE et al., 2020b). As dimensões detalhadas dos discos corpos e contracorpos estão apresentados na Figura 3.7.

As superfícies de contato dos discos possuíam uma rugosidade (Ra) inicial de $0,07 \pm 0,009 \mu\text{m}$. Os experimentos foram realizados em regime não lubrificado, com o uso de um jato de ar para a remoção dos debris da interface dos discos. Todos os testes foram realizados a uma temperatura de $28 \pm 4 \text{ }^\circ\text{C}$, com a umidade relativa de $45 \pm 15\%$.

O tribômetro usado nos experimentos funciona de maneira automática, sendo composto por dois eixos rotativos que são acionados por motores elétricos independentes e um servomotor (Figura 3.8). Antes do teste, os parâmetros como: velocidades dos eixos inferior e superior, carga aplicada pelo servomotor e o número de ciclos, são definidos no software de controle dedicado ao tribômetro. Durante o teste, as aquisições dos dados de carga, velocidade de rotação

dos eixos, temperatura, vibração e quantidade de ciclos, são realizadas por sensores em tempo real, bem como monitoradas e controladas pelo software.

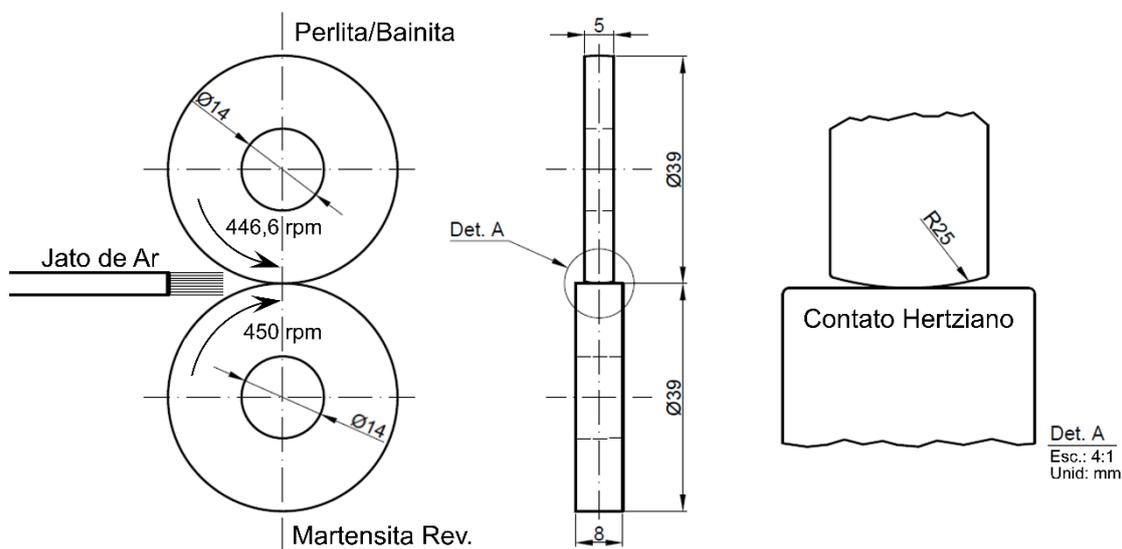


Figura 3.7 – Ilustração das dimensões dos discos e configuração do teste de desgaste.

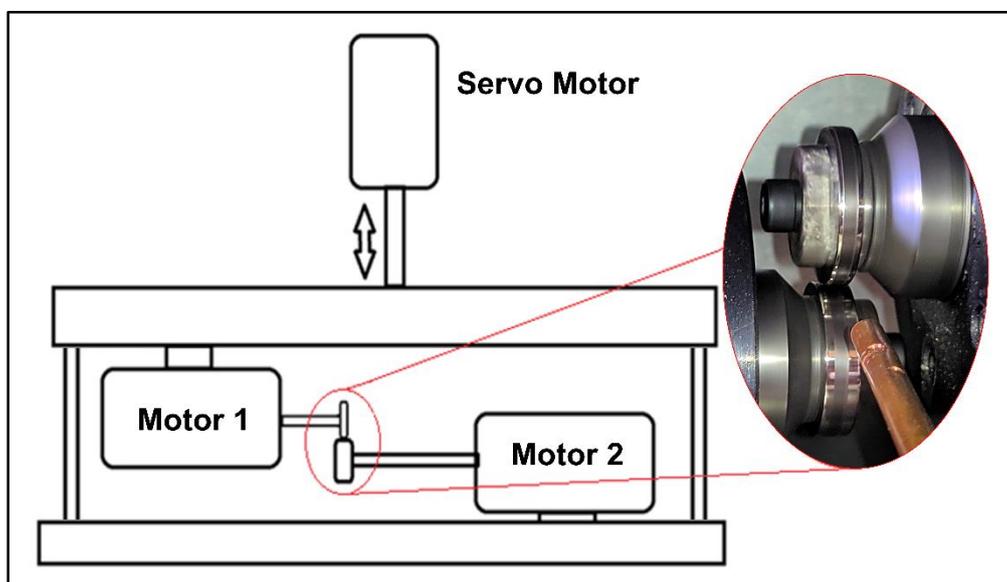


Figura 3.8 – Diagrama esquemático da máquina de desgaste disco-contra-disco.

No tribômetro, o disco superior acionado pelo motor 1, teve sua velocidade de rotação fixada em 446,6 rpm. Por outro lado, o disco inferior acionado pelo motor 2, teve sua velocidade

de rotação fixada em 450 rpm. A taxa de deslizamento de $-0,75\%$ foi obtida pela Eq. 3.1 (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (FLETCHER; BEYNON, 2000):

$$\text{Deslizamento (\%)} = 200 \times \left[\frac{(R_1 \times N_1) - (R_2 \times N_2)}{(R_1 \times N_1) + (R_2 \times N_2)} \right] \quad (3.1)$$

Onde, N é a velocidade de rotação (rpm), R é o raio do disco (mm) e os índices indicam os eixos considerados. O valor negativo do escorregamento indica que o eixo 1 é acionado pelo eixo 2.

Como o disco superior opera com uma velocidade menor, seus fenômenos de desgaste e FCR são amplificados (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (ZHOU et al., 2016). Por este motivo, os discos de microestrutura perlítica ou bainítica foram montados no eixo superior, com o objetivo de simular a frenagem da roda ao entrar em um trecho curvo da ferrovia. No eixo inferior, foram montados os discos de microestrutura de martensita revenida de dureza mais elevada (REZENDE et al., 2020b).

Deve-se ressaltar que o uso de um contracorpo mais duro e rígido em contato com o corpo de estruturas alternativas, na avaliação das propriedades tribológicas de novos materiais ferroviários, vem sendo empregado com bastante sucesso em tribômetros do tipo disco-contradisco, pino-contradisco e esfera-contraplaca, pois minimiza as complexidades decorrentes de dureza próximas do corpo e contracorpo, como por exemplo, os efeitos da deformação plástica e o desgaste do contracorpo sobre os discos dos constituintes de mesma dureza (REZENDE et al., 2020b), (TRESSIA et al., 2020), (MASOUMI et al., 2019), (CHATTOPADHYAY et al., 2012).

Com o intuito de promover condições de contato severas, comparada aquelas do transporte ferroviário de carga pesada, foi aplicada uma força normal de 2551 N. A pressão de contato máxima inicial foi de 3 GPa, para a geometria de contato não conforme, (REZENDE et al., 2020b), (REZENDE et al., 2021), (DING et al., 2015), (HE et al., 2016), (ZHOU et al., 2016), pela equação de contato Hertziana (HERTZ, 1881). Todos os experimentos foram executados até 100.000 ciclos.

3.5 Caracterização durante e após os ensaios tribológicos

Durante os ensaios de desgaste, os discos foram periodicamente removidos do tribômetro (a cada 10.000 ciclos), para medições de massa, rugosidade e dureza superficial. Vale ressaltar

que apenas para os ensaios de dureza superficial, nos primeiros 10.000 ciclos de rolamento, também foram realizadas medidas a cada 2.000 ciclos. As análises feitas após os ensaios, bem como as regiões avaliadas dos discos (Figura 3.9), juntamente com as descrições metodológicas das diferentes técnicas empregadas são descritas nos tópicos seguintes:

- **Perda de massa:** As medidas de perda de massa foram realizadas utilizando uma balança analítica com precisão de 0,0001 g (*Shimadzu AUY 220*) do Laboratório de Fusão por Feixe de Elétrons e Tratamentos Termomecânicos da FEM-UNICAMP.

- **Rugosidade:** A rugosidade superficial Ra foi determinada ao longo da espessura do disco (Figura 3.9-a), com um rugosímetro de superfície *Mitutoyo SJ-210*, seguindo a norma ISO 4288:1996 (cut-off de 0,25 mm, ao longo de 10 comprimentos de amostragem), em três regiões espaçadas circunferencialmente por 90° uma da outra.

- **Dureza superficial:** A dureza da superfície de rolamento dos discos foi realizada com um durômetro *Future Tech FV800*, pela aplicação da carga de 0,5 kgf durante 15 s, em sete pontos da superfície (Figura 3.9-b e Figura 3.10).

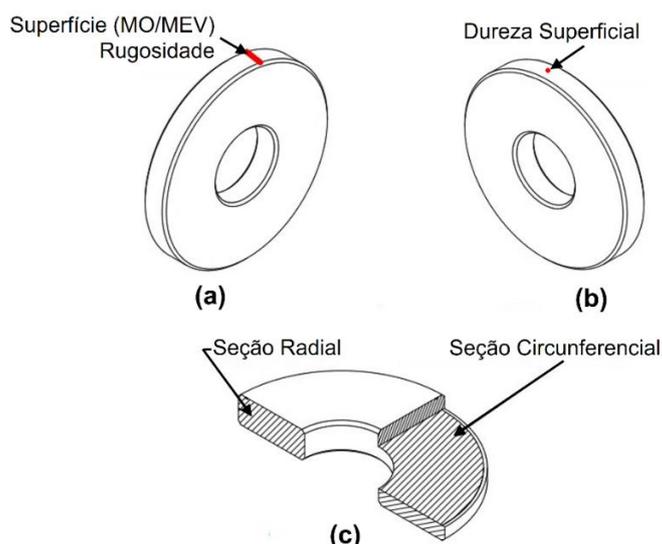


Figura 3.9 – Superfícies do disco avaliadas após ensaio de desgaste: a) rugosidade superficial, microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV); b) dureza superficial; c) seção radial: dureza e MO, seção circunferencial: MO e MEV.

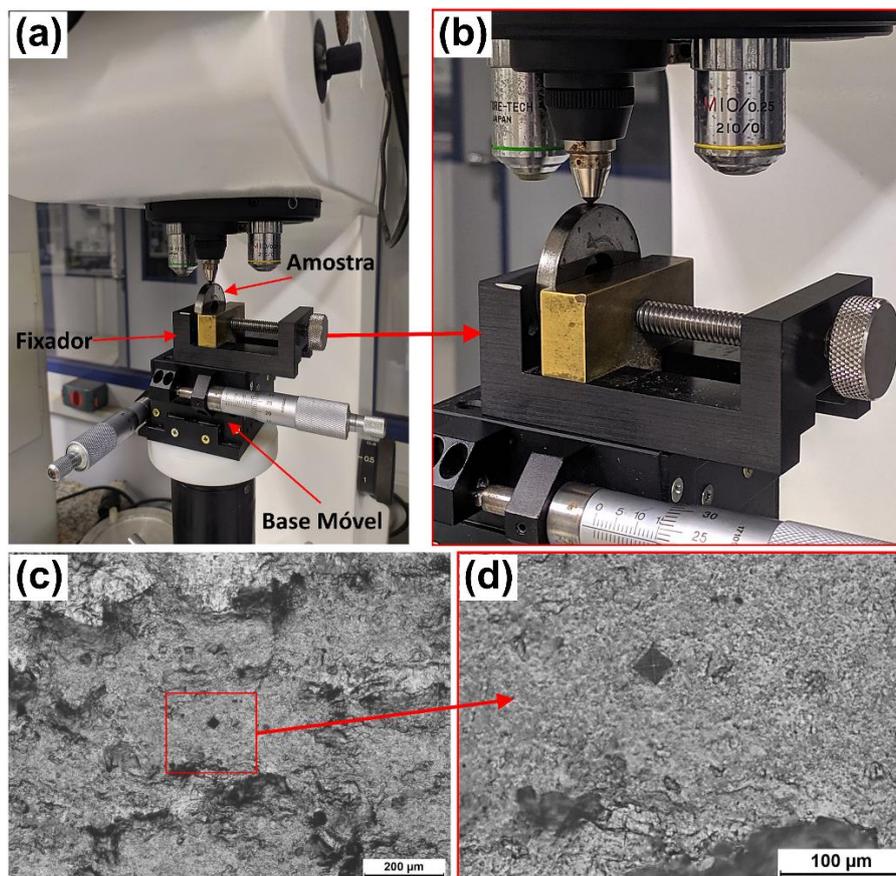


Figura 3.10 – Dureza superficial: a) equipamento; b) CP montado na base do durômetro para realização de indentação; c) indentação feita na pista de rolamento do disco; d) detalhe de c).

- **Preparação Metalográfica:** A preparação metalográfica das seções radiais e circunferenciais dos discos (Figura 3.9-c) consistiram de embutimento em baquelite, para proteção da superfície, e lixamento com papéis abrasivos de SiC (#100 a #1200). Posteriormente, as amostras foram polidas em suspensão de diamante (6, 3 e 1 μm) e fotografadas antes e após o ataque com Nital 2%.

- **Zona transformada tribologicamente:** Para avaliação das trincas de FCR e determinação dos mecanismos de desgaste atuantes na superfície (Figura 3.9-a) e subsuperfície (Figura 3.9-c) dos discos, após os testes de desgaste, foi utilizado o microscópio óptico *Olympus 41GX* com câmera de aquisição de imagens *U-TV0.5XC-3*, pertencente ao Grupo de Pesquisa em Solidificação (GPS) da FEM-UNICAMP, juntamente com o Prof. Noé Cheung. Também foi usado o MEV *Zeiss/EVO MA 15*, localizado no Laboratório Multiusuário da FEM-

UNICAMP e o MEV *Philips-XL30 FEG*, pertencente ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar.

- **Perfil de dureza:** Amostras de seção radial (Figura 3.9-c), foram usadas para determinação do perfil de dureza subsuperficial, com a realização de sete medidas para cada profundidade da amostra, até a dureza atingir o valor da matriz. As medidas foram realizadas com o durômetro *Future Tech FV800*, pela aplicação da carga de 0,3 kgf durante 15 s.

- **Medição de defeitos tribológicos:** O comprimento, a profundidade e o ângulo das trincas superficiais foram medidos usando imagens de MO da seção circunferencial (Figura 3.9-c). Amostras de seção circunferencial (Figura 3.9-c), também foram usadas para medição do tamanho da camada endurecida por deformação, formada pelas condições de contato. A espessura da camada delaminada foi mensurada usando imagens de MO da seção radial (Figura 3.9-c). Para quantificação do tamanho de todos estes defeitos foi usado o software de análise de imagem *ImageJ* (SCHNEIDER; RASBAND; ELICEIRI, 2012).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Microestrutura dos materiais de ensaio

A Figura 4.1 ilustra as curvas de resfriamento dos tratamentos térmicos dos discos de microestruturas bainítica e perlítica do aço 7NbMo. Pela análise dos gráficos, é possível observar que a taxa de resfriamento de 13 °C/s foi replicada nos dois casos, o que garantiu a reprodução das condições de resfriamento em todos os discos. Além disso, após o alcance da temperatura de transformação de cada constituinte, foi atingida a estabilidade térmica nos corpos de prova de maneira satisfatória durante a reação metalúrgica.

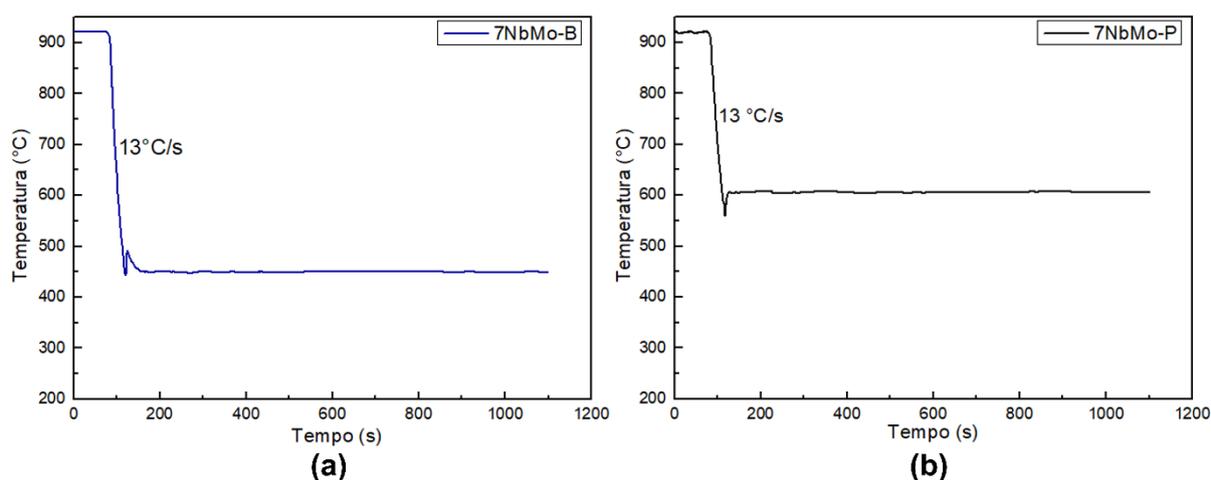


Figura 4.1 – Curvas de resfriamento medida por termopares inseridos nos discos: a) disco bainítico 7NbMo-B; b) disco perlítico 7NbMo-P.

As imagens das microestruturas dos materiais dos discos, obtidas por MO e MEV são apresentadas na Figura 4.2. O 7NbMo-P exibe uma microestrutura predominantemente perlítica, com lamelas alternadas de ferrita e cementita, possuindo também pequenos sítios de nucleação de ferrita proeutetoide de contorno de grão (Figura 4.2-a,b). Silva e Mei (2010), sustentam que os microligantes Nb e Mo são estabilizadores de ferrita, o que explica a presença da pequena fração desta fase no aço.

O 7NbMo-B possui uma microestrutura bainítica com uma morfologia do tipo superior, que consiste em finas placas de ferrita com a distribuição de carbonetos alongados e grosseiros

entre as placas (Figura 4.2-c,d) (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017), (YIN; HILLERT; BORGENTAM, 2017). Ambos tipos de microestrutura apresentaram os valores médios de dureza de $350 \pm 8 \text{ HV}_{0,5}$.

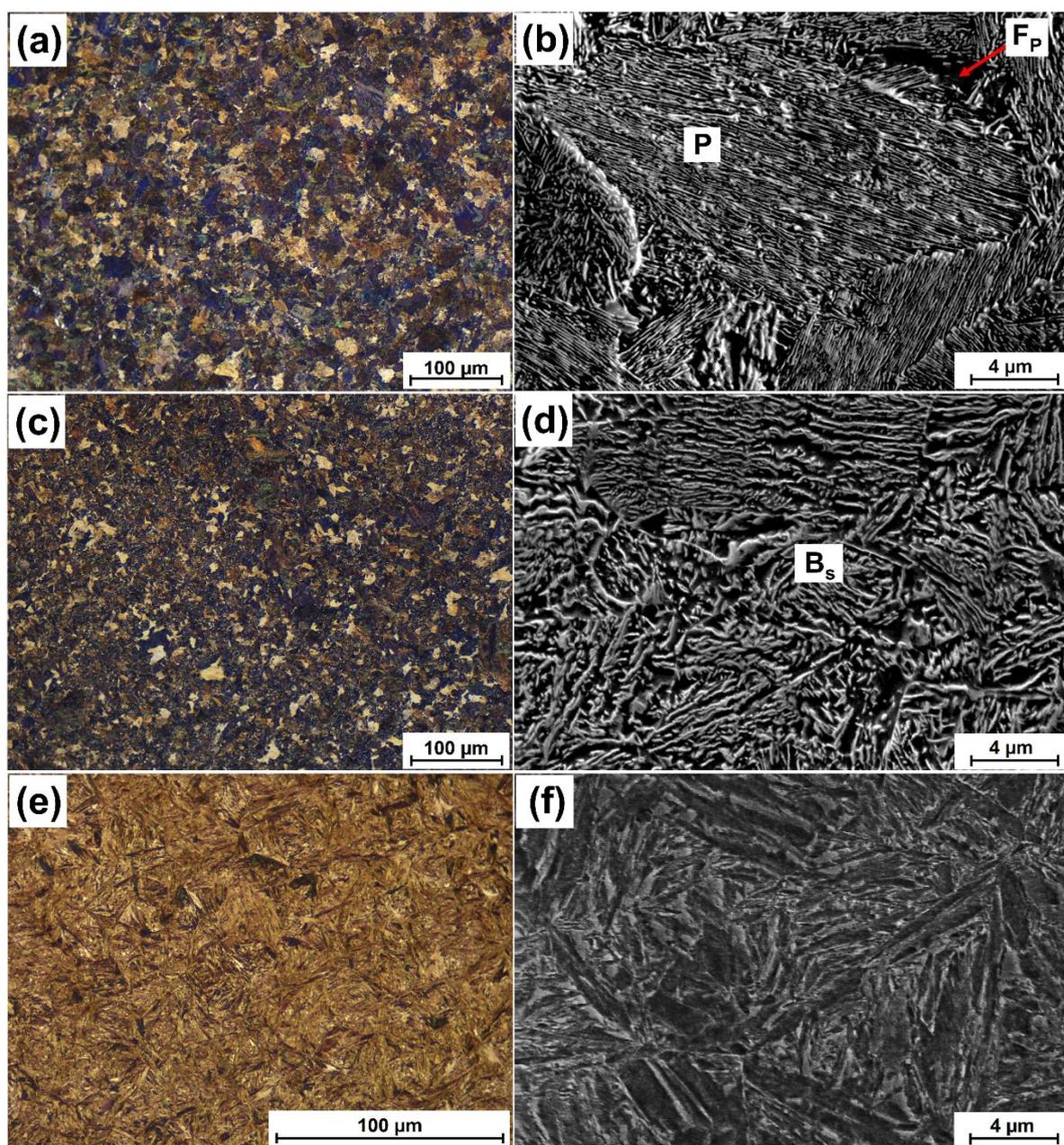


Figura 4.2 – Micrografias de MO e MEV obtidas após os tratamentos térmicos dos aços 7NbMo e 7C: a) e b) disco 7NbMo-P austemperado a 600 °C; c) e d) disco 7NbMo-B austemperado a 450 °C; e) e f) discos 7C-P e 7C-B temperado em óleo e revenido a 200 °C.

