



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
Faculdade de Engenharia Mecânica

ANDREI BAVARESCO REZENDE

**Comparação da Resistência ao Desgaste
Entre as Microestruturas Perlíticas e
Bainíticas Obtidas de uma Mesma Roda
Ferroviária**

CAMPINAS
2020

ANDREI BAVARESCO REZENDE

Comparação da Resistência ao Desgaste Entre as Microestruturas Perlíticas e Bainíticas Obtidas de uma Mesma Roda Ferroviária

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Doutor 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 TESE DEFENDIDA PELO ALUNO
ANDREI BAVARESCO REZENDE E ORIENTADO
PELO PROF. DR. PAULO ROBERTO MEI

**CAMPINAS
2020**

Agência de fomento e nº de processo: CNPQ, 140786/2017-1.

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

R339c Rezende, Andrei Bavaresco, 1991-
Comparação da resistência ao desgaste entre as microestruturas perlíticas e bainíticas obtidas de uma mesma roda ferroviária / Andrei Bavaresco Rezende. – Campinas, SP : [s.n.], 2020.

Orientador: Paulo Roberto Mei.

Coorientador: Solange Tamara da Fonseca.

Tese (doutorado) – 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: Comparison of wear resistance between pearlitic and bainitic microstructures obtained from the same railway wheel

Palavras-chave em inglês:

Tribology - Tests

Materials - Fatigue

Wear

Railway engineering

Metals - Microstructure

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Paulo Roberto Mei [Orientador]

Eugênio José Zoqui

Freddy Armando Franco Grijalba

Hélio Goldenstein

Luiz Alberto Pereira das Neves Franco

Data de defesa: 10-09-2020

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

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

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0003-3279-8371>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/8400741582999044>

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

TESE DE DOUTORADO ACADÊMICO

**Comparação da Resistência ao Desgaste
Entre as Microestruturas Perlíticas e
Bainíticas Obtidas de uma Mesma Roda
Ferroviária**

Autor(a): Andrei Bavaresco Rezende
Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei
Coorientadora: Dra. Solange Tamara da Fonseca

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou essa Tese:

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei
DEMM/FEM/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Eugênio José Zoqui
DEMM/FEM/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Freddy Armando Franco Grijalba
DSI/FEM/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Hélio Goldenstein
PMT/POLI/Universidade de São Paulo

Prof. Dr. Luiz Alberto Pereira das Neves Franco
PME/POLI/Universidade de São Paulo

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

Campinas, 10 de setembro de 2020.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à Deus, minha família, minha noiva e a todos que estiveram comigo nesta caminhada.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pela proteção diária e por me permitir sempre uma contínua evolução. A fé e sua força sempre me ergueram nos momentos de dificuldades e angústias.

Aos meus pais Nicolau e Clarice que sempre foram minha base, pela dedicação e orientações, por sempre apoiarem minhas decisões, pelo amor incondicional, ensinamentos e a educação base que me permitiram chegar até aqui. Às minhas irmãs Nicole e Larissa pelo companheirismo, incentivo, amor e pelo aprendizado que adquirimos juntos. À minha noiva e futura esposa Nahieh, pelo apoio incondicional, incentivo, orientações, amor e por me ajudar a me tornar uma pessoa e um profissional melhor a cada dia. Te amo. Agradeço aos meus sogros Claudio e Elaine e família pelo apoio em diversos momentos.

Ao Professor Paulo Mei por abrir as portas de seu laboratório para meu doutorado. Pela ajuda e incentivo desde o início, sempre procurando nos orientar para o melhor caminho, dando suporte e sempre querer o melhor para seus alunos. A minha coorientadora, Dra. Solange Fonseca, por guiar-me nesta pesquisa, sempre disposta a ajudar muitas vezes mais do que o possível. Por todos os debates proporcionados e ensinamentos.

A todos os professores, colegas e funcionários da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) e, em especial, aos do Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais (DEMM), que ajudaram de forma direta e indiretamente na realização deste trabalho. Ao Professor Freddy Armando Franco Grijalba por disponibilizar o equipamento de medição de Ruído Magnético de Barkhausen.

Ao Prof. Amilton Sinatora, do ITV-Vale, que nos convidou a participar da Cátedra Roda-Trilho, pelo seu entusiasmo e espírito gregário, que conseguiu reunir várias universidades num projeto de tribologia em conjunto com a iniciativa privada. Aos seus colaboradores diretos durante o projeto, Drs. Luiz Alberto Pereira das Neves Franco e Philip Von Pritzelwitz, que foram fundamentais para construirmos as máquinas de ensaio de desgaste disco-conta-disco.

Aos colegas do projeto Vale Cátedra Roda-Trilho, pelo todo vasto conhecimento compartilhado nas reuniões. Aos Professores Roberto Martins de Souza, Luiz Alberto Pereira

das Neves Franco, Gustavo Tressia, por toda disposição em nos receber no LFS-USP e toda ajuda prestada e conhecimento compartilhado.

Ao Professor Hélio Goldenstein por disponibilizar o Laboratório de Transformação de Fases da USP, aos seus alunos por sempre nos receber gentilmente, em especial ao Dr. Dany Andrade Centeno e ao Me. Lucas Pinto por Nishikawa toda ajuda nas análises de dilatométrica.

Aos colegas de laboratório (Gabriel Araújo Amorim, Gabriel Shinkawa, Clélia Ribeiro de Oliveira, Juliana Oliveira, Fernanda Fernandes, Rodrigo Miranda e Yanna Luccidi) pelas discussões proporcionadas e disposição para ajudar em todos os momentos.

Ao CNPEM-LNNano por compartilhar seus equipamentos e pesquisadores em prol da pesquisa brasileira; foram fundamentais em muitas análises realizadas.

À MWL Brasil, através do Dr. Domingos Miniccuci, pela doação da roda ferroviária forjada utilizada nesta tese.

À Vale S.A., através do Engenheiro 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 de nosso país. Que outras empresas possam se espelhar para promover a pesquisa nacional.

O presente trabalho foi realizado com apoio do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), processo nº 140786/2017-1.

*” Conhecimento não é aquilo que
você sabe, mas o que você faz com aquilo que sabe.” – Aldous Huxley*

RESUMO

O setor ferroviário de transporte de cargas tem buscado ao longo dos anos reduzir seu custo de operação por meio do incremento da carga transportada. Entretanto, este aumento do peso transportado acarreta o aumento do desgaste dos componentes, principalmente das rodas ferroviárias. Desta forma, novos materiais para aplicações em rodas ferroviárias têm sido desenvolvidos a fim de aumentar a resistência mecânica e reduzir o desgaste. A microestrutura bainítica tem sido estudada ao longo do tempo para aplicações em rodas ferroviárias e possui alta resistência mecânica e boa tenacidade. Os trabalhos realizados a fim de desenvolver esta microestrutura, buscam compará-la com a microestrutura perlítica por meio de ensaios de desgaste. Entretanto, a microestrutura perlítica e bainítica utilizadas em trabalhos já realizados foram obtidas a partir de aços com diferentes composições químicas. Assim, este trabalho objetivou realizar ensaios de desgaste disco-contra-disco com amostras de uma roda ferroviária classe D forjada (0,71C/0,84Mn/0,43Si/0,27Cr/0,20Mo/0,02Nb) com estrutura de martensita revenida, bainita e perlita, denominada de “mista”, com dureza de 411 HV. Com tratamentos isotermicos e utilizando amostras da referida roda foram produzidos discos de perlita pura (356 HV) e de bainita inferior (481 HV). Os discos com as 3 microestruturas foram submetidos ao ensaio de desgaste disco-contra-disco por 100 mil ciclos com uma pressão máxima de contato inicial de 3.100 MPa e escorregamento de 0,75%. A perda de massa da microestrutura bainítica foi, 46% menor que nas microestruturas perlítica e mista devido à sua maior dureza e à maior capacidade de absorver tensões de contato com menor volume, apresentando uma menor profundidade de camada deformada após o ensaio. A maior dureza da microestrutura mista em relação à perlítica não a beneficiou, visto que estas apresentaram a mesma perda de massa, indicando que somente a dureza não é o único parâmetro que define a resistência ao desgaste onde a FCR atua. As análises superficiais indicaram a presença de trincas características de FCR e evidenciaram o “*ratchetting*” como principal mecanismo de fadiga. Na frequência de excitação de 40 Hz, a qual capta as tensões mais próximas da superfície, verificou-se que para microestrutura bainítica houve um maior incremento do sinal de Ruído Magnético de Barkhausen após os ensaios de desgaste, indicando maior valor de tensão residual que nas outras microestruturas.

Palavras Chave: ensaio disco-contra-disco; desgaste; bainita; fadiga de contato; roda ferroviária.

ABSTRACT

The railway sector focused on cargo transportation has reduced the cost of operation over the years by increasing the cargo transported by wagon. However, the increment in the transported weight increases the wear of the components, mainly of the railway wheels. In this way, new materials for railway wheel applications have been developed in order to increase mechanical strength and reduce wear. The bainitic microstructure has been studied over time for railway wheel applications and has high mechanical strength and good toughness. The works carried out in order to develop this microstructure, seek to compare it with the pearlitic microstructure through wear tests. However, the pearlitic and bainitic microstructure used in these works were obtained from steels with different chemical compositions. Thus, this work aimed to carry out twin disc wear tests with samples from a forged class D railway wheel (0.71C/0.84Mn/0.43Si/0.27Cr/0.2Mo/0.02Nb) with tempered martensite, bainite and pearlite microstructure, called “mixed”, with a hardness of 411 HV. Using isothermal treatments and samples of the referred wheel, discs of pure pearlite (356 HV) and pure bainite (481 HV) were produced. Discs with 3 different microstructures were subjected to twin disc wear testing for 100,000 cycles with a maximum initial contact pressure of 3,100 MPa and a slip of 0.75%. The mass loss of the bainitic microstructure was 46% lower than the pearlitic and mixed, due to its greater hardness and also the greater capacity to absorb contact stress with less volume, presenting a lesser depth of the deformed layer after the test. The greater hardness of the mixed microstructure in relation to the pearlitic did not benefit it, since they presented the same loss of mass, indicating that the hardness is not the only parameter that defines the wear resistance where the FCR acts. The superficial analyses indicated the presence of cracks characteristic of FCR and showed “ratchetting” as the main fatigue mechanism. At the excitation frequency of 40 Hz, which captures the stresses closest to the surface, it was found that for bainitic microstructure there was a greater increase in the Barkhausen Magnetic Noise (RMB) signal after the wear tests, indicating a higher concentration of residual stress than in other microstructures.

Keywords: twin disc test; wear; bainite; pearlite; rolling contact fatigue; microalloyed steel.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 - Nomenclatura das partes de uma roda ferroviária: a) inteira (Villas Bôas, 2010); b) meio corte (Okagata, 2013).	31
Figura 2.2 - Processo de fabricação de rodas ferroviárias forjadas (Fonseca, 2015).	32
Figura 2.3 - Tamanho de grão austenítico de aços 0,8% C em função da temperatura de laminação: com adição de nióbio (8N) e sem adição de nióbio (8), (Mei, 1989).	36
Figura 2.4 – Efeito no campo austenítico do: a) molibdênio; b) cromo (Bain, 1939 apud Maalekian, 2007).	37
Figura 2.5 – Influencia da temperatura e da adição de Mo no limite de escoamento (adaptado de Uemori et al., 1994)	38
Figura 2.6 – Imagem em MEV da colônia de perlita crescendo a partir da cementita de contorno de grão, (Shiflet, 2001).	39
Figura 2.7 – Mecanismos de crescimento da perlita: a) Nucleação simpatética (Mehl, 1941); b) Nucleação por ramificação (Hillert, 1962). γ – austenita, α – ferrita, Fe_3C – cementita.	40
Figura 2.8 – Partículas da perlita divorciada (cor escura é a ferrita contendo as partículas de cementita) (Bhadeshia e Honeycombe, 2006).	41
Figura 2.9 – Microestrutura perlita degenerada via MEV, (Ordóñez Olivares, 2011). ..	41
Figura 2.10 – Diagrama esquemático ilustrando a formação da perlita degenerada, (Shanmugam et al., 2006).	42
Figura 2.11 – Mecanismo de formação da bainita superior e inferior, (adaptado de Takahashi, 2004).	43
Figura 2.12 – Micrografia da bainita superior obtida em aço médio carbono após tratamento isotérmico em 425 °C, (El-Din et al., 2017).	44
Figura 2.13 – Formação da bainita superior por nucleação de feixes (adaptado de Ławrynowicz e Barbacki, 2002).	45
Figura 2.14 – Bainita inferior obtida de um aço 0,5% C após tratamento isotérmico em 300 °C. a) Micrografia (MEV); b) Campo claro em microscopia de transmissão (MET) (Goulas et al., 2019).	46
Figura 2.15 – Dureza de aço carbono martensítico x temperatura com revenimento em 1 hora. Adaptado de (Speich e Leslie, 1972 apud Bhadeshia e Honeycombe, 2006).	47