Nital 2%. P – perlita; F_P – ferrita proeutetoide; B_s – bainita superior.

Pela simples comparação das micrografias de MO de 7NbMo-P e 7NbMo-B (Figura 4.2-a,c), há indícios que a microestrutura bainítica de 7NbMo-B apresenta-se com uma granulação mais refinada, em relação a perlita de 7NbMo-P. Hu et al. (HU et al., 2015), afirmam que a adição de Nb e Mo em aços carbono de microestrutura bainítica promovem a transformação de fase, refina a microestrutura e melhora sua resistência. Além disso, Chen et al. (CHEN et al., 2014), constataram que a adição de Mo no aço gera produtos de natureza displaciva mais refinados e promove a melhoria de suas propriedades mecânicas.

Por outro lado, as microestruturas de 7C-P e 7C-B (Figura 4.2-e,f) apresentam a martensita revenida. Nela pode-se observar que as ripas de martensita ainda são bem distinguidas, no entanto, a ação do revenimento na temperatura de 200 °C provoca a expulsão de carbono da matriz de martensita, possibilitando o seu amaciamento (TREVISIOL; JOURANI; BOUVIER, 2017), (BALTAZAR HERNANDEZ; NAYAK; ZHOU, 2011). A microestrutura apresentou um valor médio de dureza de $660 \pm 10 \text{ HV}_{0,5}$. A média de dureza relativa para os pares de discos (7NbMo-P vs. 7C-P) e (7NbMo-B vs. 7C-B) foi de 0,53.

Para complementar a análise da eficácia dos tratamentos de austêmpera para formação de bainita e perlita, foi realizada a comparação das microestruturas dos discos tratados, com as obtidas nos ensaios de dilatométrica isotérmica a 450 e 600 °C realizados por Rezende (2020).

De acordo com a Figura 4.3, é possível observar as semelhanças das microestruturas dos discos austemperados e das amostras de dilatométrica, no que diz respeito a distribuição e morfologia dos carbonetos sobre a matriz de ferrita. Além disso, a dureza dos discos tratados neste trabalho, assim como a dureza das amostras de dilatométrica ensaiadas por Rezende (2020), apresentaram valores estatisticamente iguais a $350 \text{ HV}_{0,5}$, o que indica que os tratamentos térmicos executados nos discos para os ensaios de desgaste foram eficientes.

Adicionalmente, a análise por difração de raios X (Figura 4.4) dos discos tratados a 450 e 600 °C mostrou apenas ferrita, constituinte majoritário da microestrutura bainítica e perlítica, não indicando presença de austenita retida, ou seja, a transformação dos constituintes foi completa.

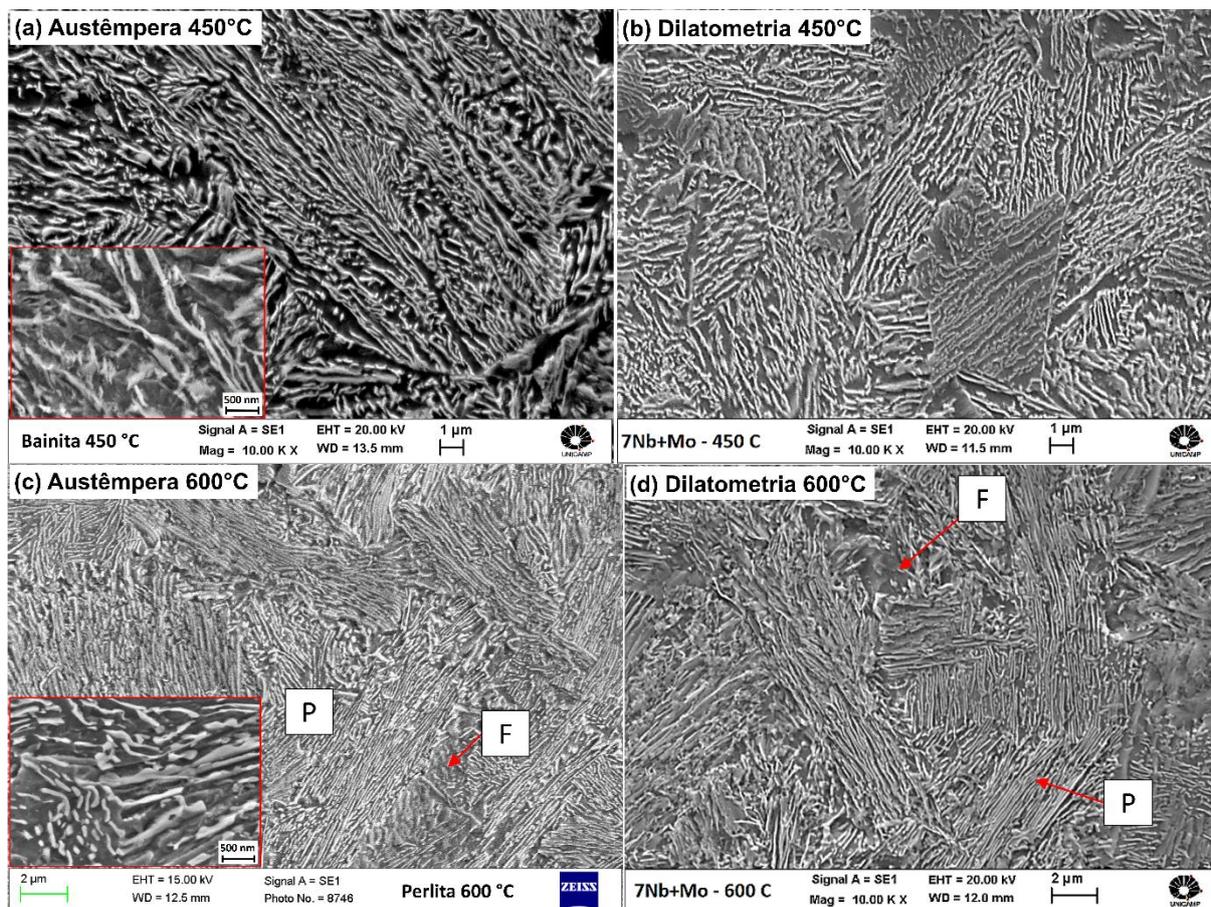


Figura 4.3 – Comparação das microestruturas bainíticas e perlíticas do aço 7NbMo: a) disco austemperado em 450 °C; b) dilatometria isotérmica a 450 °C (REZENDE, 2020); c) disco austemperado em 600 °C; d) dilatometria isotérmica a 600 °C (REZENDE, 2020).

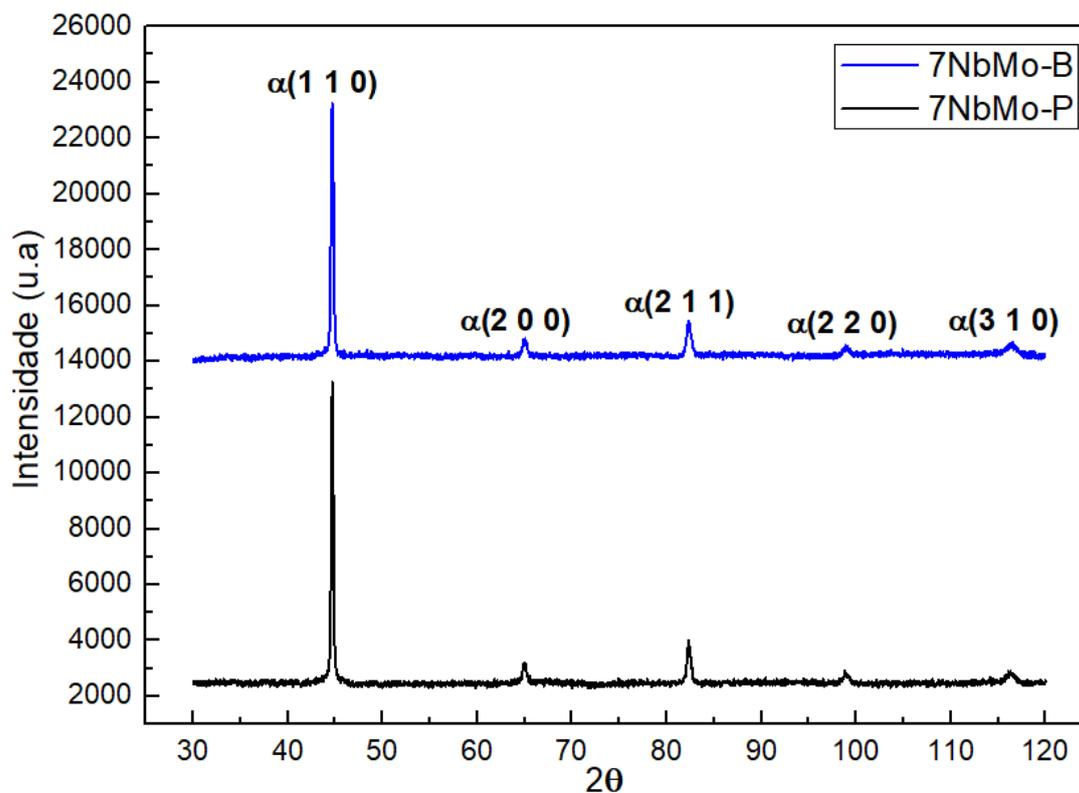


Figura 4.4 – Difração de raios X dos discos após tratamentos de austêmpera em 450 e 600 °C. α – ferrita.

4.2 Desempenho em desgaste

A Figura 4.5 apresenta a média da perda de massa para os cinco pares de discos (7NbMo-P vs. 7C-P) e (7NbMo-B vs. 7C-B), após os ensaios de desgaste. Especificamente na Figura 4.5-a, que exibe a variação da perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio, pode-se observar nos 10.000 ciclos iniciais que os discos 7NbMo-P e 7NbMo-B tiveram perdas de massa similares.

Também foi no início dos experimentos, que houve a formação de uma fina camada de óxido alaranjado, que persistiu na superfície dos pares de discos somente até os 10.000 ciclos iniciais. Logo após 20.000 ciclos, foi notado um crescimento quase linear na perda de massa para ambos, contudo, os valores de 7NbMo-P foram superiores aos de 7NbMo-B durante todo o regime de teste.

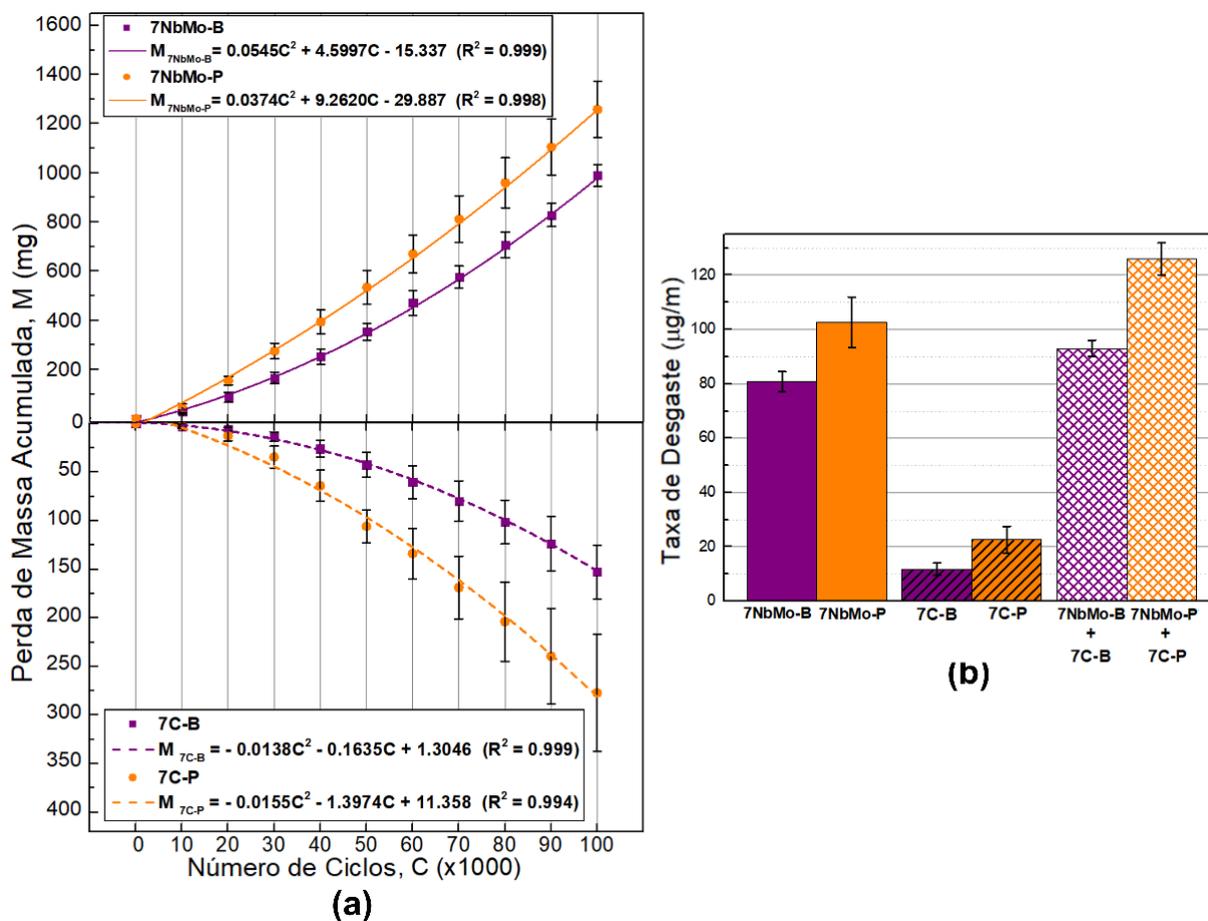


Figura 4.5 – Desgaste dos diferentes materiais dos pares de discos (7NbMo-P vs. 7C-P) e (7NbMo-B vs. 7C-B) após os ensaios disco-contra-disco: (a) perda de massa acumulativa em função do tempo de teste; (b) taxa de desgaste.

Por outro lado, os seus contracorpos, discos 7C-P e 7C-B, exibiram perdas de massa semelhantes até os 20.000 ciclos iniciais. Passados 30.000 ciclos, suas perdas de massa também cresceram quase linearmente, no entanto, os valores de 7C-P foram sempre superiores aos de 7C-B até a finalização do ensaio.

Diante do desempenho tribológico inicial dos pares (7NbMo-P vs. 7C-P) e (7NbMo-B vs. 7C-B), parece haver um período de incubação dos mecanismos de desgaste, em que as perdas de massa são baixas no começo do experimento. Comportamentos análogos podem ser encontrados em Rezende et al. (2020b), Viáfara et al. (2005), Lewis e Dwyer-Joyce (2004) e Blau (BLAU, 2015).

Segundo Lewis e Dwyer-Joyce (2004), a baixa perda de massa inicial é causada pelo acúmulo de deformação plástica das superfícies em contato, devido aos primeiros ciclos de

carregamento. Assim, os ciclos iniciais de ensaio foram responsáveis pela acomodação das superfícies e eliminação da rugosidade inicial dos discos. Finalizado este primeiro momento, o desgaste individual dos materiais começou a ocorrer.

Notavelmente, o disco 7NbMo-B apresentou melhor resistência ao desgaste que o 7NbMo-P. As taxas de desgaste (perda de massa (μg) por distância de rolamento (m)) foram de 80,8 e 102,7 $\mu\text{g}/\text{m}$ para 7NbMo-B e 7NbMo-P, respectivamente (Figura 4.5-b). Com isso, o desgaste de 7NbMo-B foi 21% menor em relação ao 7NbMo-P. Assim, apesar de ambos os discos possuírem a mesma dureza inicial de 350 HV_{0,5}, eles não tiveram desgastes similares após os 100.000 ciclos, o que indica que outros parâmetros estruturais atuaram no comportamento tribológico destes materiais.

Casos parecidos foram relatadas por outros autores, como Rezende et al. (2021), Zambrano et al. (2019) e Narayanaswamy et al. (2016). Isto evidencia que a microestrutura bainítica de 7NbMo-B dispõem de melhores propriedades tribológicas que a perlita de 7NbMo-P. Este fato potencialmente apoia os resultados da literatura (REZENDE et al., 2020b), (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (CHATTOPADHYAY et al., 2012), (REZENDE et al., 2021), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (GARNHAM; BEYNON, 1992), que apresentam aços ferroviários bainíticos com propriedades tribológicas superiores aos de microestrutura perlítica.

Vale ressaltar que a diferença no desgaste dos discos 7NbMo-P e 7NbMo-B, não obedeceu a lei de Archard-Holm, que estabelece a dependência linear da perda de volume por desgaste com a dureza inicial dos materiais (ARCHARD, 1953), (HUTCHINGS, 1992). Tal comportamento impõem cautela ao usar exclusivamente a dureza inicial como parâmetro indicativo da resistência ao desgaste dos aços ferroviários. Segundo Viáfara et al. (2005), previsões mais razoáveis de taxa de desgaste poderiam ser alcançadas através da melhoria do modelo de Archard-Holm, pela consideração dos efeitos do endurecimento por deformação dos materiais. Além disso, propriedades da microestrutura como a tenacidade e o comportamento em FCR, não podem ser negligenciadas (LEE; POLYCARPOU, 2005). Assim, verificou-se que:

- a) As curvas de desgaste apresentaram formato parabólico (não lineares), sendo melhores descritas por equações de segundo grau ao invés de primeiro grau, conforme sugerido pelas equações do tipo Archard.

- b) Para cada material, foi calculada a curva de melhor ajuste por regressão linear. Com isso, constatou-se que:
- I. O regime permanente foi mais extenso para amostras perlíticas e seus contracorpos do que para amostras bainíticas e seus contracorpos;
 - II. Talvez as amostras bainíticas necessitem de ensaios com maior duração para assegurar que estão em regime permanente;
 - III. Em decorrência das observações I e II, o tempo de acomodação e amaciamento das superfícies de contato foi maior para as amostras bainíticas.
- c) Os valores de perda de massa das amostras bainíticas apresentaram menores desvios padrões do que as amostras perlíticas. O mesmo vale para seus respectivos contracorpos. É possível que o desenvolvimento de maiores desvios padrões para as amostras perlíticas esteja associado à homogeneidade da microestrutura (MANSON; HALFORD, 2006). A presença de uma pequena porcentagem volumétrica de ferrita proeutetoide nos discos 7NbMo-P tende a variar com os tratamentos térmicos, promovendo a dispersão dos resultados. Isto ocorre porque as trincas de RCF nucleiam e crescem na própria ferrita e/ou na interface ferrita/ perlita, influenciando na perda de massa (LIU et al., 2020a).

Lewis et al. (2019) afirmam que não só a dureza pode ditar o desgaste, mas outras propriedades do material. Além do mais, um mesmo valor de dureza pode ser proporcionado por diferentes combinações de limite de escoamento, módulo de elasticidade e coeficiente de endurecimento por deformação (ZAMBRANO et al., 2019), (PULECIO; FARIAS; SOUZA, 2010). Consequentemente, diferentes comportamentos elastoplásticos são possíveis para uma mesma dureza, tornando imperativo considerar o efeito das propriedades e morfologia das fases, no que diz respeito ao desempenho de desgaste e fadiga dos aços (TREVISIOL; JOURANI; BOUVIER, 2017), (ZAMBRANO et al., 2019).

Em relação aos contracorpos, o disco 7C-B apresentou melhor resistência ao desgaste que 7C-P. As taxas de desgaste foram de 12,5 e 22,6 $\mu\text{g}/\text{m}$ para 7C-B e 7C-P, respectivamente (conforme Figura 4.5b). Desta forma, o desgaste de 7C-B foi 45% menor em relação ao de 7C-P. Sendo ambos os discos de mesma microestrutura e dureza (martensita revenida de 660 HV_{0,5}), parece que as perdas de massa dos contracorpos estão diretamente relacionadas aos materiais do corpo acoplado.

De fato, a microestrutura bainítica apresentou melhor compatibilidade tribológica com o seu par oposto, dado que o aço 7C quando associado ao 7NbMo-B, exibiu menor perda de massa. Tendências similares, em que o aço ferroviário bainítico apresentou-se compatível com o seu par tribológico, foram observadas em outros trabalhos (REZENDE et al., 2021), (REZENDE, 2020), (HU et al., 2020a), (LIU et al., 2019).

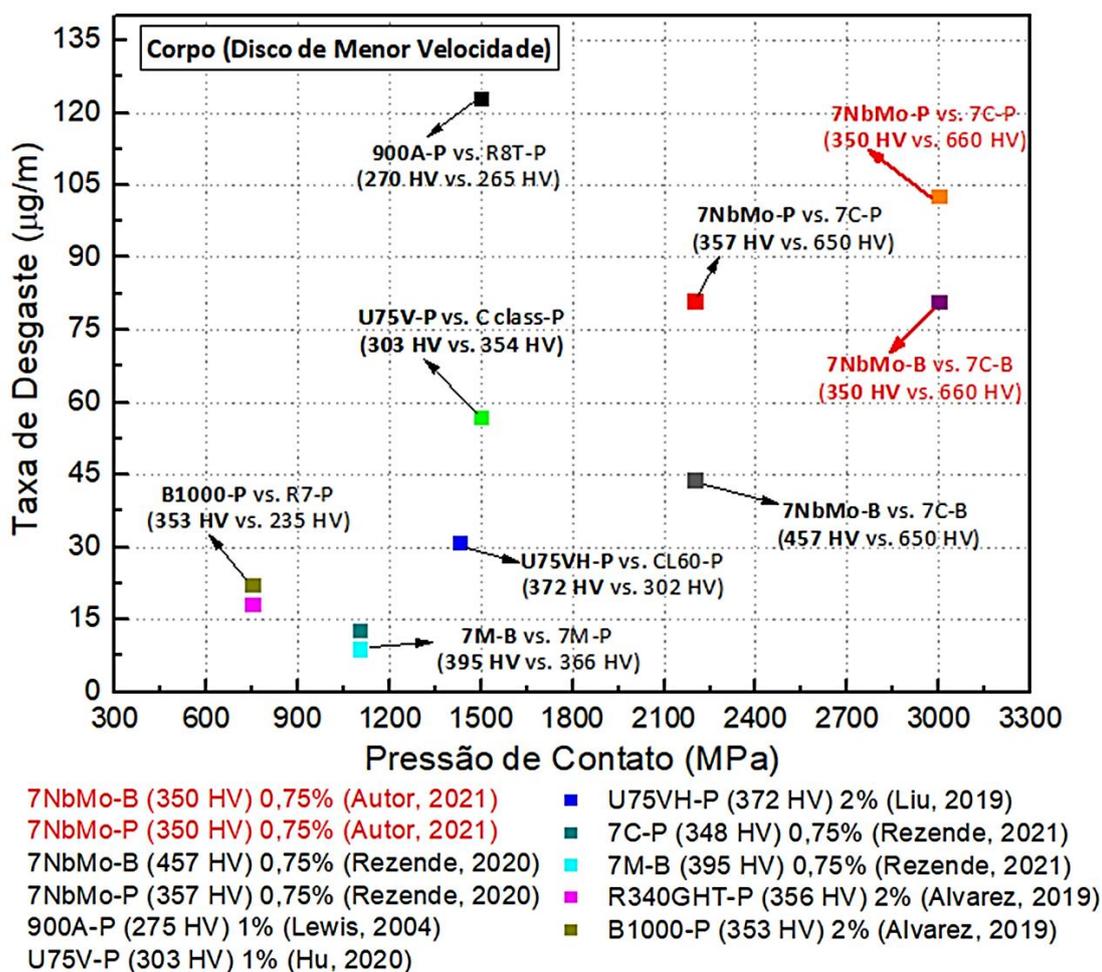
Outra forma de evidenciar este comportamento, é através da taxa de desgaste combinada dos pares de discos. O par (7NbMo-B vs. 7C-B) apresentou um desgaste de 93,0 $\mu\text{g}/\text{m}$, enquanto para o par (7NbMo-P vs. 7C-P) foi de 125,3 $\mu\text{g}/\text{m}$ (conforme Figura 4.5b). Isto confere ao par (7NbMo-B vs. 7C-B) uma taxa de desgaste 26% menor em relação ao (7NbMo-P vs. 7C-P). Tais resultados sugerem que o emprego de um corpo com microestrutura bainítica, em aplicações de desgaste de rolamento-deslizamento, implicará no benefício conjunto do corpo e contracorpo, pela apresentação da menor perda de massa de ambos.

Há uma diferença significativa entre os valores das taxas de desgaste dos corpos e contracorpos. O motivo dos contracorpos terem exibido menores taxas de desgaste relativamente aos corpos, pode ser, em grande parte, justificado pela dureza inicial da microestrutura de martensita revenida, que foi quase o dobro do valor da dureza inicial dos corpos (relação de dureza de 0,53 entre os corpos e o contracorpo). Além disso, os corpos (disco de menor velocidade), tendem a exibir um desgaste mais acelerado, devido suas maiores tensões tangenciais (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (ZHOU et al., 2016), (REZENDE et al., 2021).

A Figura 4.6 exhibe os resultados de desgaste deste trabalho e de estudos anteriores realizados em aços ferroviários, no ensaio disco-contra-disco (REZENDE et al., 2020b), (REZENDE et al., 2021), (LEWIS; DWYER-JOYCE, 2004), (HU et al., 2020a), (LIU et al., 2019), (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADESHIA, 2019). Sete séries de materiais de roda/trilho foram selecionados para comparar os efeitos da dureza inicial e pressão de contato, sobre o desgaste nas condições de contato seco.

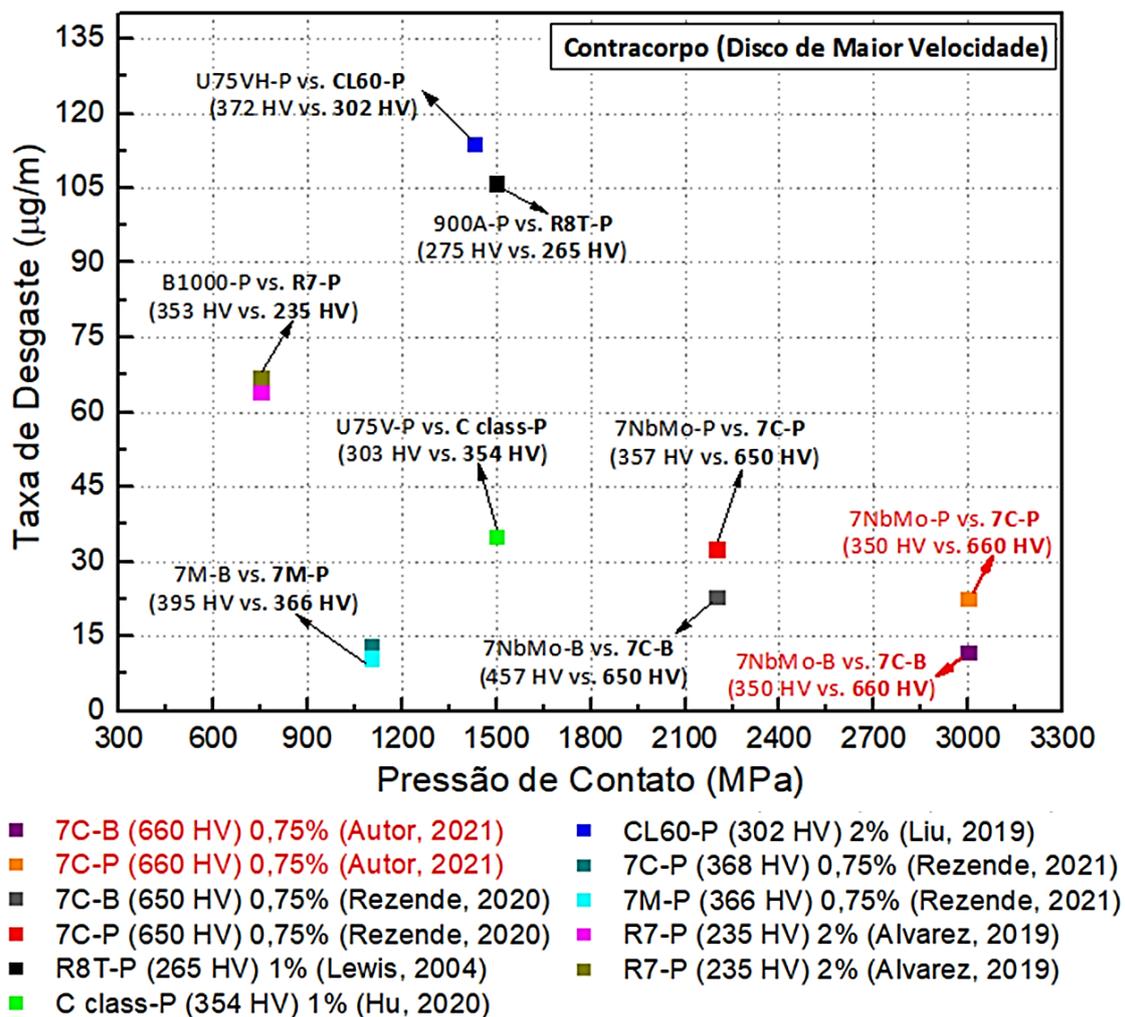
Analisando os corpos (disco de menor velocidade, Figura 4.6-a), observa-se que as taxas de desgaste dos aços 7NbMo-B e 7NbMo-P foram maiores que às de outros materiais ferroviários (7NbMo-B (457 HV) (REZENDE et al., 2020b), U75V-P (303 HV) (HU et al., 2020a), U75VH-P (372 HV) (LIU et al., 2019), 7M-B (395 HV), 7C-P (348 HV) (REZENDE et al., 2021), R340GHT-P (356 HV), B1000-P (353 HV) (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADESHIA, 2019)). Entretanto, deve ser ressaltado que os

aços deste trabalho foram ensaiados sob a pressão de contato de 3 GPa. Logo, as maiores taxas de 7NbMo-B e 7NbMo-P foram alcançadas não pela resistência ao desgaste inferior destes, mas pelas condições de contato mais severas.



(a)

Figura 4.6 – Comparação das taxas de desgaste deste trabalho com estudos anteriores (REZENDE et al., 2020b), (REZENDE et al., 2021), (LEWIS; DWYER-JOYCE, 2004), (HU et al., 2020a), (LIU et al., 2019), (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADSHIA, 2019): (a) taxa de desgaste do corpo (disco de menor velocidade); (b) taxa de desgaste do contracopo (disco de maior velocidade) (continua).



(b)

Figura 4.6 – (continuação) Comparação das taxas de desgaste deste trabalho com estudos anteriores (REZENDE et al., 2020b), (REZENDE et al., 2021), (LEWIS; DWYER-JOYCE, 2004), (HU et al., 2020a), (LIU et al., 2019), (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADESHIA, 2019): (a) taxa de desgaste do corpo (disco de menor velocidade); (b) taxa de desgaste do contracorpo (disco de maior velocidade).

Isto fica evidente, quando verifica-se que sob condições de contato mais brandas, as taxas de desgaste dos aços 900A-P (270 HV) (LEWIS; DWYER-JOYCE, 2004) e 7NbMo-P (357 HV) (REZENDE et al., 2020b) foram maiores ou iguais que as do aço usado nas amostras 7NbMo-P e 7NbMo-B.

Portanto, é provável que o aço 7NbMo bainítico ou perlítico (350 HV), exiba resistência ao desgaste superior aos materiais da Figura 4.6-a, caso seja testado sob as mesmas condições

de contato destes. Tal pesquisa será realizada em um próximo trabalho, com o intuito de complementar o conhecimento do comportamento tribológico do aço 7NbMo, sob variadas pressões de contato e taxas de deslizamento.

Para os contracorpos (disco de maior velocidade, Figura 4.6-b), é possível notar que as taxas de desgaste de 7C-B e 7C-P foram menores ou iguais que às dos outros materiais ferroviários (R8T-P (265 HV) (LEWIS; DWYER-JOYCE, 2004), C class-P (354 HV) (HU et al., 2020a), 7C-B (650 HV), 7C-P (650 HV) (REZENDE et al., 2020b), CL60-P (302 HV) (LIU et al., 2019), 7M-P (366 HV), 7C-P (368 HV) (REZENDE et al., 2021), R7-P (235 HV) (SOLANO-ALVAREZ; FERNANDEZ GONZALEZ; BHADESHIA, 2019).

Embora 7C-B e 7C-P tenham sido ensaiados em condições de contato mais severas, é atribuída à microestrutura de martensita revenida de alta dureza, a elevada resistência ao desgaste destes (WEI et al., 2011).

4.3 Variação da dureza superficial

A Figura 4.7 mostra a evolução da dureza da superfície de rolamento dos discos, durante os ensaios de desgaste. Todos os discos sofreram um endurecimento significativo por deformação plástica severa, durante os ciclos de rolamento-deslizamento. Pode-se notar que a bainita de 7NbMo-B e a perlita de 7NbMo-P exibiram durezas estatisticamente iguais após os 100.000 ciclos de teste (Figura 4.7-a). Consequentemente, seus percentuais de endurecimento também foram estatisticamente iguais (Figura 4.7-c).

Contudo, a cinética de encruamento dos dois constituintes foram bastante diferente. Até os 10.000 ciclos iniciais, as microestruturas dos discos endureceram de forma acelerada e semelhante. Este comportamento é esperado, tendo em vista que nos 10.000 ciclos iniciais ocorreu a acomodação das superfícies de rolamento e eliminação da rugosidade dos discos, conforme discutido anteriormente na seção 4.2. Após este período, a bainita de 7NbMo-B desenvolveu uma taxa de encruamento mais lenta do que a perlita de 7NbMo-P. Além do mais, somente após 60.000 ciclos que a bainita de 7NbMo-B alcançou sua dureza máxima de 832 HV_{0,5} e estabilizou em torno deste valor (Figura 4.7-a,c). Na perlita de 7NbMo-P, isto ocorreu entre 20.000 e 30.000 ciclos, com a dureza máxima de 860 HV_{0,5}, seguindo com a estabilização em torno desta (Figura 4.7-a,c).

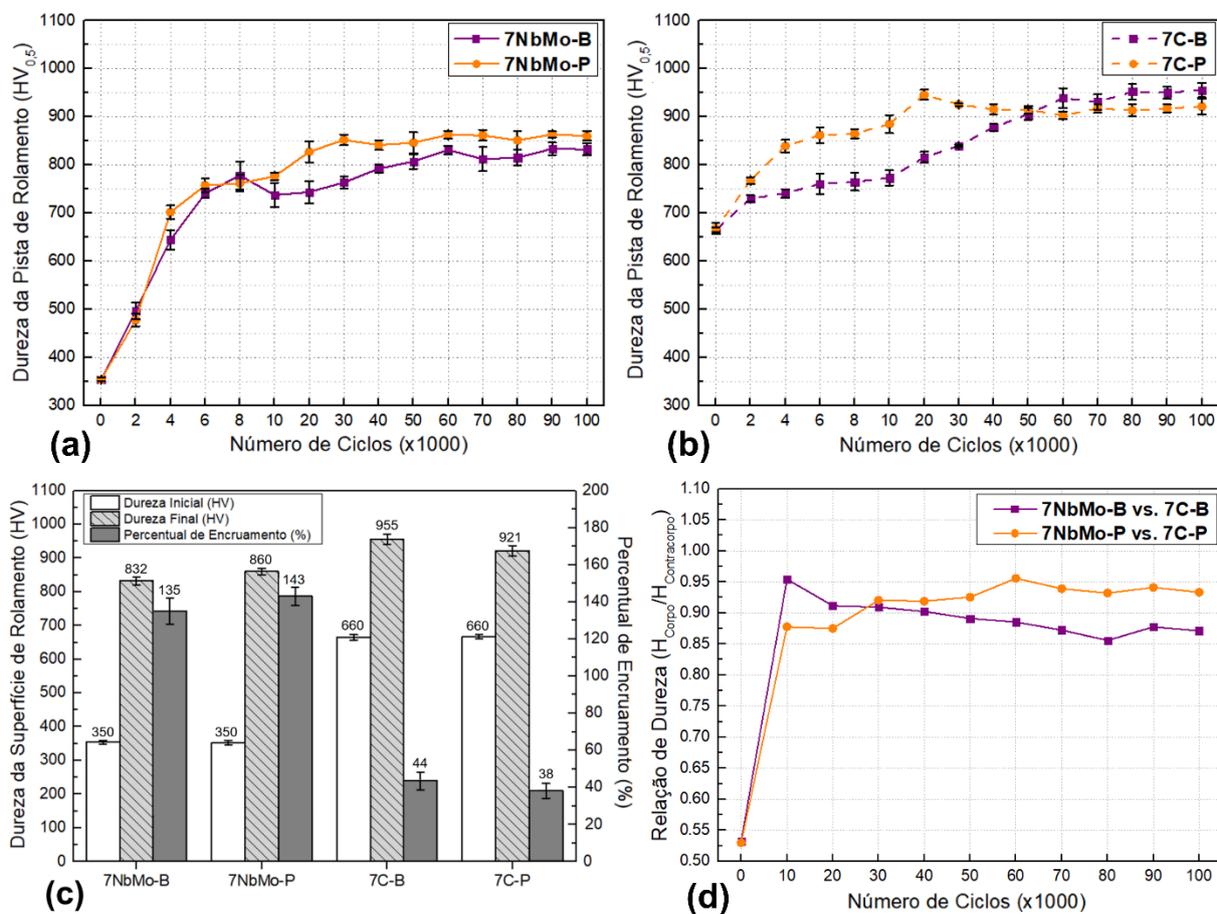


Figura 4.7 – Evolução da dureza superficial dos pares de discos: a) corpos 7NbMo-B e 7NbMo-P; b) contracorpos 7C-B e 7C-P; c) percentual de endurecimento $(H_{pós} - H_{pré})/H_{pré}$, onde $H_{pós}$ e $H_{pré}$ são as durezas superficiais pré-ensaio e pós-ensaio, respectivamente; d) relação de dureza $(H_{corpo}/H_{contracorpo})$.

Além disso, apesar da dureza superficial dos constituintes serem bastante próximas, após atingirem o encruamento máximo, a dureza média de 7NbMo-B foi sempre ligeiramente inferior que a de 7NbMo-P. Estes resultados indicam que a capacidade de endurecimento por deformação da microestrutura bainítica de 7NbMo-B é inferior, em relação a perlita de 7NbMo-P. Resultados análogos foram encontrados por outros autores, no estudo de aços ferroviários bainíticos e perlíticos, realizados em testes de disco-contra-disco, pino-contra-disco e em campo (TYFOUR; BEYNON; KAPOOR, 1995), (LEE; POLYCARPOU, 2005), (MESSAADI; STEENBERGEN, 2018). Vale ressaltar que cerca de 85% do encruamento total de 7NbMo-B e 7NbMo-P foi obtido nos primeiros 10.000 ciclos de rolamento.

Analisando a Figura 4.7-b, é possível constatar que o endurecimento de 7C-B e 7C-P ao longo do ensaio, seguem a mesma tendência da cinética de encruamento dos seus pares opostos (Figura 4.7-a), indicando uma correlação entre o comportamento do corpo e contracorpo. Desse modo, assim como em 7NbMo-B e 7NbMo-P, os disco 7C-B e 7C-P também exibiram durezas estatisticamente iguais e, conseqüentemente, percentuais de endurecimento estatisticamente iguais, após o ensaio (Figura 4.7-c).

Além disso, mesmo 7C-B e 7C-P possuindo a microestrutura de martensita revenida com dureza de 660 HV_{0,5}, eles tiveram cinéticas de encruamento distintas (Figura 4.7-b). Nos primeiros 10.000 ciclos, ambos discos encruaram de forma acelerada, entretanto, os valores de dureza de 7C-B foram menores que os de 7C-P. Como 7NbMo-P e 7NbMo-B encruaram de forma parecida neste período (Figura 4.7-a), é provável que os maiores valores de dureza de 7C-P estejam associados a formação de uma camada de óxido mais espessa na sua superfície, devido ao maior desgaste de 7NbMo-P (Figura 4.8-b).

Adicionalmente, após os primeiros 20.000 ciclos, a dureza da superfície de contato do disco 7C-P atingiu à média de 945 HV_{0,5} (Figura 4.7-b). Esta alta dureza foi promovida pela taxa de encruamento acelerada do seu par oposto (7NbMo-P), que em 20.000 ciclos estava próximo de sua dureza máxima. Isto significa que o rápido endurecimento da perlita, possibilitou que as características de encruamento de 7NbMo-P fossem refletidas em 7C-P, por meio das interações de contato. Desse modo, uma vez que o aumento da dureza diminui a tenacidade à fratura do aço (CHINTHA et al., 2019), é razoável afirmar que estas condições proporcionaram a nucleação de uma grande população de trincas em ambas superfícies, devido a fragilização dos materiais. Com o aumento do número de ciclos, estas trincas puderam crescer e serem destacadas da superfície de rolamento, fazendo com que a dureza superficial do disco 7C-P diminuísse para o valor médio de 915 HV_{0,5}, seguindo com a estabilização em torno deste.

Com relação a 7C-B, após os 10.000 ciclos iniciais, sua superfície passou por um encruamento a uma taxa quase constante, chegando à dureza de 938 HV_{0,5} em 60.000 ciclos. Passados 60.000 ciclos, houve a estabilização em torno deste valor. Portanto, os discos 7C-B seguiram o comportamento de endurecimento de 7NbMo-B (Figura 4.7-a). Conseqüentemente, as trincas levaram um maior tempo para desenvolverem-se nas superfícies do par, tendo em

vista que a cinética de encruamento do conjunto foi mais lenta, o que evitou uma queda brusca da tenacidade à fratura dos materiais.

Quanto à relação de dureza (Figura 4.7-d), no início dos testes a dureza dos discos perlíticos e bainíticos era 0,53 vezes a dos discos martensíticos. Após os primeiros 10.000 ciclos, essa relação de dureza aumentou para 0,88 e 0,95, respectivamente. Isso significa que, no início do ensaio, o endurecimento dos discos 7NbMo-P e 7NbMo-B (materiais de menor dureza) prevaleceu sobre os discos 7C-P e 7C-B (materiais de maior dureza). Para os discos perlíticos, essa relação se estabilizou em $0,93 \pm 0,01$ após 30.000 ciclos, e para os bainíticos em $0,87 \pm 0,01$ após 60.000 ciclos.

É importante destacar que em 30.000 ciclos, embora os discos perlíticos fossem mais duros (em valores absolutos) que os discos bainíticos, as relações de dureza entre corpo e contracampo foram aproximadamente iguais, para as duas microestruturas (0,92 e 0,91, respectivamente). Essa relação permaneceu praticamente a mesma por 40.000 e 50.000 ciclos, e foi revertida após 60.000 ciclos. Consequentemente, embora a superfície dos discos perlíticos continuasse mais dura do que a dos discos bainíticos, os contracorpos dos discos bainíticos tornaram-se mais duros do que os contracorpos dos discos perlíticos.