Figura 2.16 – Martensita revenida. a) aço (0,15-0,21C/0,50-0,90Mn/1,50-1,80Cr/0,25-0,35Mo/1,40-1,70Ni) revenido a 180 °C (YANG et al., 2019). b) aço (0,55C/0,92Mn/1,05Cr/0,19Mo/0,11V) revenido a 450 °C (Matjeke et al., 2018).....	48
Figura 2.17 – Superfície do trilho após os testes. DOBAIN430 trilho de aço bainítico. R350HT trilho de aço perlítico com boleto tratado, (Girsch e Heyder, 2006).....	52
Figura 2.18 – Desenho esquemático do tribossistema roda-trilho-sapata (Alves, 2000).	54
Figura 2.19 – a) Área de contato para superfícies esféricas; b) distribuição de tensão aplicada sobre a área elíptica (Eschman; Hasbargen; Weigand, 1985).....	55
Figura 2.20 – Contato de asperezas de duas superfícies (Pu et al., 2016).	57
Figura 2.21 – Diferentes formas de resposta ao carregamento cíclico a) elástico; b) <i>Shakedown</i> elástico; c) <i>Shakedown</i> plástico e d) <i>ratchetting</i> (Vermaak et al., 2017).	58
Figura 2.22 – Diagrama de <i>Shakedown</i> e previsão de FCR para três diferentes materiais de trilhos (P_o – pressão máxima de contato; K_y – Tensão limite de cisalhamento do material) (adaptado de Ranjha, 2013).	60
Figura 2.23 – a) Trinca iniciada na superfície e propaga-se na subsuperfície (Zeng et al., 2016); b) Dano superficial em roda ferroviária em função de trincas subsuperficiais (Ekberg, 2009); c) Representação esquemática do crescimento de trincas de fadiga iniciadas na superfície em rodas (adaptado de Ekberg e Kabo 2005).....	61
Figura 2.24 – Representação da tensão de cisalhamento em função da distância das superfícies de contato nos casos de cisalhamento puro, deslizamento puro e a combinação de ambos (Bhushan, 2013).	62
Figura 2.25 - Distribuição da zona de contato em relação a taxa de deslizamento (adaptado de WANG et al., 2016).	63
Figura 2.26 - Ângulos de formação e propagação de trincas superficiais em função do deslizamento. a) 0,5%; b) 1,5%; c) 12%; d) 18%, (Zhu et al., 2018).....	64
Figura 2.27 – Microestrutura de um aço perlítico de roda ferroviária após ensaio de desgaste com escorregamento, em que observa-se a deformação da camada abaixo da pista de rolamento (Ma et al., 2016)	65
Figura 2.28 – Três principais modos básicos de propagação de trincas (adaptada de Tesfay e Thakur, 2017).	66
Figura 2.29 – Desenho esquemático dos domínios magnéticos em um grão de material ferromagnético (Grijalba, 2010).	67

Figura 2.30 – Efeito do processo de magnetização no comportamento dos domínios magnéticos (Grijalba, 2010).	67
Figura 3.1 – Fluxograma para etapas de caracterização do material como recebido.....	69
Figura 3.2 - Fluxograma para etapas de tratamento térmico e análises pré e pós ensaio de desgaste disco-contra-disco.	70
Figura 3.3 – Montagem do CP no dilatômetro 805 A/D: a) corpo de prova b) CP montado no interior da bobina de indução na câmara do dilatômetro (FONSECA, 2015).....	71
Figura 3.4 - Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs de dilatométrica para ensaios no simulador termomecânico <i>Gleeble</i> (Fonseca, 2015).	71
Figura 3.5 – Simulador termomecânico <i>Gleeble</i> do LNNano: a) Equipamento (https://lnnano.cnpem.br/laboratories/cpm/facilities/gleeble/); b) corpo de prova; c) CP montado no interior da câmara do dilatômetro (Fonseca, 2015).	72
Figura 3.6 – Tratamento térmico utilizado no ensaio de dilatométrica para a construção da curva de transformação isotérmica do aço 7NbMo.	73
Figura 3.7– Rota de tratamento térmico utilizado no ensaio de dilatométrica para construção da curva de resfriamento contínuo do aço 7NbMo.	73
Figura 3.8 – Curva de variação do comprimento ΔL e da derivada (temperatura/comprimento) em função do tempo para o aço 7NbMo na temperatura de 550 °C.	74
Figura 3.9 – a) Curva de dilatométrica típica para o aço 7NbMo. No aquecimento (CA): A_{C1} – transformação $\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma$; A_{C3} – transformação $\alpha \rightarrow \gamma$. No resfriamento (CR): A_{R3} – transformação $\gamma \rightarrow \alpha$; A_{R1} – fim da transformação $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$. b) Ampliação da parte final do resfriamento indicado pelo círculo pontilhado evidenciando o auxílio da curva derivada da temperatura por dilatométrica para identificação dos pontos de transformação.	75
Figura 3.10 - Desenho esquemático indicando a região de retirada dos CPs para análise microestrutural e perfil de dureza de acordo com norma da AAR (Fonseca, 2015).	76
Figura 3.11 - Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs para ensaio de tração em temperatura ambiente conforme a norma AAR M-107, 2011 (Fonseca, 2015)..	78
Figura 3.12 – Dimensões em milímetros dos corpos de provas utilizados no ensaio de tração a temperatura ambiente conforme a norma ASTM A370-12.	79
Figura 3.13 – Dimensões em milímetros dos corpos de prova utilizados no ensaio de tenacidade à fratura (ASTM E399-12).	80

Figura 3.14 - Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs para ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente de acordo com a norma AAR M-107, 2011 (Fonseca, 2015).	80
Figura 3.15 – Rota de tratamento térmico realizado para os discos.....	81
Figura 3.16 – Representação da posição dos discos retirados na roda.....	82
Figura 3.17 – Desenho esquemático da máquina de desgaste por rolamento com deslizamento tipo disco-contra-disco do Laboratório de Tribologia da FEM/UNICAMP. 1) Motor de atuação do disco; 2) Motor de atuação do disco; 3) Servo motor que aplica a carga desejada; 4) Região de contato dos discos. (AMORIM, 2018).	83
Figura 3.18 – Dimensão em milímetros do disco inferior e superior utilizado no ensaio de desgaste disco-contra-disco.	84
Figura 3.19 – Disco de desgaste: a) região de análise da rugosidade superficial, perfilometria, MO e MEV, b) medidas de dureza circunferencial na face do disco e c) corte radial para medidas de dureza e trincas, transversal para análise de trincas e camada deformada.	85
Figura 3.20 - Diagrama esquemático do sistema de medição de RMB.	87
Figura 4.1 – Micrografia do tamanho de grão austenítico do aço 7NbMo. Ataque: Picral + Cloreto Férrico.	89
Figura 4.2 – (continuação) Microestruturas do aço 7NbMo a partir da pista de rolamento em direção ao centro da roda nas distâncias de 0; 3; 6; 9; 15 e 21 milímetros. F= Ferrita, P = Perlita, Bs = Bainita superior. MEV. Nital 2%.	91
Figura 4.3 - Perfil de dureza a partir da pista de rolamento do aço 7NbMo.....	92
Figura 4.4 – Martensita revenida obtida via tratamento térmico controlado no simulador termomecânico <i>Gleeble</i> . Resfriamento a 20 °C/s e revenimento a 500 °C. MEV. Nital 2%...92	92
Figura 4.5 – Martensita revenida obtida de aço (0,55C/0,92Mn/1,05Cr/0,19Mo/0,11V) a partir de temperatura de revenimento de 450 °C e 470 °C por 2 horas. (Matjeke et al., 2018).	93
Figura 4.6 – Difrátogramas de raios X do aço 7NbMo em diferentes profundidades a partir da pista de rolamento.	94
Figura 4.7 – Comparativo dos resultados obtidos via ensaio de tração do aço 7NbMo com aços microligados de trabalhos presentes na literatura. LR – Limite de resistência; LE – limite de escoamento; AL – alongamento; RA – redução de área. Composição química: CMW =	

0,75C/0,79Mn/0,32Si/0,25Cr/0,13Mo/0,009Nb e **7V**= 0,68C/0,88Mn/0,55Si//0,13V. **Nb2** = 0,72C/0,78Mn/0,31Si/0,38Cr/0,20Mo/0,02Nb..... 96

Figura 4.8 – Comparativo do valor de tenacidade à fratura obtido e de outros trabalhos com rodas ferroviárias forjadas presentes na literatura. 7C e CW são rodas não microligadas, 7V e CMW são rodas microligadas (Fonseca, 2015) e (Oliveira, 2013). Composição química: **CMW** = 0,75C/0,79Mn/0,32Si/0,25Cr/0,13Mo/0,009Nb e **7V**= 0,68C/0,88Mn/0,55Si//0,13V. 96

Figura 4.9 – Temperaturas de transformação austenítica A_{C1} e A_{C3} obtida via curva de aquecimento para as diferentes taxas de tratamento. A_s/A_{C1} – Início da transformação austenítica, A_f/A_{C3} – Final da transformação austenítica. 97

Figura 4.10 – (continuação) Curvas de dilatométrica e derivada (temperatura/ variação do comprimento) do aço 7NbMo com as respectivas taxas de resfriamento contínuo. M_i – início da martensita, B_i – início da bainita, P_i – início da perlita e F_i – início da ferrita. 101

Figura 4.11 - Micrografias para taxas de resfriamento 0,1, 0,4, 0,5 e 0,7 °C/s para o aço 7NbMo. F= Ferrita, P = Perlita, Bs = Bainita superior, MA = Martensita com austenita. MEV. Nital 2%. 102

Figura 4.12 – Difração de raios X para taxa de resfriamento de 0,4; 0,5; 0,7; 1; 3; 5; 10 e 20 °C/s. α – Ferrita; γ – Austenita. 103

Figura 4.13 - Micrografias para taxas de resfriamento 1; 3; 5; 10; 20 e 50 °C/s para o aço 7NbMo. P = Perlita, MA = Martensita com austenita. B = Bainita. MEV. Nital 2%. 104

Figura 4.14 – Microdureza do aço 7NbMo em diferentes taxas de resfriamento. Legenda: 105

Figura 4.15 – Curva CCT do aço 7NbMo indicando as regiões de transição dos microconstituintes e os valores de dureza F= Ferrita, P = Perlita, B = Bainita, 107

Figura 4.16 – Curvas CCT dos aços 7C (Fonseca, 2015) em azul e 7NbMo em preto. 108

Figura 4.17 – (continuação) Curvas de dilatométrica e derivada (temperatura/ variação do comprimento) ITT do aço 7NbMo com as respectivas transformações isotérmicas. 110

Figura 4.18 – Microestruturas do aço 7NbMo obtidas nos patamares isotérmicos de 200 e 250 °C. B_i = bainita inferior; M_R = martensita revenida; MA = martensita com austenita. MEV. Nital 2%. 111

Figura 4.19 – Difração de raios-X para patamares isotérmicos de 200 e 250 °C do aço 7NbMo. α – ferrita/martensita; γ – austenita. 111