Após os 100.000 ciclos, os pares 7NbMo-B vs. 7C-B e 7NbMo-P vs. 7C-P apresentaram os valores médios de relação de dureza de 0,87 e 0,94, respectivamente. Fazendo uma comparação dos valores de dureza relativa antes e após os experimentos de desgaste, houve um aumento de 64% para o par 7NbMo-B vs. 7C-B, enquanto para 7NbMo-P vs. 7C-P foi de 77%.

Em relação ao desgaste, de acordo com o modelo proposto por Steele e Reiff (1982), o aumento da relação de dureza de aços ferroviários para valores próximos de 1, deve implicar na redução do desgaste do par tribológico. Na mesma linha, Razhkovskiy et al. (2015), a partir dos resultados de ensaios de desgaste a seco (testes de escala reduzida), em aços de roda e trilho de diferentes durezas, desenvolveram modelos matemáticos de desgaste, para determinação do melhor valor de dureza relativa. Após análises, os autores constataram que as menores taxas de desgaste poderiam ser alcançadas para uma dureza relativa entre 1 a 1,1.

Comparando os resultados obtidos por Steele e Reiff (1982) e Razhkovskiy et al. (2015), com os encontrados no presente trabalho, fica evidente que os modelos elaborados pelos autores não adequam-se ao comportamento tribológico apresentando pelos pares 7NbMo-B vs. 7C-B e 7NbMo-P vs. 7C-P. Primeiramente, esta constatação vem do fato que apesar de ambos pares de discos terem a mesma dureza relativa pré-ensaio (0,53), eles demonstraram desgaste diferentes

no pós-ensaio. Além disso, embora o par 7NbMo-P vs. 7C-P possua a maior relação de dureza pós-ensaio (0,94), e mesmo este valor estando próximo de 1, o disco 7NbMo-P exibiu a maior taxa de desgaste, em relação ao 7NbMo-B. Comportamento análogo ocorreu para o disco 7C-P, que apresentou maior taxa de desgaste em relação ao 7C-B (Figura 4.5b).

Em outros trabalhos, também é possível encontrar divergências (HU et al., 2021a), (HU et al., 2020a), (VIANA; TRESSIA; SINATORA, 2020), (ALMEIDA et al., 2019), (HEYDER; MAEDLER, 2015), entre os resultados experimentais de ensaios de desgaste e os modelos propostos por Steele e Reiff (1982) e Razhkovskiy et al. (2015).

Em suma, é concebível que a relação dureza de um tribossistema, esteja correlacionada com o desempenho em desgaste dos materiais (HU et al., 2021a), (LEWIS et al., 2019), (HU et al., 2020b). Entretanto, o encruamento do corpo e contracorpo e, conseqüentemente, a dureza das microestruturas pós-ensaio, precisam ser levadas em conta nos modelos de desgaste, assim como na análise tribológica de novos materiais ferroviários. Lewis et al. (2019) salienta, que a grande maioria das pesquisas realizadas em aços ferroviários, não têm-se preocupado em avaliar a dureza dos materiais após os ensaios de desgaste e, com isso, os pesquisadores têm estabelecido relações confusas, entre o desgaste e à dureza relativa pré-ensaio.

Adicionalmente, o grau do dano causado pelo desgaste de rolamento-deslizamento é determinado principalmente pelas propriedades da superfície do material, e não pelas propriedades de seu volume (LI et al., 2014b). Assim, de acordo com Hu et al. (2020b), ainda não há uma conclusão definitiva sobre o efeito da mudança da dureza no desgaste dos aços de roda e trilho, fazendo desse tema um campo fértil, para novas investigações.

4.4 Correlação da perda de massa e dureza superficial

Pela análise da Figura 4.8, é possível verificar que o grande incremento de dureza superficial, logo no começo dos testes, implicou na maior perda de massa do par 7NbMo-P vs. 7C-P (Figura 4.8-b,d). Portanto, o pior desempenho de desgaste de 7NbMo-P em relação a 7NbMo-B (Figura 4.8-a,b), está vinculado à elevada taxa de encruamento da perlita, que reduz a tenacidade da microestrutura no início do ensaio. Com a tenacidade reduzida, as trincas que

foram nucleadas na superfície de 7NbMo-P puderam crescer pelo processo de FCR, e destacar-se com mais facilidade, acarretando na maior perda de massa.

Por conseguinte, esta mesma linha de raciocínio adequa-se para explicação do desempenho de desgaste inferior de 7C-P em relação a 7C-B (Figura 4.8-c,d). De fato, isto fica bastante evidente no disco 7C-P (Figura 4.8-d), pois após os 20.000 ciclos iniciais, estando a superfície muito dura (945 HV_{0,5}) e com a tenacidade reduzida, ocorreu o crescimento da perda de massa relativa e, conseqüentemente, a diminuição do incremento de dureza. Isto aconteceu, porque toda a camada de material de alta dureza e baixa tenacidade, formada sobre a superfície de 7C-P nos 20.000 ciclos iniciais, foi desgastada nos ciclos subsequentes e, em seguida, estabeleceu-se o estágio de endurecimento e perda de massa (Figura 4.8-d), conhecido como a competição entre desgaste e fadiga (DONZELLA; MAZZÙ; PETROGALLI, 2009).

Desta forma, pela observação do desenvolvimento da dureza superficial e a perda de massa dos pares de discos (Figura 4.8), fica evidente a existência da correlação destas duas variáveis, entre o corpo e contracorpo.

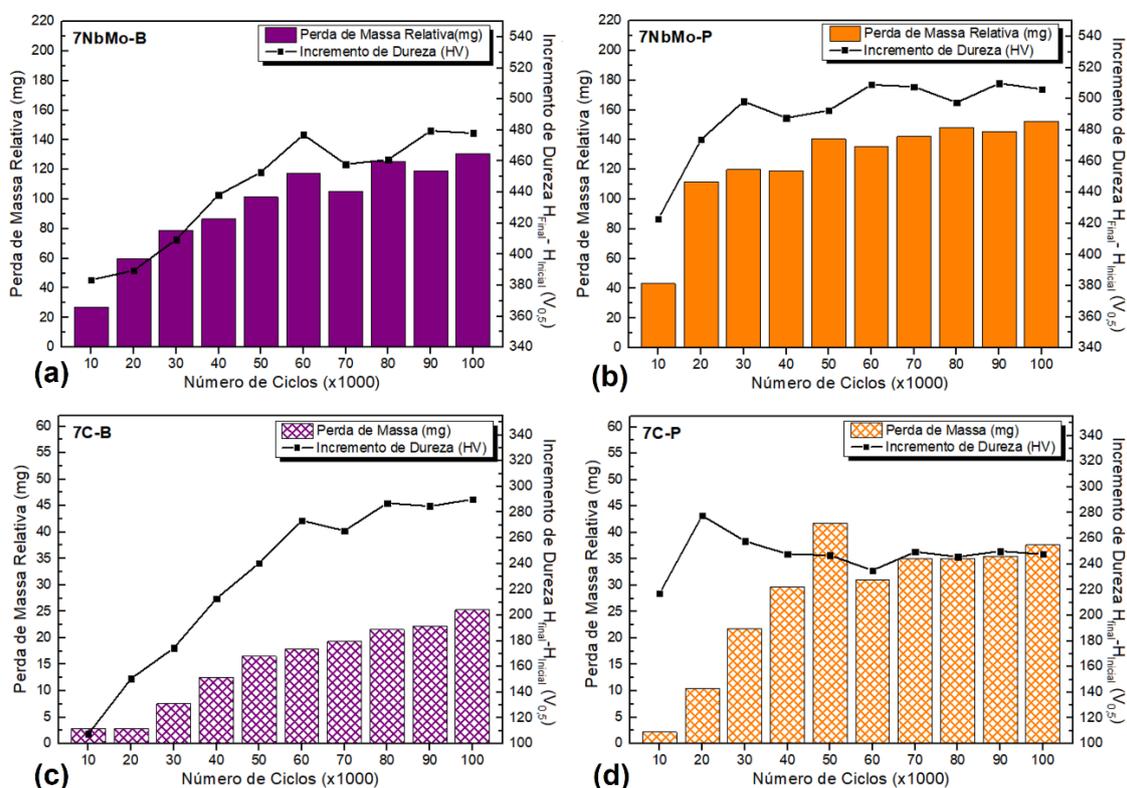


Figura 4.8 – Perda de massa relativa e incremento de dureza superficial dos discos: a) 7NbMo-B; b) 7NbMo-P; c) 7C-B; d) 7C-P.

4.5 Morfologia da superfície desgastada

As superfícies desgastadas dos discos após os 100.000 ciclos de rolamento-deslizamento, são apresentadas na Figura 4.9 e Figura 4.11. Como os cinco pares de discos pertencentes a uma mesma amostragem apresentaram danos semelhantes, foi escolhido para as análises de superfície o par que exibiu a maior perda de massa. A partir da observação das micrografias de MO dos corpos 7NbMo-B e 7NbMo-P (Figura 4.9-a,b), é possível verificar a presença de delaminação na superfície de rolamento dos discos. As áreas mais escuras representam às sombras formadas pelas camadas de trincas delaminadas.

No disco bainítico 7NbMo-B a distância entre as marcas de delaminação foi de 193 ± 23 μm /delaminação, enquanto que para o perlítico 7NbMo-P foi de 152 ± 14 μm /delaminação. Como a bainita e a perlita apresentavam a mesma dureza inicial e estavam em contato com o mesmo contracorpo de martensita de revenida, é possível afirmar que a morfologia da microestrutura dos corpos está controlando o tamanho do espaçamento de suas trincas de delaminação.

Pela comparação qualitativa das superfícies dos discos (Figura 4.9-a,b), nota-se que 7NbMo-B possui trincas de delaminação mais inclinadas em relação a superfície, que 7NbMo-P. Isto fica bastante claro, quando observadas as micrografias de MEV de ambos discos em maiores ampliações (Figura 4.9-c,d, destacada nos retângulos amarelos 1 e 2). Deve-se ressaltar, que as características morfológicas dos danos encontrados em 7NbMo-B e 7NbMo-P, também foram visualizadas em outros estudos de testes laboratoriais disco-contra-disco para condições próximas das usadas neste trabalho (REZENDE et al., 2020b), (REZENDE et al., 2021), (STREY et al., 2021), (HU et al., 2020a), (HU et al., 2021a), assim como em resultados provenientes da ferrovia (STREY et al., 2021).

Com isso, as trincas formadas nos discos 7NbMo-B e 7NbMo-P foram geradas pelo mecanismo de desgaste por FCR, uma vez que os pares de discos foram submetidos a um carregamento cíclico de alta magnitude, com condições de rolamento-deslizamento a seco. Pela inspeção detalhada da Figura 4.9, é possível notar ainda que a microestrutura dos discos foi altamente distorcida pelos ciclos de carregamento. Logo, estas características somadas com os resultados de dureza superficial (seção 4.3), apontam para formação de trincas subsuperficiais e o estabelecimento de uma camada de deformação plástica subsuperficial endurecida.

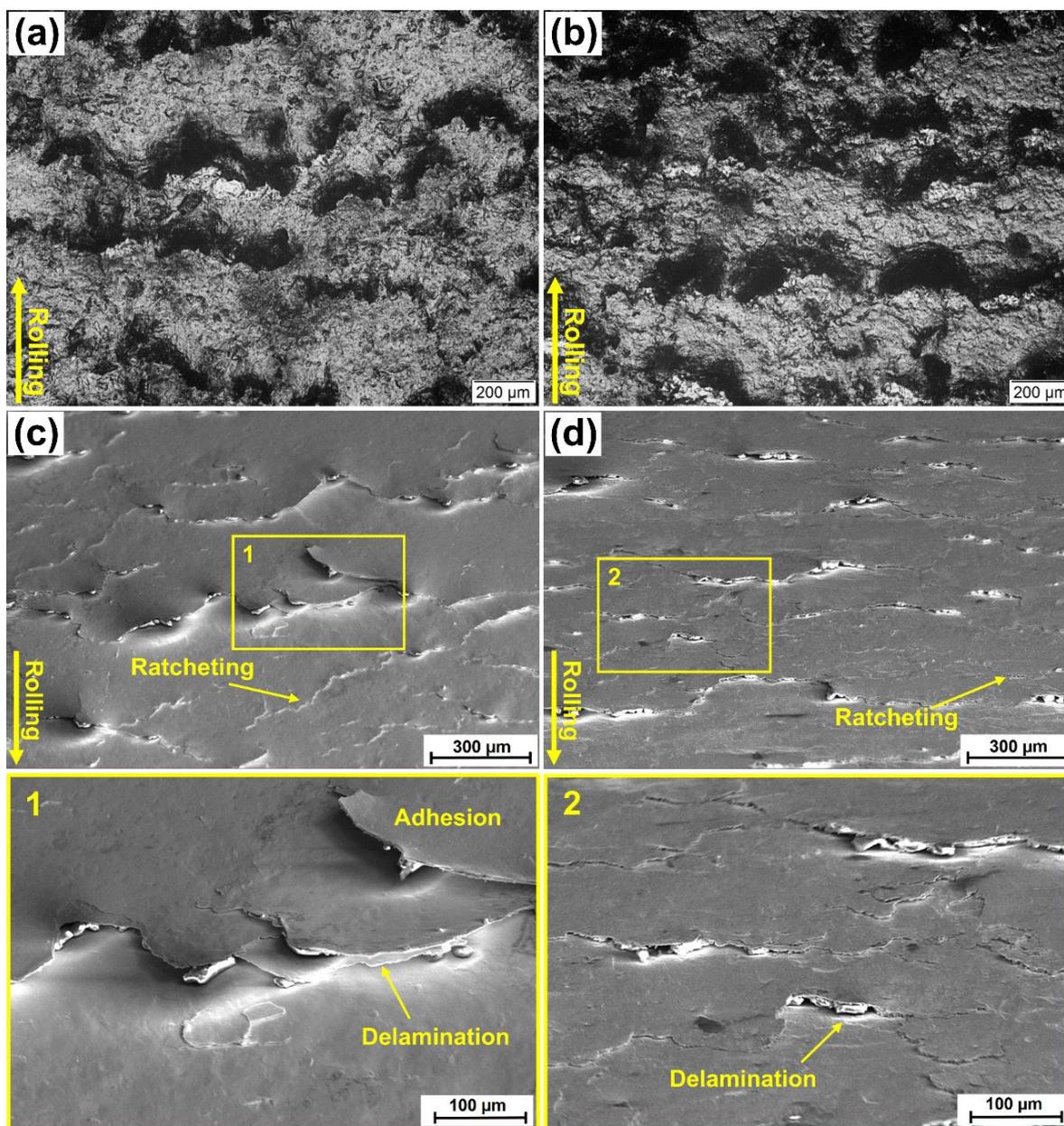


Figura 4.9 – Morfologia das superfícies desgastadas dos corpos após 100.000 ciclos: a) MO de 7NbMo-B; b) MO de 7NbMo-P; c) MEV de 7NbMo-B; d) MEV de 7NbMo-P.

Portanto, durante o rolamento cíclico, os materiais são submetidos à deformações plásticas que são provocadas por tensões que excedem seus limites de escoamento. Como o acúmulo de deformação plástica cresce com o aumento do número de ciclos, há o momento em que o nível de deformação plástica acumulada dos materiais torna-se superior a suas deformações de fratura, acarretando na falha pelo ratcheting (TYFOUR; BEYNON; KAPOOR, 1995), (KAPOOR, 1997).

Do ponto de vista do contato, isso significa que a medida que o ratcheting prossegue, levando à geração de trincas de FCR, o desgaste vai destacando as camadas de delaminação mais deformadas da superfície (Figura 4.9-c,d), fazendo emergir ao contato, camadas de material mais profundas e menos tensionadas, promovendo a perda de massa. O desgaste por FCR ocasionado pelo ratcheting, é comumente encontrado em estudos da literatura que tratam da caracterização de aços ferroviários (STREY et al., 2021), (REZENDE et al., 2020b), (HU et al., 2021b), (TYFOUR; BEYNON; KAPOOR, 1995), (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011).

Além disso, o fato das trincas do disco 7NbMo-B estarem mais inclinadas que a do 7NbMo-P (Figura 4.9-c,d, retângulos amarelos 1 e 2), indicam a ocorrência do fenômeno da adesão no contato. Nesse sentido, o motivo da diferença entre a inclinação das trincas, está associada ao fato que 7NbMo-B possui maior resistência ao desgaste e, conseqüentemente, maior resistência ao destacamento das placas de delaminação, em relação a 7NbMo-P. Adicionalmente, as características morfológicas das trincas de 7NbMo-B (Figura 4.9-c), estão em concordância com o resultado experimental e o modelo de adesão proposto por Vicente e Guillamón (2019), para o ensaio disco-contra-disco. De acordo com os autores, a adesão de uma trinca da superfície de um disco com o material da superfície do outro disco, promove o aumento da taxa de desgaste. Isto ocorre porque depois da adesão, à medida que os discos continuam seus movimentos de giro, ocorre o aumento da distância entre as superfícies e, assim, a trinca é puxada para cima e para trás, formando debris (Figura 4.10).

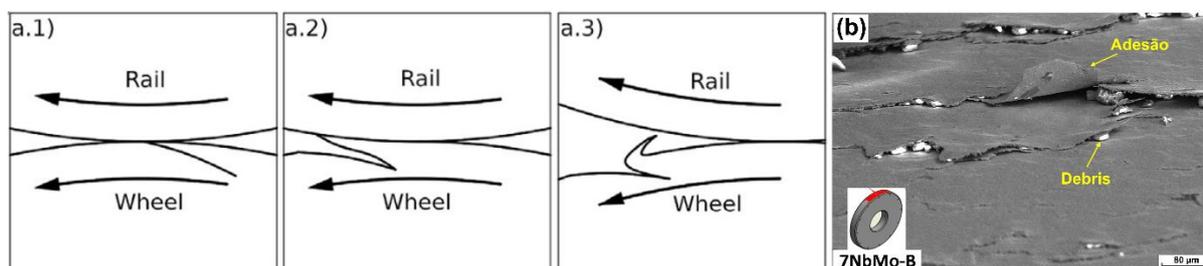


Figura 4.10 – Adesão no contato disco-contra-disco: a) efeito da adesão sobre uma trinca (VICENTE; GUILLAMÓN, 2019); b) trinca do disco 7NbMo-B puxada para trás devido à adesão.

Com relação aos contracorpos, pela observação das micrografias de MO de 7C-B e 7C-P (Figura 4.11-a,b), verifica-se também a ocorrência de delaminação na superfície de rolamento

de ambos discos. Além disso, as áreas mais escuras das imagens representam partículas removidas ou sombras formadas pelas camadas de trincas delaminadas. Pela comparação dos discos, é evidente que a superfície de 7C-P apresenta-se mais danificada que a de 7C-B (Figura 4.11-a,b).

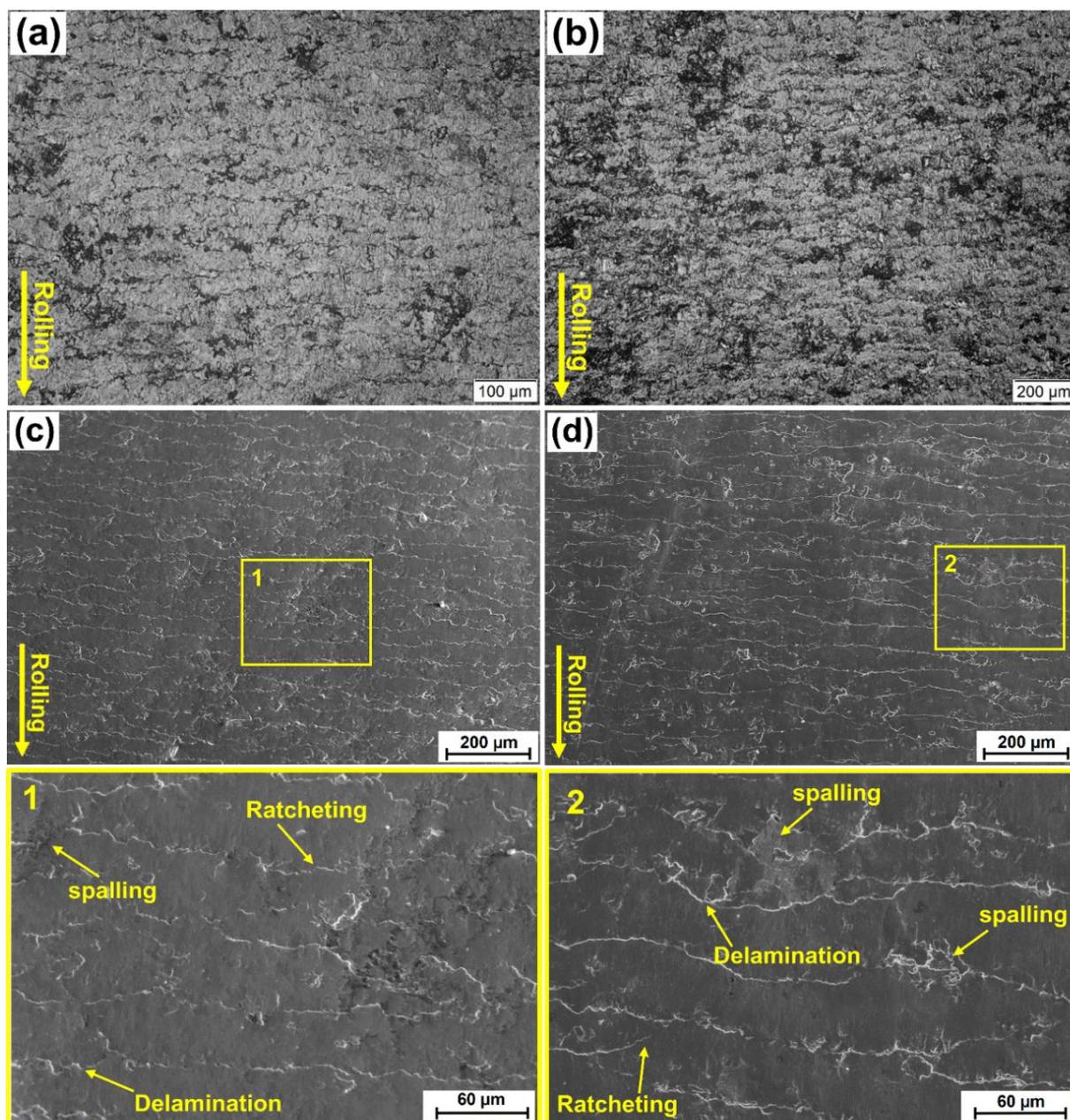


Figura 4.11 – Morfologia das superfícies desgastadas dos contracorpos após 100.000 ciclos:

a) MO de 7C-B; b) MO de 7C-P; c) MEV de 7C-B; d) MEV de 7C-P.