Figura 4.20 - Microestruturas do aço 7NbMo obtidas em 300 e 450°C. Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior.	112
Figura 4.21 – (a) microestrutura do aço 7NbMo obtida isotermicamente a 500 °C. P = Perlita; B = Bainita.	113
Figura 4.22 – Microestruturas do aço 7NbMo obtidas nas temperaturas isotérmicas de 600 a 700°C. F = Ferrita; P = Perlita; Pd = Perlita degenerada; MA = Martensita com austenita.	114
Figura 4.23 – Recíproco do espaçamento interlamelar 7NbMo x literatura: Chattopadhyay, S.; Sellars, 1982; Mei, 1983; Pellissier et al., 1941.....	114
Figura 4.24 – Microdureza do aço 7NbMo obtida em transformações isotérmicas. P = Perlita; F = Ferrita; B = Bainita; Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior; MA = Martensita com austenita, MR = Martensita revenida.....	117
Figura 4.25 - Curva ITT obtida para o aço 7NbMo. Ai = Início da formação de austenita;	117
Figura 4.26 - Curva ITT obtida na literatura para aço 1,0C+0,29Mn+0,05Mo. A = Austenita; C= Carboneto; M = Martensita; B = Bainita; P = Perlita. (adaptado de Zajac et al., 2005).....	118
Figura 4.27 - Curvas ITT dos aços 7C (Rezende et al, 2020) e 7NbMo. Ai = Início da formação de austenita; Mi = Início da formação de martensita.	119
Figura 4.28 – Diagrama esquemática do tratamento térmico para obtenção de bainita nos discos de ensaio de desgaste do aço 7NbMo.....	120
Figura 4.29 – Curva de resfriamento medida por termopares inseridos nos discos para ensaio de desgaste.....	120
Figura 4.30 – Microestrutura do aço 7NbMo: a) disco tratado na temperatura isotérmica de 350 °C; b) amostra obtida por dilatométrica isotérmica a 350 °C. MEV. Nital 2%.	121
Figura 4.31 – Difração de raios X do disco após tratamento térmico em 350 °C. α – ferrita.	121
Figura 4.32 – Microscopia eletrônica de varredura em alta resolução. (a) Aço 7NbMo após tratamento isotérmico a 350 °C. (b) Aço médio carbono após tratamento isotérmico a 450 °C adaptado de (Chattopadhyay et al., 2012).	122
Figura 4.33 - Microestrutura do aço 7NbMo: (a) disco tratado isotermicamente a de 600 °C; (b) dilatométrica a 600 °C. MEV. Nital 2%.....	123

Figura 4.34 – Propriedades mecânicas das microestruturas estudadas neste trabalho. LR – Limite de resistência a tração; LE – limite de escoamento; Al – alongamento; RA – redução de área.....	124
Figura 4.35 – Perda de massa acumulada após 100.000 ciclos e dureza Vickers média dos discos antes dos ensaios (escala em cinza).....	126
Figura 4.36 – Evolução da perda de massa ao longo do ensaio de desgaste. $k = x1000$	128
Figura 4.37 – Análise de perda de massa do corpo (disco superior) e contra corpo (disco inferior) após 100.000 ciclos.	128
Figura 4.38 – Pista de rolamento do disco com microestrutura mista após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO.....	129
Figura 4.39 – Pista de rolamento do disco de microestrutura bainítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO.....	129
Figura 4.40 – Pista de rolamento do disco de microestrutura perlítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO.....	129
Figura 4.41 – Imagem MO de superfície de disco de trilho Grade 260, ensaio a seco, 25.000 ciclos, 400 rpm, 1.500 MPa e 20 % deslizamento (Hardwick et al., 2014).	130
Figura 4.42 – Pista de rolamento do disco com microestrutura mista após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	131
Figura 4.43 – Pista de rolamento do disco de microestrutura bainítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	131
Figura 4.44 – Pista de rolamento do disco de microestrutura perlítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	132
Figura 4.45 – Imagem de superfície de disco de roda, ensaio a seco, 120.000 ciclos, 200 rpm, 800 MPa e 5,4 % deslizamento (Zeng et al., 2016).	132
Figura 4.46 – Imagem da superfície da pista de rolamento do disco com microestrutura mista obtida no perfilômetro óptico. a) 0 ciclos; b) 100.000 ciclos. Seta azul indica direção do rolamento.	133
Figura 4.47 – Imagem da superfície da pista de rolamento do disco de microestrutura bainítica obtida no perfilômetro óptico. a) 0 ciclos; b) 100.000 ciclos. Seta azul indica direção do rolamento.	134

Figura 4.48 – Imagem da superfície da pista de rolamento do disco de microestrutura perlítica obtida no perfilômetro óptico. a) 0 ciclos; b) 100.000 ciclos. Seta azul indica direção do rolamento.	134
Figura 4.49 – Rugosidade antes e após o ensaio de desgaste com 100.000 ciclos.	135
Figura 4.50 – Corte transversal do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	136
Figura 4.51 – Profundidade das trincas observadas em corte transversal do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	137
Figura 4.52 – Corte transversal do disco de microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	138
Figura 4.53 – Profundidade das trincas observadas em corte transversal do disco de microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	138
Figura 4.54 – Profundidade das trincas observadas em corte transversal do disco de microestrutura perlítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	139
Figura 4.55 – Corte radial do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	141
Figura 4.56 – Esquema de formação das placas de debris proposto por Cvetkovski (Cvetkovski et al., 2014).	141
Figura 4.57 – Corte radial do disco de microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	142
Figura 4.58 – Corte radial do disco de microestrutura perlítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.	142
Figura 4.59 – Corte transversal do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO. Nital 2%.	143
Figura 4.60 – Estrutura deformada abaixo da superfície de contato (Halama et al., 2011).	144
Figura 4.61 – Corte transversal do disco com microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO. Nital 2%.	145

Figura 4.62 – Corte transversal do disco de microestrutura perlítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO. Nital 2%.	146
Figura 4.63 – Perfil de dureza da seção radial dos discos analisados após ensaio de desgaste com 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.	147
Figura 4.64 – Microestrutura dos discos analisados após ensaio de desgaste com 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV. Nital 2%. Microestrutura: a) mista; b) bainítica; c) perlítica.	148
Figura 4.65 – Medida de tensão residual por RMB dos discos com microestrutura mista antes e após o ensaio por 100.000 ciclos. Frequência de excitação: a) 10 Hz; b) 40 Hz.	149
Figura 4.66 – Medida de tensão residual por RMB dos discos com microestrutura bainítica antes e após ensaio por 100.000 ciclos. Frequência de excitação: a) 10 Hz; b) 40 Hz.	149
Figura 4.67 – Medida de tensão residual por RMB dos discos com microestrutura perlítica antes e após ensaio por 100.000 ciclos. Frequência de excitação: a) 10 Hz; b) 40 Hz.	150
Figura 4.68 – Resumo dos dados nas análises realizadas antes e após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.....	153
Figura 4.69 – Diagrama de <i>shakedown</i> para os ensaios de desgaste disco-contra-disco. P – Perlita; M – Mista; B – Bainita; P _o – pressão máxima de contato; Y – limite de escoamento. Adaptado de (adaptado de Ranjha, 2013).....	155

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Classes de rodas ferroviárias e suas aplicações (AAR, 2011).	33
Tabela 2.2 – Propriedades de aços fabricados de acordo norma AAR-107 e aços modificados (AAR M-107, 2011; Constable, Boelen e Pereloma, 2004)	35
Tabela 3.1 - Composição química do aço microligado utilizado (% massa).....	69
Tabela 3.2 – Parâmetros utilizados no ensaio de desgaste disco-contra-disco.	83
Tabela 4.1 – Diâmetro médio do grão austenítico ($DGA_{médio}$) para o aço 7NbMo utilizado neste trabalho e para um aço semelhante não microligado (0,68C/0,83Mn/0,34Si/0,015Mo) denominado de 7C.....	89
Tabela 4.2 – Picos de difração de raios X para ferrita e martensita utilizando tubo de cobalto (Kohlhaas, Duenner e Schmitz-Pranghe, 1967; Takahashi, Bassett e Hokwang, 1968).	94
Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas aço 7NbMo obtidas à temperatura ambiente nos ensaios de tração e de tenacidade à fratura.....	95
Tabela 4.4 – Comparativo da temperatura de austenitização A_{C1} e A_{C3} : experimental x empírico.....	98
Tabela 4.5 – Temperaturas iniciais de formação de martensita: experimental x teórico.	99
Tabela 4.6 – Dureza as amostras do aço 7NbMo obtidas nas diferentes taxas de resfriamento.....	105
Tabela 4.7 – Dados da literatura de dureza da ferrita, perlita, bainita e martensita em aços carbono com e sem adição de molibdênio e nióbio.....	106
Tabela 4.8 - Dados da literatura de dureza para diferentes temperaturas de patamar isotérmico. P = Perlita; Pd = Perlita degenerada; F = Ferrita; Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior;	115
Tabela 4.9 – Dureza Vickers das amostras do aço 7NbMo obtidas nas temperaturas isotérmicas após ensaio de dilatométrica. P = Perlita; Pd = Perlita degenerada; F = Ferrita; Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior; MA = Martensita com austenita, MR = Martensita revenida.	116
Tabela 4.10 – Propriedades mecânicas do aço com distintas microestruturas.....	123
Tabela 4.11 – Propriedades mecânicas obtidas neste trabalho (7NbMo – Bainita) e resultados da literatura sobre aços bainíticos.	124

Tabela 4.12 – Propriedades mecânicas obtidas neste trabalho (7NbMo – Perlita) e resultados da literatura sobre aços perlíticos microligados.	125
Tabela 4.13 - Perda de massa da microestrutura bainita e perlita em aços com diferentes teores de carbono.....	127
Tabela 4.14 – Resumo dos resultados encontrados nas análises superficiais e subsuperficiais em corte transversal.	140
Tabela 4.15 – Relação entre as medidas de dureza antes e após o ensaio de desgaste com 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.....	147
Tabela 4.16 – Amplitude do RMB após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %. 151	
Tabela 4.17 – Resumo dos dados nas análises realizadas antes e após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.....	152
Tabela 4.18 – Resumo dos dados de trincas observadas após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.....	153
Tabela 4.19 – Propriedades utilizadas para o diagrama de <i>shakedown</i>	154

Lista de Abreviaturas e Siglas

AAR – American Association of Railroads
TTT – Time Temperature Transformation
ITT – Isothermal Temperature Transformation
CCT – Continuous Cooling Transformation
HB – Dureza Brinel
HV – Dureza Vickers
HRC – Dureza Rockwell
 K_{IC} – Tenacidade à Fratura K1
FCR – Fadiga de Contato por Rolamento
MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura
MO – Microscopia Óptica
EBSD – Electron Backscatter Diffraction
EDS - Espectroscopia de raios X por dispersão em energia
DRX – Difração de Raios X
RMB – Ruído Magnético de Barkhausen
LE – Limite de escoamento
LR – Limite de Resistência
AL – Alongamento
 P_o – Pressão Máxima de Contato
MPa – Mega Pascal
Fn – Força Normal
N – Newton
J – Joule
m – Metros
mm – milímetros
 μm – micrometro
Å - Ångström
ton – Toneladas
Hz – Hertz
dB – Decibéis

Fe_3C – Cementita

α – Ferrita

γ – Austenita

ε – Carboneto Épsilon

S_o – Espaçamento Interlamelar

CFC – Cúbico de Face Centrado

CCC – Cúbico de Corpo Centrado

AC1/As – Início da Transformação Austenítica

AC3/Af – Final da Transformação Austenítica

ΔL – Variação do Comprimento

UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas

FEM – Faculdade de Engenharia Mecânica

DEMM – Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais

CNPEM – Centro Nacional de Pesquisas em Energia e Materiais

LNnano - Laboratório Nacional de Nanotecnologia

CPM – Laboratório de Processamento e Caracterização de Metais

USP – Universidade de São Paulo

Sumário

1.	INTRODUÇÃO	27
1.1	Objetivo geral.....	29
1.2	Metas	29
2.	REVISÃO DA LITERATURA.....	31
2.1	Rodas ferroviárias	31
2.2	Aços microligados	33
2.2.1	<i>Efeito da adição de nióbio nos aços microligados</i>	<i>35</i>
2.2.2	<i>Efeito da adição de molibdênio e cromo nos aços microligados</i>	<i>37</i>
2.3	Características da microestrutura perlítica.....	39
2.4	Características da microestrutura bainítica	43
2.4.1	<i>Bainita superior</i>	<i>44</i>
2.4.2	<i>Bainita inferior</i>	<i>45</i>
2.5	Características da martensita revenida.....	46
2.6	Microestruturas das rodas ferroviárias.....	49
2.6.1	<i>Desenvolvimento e aplicação da bainita no setor ferroviário</i>	<i>49</i>
2.7	Tribossistema roda-trilho	53
2.7.1	<i>Teoria do contato.....</i>	<i>54</i>
2.7.2	<i>Desgaste e fadiga de contato</i>	<i>56</i>
2.7.2.1	<i>Mecanismo de desgaste por adesão</i>	<i>56</i>
2.7.2.2	<i>Mecanismo de fadiga</i>	<i>57</i>
2.8	Ruído Magnético de Barkhausen	66
3.	METODOLOGIA	69
3.1	Aços utilizados.....	69
3.2	Ensaio realizados.....	69