Analisando as micrografias de MEV em maiores ampliações (Figura 4.11-c,d, retângulos amarelos 1 e 2), é possível constatar que há grande ocorrência de destacamento de material em 7C-P, pela formação de spalling. Logo, é possível correlacionar a maior taxa de desgaste do disco 7C-P em relação 7C-B, pela formação do maior número de spalling em sua superfície (Figura 4.11-d).

Na comparação qualitativa entre os danos formados nos corpos e contracorpos (Figura 4.9 e Figura 4.11), os discos 7C-B e 7C-P não desenvolveram trincas de delaminação tão inclinadas em relação à superfície de rolamento, quanto 7NbMo-B e 7NbMo-P. Além do mais, as trincas de delaminação de 7C-B e 7C-P apresentaram um menor espaçamento entre elas. No disco 7C-B a distância entre as marcas de delaminação foi de $39 \pm 3 \mu\text{m}/\text{delaminação}$, enquanto para o disco 7C-P foi de $40 \pm 4 \mu\text{m}/\text{delaminação}$. Dessa forma, é possível que estas diferenças estejam ligadas ao material dos discos 7C-B e 7C-P, que possuem a microestrutura de martensita revenida, com maior dureza superficial pós-ensaio. Essas características conferem baixa plasticidade para 7C-B e 7C-P e possibilita um caráter mais quebradiço para suas trincas.

Portanto, é possível afirmar que as características morfológicas das superfícies desgastadas dos pares de discos 7NbMo-B vs. 7C-B e 7NbMo-P vs. 7C-P (Figura 4.9 e Figura 4.11), estão em conformidade com seus resultados de desgaste.

4.6 Rugosidade Superficial

A rugosidade média R_a da superfície desgastada dos discos foi traçada em função do número de ciclos de rolamento, conforme a Figura 4.12. Inicialmente, as superfícies de contato foram lixadas para atingirem uma rugosidade média de $0,07 \mu\text{m}$. Para 7NbMo-B e 7NbMo-P, a transição do período de acomodação das superfícies para o regime de desgaste em estado estacionário foi bastante diferente (Figura 4.12-a).

Nos primeiros 40.000 ciclos de rolamento, a rugosidade do disco 7NbMo-P cresceu, chegando a valores próximos de $R_a = 0,7 \mu\text{m}$, e após 50.000 ciclos, diminuiu para uma faixa de valores entre $0,35-0,5 \mu\text{m}$. Por outro lado, para o disco 7NbMo-B, após 40.000 ciclos sua rugosidade também cresceu, chegando a valores em torno de $R_a = 0,5 \mu\text{m}$ e, após 50.000 ciclos, manteve os valores alcançados no período de amaciamento, com tendência de crescimento e, em seguida, estabilizou em torno de $R_a = 0,6 \mu\text{m}$. O motivo da superfície de 7NbMo-B está

mais áspera que a de 7NbMo-P, deve-se ao fato de que suas trincas de delaminação estavam mais inclinadas (Figura 4.9-c,d), conforme discutido anteriormente (seção 4.5).

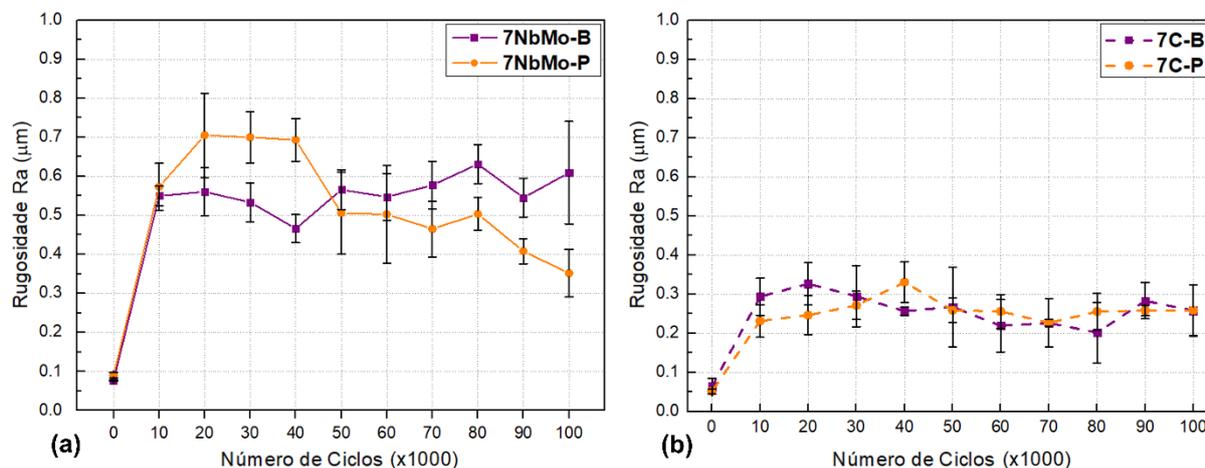


Figura 4.12 – Variação da rugosidade média R_a com os ciclos de ensaio: a) discos 7NbMo-B e 7NbMo-P; b) discos 7C-B e 7C-P.

Além disso, o alisamento superficial do disco 7NbMo-P, na passagem do período de amaciamento para o desgaste de estado estacionário, assim como seu valor de rugosidade pós-ensaio, estão em conformidade com os resultados de outros estudos da literatura sobre o desgaste de aços ferroviários perlíticos em ensaio disco-contra-disco (REZENDE et al., 2020b), (HE et al., 2016), (VIÁFARA et al., 2005).

Com relação a 7C-B e 7C-P (Figura 4.12-b), não houve diferenças significativas no comportamento de suas rugosidades superficiais, ao longo dos 100.000 ciclos de rolamento. Dessa forma, após os primeiros 10.000 ciclos, a rugosidade média de ambos os discos cresceu e estabilizou numa faixa de valores de R_a entre 0,2-0,3 μm .

Durante todo o regime de ensaio, as rugosidades de 7C-B e 7C-P sempre foram mais suaves que a dos seus pares opostos (Figura 4.12). Estes resultados mostram uma consistência razoável com a perda de massa dos discos, uma vez que as taxas de desgaste dos corpos foram consideravelmente maiores que a dos contracorpos (Figura 4.5-b). Além disso, como as características morfológicas das superfícies desgastadas são influenciadas por suas propriedades mecânicas, era esperado que os discos de martensita revenida (7C-B e 7C-P) apresentassem superfícies com menos asperezas, em virtude da plasticidade reduzida da microestrutura.

4.7 Deformação plástica subsuperficial

Para auxiliar a discussão dos fenômenos subsuperficiais provocados pela deformação plástica dos ciclos de rolamento, primeiramente foi analisada a camada deformada e o perfil de encruamento. Em seguida, foram tratados os efeitos da deformação das microestruturas sobre suas trincas.

A Figura 4.13 apresenta as características da camada de deformação plástica subsuperficial dos discos, no plano de corte circunferencial, após os 100.000 ciclos. De acordo com as micrografias de MO, houve a formação de diferentes profundidades de camada deformada nos materiais. As microestruturas dos corpos e contracorpos foram deformadas na direção do atrito e a deformação mais severa ocorreu na superfície desgastada, onde também aconteceu a nucleação e crescimento de trincas (ZENG et al., 2016).

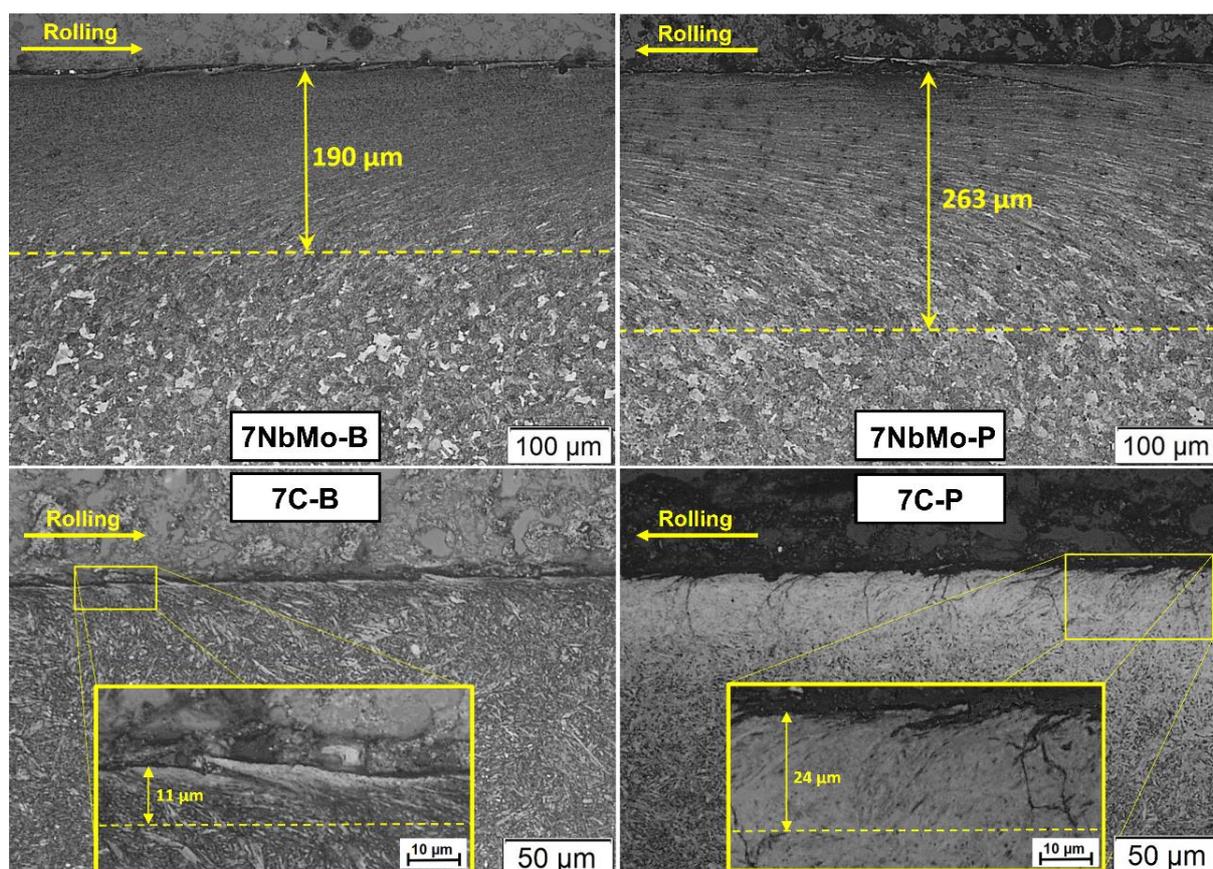


Figura 4.13 – Micrografias de MO exibindo as camadas deformadas no corte circunferencial dos corpos (7NbMo-B e 7NbMo-P) e contracorpos (7C-B e 7C-P). (Ataque Nital 2%).

Devido as condições de carregamento cíclico do contato, quando um disco desliza sobre outro disco, há o surgimento de uma força tangencial que depende do percentual de deslizamento (MAYA-JOHNSON; FELIPE; TORO, 2017), (SEO et al., 2016). Segundo Garnham e Beynon (1992), tais forças tangenciais produzem tensões circunferenciais de tração e compressão na superfície e subsuperfície do contato, e estas tensões são distribuídas de formas opostas nos discos corpo e contracorpo. Conseqüentemente, os discos 7NbMo-B e 7NbMo-P de menor velocidade de rotação (acionados), apresentam camadas deformadas com linhas de fluxo plástico orientadas no sentido da direção do rolamento (Figura 4.13). Por outro lado, os discos 7C-B e 7C-P de maior velocidade de rotação (acionadores), exibem camadas deformadas com linhas de fluxo plástico orientadas no sentido oposto à direção do rolamento (Figura 4.13). Estes resultados estão em conformidade com outras pesquisas da literatura ferroviária, que adotaram parâmetros de deslizamento e pressão de contato próximos dos usados neste trabalho (HU et al., 2020a), (REZENDE et al., 2020b), (STREY et al., 2021).

Pela Figura 4.13, verifica-se ainda que a microestrutura dos discos foi altamente distorcida pelos ciclos de carregamento. O acúmulo de deformação plástica unidirecional dos discos é mais uma evidência da ocorrência da delaminação provocada pelo ratcheting (KAPOOR, 1997). De acordo com Zambrano et al. (2019), estas micrografias são observações indiretas do campo de deformação abaixo das superfícies desgastadas.

Além disso, a profundidade da camada deformada dos corpos foi consideravelmente maior que a dos seus contracorpos. Esta diferença ocorreu devido a duas características do tribossistema. A primeira vem do fato que são nos discos de menor velocidade que ocorrem as forças tangenciais de maior intensidade, estas forças estão intimamente relacionadas à profundidade máxima da camada deformada (ZAPATA; JARAMILLO; TORO, 2011), (REZENDE et al., 2021), (ZHOU et al., 2016). A segunda está associada ao encruamento da microestrutura dos discos, pois em ensaios de desgaste, microestruturas multifásicas como a perlita (7NbMo-P) e bainita (7NbMo-B), favorecem a deformação plástica e o realinhamento dos seus constituintes (ferrita e cementita) no sentido da direção de deslizamento (NARAYANASWAMY; HODGSON; BELADI, 2016), (ZAMBRANO et al., 2019).

Em outras palavras, os discos com maior dureza inicial (7C-P e 7C-B) possuem menor ductilidade, assim como menor capacidade de movimentação de discordâncias, o que estreita o tamanho da zona endurecida por deformação (YOKOYAMA et al., 2002).

Apesar dos discos 7NbMo-B e 7NbMo-P possuírem a mesma composição química, mesma dureza inicial e serem ensaiados sob os mesmos parâmetros tribológicos, houve uma diferença significativa entre a profundidade de suas camadas deformadas (Figura 4.13). Em termos percentuais, a camada deformada de 7NbMo-B foi 28% menor que a de 7NbMo-P. Isto significa que a microestrutura bainítica de 7NbMo-B possui maior capacidade de absorção de deformação plástica por volume. Tal comportamento já foi sinalizado por Rezende et al. (REZENDE et al., 2020b), ao estudarem o desempenho em desgaste e FCR das microestruturas perlita (357 HV) e bainita inferior (457 HV), produzidas com o mesmo aço utilizado nesta pesquisa.

Portanto, a morfologia das microestruturas de 7NbMo-B e 7NbMo-P foi responsável pela diferença entre as camadas de deformação plástica. Com isso, o tipo de dispersão de carbonetos de cementita na ferrita bainítica (Figura 4.2-d), garantiu ao disco 7NbMo-B maior capacidade em absorver deformação, antes da ocorrência da fratura por cisalhamento dúctil (delaminação).

Além disso, tanto no caso da bainita como na perlita, é atribuída à fase ferrita (matriz dúctil), o realinhamento dos constituintes da microestrutura na direção de deslizamento (NARAYANASWAMY; HODGSON; BELADI, 2016), (ZAMBRANO et al., 2019). Acontece que embora a composição química dos discos seja a mesma, é provável que a fração volumétrica de cementita seja menor no disco bainítico, pois a ferrita bainítica pode reter mais carbono em solução sólida do que a ferrita perlítica (BHADESHIA; WAUGH, 1982). Segundo Bhadeshia e Waugh (1982), o maior teor de carbono na ferrita bainítica é favorecido por sua alta densidade de discordâncias, que dificulta que os átomos difundam-se para fora das placas de ferrita, no momento da transformação metalúrgica.

Consequentemente, é de se esperar que a matriz de ferrita bainítica seja mais rígida e mais resistente, conferindo ao disco 7NbMo-B menor profundidade de camada deformada e maior capacidade de acomodar tensões de contato em uma menor área, em relação ao disco perlítico 7NbMo-P. Comportamento análogo foi observado por Zhang et al. (2020a) e Gao et al. (2019).

Para os discos 7C-B e 7C-P, apesar de possuírem a mesma composição química, microestrutura, dureza inicial e serem submetidos as mesmas condições de ensaio, também apresentaram profundidade de camada deformada diferentes (Figura 4.13, vê retângulos amarelos). O tamanho da camada deformada de 7C-B foi 54% menor em relação a de 7C-P. Esta diferença foi promovida pelo fato das características da cinética de encruamento de

7NbMo-B e 7NbMo-P terem sido transferidas para seus pares opostos 7C-B e 7C-P (Figura 4.7-a,b).

Além disso, a subsuperfície do disco 7C-P desenvolveu uma espécie de camada branca com comprimento de 41 μm (Figura 4.13). Isso pode ser devido à severa deformação de cisalhamento provocada pelos ciclos de rolamento-deslizamento, resultando em uma camada com alta densidade de discordâncias que possui a coloração branca devido sua maior resistência a corrosão pelo ataque químico (NARAYANASWAMY; HODGSON; BELADI, 2016).

Portanto, é evidente que o aço 7C sofreu maior deformação plástica quando combinado com o aço perlítico 7NbMo-P. Este comportamento foi favorecido pela taxa de encruamento acelerada de 7NbMo-P, que logo nos primeiros 20.000 ciclos de ensaio, provocou maiores taxas de deformação em 7C-P e, conseqüentemente, maior endurecimento (Figura 4.7-a,b). Estes resultados estão de acordo com o trabalho de Simon et al. (2013), que observaram que microestruturas que sofrem maior deformação plástica são mais suscetíveis a formação de camada branca.

Adicionalmente, foi observada uma correlação direta entre a profundidade da camada deformada e a taxa de desgaste dos discos (Figura 4.14), ou seja, um aumento na profundidade da camada deformada implica no aumento da perda de massa por desgaste. Resultados similares em que o tamanho da camada deformada dos materiais influencia no seu grau de desgaste, também foi relatado por outros autores, em experimentos de disco-contra-disco (REZENDE et al., 2020b), (HE et al., 2016), (ZHOU et al., 2016), bloco-contra-anel (ZAMBRANO et al., 2019) e pino-contra-disco (NARAYANASWAMY; HODGSON; BELADI, 2016).

Portanto, fica evidente que as características metalúrgicas das fases de um aço, exercem função crucial na sua própria resistência ao desgaste, assim como na do seu contracorpo, em um tribossistema que envolve rolamento-deslizamento.

O perfil de dureza da camada deformada (Figura 4.13) em função da profundidade abaixo da superfície de contato foi plotada, e os resultados estão ilustrados na Figura 4.15-a. A Figura 4.15-b mostra o exemplo de algumas indentações feitas no disco 7NbMo-P.

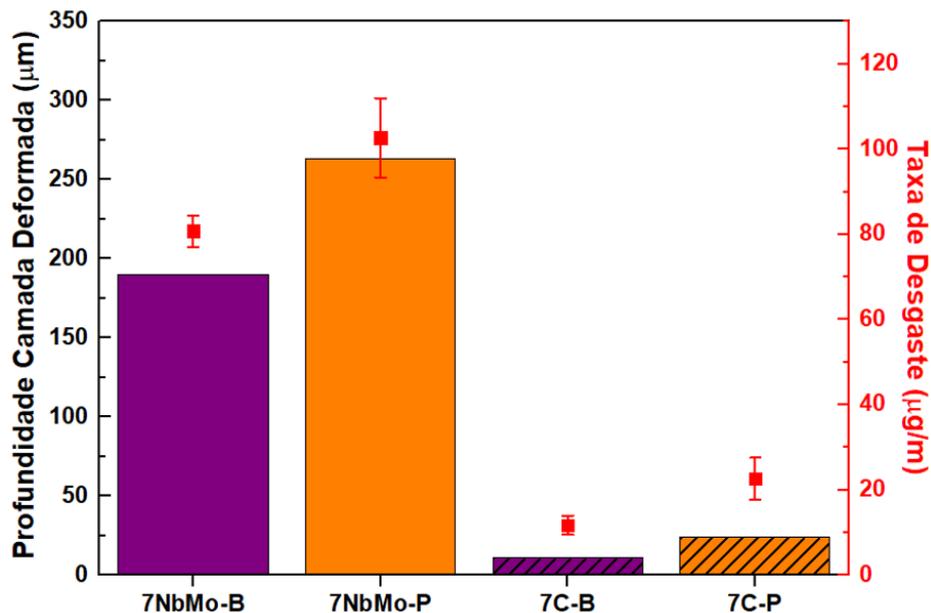


Figura 4.14 – Correlação entre a profundidade de camada deformada e a taxa de desgaste dos discos.

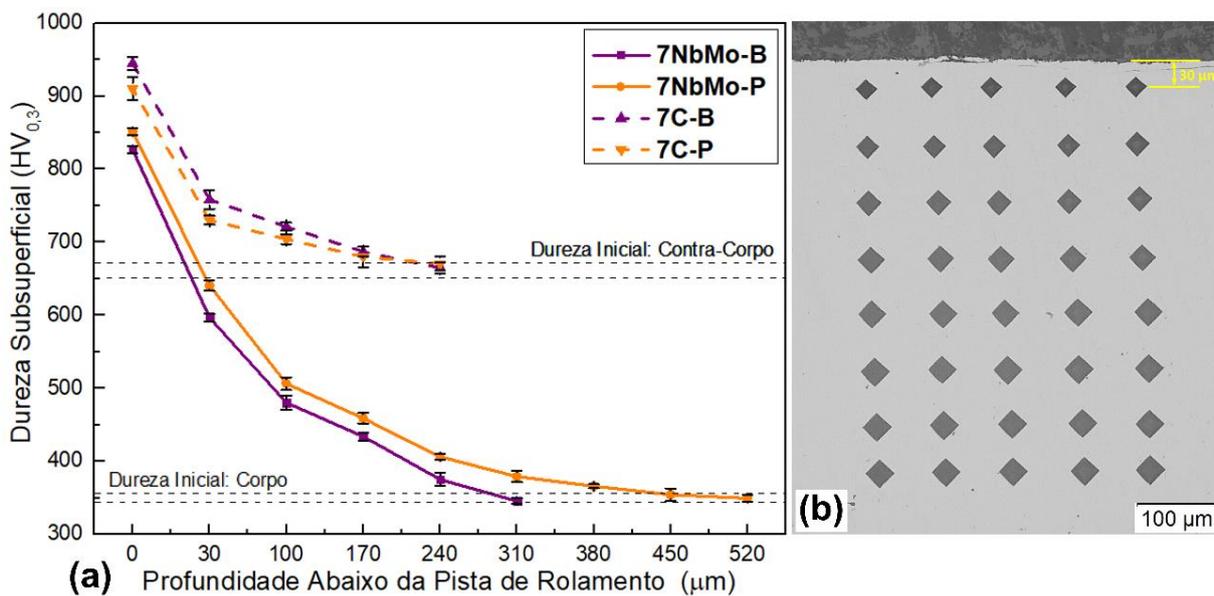


Figura 4.15 – a) Variação da dureza em função da profundidade da superfície de contato, no sentido de corte radial dos discos, após 100.000 ciclos de rolamento; b) MO mostrando trilhas de dureza por microindentação Vickers realizadas abaixo da superfície de contato do disco 7NbMo-P.

Devido às grandes tensões de contato promovidas pelo rolamento-deslizamento, a máxima dureza dos discos foi adquirida em suas superfícies de rolamento ($0 \mu\text{m}$). Pela Figura 4.15-a, é possível observar claramente, que para todos os discos, um aumento na profundidade abaixo da superfície de contato implica na diminuição da dureza, até o alcance da dureza inicial dos materiais livre de deformações. Este comportamento está em concordância com a teoria da mecânica do contato de Hertz, já que as tensões de cisalhamento diminuem com a profundidade abaixo da superfície de rolamento (HERTZ, 1881).

Além disso, os perfis de dureza subsuperficial dos discos deste trabalho, estão coerentes com os observados em outros estudos de aços ferroviários de alto carbono, em ensaios laboratoriais disco-contra-disco (HU et al., 2021b), (HU et al., 2021a), (HU et al., 2020b), bem como os realizados diretamente em campo (MESSAADI; STEENBERGEN, 2018).

O tamanho total da zona de endurecimento (Figura 4.15-a), que corresponde a soma da camada de deformação plástica e a camada de deformação elástica, foi de 310 e $450 \mu\text{m}$ para 7NbMo-B e 7NbMo-P, respectivamente. Estes resultados são mais uma indicação de que a microestrutura bainítica de 7NbMo-B apresenta maior capacidade de acomodar tensões em menor área de material. Além disso, pode ser visto na Figura 4.15-a que os valores de dureza da zona de endurecimento de 7NbMo-B são ligeiramente menores que os de 7NbMo-P. Isso pode estar relacionado a maior taxa de encruamento exibida pela microestrutura perlítica de 7NbMo-P, no início do experimento (Figura 4.7-a).

No outro lado do contato, os discos 7C-B e 7C-P tiveram distribuições de dureza bastante semelhantes, além do mesmo tamanho de zona de endurecimento, com o valor de $240 \mu\text{m}$. Um ponto importante, é que para uma mesma profundidade da superfície de contato, a dureza dos discos 7C-B e 7C-P, sempre foram maiores que a dos seus pares opostos 7NbMo-B e 7NbMo-P (Fig. 15a). Entretanto, 7C-B e 7C-P apresentaram menores zonas de endurecimento em comparação com a dos seus pares opostos 7NbMo-B e 7NbMo-P. Isso ocorreu devido a dureza inicial dos contracorpos ($660 \text{HV}_{0,5}$) serem maiores que a dureza inicial dos corpos ($350 \text{HV}_{0,5}$) (LIU et al., 2019), (YOKOYAMA et al., 2002), (HU et al., 2020a), (REZENDE et al., 2020b).

A evolução da microestrutura na camada subsuperficial reflete o processo de deformação plástica e o acúmulo de defeitos nos materiais dos discos, durante os ciclos de rolamento-deslizamento (HU et al., 2021b). Com isso, as microestruturas da camada de deformação plástica de 7NbMo-B e 7NbMo-P foram avaliadas via MEV em diferentes profundidades, conforme mostrado na Figura 4.16. Pelas micrografias, é possível verificar que a medida que a

profundidade da superfície de contato diminui, ocorre um realinhamento espacial de ambas microestruturas pela deformação, até ficarem paralelas à superfície (Figura 4.16-a,b, retângulos 1, 2 e 3).

Na borda inferior da camada deformada, os pacotes de bainita e colônias de perlita são comprimidos pela força normal e alongados pela tensão de cisalhamento. A ação combinada desses esforços gera torções nas microestruturas e fragmentação dos carbonetos (Figura 4.16-a,b, vê retângulos de número 1). Devido os carbonetos de cementita da bainita possuírem uma morfologia mais grosseira e irregular, em relação aos da perlita, é possível observar que a fragmentação da cementita lamelar da perlita ocorreu de forma mais intensa.

Na medida que se avança para o meio da camada de deformação plástica (Figura 4.16-a,b, retângulos de número 2), verifica-se que ambas microestruturas são refinadas e há formação de linhas de fluxo de ferrita, além da fragmentação e dissolução contínua de cementita na matriz ferrítica (HU et al., 2021b), (HE et al., 2020), (ZHANG et al., 2020). Como o disco 7NbMo-P possui uma pequena porcentagem volumétrica de ferrita proeutetóide (Figura 4.2-b), suas linhas de ferrita foram mais espessas que as exibidas por 7NbMo-B.

Nas proximidades da superfície de rolamento (Figura 4.16-a,b, retângulos de número 3), a microestrutura de ambos os discos está altamente refinada, e a cementita foi consideravelmente dissolvida na matriz de ferrita até alcançar uma concentração de saturação (HE et al., 2020), (HU et al., 2021b). Além disso, não existe nenhum vestígio de placas de ferrita bainítica com carbonetos interplacas para 7NbMo-B ou estrutura de lamelas de perlita para 7NbMo-P. De acordo com He et al. (HE et al., 2020), devido a deformação plástica severa causada pelas cargas de contato, ocorre nesta região a formação de grãos nanocristalinos de ferrita supersaturada em carbono e cementita não dissolvida, conforme exibido na Figura 4.17.

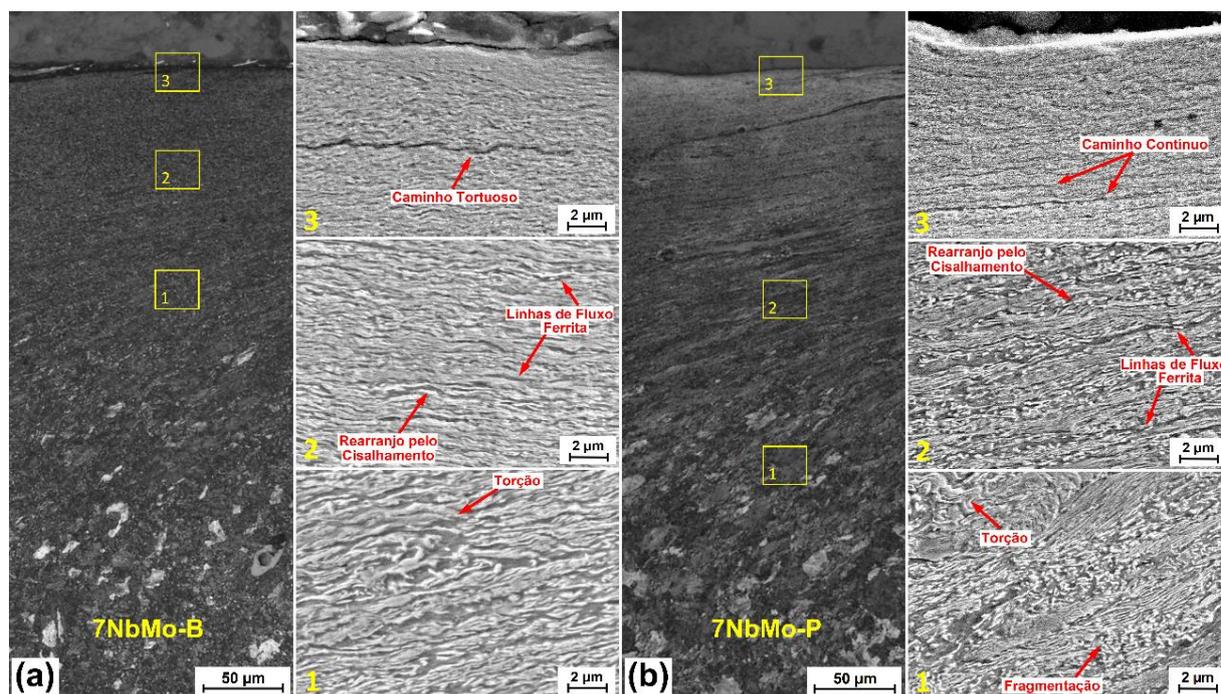


Figura 4.16 – Mudança da microestrutura com o aumento da profundidade abaixo da superfície desgastada, após os 100.000 ciclos de rolamento-deslizamento: a) disco 7NbMo-B; b) disco 7NbMo-P. Nital 2%.

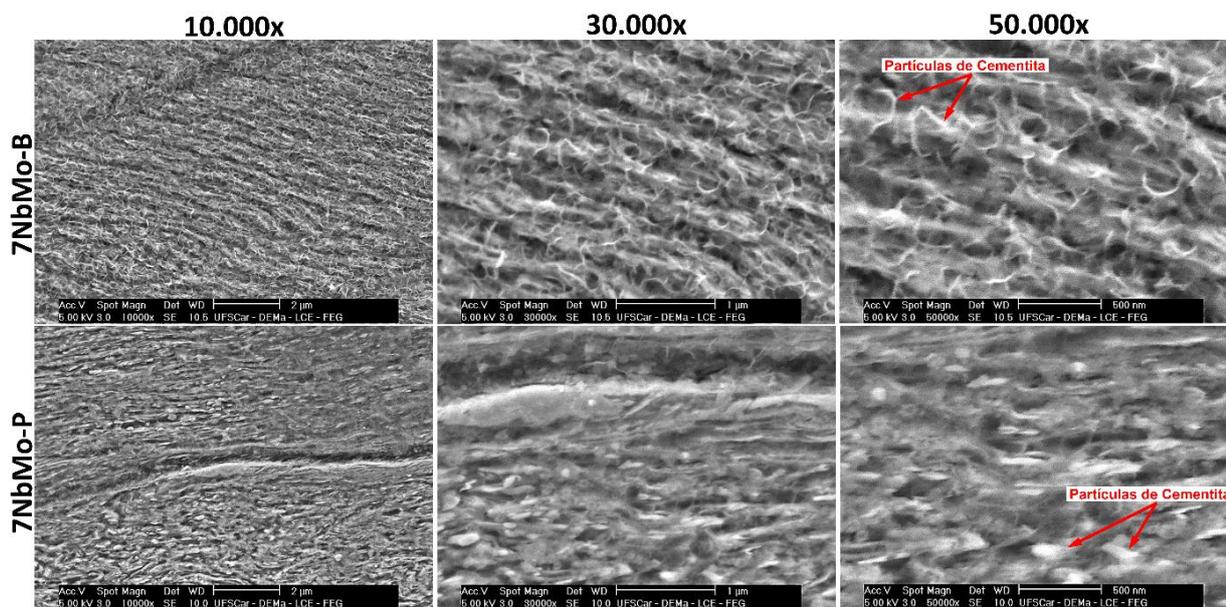


Figura 4.17 – Região de estrutura nanocristalina nas proximidades da superfície de rolamento dos discos 7NbMo-B e 7NbMo-P. Nital 2%.

Deve-se ressaltar, que após o estabelecimento do desgaste de estado estacionário, a sequência de eventos mencionada acima, acontece de maneira contínua, diante do aumento do número de ciclos. Portanto, a microestrutura da subsuperfície dos discos sofreu alterações significativas em resposta ao desgaste por rolamento-deslizamento, e a formação deste gradiente estrutural na direção radial dos discos, está em concordância com os perfis de dureza subsuperficial obtidos para esses materiais (Figura 4.15-a), e com suas curvas de cinética de encruamento (Figura 4.7-a). Estes resultados são similares aos encontrados em estudos anteriores (HU et al., 2021b), (HE et al., 2020), (REZENDE et al., 2020b), (ZHANG et al., 2020), (REZENDE et al., 2021), (MESSAADI; STEENBERGEN, 2018).

Uma característica importante, é que as trincas que cresceram da superfície de contato, assim como as que nuclearam a partir de defeitos subsuperficiais (vazios e inclusões não metálicas), exibiram diferentes morfologias de propagação (Figura 4.16, retângulos de número 3). No disco bainítico 7NbMo-B, as trincas propagaram-se desenvolvendo um caminho tortuoso, devido ao intertravamento provocado pelos carbonetos de cementita. Por outro lado, no disco perlítico 7NbMo-P, as trincas exibiram uma morfologia de propagação livre e contínua. Isso indica que a microestrutura da subsuperfície do disco 7NbMo-B, oferece maior resistência à propagação de trincas, o que dificulta o crescimento das trincas de FCR e minimiza a perda de massa.

Aspecto análogo foi observado por Guan e Yu (2013), ao analisarem o comportamento do crescimento de trincas por fadiga em aço ferrítico-bainítico. Os autores afirmam que as partículas de segunda fase dura da bainita são responsáveis por desviar o caminho da trinca e retardar sua propagação, conforme evidenciado na Figura 4.18. Vale ressaltar que o caminho de trinca tortuoso provocado pelos carbonetos de cementita dos discos bainíticos 7NbMo-B, é similar a um dos mecanismos de tenacificação observado nos materiais cerâmicos, que é a deflexão de trincas, mecanismo que promove a mudança de direção da trinca ao encontrar uma segunda fase que atua como obstáculo a sua propagação (STOKES, 1963).

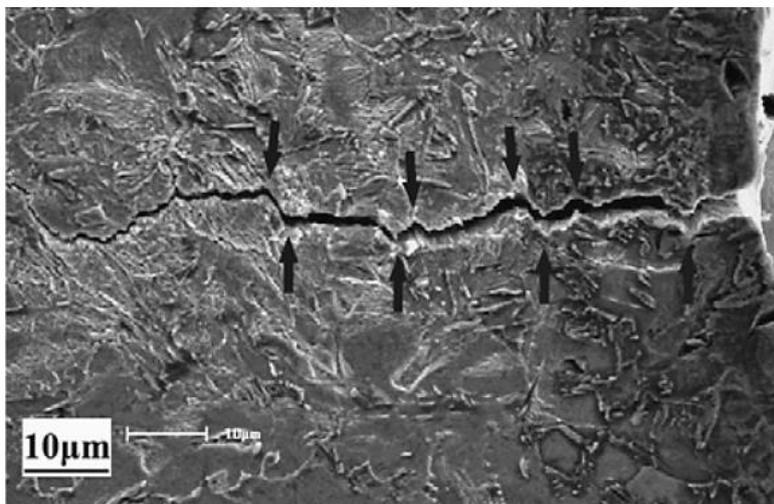


Figura 4.18 – Característica do caminho de propagação de trinca de fadiga do aço ferrítico-bainítico de baixo carbono. Adaptado de Guan e Yu (2013).

Nesta linha, Wang et al. (1997) afirmam que as microestruturas apresentam diferentes modos de dissipação de energia durante o processo de desgaste. Segundo os autores, quanto maior a habilidade de um constituinte consumir a energia de contato, seja pela deformação plástica ou pelo oferecimento de barreiras ao crescimento de trincas (tenacidade), melhor será sua resistência ao desgaste.

4.8 Trincas de fadiga

Os detalhes das trincas de FCR dos discos são apresentados na Figura 4.19 e Figura 4.20. Três discos de cada material foram selecionados para retirada de amostras, para realização das medições de tamanho das trincas. Numerosas trincas superficiais e subsuperficiais foram encontradas em todos os discos. A Tabela 4.1 exibe os dados estatísticos dos corpos e contracorpos.

Pela análise da seção circunferencial dos corpos (Figura 4.19-a,b), é notável que as trincas do disco 7NbMo-B são mais rasa e menos espessas. O mesmo ocorreu em micrografias de seção radial (Figura 4.19-c,d), conforme apresentado na Tabela 4.1. Nos discos 7NbMo-B, o ângulo, a profundidade e o comprimento das trincas superficiais foram 41, 53 e 27%, respectivamente, inferiores aos discos 7NbMo-P. Além disso, os discos bainíticos apresentaram espessura máxima de placas delaminadas 60% menor que os perlíticos (Tabela 4.1).

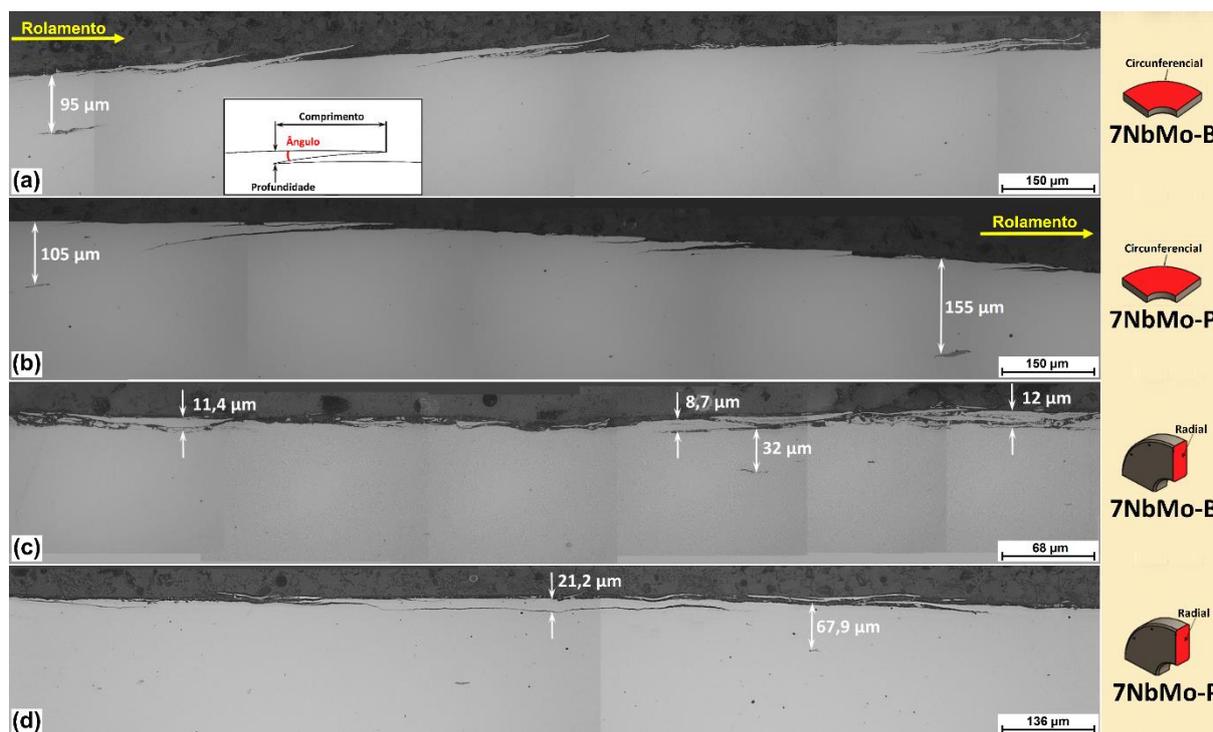


Figura 4.19 – Micrografias de MO das trincas de FCR dos corpos 7NbMo-B e 7NbMo-P: a) e b) seção circunferencial; c) e d) seção radial.

Tabela 4.1 – Estatística do tamanho das trincas de fadiga da subsuperfície dos discos.

Disco	Profundidade (μm)	Comprimento (μm)	Ângulo (°)	Prof. Máx. (μm)	Esp. Máx. (μm)
7NbMo-B	19 ± 4	236 ± 47	4 ± 1,5	95	12
7NbMo-P	40 ± 8	323 ± 51	6,8 ± 1	155	30,3
7C-B	20 ± 4	20 ± 8	24 ± 6	-	13,1
7C-P	34 ± 8	18 ± 5	29 ± 8	-	18

Prof. Máx. – Profundidade máxima de trincas subsuperficiais

Esp. Máx. – Espessura máxima de placa delaminada

Estes valores mais baixos dos discos 7NbMo-B estão correlacionados com a maior dificuldade de propagação de trincas que a microestrutura bainítica impõe em comparação com a perlítica, conforme discutido na seção 4.7 e apontando na Figura 4.16.

Pela observação do plano radial dos corpos (Figura 4.19-c,d), verifica-se que 7NbMo-B desenvolveu placas de delaminação descontínuas, enquanto que 7NbMo-P apresentou placas de delaminação com aspecto contínuo. Diante destes resultados, é possível afirmar que a maior

espessura das placas delaminadas da perlita de 7NbMo-P contribuiu para a sua maior taxa de desgaste.

A respeito das trincas subsuperficiais, verificou-se que a profundidade máxima das trincas nos discos bainíticos foi 39% menor que nos perlíticos, e está associada à menor profundidade de camada deformada da microestrutura, conforme ilustrado na Figura 4.13. Isto revela uma correlação entre a profundidade de trincas subsuperficiais e a profundidade da camada de deformação plástica, para microestruturas multifásicas (7NbMo-B e 7NbMo-P). Desse modo, quanto maior a camada de deformação plástica, mais profundas serão as trincas subsuperficiais. Rezende et al. (2020b) também reportaram uma tendência semelhante.