3.2.1	<i>Dilatometria</i>	70
3.2.2	<i>Análise microestrutural</i>	76
3.2.3	<i>Espaçamento interlamelar da perlita</i>	76
3.2.4	<i>Dureza</i>	77
3.2.5	<i>Tamanho de grão austenítico</i>	77
3.2.6	<i>Ensaio de tração</i>	78
3.2.7	<i>Ensaio de tenacidade à fratura</i>	79
3.3	<i>Tratamento térmico dos discos</i>	80
3.4	<i>Ensaio de desgaste disco-contra-disco</i>	81
3.4.1	<i>Caracterização dos discos para ensaio de desgaste</i>	84
3.4.2	<i>Medidas de massa</i>	85
3.4.3	<i>Análises de rugosidade</i>	85
3.4.4	<i>Perfilometria óptica</i>	86
3.4.5	<i>Análises de microdureza</i>	86
3.4.6	<i>Tensão residual ruído magnético de Barkhausen</i>	86
3.4.7	<i>Análises superficiais e subsuperficiais</i>	87
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	89
4.1	<i>Caracterização mecânica e microestrutural da roda como recebida</i>	89
4.1.1	<i>Tamanho do grão austenítico</i>	89
4.1.2	<i>Microestrutura e dureza abaixo da pista de rolamento</i>	90
4.1.3	<i>Austenita retida via difração de raios X</i>	94
4.1.4	<i>Ensaio mecânicos</i>	95
4.2	<i>Análise das curvas de dilatométrica do aço 7NbMo</i>	97
4.2.1	<i>Curva de dilatométrica em resfriamento contínuo</i>	97
4.2.2	<i>Curva de dilatométrica em temperatura isotérmica</i>	108
4.3	<i>Tratamento térmico para obtenção da microestrutura bainítica e perlítica</i> ...	119
4.4	<i>Ensaio de desgaste disco-contra-disco</i>	125

4.4.1	<i>Análise de desgaste via perda de massa</i>	125
4.4.2	<i>Análise superficial dos discos</i>	129
4.4.3	<i>Análise subsuperficial dos discos</i>	135
4.4.3.1	<i>Análise das trincas subsuperficiais em corte transversal</i>	135
4.4.3.2	<i>Análise das trincas subsuperficiais em corte radial</i>	140
4.4.3.3	<i>Análise em corte transversal da camada subsuperficial deformada</i>	143
4.4.4	<i>Análise da tensão residual por Ruído Magnético de Barkhausen (RMB)</i>	148
4.4.5	<i>Correlação e discussão dos resultados após ensaios</i>	151
4.4.6	<i>Diagrama de Shakedown</i>	154
5.	CONCLUSÕES.....	156
	Sugestões para trabalhos futuros	158
	Contribuições tecnológicas	159
	Publicações.....	160
	Referências Bibliográficas	162

1. INTRODUÇÃO

Os custos com manutenção têm atualmente consumido grandes recursos das empresas, principalmente em áreas em que há contato entre superfícies de componentes. Dentro deste campo, setores como ferroviários, automobilístico, de máquinas em geral buscam constantemente utilizar materiais que apresentem maior resistência ao desgaste e à fadiga de contato. Peças como rolamentos, rodas e trilhos, dentre outros são submetidas constantemente a cargas de contato altas e cíclicas que deterioram suas superfícies, (Solano-Alvarez, Pickering e Bhadeshia, 2014).

A deterioração da superfície dos materiais em função das cargas de contatos cada vez maiores tem instigado e demandado o desenvolvimento de novos materiais que apresentem maior resistência ao desgaste e à fadiga.

Considerando o setor ferroviário, rodas e trilhos estão na linha crítica de operação e, materiais que proporcionem redução do desgaste destes itens são de suma importância. Ao longo dos anos, os aços utilizados nesses componentes têm passado por diversas modificações, tanto em composição química, como em tratamentos térmicos que aumentem sua resistência mecânica, módulo de elasticidade e resistência ao desgaste (Sharma, Sangal e Mondal, 2015; Zeng et al., 2016).

Atualmente os microconstituintes predominantes nas rodas ferroviárias são ferrita e perlita, porém em rodas para o transporte de carga temos majoritariamente a presença de perlita com alguns grãos de ferrita, pois o teor de carbono típico desses aços está em torno de 0,7% C, o que o torna praticamente um aço eutetóide (AAR M-107, 2011; Li, Guo e Zhao, 2019). Os microconstituintes citados (ferrita, perlita e cementita) ocorrem a partir do campo austenítico quando o material é submetido a um resfriamento lento, porém quando o resfriamento é rápido outros constituintes metaestáveis podem aparecer, tais como a bainita e a martensita.

Além da perlita, também podemos encontrar vestígios dos microconstituintes martensítico e/ou bainítico, pois na etapa final do processo de fabricação, é realizada a têmpera superficial em água para impor tensões compressivas no componente. Essas tensões compressivas são importantes pois evitam a propagação das trincas térmicas devido à frenagem e também as trincas por fadiga (Santos *et al.*, 2004; Seo *et al.*, 2009). Para acompanhar a formação desses constituintes, utilizam-se curvas TTT (Temperatura, Tempo e Transformação), as quais podem prever as temperaturas e tempos para a formação de cada microconstituente (Silva e Mei, 2010).

As microestruturas perlíticas têm sido amplamente utilizadas em rodas e trilhos ferroviários ao longo dos anos e, desde o início de sua utilização sofreram poucas modificações em sua microestrutura (GODEFROID et al., 2019). Pesquisas recentes têm buscado reduzir o espaçamento interlamelar e o tamanho das colônias perlíticas por meio de microadição de elementos de liga formadores de carbonetos como nióbio, vanádio e molibdênio e combinação de rotas de tratamentos térmicos e termomecânicos (Chattopadhyay et al., 2012).

Entretanto, de acordo com Zapata, Jaramillo, Toro (2011) e Feng et al. (2014), o aumento da resistência mecânica a partir de microestruturas perlíticas vem alcançando seu limite, o que torna necessário a busca por microestruturas alternativas para aplicação em rodas e trilhos. Ao longo dos anos, a utilização de estrutura bainítica no setor ferroviário tem expandido, e os primeiros estudos relevantes desta aplicação aconteceram por volta de 1980. Nos primeiros estudos, verificou-se que os aços bainíticos possuíam desempenho inferior aos perlíticos, porém possuíam características que os tornavam promissores (Jin e Clayton, 1997). Desta forma, há alguns anos tem-se buscado o desenvolvimento de aços com microestrutura bainítica para rodas e trilhos (com maior enfoque para trilhos) que apresentem maiores valores de resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste do que aqueles com microestrutura perlítica (Clayton et al., 1987; Girsch e Heyder, 2006; Solano-Alvarez, Pickering e Bhadeshia, 2014; Li, Huang e Huang, 2019; Liu et al., 2019).

No setor ferroviário os aços bainíticos desenvolvidos apresentam as morfologias de bainita inferior e superior, e possuem altos valores de resistência mecânica (Aglan et al., 2004) e no geral tem alta resistência ao desgaste. Entretanto, não há relato de trabalhos que realizaram ensaio de desgaste disco-contra-disco visando avaliar exclusivamente o efeito das microestruturas perlítica e bainítica obtidas de um mesmo aço.

Os aços para trilhos desenvolvidos com estrutura bainítica geralmente não apresentam uma morfologia de bainita superior ou inferior bem definida. Diversos estudos têm sido realizados com aços de baixo percentual de carbono, com adição de elementos de liga como cromo e molibdênio e com aços de médio percentual de carbono. Em ambos os aços as propriedades mecânicas são superiores às apresentadas por estruturas perlíticas (Gui et al., 2016; Hajizad et al., 2019; Schade et al., 2016).

Os ensaios de desgaste comumente aplicados no sistema tribológico roda-trilho ferroviário são disco-contra-disco e pino-contra-disco, que simulam os contatos em trajeto retilíneo ou inscrição em curva, respectivamente. As condições de contato do friso da roda com a face de bitola do trilho, que é curva, são severas, ocorrendo pressões de contato e deslizamento

mais altos do que no contato da pista de rolamento da roda com o topo de boleto do trilho, que é reto (Lewis *et al.*, 2014; Olofsson *et al.*, 2013). No geral, o ensaio disco-contra-disco oferece a melhor correlação com o contato real e, tem sido usado extensivamente para testar a resistência à fadiga e ao desgaste de rodas e trilhos (Gallardo-Hernandez e Lewis, 2008).

As pesquisas para o uso de aços microligados em rodas ferroviárias na Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp iniciaram-se em 2008, através de um convênio com a empresa MWL Brasil, Rodas e Eixos Ltda., situada em Caçapava-SP, fabricante de rodas ferroviárias de diferentes classes segundo a norma AAR (*American Association Railroads*). Os resultados foram apresentados em três dissertações de mestrado (Cunha, 2009; Villas Boas, 2010; Finamor, 2015) e duas teses de doutorado (Cunha, 2013; Fonseca, 2015). Um segundo convênio de pesquisa financiado pela MWL e Fapesp (2013 a 2016), que contou com a colaboração do LFS (Laboratório de Fenômenos de Superfície da Escola Politécnica da USP), coordenado pelo Prof. Amilton Sinatora, possibilitou a construção de duas máquinas de desgaste disco-contra-disco, dando origem ao atual Laboratório de Tribologia da Unicamp (LTU). Os primeiros resultados dos ensaios tribológicos foram obtidos em rodas fabricadas com aço microligado ao vanádio e apresentados numa dissertação de mestrado (Amorim, 2018).

Em 2017 foi iniciado um convênio com o Instituto Tecnológico da Vale (ITV) dentro do projeto “Cátedra Roda-Trilho”, ainda em execução, para o estudo da influência da microestrutura (perlítica/bainítica) na fadiga de contato por rolamento com deslizamento de rodas ferroviárias com e sem o uso de aplicação de lubrificantes e modificadores de atrito. Esta tese faz parte destes estudos, visando a caracterização de uma nova roda ferroviária microligada classe D e a comparação das propriedades tribológicas desta, com uma microestrutura completamente bainítica e outra, completamente perlítica.

1.1 Objetivo geral

Avaliar o comportamento das microestruturas perlítica e bainítica, obtidas de uma mesma roda ferroviária classe D, em ensaio de desgaste disco-contra-disco e avaliar os defeitos ocorridos após o ensaio.

1.2 Metas

A fim de se atingir o objetivo geral, algumas metas precisam ser atendidas:

- a) Levantar as curvas de resfriamento contínuo e tratamento isotérmico do aço utilizado (microligado classe D com adição de molibdênio) a fim de se avaliar as diferentes microestruturas presentes.
- b) Levantar as características mecânicas e microestruturais do aço na condição “como recebido” (ou seja, retirado da roda ferroviária e não submetido a nenhum tratamento térmico), por meio de ensaio de tração à frio, tenacidade à fratura K_{1C} , microestrutura da pista de rolamento e tamanho de grão austenítico.
- c) Realizar o tratamento térmico isotérmico dos discos para obtenção da microestrutura perlítica e bainítica.
- d) Realizar ensaio de desgaste disco-contra-disco das microestruturas “como recebida”, perlítica e bainítica.
- e) 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 Rodas ferroviárias

Ao longo dos anos, as empresas que atuam no transporte ferroviário têm buscado aumentar a quantidade de carga transportada por eixo do vagão para reduzir o custo e aumentar sua competitividade no mercado (Chaves, 2017). Entretanto, este efeito demanda investimentos na melhoria dos componentes ferroviários (sistema roda-trilho ou roda-trilho-sapata de freio) a fim que suportem os efeitos negativos inerentes ao incremento do peso (Villas Bôas, 2010).

Dentro dos componentes ferroviários citados, as rodas são um dos maiores custos de manutenção do sistema rodante, pois sofrem grande desgaste devido ao aumento do volume da carga transportada por eixo. Desta forma, o desenvolvimento de novas rodas ferroviárias com maior resistência ao desgaste permite incremento na segurança do transporte, bem como na redução dos custos (Villas Bôas, 2010).

A Figura 2.1 apresenta, esquematicamente, a roda ferroviária e suas nomenclaturas a fim de facilitar a compreensão do tema.