Adicionalmente, o motivo da perlita de 7NbMo-P desenvolver trincas maiores, está associado ao fato da ferrita proeutetóide ser dúctil e possuir baixo limite de escoamento. Isto proporciona à fase um encruamento acelerado, devido ao refino e aumento de discordâncias durante os ciclos de rolamento, reduzindo rapidamente sua resistência ao crescimento de trincas (HU et al., 2020b). Com isso, as trincas nucleiam e crescem ao longo das linhas de fluxo de ferrita da camada deformada (Figura 4.16-b, retângulos de número 2 e 3). Outro fenômeno que ocorre simultaneamente, é a dissociação e formação de vazios, entre as interfaces de perlita/ferrita proeutetóide e lamelas da perlita (LIU et al., 2020a), (MIRANDA et al., 2021).

Além disso, segundo Yokoyama et al. (2002), para cada colônia de perlita a orientação lamelar é quase idêntica, o que promove uma anisotropia das propriedades mecânicas dependendo da orientação das lamelas. Logo, durante os ciclos de deformação plástica, ocorre a amplificação de tensões nos contornos de colônias, o que possibilita a formação de trincas ao longo destes contornos (YOKOYAMA et al., 2002). Como a bainita não possui uma anisotropia direcional tão relevante quanto a perlita, a microestrutura de 7NbMo-B torna-se mais atrativa do que a de 7NbMo-P, com relação à iniciação de trincas e locais de crescimento.

Portanto, em termos de desempenho sob fadiga, para as condições específicas de ensaio deste trabalho, é evidente que a bainita dos discos 7NbMo-B possui melhores propriedades do que a perlita dos discos 7NbMo-P. Comportamento similar também foi verificado por outras pesquisas, para outras configurações de testes (REZENDE et al., 2020b), (STOCK; PIPPAN, 2011), (YOKOYAMA et al., 2002), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2016), (HASAN; CHAKRABARTI; SINGH, 2018).

Pela análise da seção circunferencial dos contracorpos 7C-B e 7C-P (Figura 4.20-a,b), verifica-se que suas trincas de FCR apresentaram comprimento e ângulo estatisticamente

iguais, porém, as trincas superficiais de 7C-P foram 41% mais profundas e possuíam mais ramificações (Tabela 4.1). Outro aspecto de distinção, foi que o disco 7C-P exibiu uma espessura máxima de placas delaminadas 27% maior que 7C-B (Tabela 4.1).

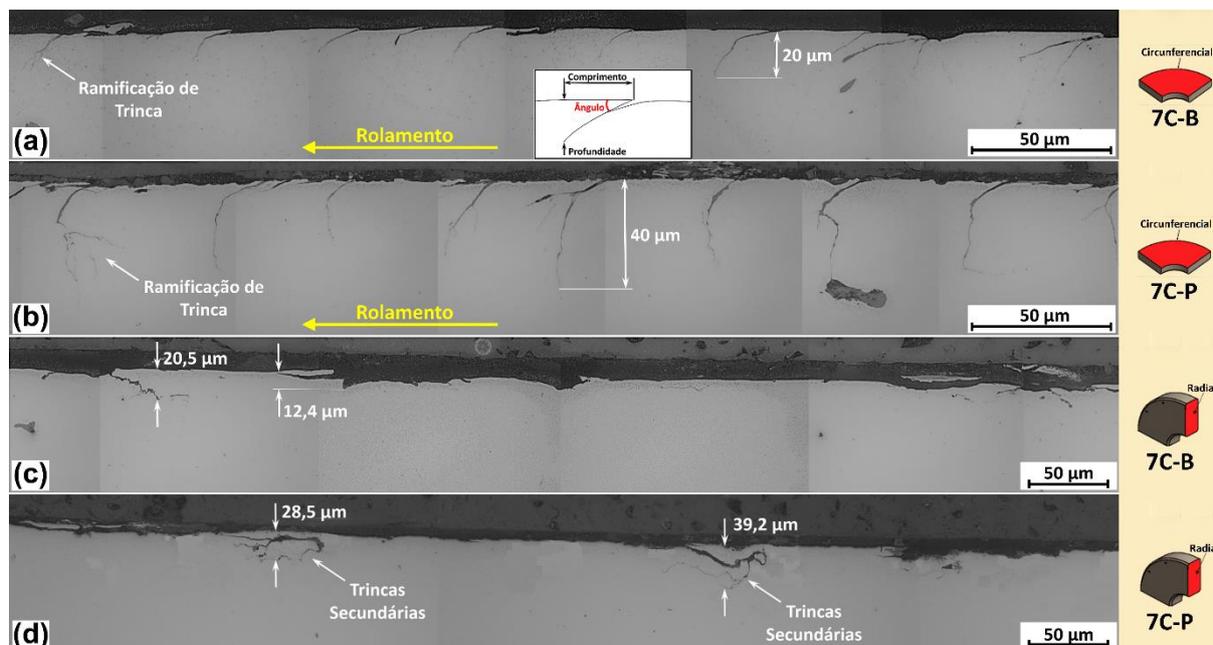


Figura 4.20 – Micrografias de MO das trincas de FCR dos contracorpos 7C-B e 7C-P: a) e b) seção circunferencial; c) e d) seção radial.

Isto pode ser verificado qualitativamente pela comparação das imagens de seção radial de ambos os discos (Figura 4.20-c,d), pois os spalling que destacaram-se da superfície de 7C-P eram mais espessos. Além do mais, não foram encontradas trincas subsuperficiais em 7C-B e 7C-P.

A razão das trincas de 7C-P serem mais profundas, está vinculada ao fato de terem sido nucleadas logo no início do ensaio de desgaste. Como o disco 7C-P alcançou alta dureza superficial em 20.000 ciclos (Figura 4.7-b), as trincas que foram formadas pela tenacidade reduzida da superfície, puderam crescer por um maior período, até a finalização do ensaio. Outro fator que contribuiu para a maior profundidade e ramificação de trincas em 7C-P, foi a formação de camada branca (Figura 4.13). Várias pesquisas relatam que as camadas brancas desenvolvidas em microestruturas submetidas ao desgaste de rolamento-deslizamento, é conhecida por ser muito dura, quebradiça e propícia a formação de trincas de FCR (MESSAADI; STEENBERGEN, 2018), (SIMON et al., 2013).

De fato, a superfície do disco 7C-P estava com elevada dureza ($915 \text{ HV}_{0,5}$), após o ensaio de desgaste, e o tamanho de sua camada branca ($41 \mu\text{m}$) foi estatisticamente igual a profundidade das trincas de FCR ($34 \pm 8 \mu\text{m}$). Dessa maneira, fica claro que as trincas mais profundas e ramificadas, maior espessura de camada delaminada e o surgimento de camada branca na microestrutura de 7C-P, influenciaram diretamente na sua maior perda de massa, em comparação com 7C-B.

4.9 Resumo dos principais resultados

A Figura 4.21 ilustra a correlação dos principais resultados encontrados após os ensaios de desgaste disco-contra-disco. O disco bainítico (7NbMo-B) apresentou menor perda de massa e maior resistência à FCR que o perlítico (7NbMo-P), por causa de sua maior capacidade de absorção de deformação plástica por volume. Conseqüentemente, 7NbMo-B desenvolveu uma camada deformada de menor profundidade, permitindo a acomodação das tensões de contato em uma menor área de material. Isso resultou na formação de trincas de pequena espessura e baixa profundidade. O disco 7C-B também teve menor perda de massa e maior resistência à FCR que 7C-P, pelo fato da cinética de encruamento dos corpos terem sido induzidas nos contracorpos, através do contato. O encruamento gradativo da superfície de 7C-B evitou uma queda drástica da tenacidade, dificultando a nucleação e crescimento de trincas. Estes resultados revelam que a microestrutura atua de forma significativa no tribossistema e que a dureza não deve ser considerada como parâmetro definidor do desgaste.

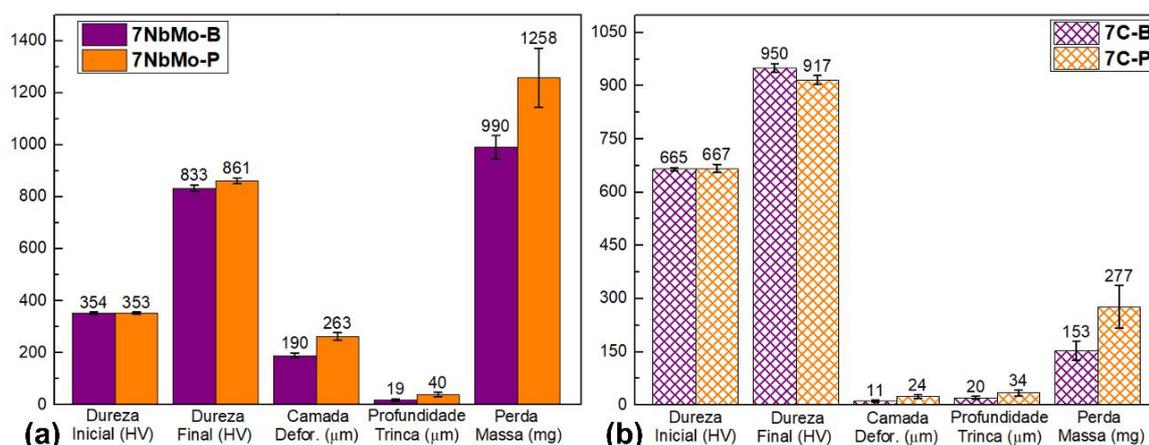


Figura 4.21 – Resumo dos resultados dos ensaios de desgaste: (a) corpos; (b) contracorpos.

5 CONCLUSÕES

Neste trabalho, foram realizados ensaios de desgaste de FCR com deslizamento em tribômetro disco-contra-disco no aço microligado de roda ferroviária forjada (7NbMo) com microestruturas perlítica ou bainítica de mesma dureza e no aço de alto carbono (7C) com microestrutura de martensita revenida. Os resultados revelaram que a microestrutura teve um papel significativo sobre o desempenho em desgaste e FCR. As principais conclusões foram:

1. A taxa de desgaste do aço bainítico 7NbMo-B foi 21% menor que o perlítico 7NbMo-P, bem como seu contracorpo 7C-B, que apresentou uma taxa de desgaste 45% menor que 7C-P, indicando que o uso da bainita em aplicações de desgaste de rolamento-deslizamento implicará no benefício conjunto do corpo e contracorpo.
2. O melhor desempenho em desgaste do disco bainítico 7NbMo-B, em relação ao perlítico 7NbMo-P, foi devido sua maior capacidade de absorção de deformação plástica por volume. Esta característica permitiu que 7NbMo-B desenvolvesse uma menor profundidade de endurecimento e maior habilidade de acomodar tensões de contato em uma menor área;
3. Por estas razões mencionadas, e pelo fato das trincas de 7NbMo-B realizarem um caminho de propagação tortuoso, devido ao intertravamento provocado pelos carbonetos de cementita, suas trincas foram menos espessas e mais concentradas na superfície de rolamento. Estas características conferiram à bainita de 7NbMo-B maior resistência à propagação de trincas de FCR;
4. O pior desempenho em desgaste do par 7NbMo-P vs. 7C-P, está associado ao seu grande aumento de dureza superficial ocorrido no início do ensaio, promovido pela cinética de encruamento acelerada da perlita de 7NbMo-P. Com as superfícies bastante duras e fragilizadas, as trincas de FCR que foram nucleadas nos primeiros 20.000 ciclos, puderam crescer e destacar-se com mais facilidade, promovendo a maior perda de massa do conjunto;
5. O dano superficial dos discos 7NbMo-B e 7NbMo-P foi provocado pelo ratcheting, que causou o processo de delaminação dos materiais, pela ação combinada das forças tangenciais de contato com a adesão. Para os discos 7C-B e 7C-P, também foi verificada falha da superfície pela ocorrência do ratcheting e delaminação.

Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar análise de microscopia eletrônica de transmissão (MET) em amostras dos discos bainíticos e perlíticos desgastados, a fim de caracterizar o mecanismo de formação de grãos nanocristalinos na camada deformada, devido a deformação plástica severa.
- Fazer análises de EBSD na camada deformada dos discos de microestrutura perlítica e bainítica para investigar os mecanismos de propagação de trincas nos constituintes.
- Realizar ensaios de CTOD nas microestruturas bainítica e perlítica, a fim de avaliar os mecanismos e propriedades de tenacidade à fratura.
- Realizar análises de tensão residual sobre a superfície de rolamento dos discos bainíticos e perlíticos utilizando técnicas como: Ruído Magnético de Barkhausen (RMB), furo-cego e difração de raio X.
- Complementar o conhecimento do comportamento tribológico do aço 7NbMo e 7C com as mesmas microestruturas deste trabalho, sob diferentes pressões de contato, taxas de deslizamento e materiais de terceiro corpo presentes no ambiente ferroviário, como: lubrificantes, água, areia, etc.
- Estudar o efeito da variação da razão de dureza roda-trilho produzida com diferentes microestruturas perlíticas e bainíticas do aço 7NbMo nos ensaios de desgaste e fadiga de contato por rolamento com deslizamento.

Publicações e submissões em revistas

MIRANDA, R.S.; REZENDE, A.B.; FONSECA, S. T.; FERNANDES, F.M.; SINATORA, A.; MEI, P. R. Fatigue and wear behavior of pearlitic and bainitic microstructures with the same hardness using twin-disc tests. *WEAR*, 2021. Submetido.

REZENDE, A.B.; FONSECA, S. T.; **MIRANDA, R.S.**; FERNANDES, F. M.; GRIJALBA, F.A.F.; FARINA, P.F.S.; MEI, P. R. Effect of niobium and molybdenum addition on the wear resistance and the rolling contact fatigue of railway wheels. *WEAR*, v. 466, p. 1-14, 2021.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203571>.

STREY, N.F.; REZENDE, A.B.; **MIRANDA, R.S.**; FONSECA, S.T.; MEI, P.R.; SCANDIAN, C. Comparison of rolling contact fatigue damage between railway wheels and twin-disc test specimens. *TRIBOLOGY INTERNATIONAL*, v. 1, p. 107037, 2021.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107037>.

REZENDE, A.B.; FONSECA, S.T.; FERNANDES, F.M.; **MIRANDA, R.S.**; GRIJALBA, F.A.F.; FARINA, P.F.S.; MEI, P.R. Wear behavior of bainitic and pearlitic microstructures from microalloyed railway wheel steel. *WEAR*, v. 456-457, p. 203377, 2020.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203377>.

Referências Bibliográficas

ALMEIDA, L. P. F. DE. “Estudo do desgaste por deslizamento de pares metálicos empregados no contato roda-trilho”. **Disertação (Mestrado), Centro Tecnológico, Universidade Federal do Espírito Santo**, p. 132, 2017.

ALMEIDA, L. P. F. et al. Study of sliding wear of the wheel flange - Rail gauge corner contact conditions: Comparative between cast and forged steel wheel materials. **Wear**, v. 432–433, n. May, p. 102894, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.05.009.

American Association of Railroads (AAR). **M107/208 Section G**, 2016.

ANTF. **National Association of Railway Carriers. General information. Brasilia, Brazil. www.antf.org.br/informacoes-gerais/ (accessed 2021-08-01).**

ANTT. **Agência Nacional de Transportes Terrestres**. Disponível em: <<http://www.antt.gov.br/ferrovias/arquivos/Historico.html>>. Acesso em: 01 Ago. 2021.

ARCHARD, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. **Journal of Applied Physics**, v. 24, n. 8, p. 981–988, 1953, DOI: 10.1063/1.1721448.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; NAYAK, S. S.; ZHOU, Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42, n. 10, p. 3115–3129, 2011, DOI: 10.1007/s11661-011-0739-3.

BEVAN, A. et al. Development and validation of a wheel wear and rolling contact fatigue damage model. **Wear**, v. 307, n. 1–2, p. 100–111, 2013, DOI: 10.1016/j.wear.2013.08.004.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: microstructure and properties**. 4th. ed. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 2017.

BHADESHIA, H. K. D. H.; WAUGH, A. R. Bainite: An atom-probe study of the incomplete reaction phenomenon. **Acta Metallurgica**, v. 30, n. 4, p. 775–784, 1982, DOI: 10.1016/0001-6160(82)90075-X.

BLAU, P. J. How common is the steady-state? The implications of wear transitions for materials selection and design. **Wear**, v. 332–333, p. 1120–1128, 2015, DOI: 10.1016/j.wear.2014.11.018.

BUCKLEY-JOHNSTONE, L. et al. A comparison of friction modifier performance using two laboratory test scales. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit**, v. 233, n. 2, p. 201–210, 2018, DOI: 10.1177/0954409718787045.

BUCKLEY-JOHNSTONE, L. E. et al. Tribology International Assessing the impact of small amounts of water and iron oxides on adhesion in the wheel / rail interface using High Pressure Torsion testing. **Tribology International**, v. 135, n. October 2018, p. 55–64, 2019, DOI: 10.1016/j.triboint.2019.02.024.

CABALLERO, F. G. et al. Design of novel high strength bainitic steels: Part 2. **Materials Science and Technology**, v. 17, n. 5, p. 517–522, 2001, DOI: 10.1179/026708301101510357.

ÇAKIR, F. H.; ÇELİK, O. N. Effect of Isothermal Bainitic Quenching on Rail Steel Impact Strength and Wear Resistance. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 59, n. 5–6, p. 289–293, 2017, DOI: 10.1007/s11041-017-0144-7.

CAO, X. et al. Investigation on the microstructure and damage characteristics of wheel and rail materials subject to laser dispersed quenching. **Applied Surface Science**, v. 450, p. 468–483, 2018, DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.04.210.

CHATTOPADHYAY, C. et al. Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels. **Wear**, v. 289, p. 168–179, 2012, DOI: 10.1016/j.wear.2012.03.005.

CHEN, X. WEI et al. Effects of Mo, Cr and Nb on microstructure and mechanical properties of heat affected zone for Nb-bearing X80 pipeline steels. **Materials and Design**, v. 53, p. 888–901, 2014, DOI: 10.1016/j.matdes.2013.07.037.

CHEN, Y. et al. Microstructure evolution of rail steels under different dry sliding

conditions : A comparison between pearlitic and bainitic microstructures. **Wear**, v. 438–439, n. August, p. 203011, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.203011.

CHINTHA, A. R. et al. Role of fracture toughness in impact-abrasion wear. **Wear**, v. 428–429, n. March, p. 430–437, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.03.028.

CUNHA, A. P. A. et al. Effect of Microalloying on Structure and Properties of Hot Rolled 0.5 %C Steel. **Journal of Metallurgical Engineering**, v. 2, n. 2, p. 0–6, 2013.

CVETKOVSKI, K.; AHLSTRÖM, J.; KARLSSON, B. Thermal softening of fine pearlitic steel and its effect on the fatigue behaviour. **Procedia Engineering**, v. 2, n. 1, p. 541–545, 2010, DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.058.

DEVANATHAN, R.; CLAYTON, P. Rolling-sliding wear behavior of three bainitic steels. **Wear**, v. 151, n. 2, p. 255–267, 1991, DOI: 10.1016/0043-1648(91)90253-Q.

DING, H. H. et al. Investigation on the effect of rotational speed on rolling wear and damage behaviors of wheel / rail materials. v. 331, p. 563–570, 2015, DOI: 10.1016/j.wear.2014.12.043.

DIRKS, B.; ENBLÖM, R.; BERG, M. Prediction of wheel profile wear and crack growth – comparisons with measurements. **Wear**, v. 366–367, p. 84–94, 2016, DOI: 10.1016/j.wear.2016.06.026.

DONZELLA, G.; MAZZÙ, A.; PETROGALLI, C. Competition between wear and rolling contact fatigue at the wheel–rail interface: some experimental evidence on rail steel. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit**, v. 223, n. 1, p. 31–44, jan. 2009, DOI: 10.1243/09544097JRRT161.

EKBERG, A.; ÅKESSON, B.; KABO, E. Wheel/rail rolling contact fatigue - Probe, predict, prevent. **Wear**, v. 314, n. 1–2, p. 2–12, 2014, DOI: 10.1016/j.wear.2013.12.004.

FINAMOR, F. P. et al. Influência Da Adição De Nióbio E Molibdênio Na Decomposição Isotérmica Da Austenita Em Aço 0,7%C. p. 573–582, 2017, DOI: 10.5151/1516-392x-26363.

FLETCHER, D. I.; BEYNON, J. H. Equilibrium of crack growth and wear rates during

unlubricated rolling-sliding contact of pearlitic rail steel. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit**, v. 214, n. 2, p. 93–105, mar. 2000, DOI: 10.1243/0954409001531360.

FONSECA, S. T. DA. **Efeito de adições de vanádio, nióbio e molibdênio na estrutura e propriedades mecânicas de aços com 0, 7% C utilizados na fabricação de rodas ferroviárias.**, 2015.

FONSECA, S. T. DA et al. Efeito Da Adição De Vanádio, Nióbio-Molibdênio Nas Propriedades Mecânicas E Microestrutural De Aços 0,7% C. n. October, p. 1738–1746, 2017, DOI: 10.5151/1516-392x-26909.

FONSECA, S. T. et al. Effects of Vanadium on the Continuous Cooling Transformation of 0.7 %C Steel for Railway Wheels. **Defect and Diffusion Forum**, v. 367, p. 60–67, 2016, DOI: 10.4028/www.scientific.net/ddf.367.60.

FRACALOSSO, J. P. C. **Análise comparativa do custo do ciclo de vida de rodas ferroviárias do fabricante A e do fabricante B em vagões de minério.** [s.l.] Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2017.

GALLARDO-HERNANDEZ, E. A.; LEWIS, R. Twin disc assessment of wheel/rail adhesion. **Wear**, v. 265, n. 9–10, p. 1309–1316, 2008, DOI: 10.1016/j.wear.2008.03.020.

GAO, B. et al. Influence of non-uniform microstructure on rolling contact fatigue behavior of high-speed wheel steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 100, n. March, p. 485–491, 2019, DOI: 10.1016/j.engfailanal.2019.03.002.

GAO, G. et al. Numerical prediction of ground vibrations induced by high-speed trains including wheel-rail-soil coupled effects. **Soil Dynamics and Earthquake Engineering**, v. 77, p. 274–278, 2015, DOI: 10.1016/j.soildyn.2015.06.002.

GARNHAM, J. E.; BEYNON, J. H. Dry rolling-sliding wear of bainitic and pearlitic steels. **Wear**, v. 157, n. 1, p. 81–109, 1992, DOI: 10.1016/0043-1648(92)90189-F.

GARNHAM, J. E.; DAVIS, C. L. Very early stage rolling contact fatigue crack growth

in pearlitic rail steels. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 100–112, 2011, DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.004.

GUAN, M.; YU, H. Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite–pearlite and ferrite–bainite microstructures. **Materials Science and Engineering: A**, v. 559, p. 875–881, jan. 2013, DOI: 10.1016/J.MSEA.2012.09.036.

GUI, X. et al. **Rolling contact fatigue of bainitic rail steels: The significance of microstructure** **Materials Science and Engineering A**, 2016, DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.052.

HALAMA, R. et al. Contact defects initiation in railroad wheels - Experience, experiments and modelling. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 174–185, 2011, DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.053.

HAMADA, S. et al. Fatigue limit evaluation considering crack initiation for lamellar pearlitic steel. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 1467–1472, 2011, DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.245.

HASAN, S. M.; CHAKRABARTI, D.; SINGH, S. B. Dry rolling/sliding wear behaviour of pearlitic rail and newly developed carbide-free bainitic rail steels. **Wear**, v. 408–409, p. 151–159, ago. 2018, DOI: 10.1016/J.WEAR.2018.05.006.

HAUSMANN, K. et al. The influence of Nb on transformation behavior and mechanical properties of TRIP-assisted bainitic-ferritic sheet steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 588, p. 142–150, 2013, DOI: 10.1016/j.msea.2013.08.023.

HE, C. G. et al. Experimental investigation on the effect of operating speeds on wear and rolling contact fatigue damage of wheel materials. **Wear**, v. 365, p. 257–269, 2016, DOI: 10.1016/j.wear.2016.08.006.

HE, C. G. et al. On the microstructure evolution and nanocrystalline formation of pearlitic wheel material in a rolling-sliding contact. **Materials Characterization**, v. 164, n. February, 2020, DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110333.

HERTZ, H. Über die Berührung fester elastischer Körper. **Journal für die reine und angewandte Mathematik**, p. 156–171, 1881.

HEYDER, R.; MAEDLER, K. The influence of wheel and rail material on the wear of the respective contact partner. **Proceedings of CM2015 10th International Conference on Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems, Colorado, USA, 30 August - 3 September 2015**, 2015.

HU, H. et al. **The effects of Nb and Mo addition on transformation and properties in low carbon bainitic steels** *Materials and Design*, 2015, DOI: 10.1016/j.matdes.2015.06.133.

HU, Y. et al. Comparison of wear and rolling contact fatigue behaviours of bainitic and pearlitic rails under various rolling-sliding conditions. v. 461, n. June, 2020a, DOI: 10.1016/j.wear.2020.203455.

HU, Y. et al. Investigation on wear and rolling contact fatigue of wheel-rail materials under various wheel/rail hardness ratio and creepage conditions. **Tribology International**, v. 143, n. August 2019, p. 106091, 2020b, DOI: 10.1016/j.triboint.2019.106091.

HU, Y. et al. Experimental study on wear properties of wheel and rail materials with different hardness values. **Wear**, n. September 2020, p. 203831, 2021a, DOI: 10.1016/j.wear.2021.203831.

HU, Y. et al. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading. **Tribology International**, v. 154, n. September 2020, 2021b, DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106685.

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

ISHIZAKA, K. et al. Influence of temperature on adhesion coefficient and bonding strength of leaf films : A twin disc study. **Wear**, v. 454–455, n. May, p. 203330, 2020.

KALEICHEVA, J. K.; MISHEV, V. Wear Resistance of Austempered Ductile Iron with Nanosized Additives. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 295,

n. 1, p. 2–8, 2018, DOI: 10.1088/1757-899X/295/1/012034.

KALOUSEK, J.; FEGREDO, D. M.; LAUFER, E. E. The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructures of high hardness. **Wear**, v. 105, n. 3, p. 199–222, 1985, DOI: 10.1016/0043-1648(85)90068-7.

KAMMERHOFER, C.; HOHENWARTER, A.; PIPPAN, R. A novel laboratory test rig for probing the sensitivity of rail steels to RCF and wear - first experimental results. **Wear**, v. 316, n. 1–2, p. 101–108, 2014, DOI: 10.1016/j.wear.2014.04.008.

KAPOOR, A. Wear by plastic ratchetting. **Wear**, v. 212, n. 1, p. 119–130, 1997, DOI: 10.1016/S0043-1648(97)00083-5.

KHARE, S.; LEE, K.; BHADSHIA, H. K. D. H. Relative effects of Mo and B on ferrite and bainite kinetics in strong steels. **International Journal of Materials Research**, v. 100, n. 11, p. 1513–1520, 2009, DOI: 10.3139/146.110222.

KRÁČALÍK, M.; TRUMMER, G.; DAVES, W. Application of 2D finite element analysis to compare cracking behaviour in twin-disc tests and full scale wheel/rail experiments. **Wear**, v. 346–347, p. 140–147, 2016, DOI: 10.1016/j.wear.2015.11.013.

LEE, K. M.; POLYCARPOU, A. A. Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels. **Wear**, v. 259, n. 1–6, p. 391–399, 2005, DOI: 10.1016/j.wear.2005.02.058.

LEWIS, R. et al. Tribology of the Wheel-Rail Contact: The Effect of Third Body Materials. **International Journal of Railway Technology**, v. 1, n. 1, p. 167–194, 2012, DOI: 10.4203/ijrt.1.1.8.

LEWIS, R. et al. Towards a standard approach for the wear testing of wheel and rail materials. v. 231, n. 7, p. 760–774, 2017, DOI: 10.1177/0954409717700531.

LEWIS, R. et al. Investigation of the influence of rail hardness on the wear of rail and wheel materials under dry conditions (ICRI wear mapping project). **Wear**, v. 430–431, n. January, p. 383–392, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.05.030.

LEWIS, R.; DWYER-JOYCE, R. S. Wear mechanisms and transitions in railway wheel

steels. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**, v. 218, n. 6, p. 467–478, 2004, DOI: 10.1243/1350650042794815.

LEWIS, R.; OLOFSSON, U. Mapping rail wear regimes and transitions. **Wear**, v. 257, n. 7–8, p. 721–729, 2004, 10.1016/j.wear.2004.03.019.

LEWIS, S. R. et al. Assessment of railway curve lubricant performance using a twin-disc tester. **Wear**, v. 314, n. 1–2, p. 205–212, 2014, 10.1016/j.wear.2013.11.033.

LI, Q.; GUO, J.; ZHAO, A. Effect of Upper Bainite on Wear Behaviour of High-Speed Wheel Steel. **Tribology Letters**, v. 67, n. 4, p. 1–9, 2019, 10.1007/s11249-019-1239-7.

LI, Y. et al. Materials Science & Engineering A Effects of deformation on the microstructures and mechanical properties of carbide – free bainitic steel for railway crossing and its hydrogen embrittlement characteristics. v. 651, p. 945–950, 2016, DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.117.

LI, Z. et al. Microstructure evolution during continuous cooling in niobium microalloyed high carbon steels. **Metals and Materials International**, v. 20, n. 5, p. 801–806, 2014a, DOI: 10.1007/s12540-014-5001-2.

LI, Z. YANG et al. Investigation on rolling sliding wear behavior of wheel steel by laser dispersed treatment. **Wear**, v. 314, n. 1–2, p. 236–240, 2014b, DOI: 10.1016/j.wear.2013.12.007.

LIU, C. et al. Effects and mechanisms of niobium on the fracture toughness of heavy rail steel. **Advanced Materials Research**, v. 163–167, p. 110–116, 2011, DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.163-167.110.

LIU, C. et al. An EBSD investigation on the evolution of the surface microstructure of D2 wheel steel during rolling contact fatigue. **Tribology Letters**, v. 68, n. 47, p. 11, 2020a, DOI: 10.1007/s11249-020-1277-1.

LIU, J. P. et al. New insight into the dry rolling-sliding wear mechanism of carbide-free bainitic and pearlitic steel. **Wear**, v. 432–433, p. 202943, 2019, DOI:

10.1016/j.wear.2019.202943.

LIU, P. C. et al. The significance of Nb interface segregation in governing pearlitic refinement in high carbon steels. **Materials Letters**, v. 279, p. 128520, 2020b, DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128520.

MANSON, S. S.; HALFORD, G. R. **Fatigue and Durability of Structural Materials**. [s.l.] ASM International, 2006.

MASOUMI, M. et al. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. **Scientific Reports**, v. 9, n. 1, p. 1–12, 2019, DOI: 10.1038/s41598-019-43623-7.

MAYA-JOHNSON, S.; FELIPE, J.; TORO, A. Dry and lubricated wear of rail steel under rolling contact fatigue - Wear mechanisms and crack growth. **Wear**, v. 380–381, p. 240–250, 2017, DOI: 10.1016/j.wear.2017.03.025.

MESSAADI, M.; STEENBERGEN, M. Stratified surface layers on rails. **Wear**, v. 414–415, n. December 2017, p. 151–162, 2018, DOI: 10.1016/j.wear.2018.07.019.

MINICUCCI, D. J. et al. Development of niobium microalloyed steel for railway wheel with pearlitic bainitic microstructure. **Materials Research**, v. 22, n. 6, 2019, DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2019-0324.

MIRANDA, R. S. et al. Fatigue Failure Analysis of a Speed Reduction Shaft. 2021, DOI: 10.3390/met11060856.

NARAYANASWAMY, B.; HODGSON, P.; BELADI, H. Comparisons of the two-body abrasive wear behaviour of four different ferrous microstructures with similar hardness levels. **Wear**, v. 350–351, p. 155–165, 2016, DOI: 10.1016/j.wear.2016.01.013.

OHTANI, H. et al. Morphology and properties of low-carbon bainite. **Metallurgical Transactions A**, v. 21, n. 3, p. 877–888, 1990, DOI: 10.1007/BF02656571.

OLOFSSON, U.; TELLISKIVI, T. Wear, plastic deformation and friction of two rail steels - A full-scale test and a laboratory study. **Wear**, v. 254, n. 1–2, p. 80–93, 2003, DOI:

10.1016/S0043-1648(02)00291-0.

PONGURU SENTHIL, P. et al. Influence of niobium microalloying on the microstructure and mechanical properties of high carbon nano bainitic steel. **Procedia Structural Integrity**, v. 14, p. 729–737, 2019, DOI: 10.1016/j.prostr.2019.05.091.

PULECIO, S. A. R.; FARIAS, M. C. M.; SOUZA, R. M. Finite element and dimensional analysis algorithm for the prediction of mechanical properties of bulk materials and thin films. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 5, p. 1386–1392, 2010, DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.07.039.

QIU, C.; COOKSON, J.; MUTTON, P. The role of microstructure and its stability in performance of wheels in heavy haul service. **Journal of Modern Transportation**, v. 25, n. 4, p. 261–267, 2017, DOI: 10.1007/s40534-017-0143-9.

RAZHKOVSkiY, A. A. et al. Optimization of hardness ratio in rail–wheel friction pair. **Journal of Friction and Wear**, v. 36, n. 4, p. 334–341, 2015, DOI: 10.3103/S1068366615040157.

REIS, T. et al. Progression of plastic strain on heavy-haul railway rail under random pure rolling and its influence on crack initiation. **Advances in Engineering Software**, v. 124, n. July, p. 10–21, 2018, DOI: 10.1016/j.advengsoft.2018.07.003.

REMENTERIA, R. et al. Reciprocating-sliding wear behavior of nanostructured and ultra-fine high-silicon bainitic steels. **Wear**, v. 338–339, p. 202–209, 2015, DOI: 10.1016/j.wear.2015.06.011.

REZENDE, A. B. et al. Effect of vanadium addition on the surface roughness and fatigue crack propagation in a railroad wheel using twin disc wear test. **Defect and Diffusion Forum**, v. 391, p. 66–73, 2019, DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.391.66.

REZENDE, A. B. et al. Effect of Alloy Elements in Time Temperature Transformation Diagrams of Railway Wheels. **Defect and Diffusion Forum**, v. 400, p. 11–20, 2020a, DOI: 10.4028/www.scientific.net/ddf.400.11.

REZENDE, A. B. et al. Wear behavior of bainitic and pearlitic microstructures from microalloyed railway wheel steel. **Wear**, v. 456–457, n. June, p. 203377, 2020b, DOI: 10.1016/j.wear.2020.203377.

REZENDE, A. B. **Comparação da resistência ao desgaste entre as microestruturas perlíticas e bainíticas obtidas de uma mesma roda ferroviária.** [s.l.] Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2020.

REZENDE, A. B. et al. Effect of niobium and molybdenum addition on the wear resistance and the rolling contact fatigue of railway wheels. **Wear**, v. 466–467, n. November 2020, p. 203571, 2021, DOI: 10.1016/j.wear.2020.203571.

ROBLES HERNÁNDEZ, F. C. et al. Properties and microstructure of high performance wheels. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 374–381, 2011, DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.017.

RUI, L. et al. An EBSD Investigation on the Evolution of the Surface Microstructure of D2 Wheel Steel During Rolling Contact Fatigue. **Tribology Letters**, p. 1–11, 2020, DOI: 10.1007/s11249-020-1277-1.

SALAS VICENTE, F.; PASCUAL GUILLAMÓN, M. Use of the fatigue index to study rolling contact wear. **Wear**, v. 436–437, n. August, p. 203036, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.203036.

SATO, M.; ANDERSON, P. M.; RIGNEY, D. A. Rolling-sliding behavior of rail steels. **Wear**, v. 162–164, n. PART A, p. 159–172, 1993, DOI: 10.1016/0043-1648(93)90497-A.

SCHNEIDER, C. A.; RASBAND, W. S.; ELICEIRI, K. W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. **Nature Methods**, v. 9, n. 7, p. 671–675, jul. 2012, DOI: doi.org/10.1038/nmeth.2089.

SEO, J. W. et al. Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling-sliding contact. **International Journal of Fatigue**, v. 83, p. 184–194, 2016, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.10.012.

SHARMA, S.; SANGAL, S.; MONDAL, K. Reciprocating Sliding Wear Behavior of

Newly Developed Bainitic Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 45, n. 12, p. 5451–5468, 2014, DOI: 10.1007/s11661-014-2507-7.

SHARMA, S.; SANGAL, S.; MONDAL, K. Wear behaviour of bainitic rail and wheel steels. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 32, n. 4, p. 266–274, 2016, DOI: 10.1080/02670836.2015.1112537.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3^o ed. São Paulo: Blucher, 2010.

SIMON, S. et al. Tribological characterization of rail squat defects. **Wear**, v. 297, n. 1–2, p. 926–942, 2013, DOI: 10.1016/j.wear.2012.11.011.

SKIPPER, W. A. et al. Particle characterisation of rail sands for understanding tribological behaviour. **Wear**, v. 432–433, n. June, p. 202960, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.202960.

SOLANO-ALVAREZ, W.; FERNANDEZ GONZALEZ, L.; BHADESHIA, H. K. D. H. The effect of vanadium alloying on the wear resistance of pearlitic rails. **Wear**, v. 436–437, n. May, p. 203004, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2019.203004.

SOLANO-ALVAREZ, W.; PICKERING, E. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Degradation of nanostructured bainitic steel under rolling contact fatigue. **Materials Science and Engineering A**, v. 617, p. 156–164, 2014, DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.071.

STEELE, R.; REIFF, R. Rail-It's behaviour and relationship to total system wear. **Proceedings of 2nd conference on heavy Haul, Colorado Springs, USA (1982)**, 1982.

STOCK, R. et al. Influencing rolling contact fatigue through top of rail friction modifier application - A full scale wheel-rail test rig study. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 134–142, 2011, DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.006.

STOCK, R.; PIPPAN, R. RCF and wear in theory and practice-The influence of rail grade on wear and RCF. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 125–133, 2011, DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.015.

STOKES, R. Microstructure and mechanical properties of ceramics. v. 4076, n. 032,

1963, DOI: oai.dtic.mil/oai/oai?verb=getRecord&metadataPrefix=html&identifier=AD0407614.

STREY, N. F. et al. Comparison of rolling contact fatigue damage between railway wheels and twin-disc test specimens. **Tribology International**, p. 124536, 2021, DOI: [10.1016/j.triboint.2021.107037](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107037).

TAKAHASHI, M.; BHADSHIA, H. K. D. H. Model for transition from upper to lower bainite. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 6, n. 7, p. 592–603, 1990, DOI: [10.1179/mst.1990.6.7.592](https://doi.org/10.1179/mst.1990.6.7.592).

TRESSIA, G. et al. Improvement in the wear resistance of a hypereutectoid rail via heat treatment. **Wear**, v. 442–443, p. 203122, fev. 2020.

TREVISIOL, C.; JOURANI, A.; BOUVIER, S. Effect of hardness, microstructure, normal load and abrasive size on friction and on wear behaviour of 35NCD16 steel. **Wear**, v. 388–389, n. May, p. 101–111, 2017, DOI: [10.1016/j.wear.2019.203122](https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203122).

TRUMMER, G. et al. Tribology International Wheel-rail creep force model for predicting water induced low adhesion phenomena. **Tribology International**, v. 109, n. December 2016, p. 409–415, 2017, DOI: [10.1016/j.triboint.2016.12.056](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.12.056).

TYFOUR, W. R.; BEYNON, J. H.; KAPOOR, A. The steady state wear behaviour of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions. **Wear**, v. 180, n. 1–2, p. 79–89, 1995, DOI: [10.1016/0043-1648\(94\)06533-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(94)06533-0).

VAKIS, A. I. et al. Modeling and simulation in tribology across scales: An overview. **Tribology International**, v. 125, p. 169–199, 2018, DOI: [10.1016/j.triboint.2018.02.005](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.02.005).

VIÁFARA, C. C. et al. Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels. **Wear**, v. 259, n. 1–6, p. 405–411, 2005, DOI: [10.1016/j.wear.2005.02.013](https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.02.013).

VIANA, T. G.; TRESSIA, G.; SINATORA, A. Sliding wear of rail and wheel steels: Effect of hardness ratio, normal load and lubrication. **Tribology in Industry**, v. 42, n. 3, p. 428–442, 2020, DOI: [10.24874/ti.815.12.19.07](https://doi.org/10.24874/ti.815.12.19.07).

WANG, H.; ZENG, J.; LUO, R. Study on wheel/rail adhesion force and its control of

high-speed trains considering aerodynamic loads and track excitations. **Wear**, v. 314, n. 1–2, p. 299–304, 2014, DOI: 10.1016/j.wear.2013.11.043.

WANG, Y. et al. Wear resistance and energy consumption of eutectoid steel during dry sliding. **Scripta Materialia**, v. 36, n. 2, p. 213–217, 1997, DOI: 10.1016/S1359-6462(96)00351-X.

WANG, Y. WEI et al. Influence of Nb on Microstructure and Property of Low-Carbon Mn-Series Air-Cooled Bainitic Steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 17, n. 1, p. 49–53, 2010, DOI: 10.1016/S1006-706X(10)60044-1.

WEI, M. X. et al. Effect of tempering conditions on wear resistance in various wear mechanisms of H13 steel. **Tribology International**, v. 44, n. 7–8, p. 898–905, 2011, DOI: 10.1016/j.triboint.2011.03.005.

YIN, J.; HILLERT, M.; BORGSTAM, A. Morphology of Upper and Lower Bainite with 0.7 Mass Pct C. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 9, p. 4006–4024, 2017, DOI: 10.1007/s11661-017-4208-5.

YOKOYAMA, H. et al. Effect of the angle of attack on flaking behavior in pearlitic and bainitic steel rails. **Wear**, v. 253, n. 1–2, p. 60–66, 2002, DOI: 10.1016/S0043-1648(02)00083-2.

YOKOYAMA, H.; MITAO, S.; YAMAMOTO, S. Wear and Rolling Contact Fatigue Behavior in Pearlitic and Bainitic Rail Steels. **7th International Heavy Haul Conference**, p. 551–558, 2001.

ZAMBRANO, O. A. et al. The sliding wear behaviour of steels with the same hardness. **Wear**, v. 418–419, n. December 2018, p. 201–207, 2019, DOI: 10.1016/j.wear.2018.12.002.

ZANI, N.; CHAISE, T.; GHIDINI, A. Numerical study about the effect of bainitic traces on plasticity in ferritic-pearlitic railway wheels. 2020, DOI: 10.1177/0954409720960888.

ZAPATA, D.; JARAMILLO, J.; TORO, A. Rolling contact and adhesive wear of bainitic and pearlitic steels in low load regime. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 393–399, 2011, DOI:

10.1016/j.wear.2010.10.009.

ZENG, D. et al. Effect of different strengthening methods on rolling/sliding wear of ferrite-pearlite steel. **Wear**, v. 358–359, p. 62–71, 2016, DOI: 10.1016/j.wear.2016.04.003.

ZHANG, G.-Z. et al. Effect of nonuniform microstructure on wear property of ER8 wheel steel. **wear**, v. 458–459, n. July, p. 1–7, 2020, DOI: 10.1016/j.wear.2020.203416.

ZHAO, J.; JIANG, Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. **Progress in Materials Science**, v. 94, p. 174–242, 2018, DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.

ZHOU, M. et al. Bainitic transformation and properties of low carbon carbide-free bainitic steels with Cr addition. **Metals**, v. 7, n. 7, p. 1–13, 2017, DOI: 10.3390/met7070263.

ZHOU, Y. et al. Slippage effect on rolling contact wear and damage behavior of pearlitic steels. **Wear**, v. 362–363, p. 78–86, 2016, DOI: 10.1016/j.wear.2016.05.001.