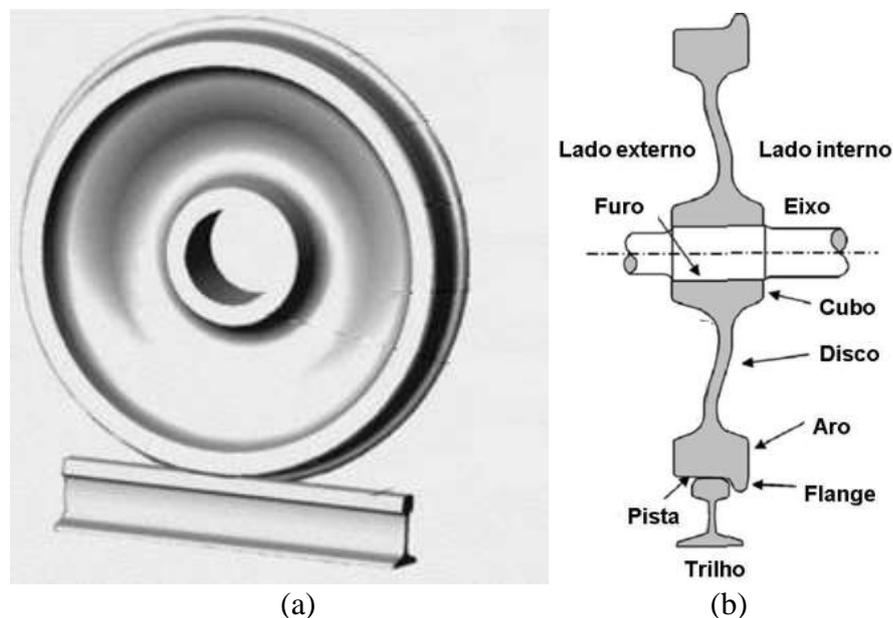


Figura 2.1 - Nomenclatura das partes de uma roda ferroviária: a) inteira (Villas Bôas, 2010); b) meio corte (Okagata, 2013).

As rodas ferroviárias são fabricadas por forjamento ou fundição. As rodas ferroviárias forjadas, objeto deste trabalho, passam por uma série de processamentos térmicos e termomecânicos descritos na Figura 2.2

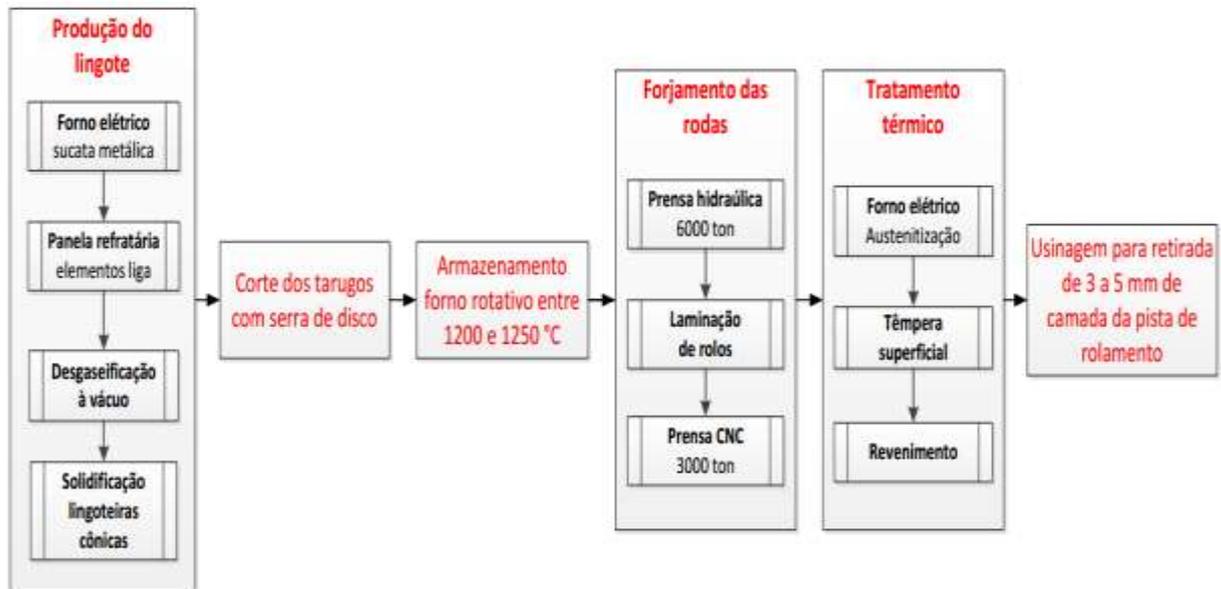


Figura 2.2 - Processo de fabricação de rodas ferroviárias forjadas (Fonseca, 2015).

Após o forjamento as rodas são austenitizadas a 830 °C por 4h30 min, com posterior têmpera superficial com água na pista de rolamento por cerca 8 minutos. Após a têmpera a roda é resfriada lentamente e, na sequência, revenida a 500 °C por 3h40 min. Finalizado o tratamento térmico, as rodas são encaminhadas ao processo de usinagem do furo central e para remoção da camada de martensita formada na pista de rolamento. O processo de têmpera citado visa criar tensões de compressão na roda, bem como possibilitar a formação de uma camada de perlita fina abaixo da camada de martensita (Fonseca, 2015; Villas Bôas, 2010).

As empresas brasileiras adotam para regulação das propriedades das rodas as indicações da *Association of American Railroads* por meio da Norma AAR M-107 (2009), e esta divide as rodas em 5 classes de acordo com a aplicação (Tabela 2.1). As classes L, A e B são usadas no transporte de passageiros, as classes B e C em vagões de carga e locomotiva e a classe D para o transporte de carga pesada (AAR, 2011).

Tabela 2.1 - Classes de rodas ferroviárias e suas aplicações (AAR, 2011).

Classe	Carbono (%)	Dureza no aro (HB)	Aplicação
L	0,47 máx.	197 – 227	Cargas leves, alta velocidade com condições severas de frenagem que as outras classes.
A	0,47 a 0,57	255 – 321	Cargas moderadas, alta velocidade de operação com condições severas de frenagem.
B	0,57 a 0,67	302 – 341	Cargas elevadas, alta velocidade de operação com severa condição de frenagem.
C	0,67 a 0,77	321 – 363	Baixas velocidades, condições moderadas de frenagem e carga elevada por roda.
D	0,67 a 0,77	341 – 415	Baixas velocidades, cargas elevadas (>30 ton. por eixo) e condições moderadas de frenagem.

A norma AAR M-107, (2011) indica um intervalo de dureza aceitável que o aro da roda deve apresentar, entretanto não há uma definição do grau de homogeneidade aceitável. Desta forma é possível que o aro apresente variações de 50 HB e ainda estará dentro da norma (Chaves, 2017).

As rodas ferroviárias utilizadas ao longo dos anos no transporte de minérios no Brasil são em sua maioria classe C devido a exigência de altas cargas por eixo. Mais recentemente devido aumento da carga transportada a roda classe D microligada vem ganhando espaço (AAR, 2011).

2.2 Aços microligados

Ao longo da década de 60, o aumento de resistência mecânica de rodas ferroviárias era obtido pela adição de carbono e alguns elementos de liga (cromo, níquel, manganês etc.). Na década de 70, deu-se início ao desenvolvimento dos aços microligados. Os aços microligados são definidos como aços carbono-manganês contendo pequenos teores de elementos de liga, que são fortes formadores de carbonetos como o nióbio, vanádio, e molibdênio (Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

Em altas temperaturas (1200 a 1300 °C) o nióbio encontra-se dissolvido na austenita, porém, à medida que a temperatura vai sendo reduzida, formam-se finos carbonetos (diâmetro < 20 Å) que dificultam a movimentação das discordâncias e, por consequência o crescimento

do grão austenítico. O refino do grão austenítico induzirá um refino do grão ferrítico e da colônia perlítica, aumento da resistência mecânica e da tenacidade do aço. Para que a ferrita cresça a partir da austenita num aço sem nióbio é necessário um tempo para que ocorra a partição do carbono entre a ferrita e a austenita, visto que a ferrita é praticamente livre de carbono. No aço com nióbio há necessidade de um tempo extra para que ocorra a partição do nióbio entre a ferrita e a austenita. Ao contrário do que ocorre com o carbono, o nióbio concentra-se mais na ferrita do que na austenita, e assim a formação da ferrita e da perlita ocorrem num tempo mais longo num processo de temperatura constante (curva ITT) ou em taxas menores num processo de resfriamento contínuo (curva CCT). Ao se formar em temperaturas menores, ocorre um refinamento do espaçamento interlamelar da perlita, o que aumenta a resistência mecânica do aço (Mei, 1983).

Os mecanismos de aumento da resistência mecânica e tenacidade dos aços pela microadição de nióbio, também ocorrem para o vanádio (Han et al., 1994). Outros elementos como boro e molibdênio podem ser acrescentados para aumentar a temperabilidade do aço (Silva e Mei, 2010). O molibdênio quando adicionado em conjunto com o nióbio, induz a nucleação de precipitados de nióbio devido ao aumento da energia motriz para esta precipitação, (Uemori et al., 1994).

Outro objetivo de utilizar os aços microligados para a fabricação de rodas ferroviárias é reduzir o defeito de delaminação (*shelling*) em serviço pelo aumento da resistência mecânica (Villas Bôas, 2010).

Na Tabela 2.2 é possível verificar as propriedades mecânicas para cada grupo de rodas ferroviárias. Quando comparada a roda classe C com a versão microligada, pode-se notar o aumento das propriedades mecânicas.

Tabela 2.2 – Propriedades de aços fabricados de acordo **norma AAR-107** e aços modificados (AAR M-107, 2011; Constable, Boelen e Pereloma, 2004)

Aço (classe)	%C	Dureza (HB)		LE (MPa)	Impacto (J)	K _{IC} (MPa.m ^{1/2})	Alongamento (%)
		S	60				
B (AAR M-107)	0,62	316	260	650	10,5	42,0	14,2
MB (microligado)	0,62	330	300	790	12,4	54,4	14,6
C (AAR M-107)	0,72	330	290	710	7,1	32,0	12,5
MC (microligado)	0,72	350	325	800	9,4	41,2	13,0
D (AAR M-107)	0,77	415	341	1100	-	> 35	> 14
I (bainítico)	0,15	375	375	910	35,0	74,7	13,1
H (bainítico)	0,20	415	415	1130	23,7	70,7	17,5

S- Dureza na superfície de rolamento da roda.

60- Dureza a 60 mm de profundidade da pista de rolamento.

LE- Limite de escoamento no aro da roda.

K_{IC}- Resultado de ensaio de tenacidade à fratura no aro da roda.

2.2.1 Efeito da adição de nióbio nos aços microligados

A adição de nióbio busca aumentar o limite de escoamento por precipitação, que é diretamente ligada ao tamanho e quantidade dos carbonetos de nióbio. Este elemento atua no refinamento do grão austenítico, que aliado a precipitação dos carbonetos, torna-o muito efetivo no aumento da resistência mecânica e tenacidade do aço (MEI, 1989).

O refinamento de grão pela adição de nióbio se dá por meio de recristalização dinâmica ou estática, por meio de controle de deformação e tempo-temperatura (Barani et al., 2007). Este efeito foi verificado por Mei (1989), em que a adição de 0,03%Nb em aços médio carbono atuou na redução do tamanho de grão austenítico após laminação em dois passes com redução de 34%, (Figura 2.3).

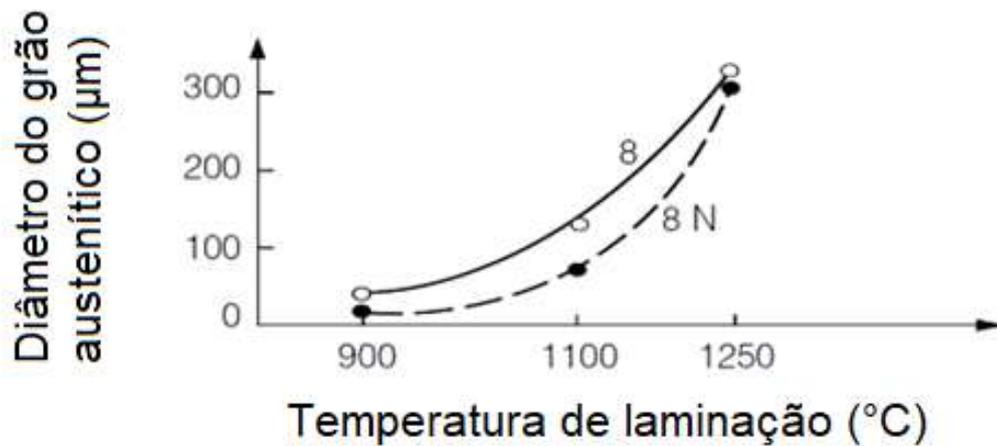


Figura 2.3 - Tamanho de grão austenítico de aços 0,8% C em função da temperatura de laminação: com adição de nióbio (8N) e sem adição de nióbio (8), (Mei, 1989).

Diniz (2005) comparou o efeito no tamanho de grão de dois aços com teores de nióbio diferentes, com percentual em peso de 0,59C/0,88Mn/0,23Si/0,82Cr/0,02Nb e 0,57C/0,83Mn/0,23Si/0,81Cr/0,04Nb. Os resultados indicaram que o aço com maior teor de nióbio apresentou redução de 20% no tamanho de grão quando comparado ao aço sem adição de nióbio.

Na mesma linha, Fonseca (2015) constatou que um aço microligado de roda ferroviária forjada com a adição de 0,014% de nióbio (0,63C/0,82Mn/0,31Si/0,014Nb) apresentava tamanho de grão austenítico 54% menor que outro aço de similar teor de carbono sem a adição de nióbio (0,68C/0,83Mn/0,34Si).

Schade et al. (2012) também verificaram o efeito do nióbio na redução do tamanho de grão em aços microligados fabricados por metalurgia do pó (0,65C/0,3Mo) e (0,65C/0,3Mo/0,2Nb). Isto resultou em aumento de 19% no limite de escoamento do material.

Outro efeito da adição de nióbio é a redução no espaçamento interlamelar da perlita. Isto ocorre por solução do nióbio na austenita, que diminui a temperatura de início da formação da perlita, resultando em menores distâncias entre as lamelas e, conseqüentemente, aumento na dureza do material (Ray, 2017; Mei 1989). Este efeito é explicado pois para que ocorra nucleação e crescimento de fases a partir da decomposição da austenita em altas temperaturas, os átomos de carbono precisam se movimentar por difusão na rede cristalina. Quando há presença do nióbio em solução sólida, este causa distorção elástica na estrutura cristalina, o que

dificulta a movimentação dos átomos de carbono e conseqüentemente os processos difusionais (Mei, 1989).

2.2.2 Efeito da adição de molibdênio e cromo nos aços microligados

A adição de molibdênio e cromo nos aços microligados visa aumentar a resistência ao desgaste por formar carbonetos muito duros, além de aumentar a resistência mecânica a altas temperaturas (Clarke, 2008). Estes elementos favorecem a retração do campo austenítico (Figura 2.4) e também um aumento da temperabilidade do aço (Chen et al., 2013).

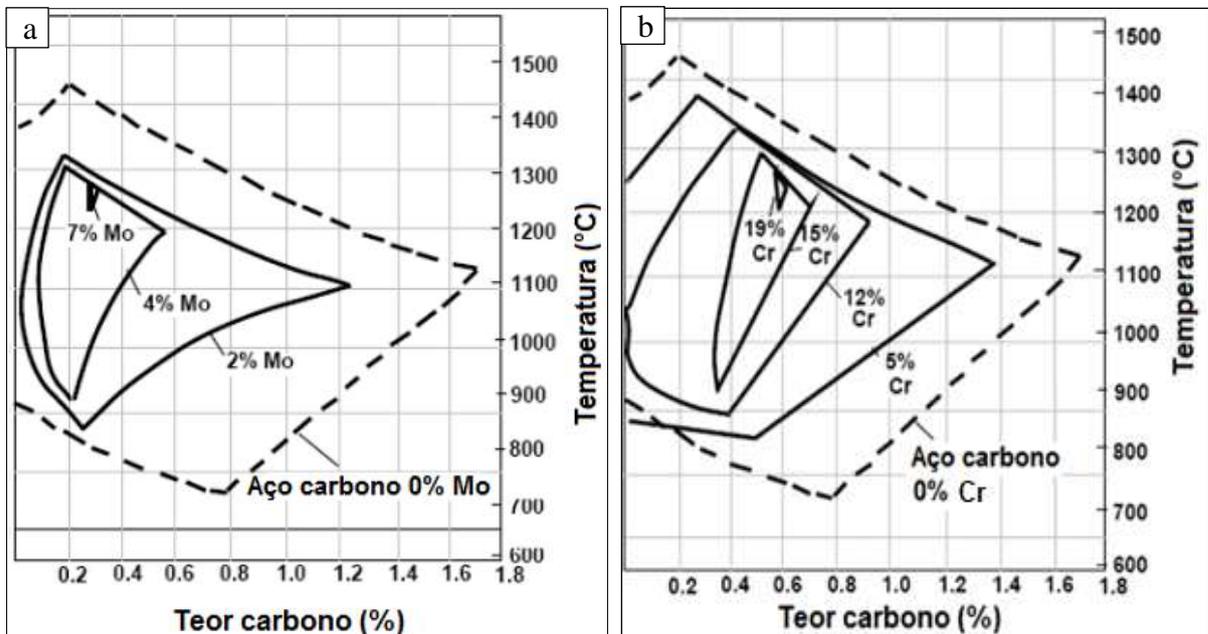


Figura 2.4 – Efeito no campo austenítico do: a) molibdênio; b) cromo (Bain, 1939 apud Maalekian, 2007).

O aumento da temperabilidade obtida pela adição de molibdênio e cromo é função da sua capacidade, quando em solução sólida, de dificultar a movimentação dos átomos dos elementos de liga, propiciando uma redução na difusividade do material. Tal efeito atrasa a transformação das fases que são dependentes diretamente da difusão (Bain and Praxton, 1966).

Outra ação do molibdênio é no revenimento dos aços. Após o revenimento, os aços tendem a reduzir resistência mecânica e aumentar a ductilidade. O molibdênio quando combinado com o cromo e vanádio favorecem a formação de carbonetos, que por sua vez

auxiliam na manutenção da resistência mecânica durante o revenimento (Bain and Praxton, 1966).

O molibdênio quando adicionado em ligas com nióbio exerce função na formação dos carbonetos de nióbio. Uemori et al. (1994), verificaram que a adição de molibdênio em uma liga com titânio e nióbio atuou em refinar e impedir o coalescimento dos carbonetos Nb (C, N). O refinamento do carboneto pela adição de molibdênio é função do aumento da energia motriz provocado por este, o que facilita a nucleação de precipitados de nióbio. O impedimento do coalescimento é função da deposição de uma fina camada de molibdênio sobre os carbonitretos em altas temperaturas. Tal efeito atuou em aumentar o limite de escoamento da liga Ti-Nb-Mo comparado com outras ligas sem adição de molibdênio (Figura 2.5).

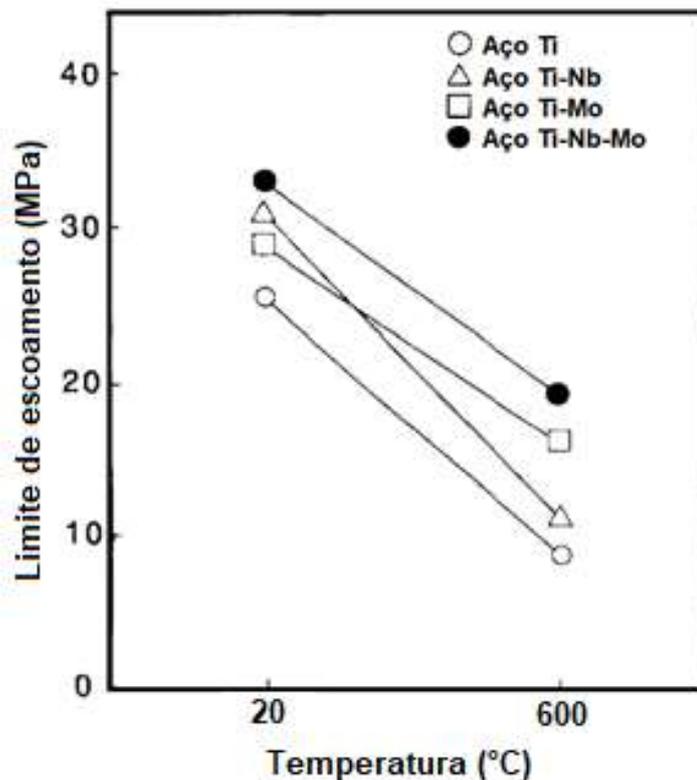


Figura 2.5 – Influência da temperatura e da adição de Mo no limite de escoamento (adaptado de Uemori et al., 1994)

Em relação aos carbonetos, Leach (2013) verificou influência dos elementos de liga nos carbonetos da bainita superior em aços com adição de cromo e molibdênio. O autor observou que os carbonetos da bainita não eram compostos apenas por cementita (Fe_3C) como espera-se, mas também por carbonetos do tipo $(Fe, Cr, Mo)_3C$ ou M_3C . A reatividade do carbono sugere a ocorrência do efeito de arrasto de soluto durante o crescimento da bainita.

do contorno de grão austenítico. À medida que a partícula de cementita cresce, ela reduz o teor de carbono nas regiões periféricas até ocorrer a formação da ferrita. Na sequência com o crescimento da ferrita, há segregação de carbono para austenita, até que esta esteja saturada de carbono e uma nova partícula de cementita nucleie. Este crescimento pode ser tanto para frente quanto para os lados (Figura 2.7 – a). O outro modo de crescimento, proposto por Hillert (1962), seria por ramificação da perlita, e a nucleação dependendo do teor de carbono pode se dar tanto a partir da ferrita, como da cementita (Figura 2.7 – b).

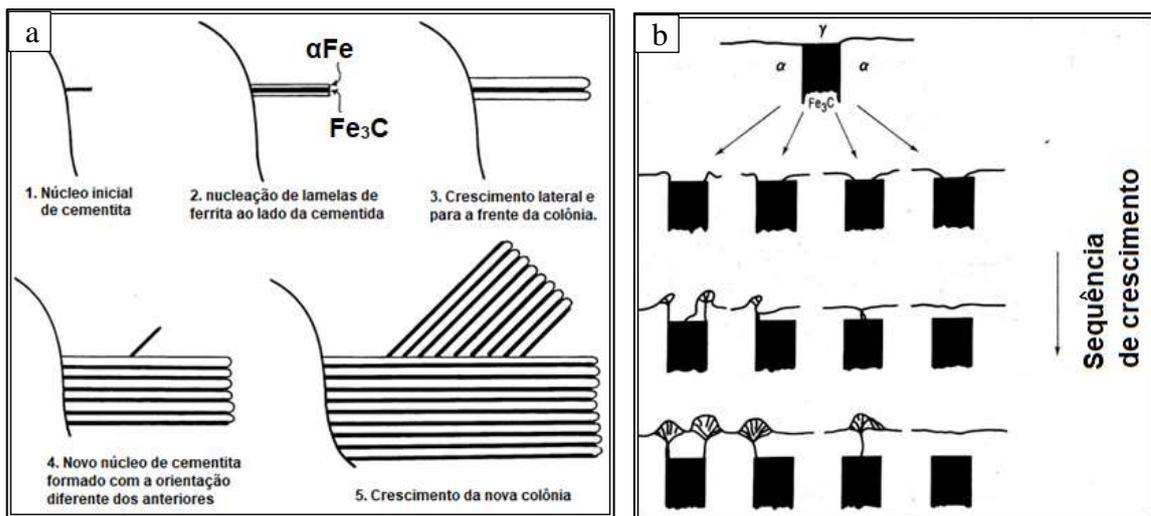


Figura 2.7 – Mecanismos de crescimento da perlita: a) Nucleação simpatética (Mehl, 1941); b) Nucleação por ramificação (Hillert, 1962). γ – austenita, α – ferrita, Fe_3C – cementita.

Além da perlita lamelar, podem ocorrer algumas variações na forma e propriedades da perlita. Uma variação conhecida como perlita divorciada pode ocorrer nos aços quando há um crescimento cooperativo. Caso ocorra a formação bem distribuídas na austenita de partículas proeutetóide antes de atingir a temperatura do eutetóide, durante o resfriamento, tais partículas de cementita proeutetóide irão absorver o carbono que é particionado pela ferrita na interface com a austenita. Assim, as partículas de cementita proeutetóide irão crescer, formando-a juntamente com a ferrita, a “perlita divorciada”, ilustrada na Figura 2.8, (Bhadeshia e Honeycombe, 2006; Verhoeven; Gibson, 1998).

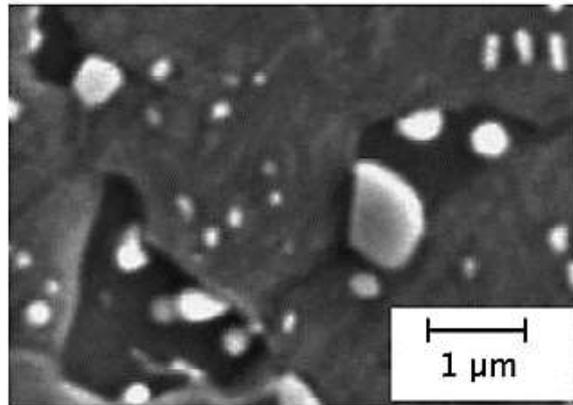


Figura 2.8 – Partículas da perlita divorciada (cor escura é a ferrita contendo as partículas de cementita) (Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

Uma segunda variação da perlita que se pode formar é a perlita degenerada (Figura 2.9). A perlita degenerada é formada pela nucleação de cementita nas interfaces de ferrita e austenita, seguida por camadas de ferrita que envolvem as partículas de cementita. Tal fenômeno ocorre em faixas de temperatura de transformação da perlita lamelar e de bainita superior (Ohmori, 1971; Shanmugam et al., 2008).

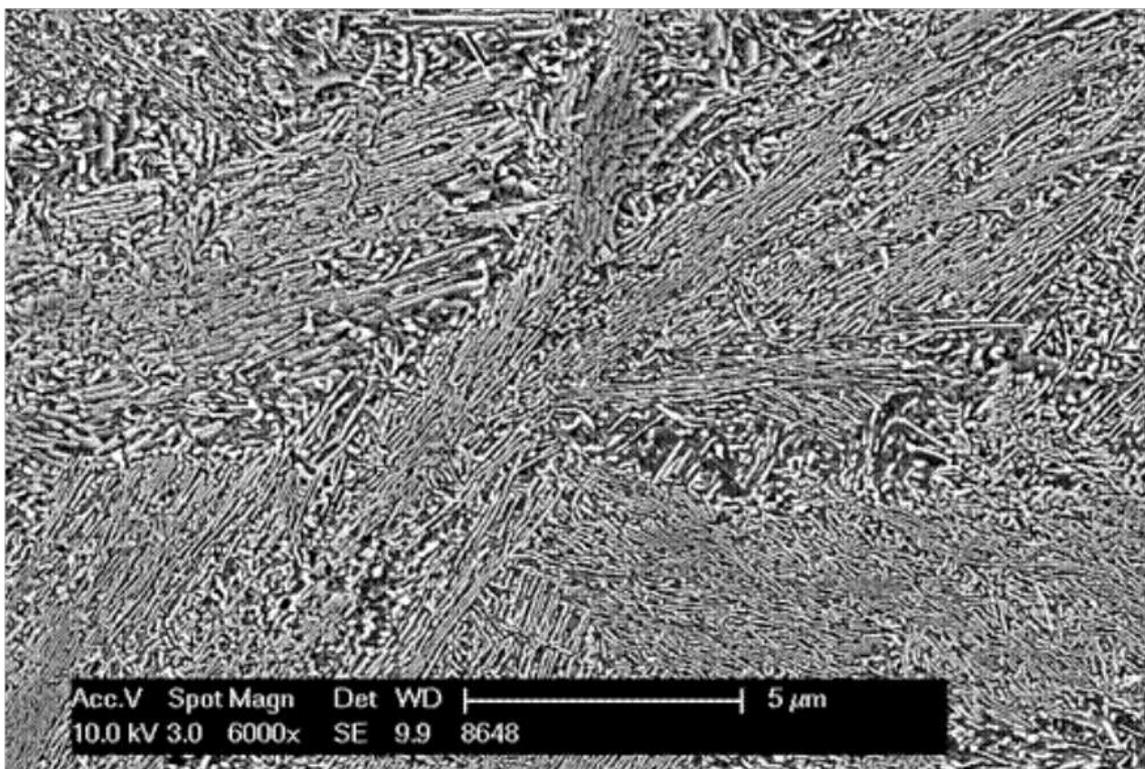


Figura 2.9 – Microestrutura perlita degenerada via MEV, (Ordóñez Olivares, 2011).

A formação de perlita degenerada (Figura 2.10) está associada à difusão insuficiente de carbono para formar as lamelas contínuas bem definidas. Neste constituinte a interface entre a ferrita e cementita é maior do que na perlita convencional, assim em aços laminados há maior quantidade de perlita degenerada que nos aços convencionais (Shanmugam et al. 2006; Yamane et al. 2002). Segundo Dey et al. (2018), o tamanho de grão menor atua em aumentar tal interface e favorecer a formação de perlita degenerada.

Os elementos de liga como níquel, manganês, cromo, molibdênio e nióbio são conhecidos em atuar no retardo da reação da perlita (Ordóñez Olivares, 2011), assim a adição destes elementos são fatores que influenciam a formação de perlita degenerada em aços.

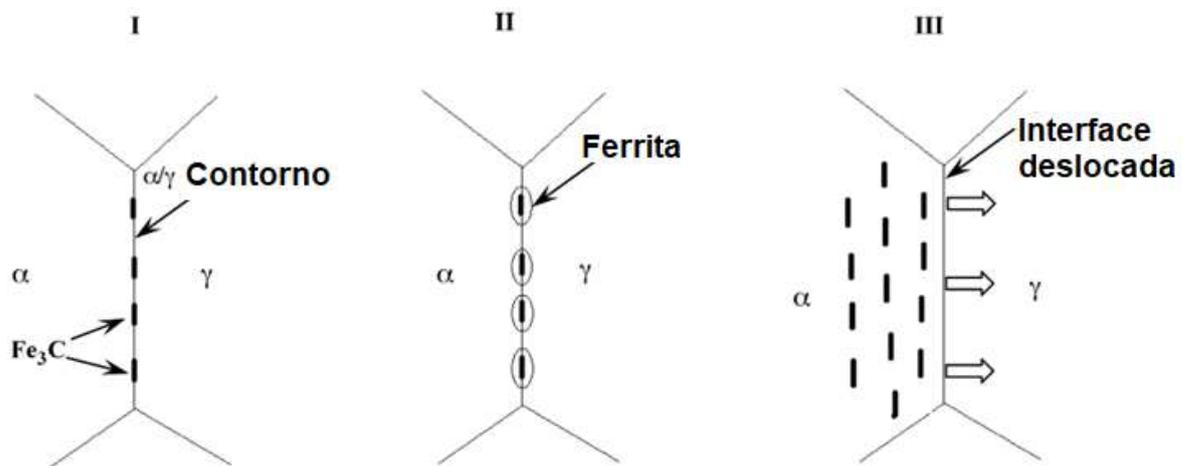


Figura 2.10 – Diagrama esquemático ilustrando a formação da perlita degenerada, (Shanmugam et al., 2006).

A análise local da perlita degenerada sugere que a cementita exibe orientação com a matriz ferrítica de $[112]_{\alpha} // [122]_{\text{Fe}_3\text{C}}$, a qual é próxima a orientação comumente encontrada na perlita lamelar (Shanmugam et al., 2006). Uma característica da perlita degenerada encontrada por pesquisadores é maior tenacidade nos aços (Yamane et al., 2002). Trabalhos de Anumolu et al. (2008) e Dey et al. (2018) verificaram que a perlita degenerada atuou em propiciar melhor distribuição da tensão durante deformação e contribuiu para maior resistência à tração em aços microligados.

2.4 Características da microestrutura bainítica

Uma definição microestrutural da bainita caracteriza-a como produto de um mecanismo não cooperativo de decomposição eutetóide (Aaronson; Spanos; Reynolds, 2002). A bainita normalmente se forma em temperaturas entre a perlita (reconstrutiva) e martensita (displaciva), é composta de feixes ou placas de ferrita bainítica que nucleiam e crescem a partir dos contornos de grãos (Singh, 2012).

Desde sua descoberta, tem-se buscado entender e provar o mecanismo de crescimento da bainita, permitindo-se citar alguns autores que buscaram demonstrar se a cinética de crescimento da bainita seria por mecanismo de difusão (Davenport, 1953; Mehl, 1939) ou cisalhamento (Davenport; Bain, 1920; Hillert, 1960). Após diversas pesquisas, um consenso amplamente aceito ao entorno do mecanismo de crescimento em relação aos dois principais tipos de bainita, é que o crescimento dos feixes de ferrita bainítica supersaturada em carbono se dá por cisalhamento e posterior rejeição de carbono para a austenita (Bhadeshia; Edmonds, 1979; Leach, 2013; Takahashi; Bassett; Hokwang, 1968), ilustrado na Figura 2.11.

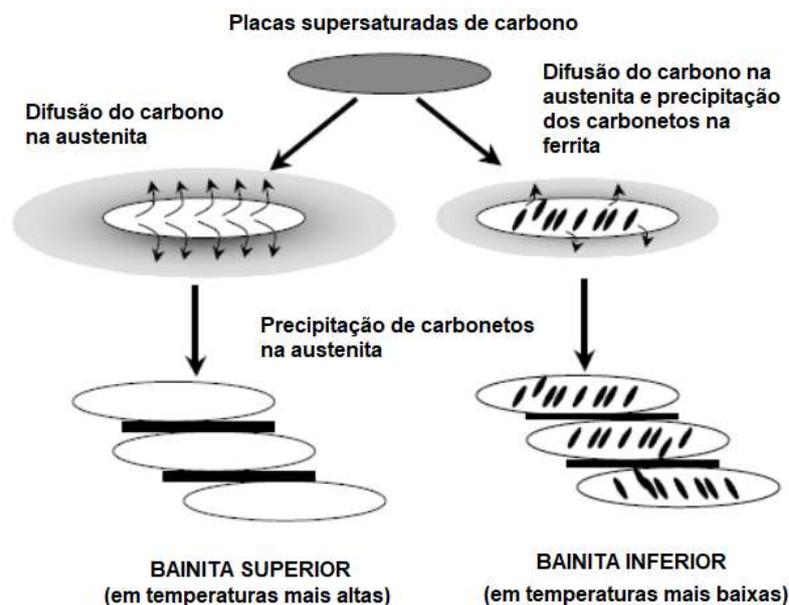


Figura 2.11 – Mecanismo de formação da bainita superior e inferior, (adaptado de Takahashi, 2004).

A bainita pode ser obtida por transformação isotérmica a partir de qualquer aço, porém, em aços contendo elementos de liga que retardam a formação da ferrita e da perlita, ela também pode ser obtida por resfriamento contínuo. Alguns elementos de liga podem deslocar para tempos mais longos ou inibir as transformações ferríticas e perlíticas, favorecendo a

transformação bainítica, uma vez que as microestruturas perlíticas e bainíticas são concorrentes (Hashimoto, 2004).

As microestruturas produzidas na região do diagrama de resfriamento contínuo são bastante complexas e resultam de um crescimento da estrutura ferrita com morfologia acicular associada com um segundo constituinte que pode consistir de carbonetos, martensita e/ou austenita, dependendo do estado de supersaturação de carbono da austenita, da velocidade de difusão do carbono e da composição do aço (Bramfitt; Speer, 1990). Desta forma, em tratamento isotérmico, é possível maior controle do tipo de bainita a ser formada.

No setor ferroviário os aços bainíticos desenvolvidos apresentam a morfologia de bainita inferior e superior, e possuem altos valores de resistência mecânica (bainita inferior maior que a superior) (Aglan et al., 2004) e em alguns trabalhos apresentaram baixa resistência ao desgaste (Sharma; Sangal; Mondal, 2015; Zapata; Jaramillo; Toro, 2011).

2.4.1 Bainita superior

A bainita superior forma-se em uma faixa de temperaturas entre 550 e 400 °C. Sua estrutura é composta por feixes de finas agulhas de ferrita bainítica com dimensão de 0,2 µm de espessura e 10 µm de comprimento, e entre cada agulha há um filme de cementita ou contorno de grão de baixo ângulo (Figura 2.12) (Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

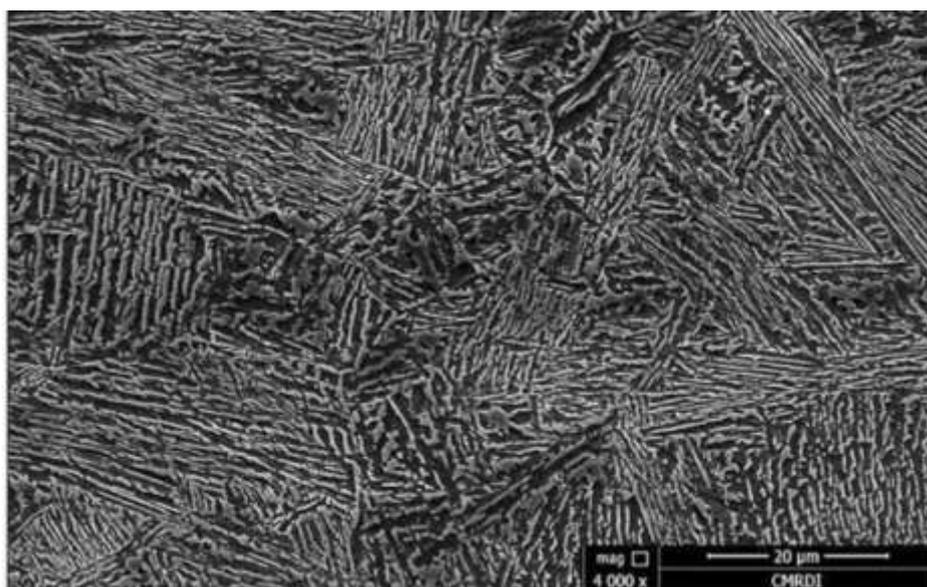


Figura 2.12 – Micrografia da bainita superior obtida em aço médio carbono após tratamento isotérmico em 425 °C, (El-Din et al., 2017).

O mecanismo de formação da bainita superior consiste na formação de agulhas de ferrita bainítica, que são formadas rejeitando carbono para a austenita devido sua baixa solubilidade de carbono (<0,02% em massa). Assim, a austenita presente na interface com a ferrita é enriquecida com o carbono rejeitado, podendo nuclear partículas de cementita. A quantidade de cementita formada é diretamente influenciada pelo teor de carbono do material, sendo que aços com maiores teores de carbono apresentam um fino filme de cementita entre as agulhas/feixes de ferrita, apresentado na Figura 2.13 (Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

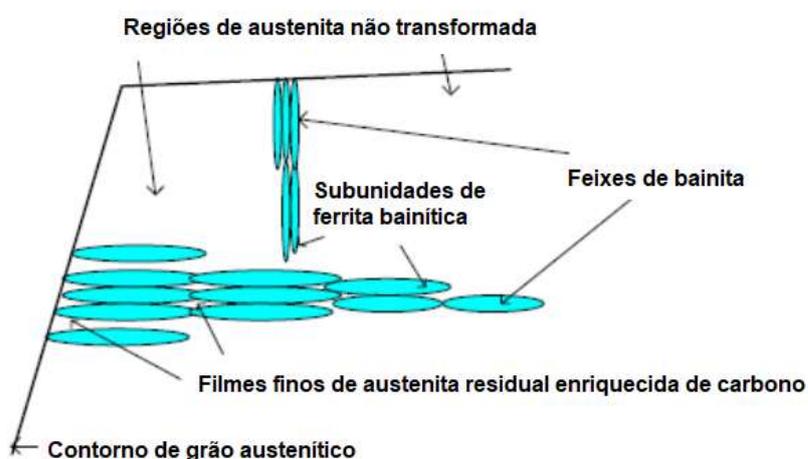


Figura 2.13 – Formação da bainita superior por nucleação de feixes (adaptado de Ławrynowicz e Barbacki, 2002).

2.4.2 Bainita inferior

A bainita inferior (Figura 2.14) é uma estrutura que se forma em uma faixa de temperaturas entre 400 e 250 °C. Sua morfologia é composta de finos carbonetos dispersos dentro de placas de ferrita. A formação da bainita inferior assemelha-se a da bainita superior, em que há nucleação e crescimento de feixes de ferrita supersaturada de carbono. Entretanto, com a temperatura mais baixa e menor difusividade do carbono, ocorre a precipitação de carbonetos no interior da placa de ferrita. Em casos em que o teor de carbono é mais elevado há também a expulsão de carbono para a austenita e há a formação de lâminas de cementita (Bhadeshia; Christian, 1990).

Devido sua relação de orientação com específicos planos cristalográficos da ferrita, os carbonetos da bainita inferior apresentam alinhamento de aproximadamente 60° ao longo do eixo da placa de ferrita. Os carbonetos podem ser do tipo de transição como ϵ -carboneto ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) ou cementita. Este efeito é presumido pela menor difusividade do carbono em temperaturas

mais baixas em que a bainita inferior se forma, assim, a rejeição do carbono presente na ferrita supersaturada é atrasada (Bhadeshia; Christian, 1990; Ohtani et al., 1990; Leach, 2013).

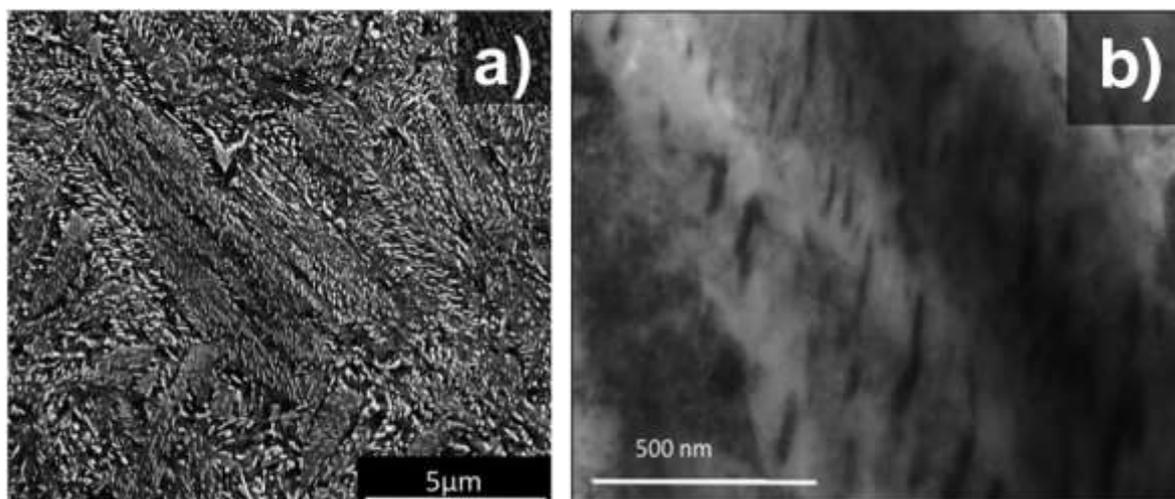


Figura 2.14 – Bainita inferior obtida de um aço 0,5% C após tratamento isotérmico em 300 °C. a) Micrografia (MEV); b) Campo claro em microscopia de transmissão (MET) (Goulas et al., 2019).

O fato de os carbonetos apresentarem orientação preferencial nas subunidades de ferrita bainítica, confere ao material maiores valores de tenacidade quando comparado a bainita superior. Em relação a bainita superior, os menores valores de tenacidade são propiciados em função do filme de cementita entre as subunidades, que além de ser uma fase mais frágil, atua como caminho preferencial para propagação de trincas (Habraken; Economopolous, 1967).

Algumas vezes confundida com a martensita revenida, a bainita inferior apresenta diferenças em relação a este microconstituente. Na bainita inferior os carbonetos estão alinhados e apresentam direção preferencial de 60° em relação ao eixo principal da subunidade. Enquanto que na martensita revenida, os carbonetos precipitam em mais de uma direção preferencial (Matlock; Spreer, 2009).

2.5 Características da martensita revenida

Uma microestrutura que muitas vezes se confunde com a bainita é a martensita revenida. Esta microestrutura se forma quando se mantém um material martensítico por certo período em determinada temperatura abaixo da temperatura de formação da austenita Ac_1 (Krauss, 2012).

Em função da temperatura em que se realiza o revenimento, há diferentes transformações microestruturais, sendo estas divididas em estágios e exemplificado na Figura 2.15.

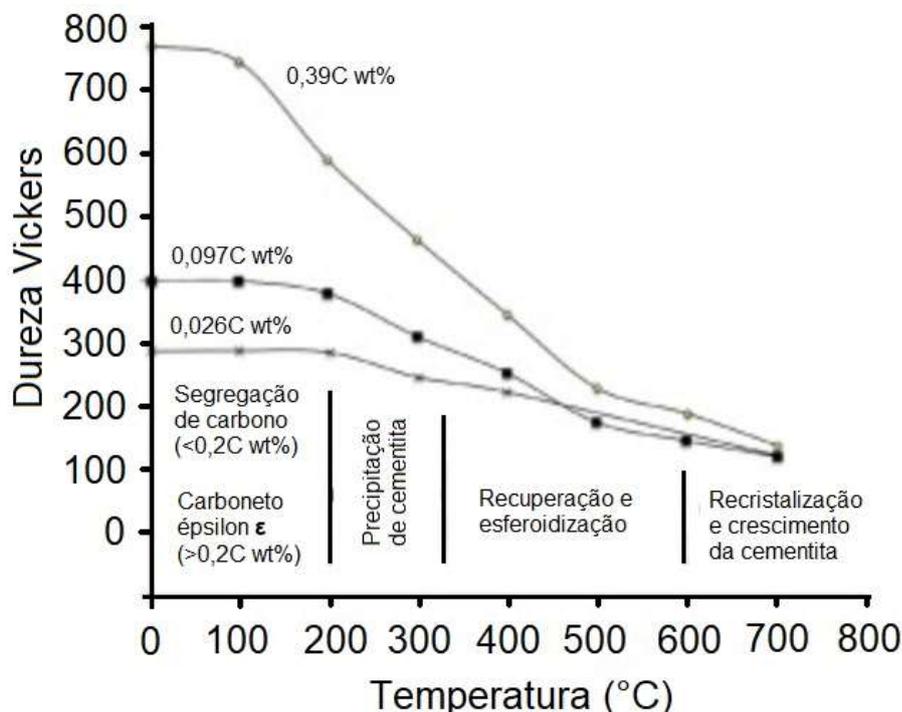


Figura 2.15 – Dureza de aço carbono martensítico x temperatura com revenimento em 1 hora. Adaptado de (Speich e Leslie, 1972 apud Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

O estágio 1 ocorre entre a temperatura ambiente e 200 °C. Nesta faixa ocorre um processo de rejeição do excesso de carbono presente na martensita, o qual se precipita em forma de carboneto épsilon ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Assim, o resultado final neste estágio é uma martensita com teor de carbono mais baixo com os carbonetos ϵ em sua estrutura (Krauss, 2012).

O estágio 2 ocorre entre temperaturas de 100 e 300 °C. Neste estágio, a austenita retida presente juntamente a martensita se transforma em ferrita e cementita (Fe_3C). Em alguns aços com alto teor de carbono, a austenita se transforma em bainita e cementita (Fe_3C). Em ambos os casos há presença da martensita com os carbonetos precipitados (Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

O estágio 3 de revenimento ocorre em temperaturas acima de 300 °C. Neste estágio em 300 °C o carboneto épsilon ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) que havia nucleado em temperaturas mais baixas, dá lugar para o crescimento de partículas de cementita (Fe_3C). Acima de 400 °C há a formação de cementita esferoidal. Neste estágio a martensita começa a perder sua tetragonalidade e há

formação de ferrita. Entre 600 e 700 °C há recristalização de grãos de ferrita acicular (Bhadeshia e Honeycombe, 2006; Krauss, 2012).

O estágio 4 do revenimento é o crescimento das partículas de cementita esferoidais. Em temperaturas de revenido mais altas, os efeitos das alterações microestruturais dependentes dos elementos de liga e variam de um retardo de amaciamento durante o terceiro estágio de revenimento em aços de baixa liga à precipitação de carboneto de liga e endurecimento secundário em aços de alta liga. Muitos dos elementos de liga adicionados aos aços, especialmente os elementos de transição, são fortes elementos de formação de carboneto como Cr, Mo, W, V e Nb. Quando o aço apresentar adição desses elementos de liga em sua composição, pode ocorrer a formação de carbonetos do tipo $(Fe,M)_3C$ em tratamentos abaixo de 540 °C (Krauss, 2012; Marcomini, 2009).

Para a avaliação das propriedades mecânicas dos aços de martensita revenida é necessário a ponderação de diversos fatores, como teor de carbono, austenita retida, elementos de liga presentes, ocorrência de autorevenimento e temperatura de revenimento, dentre outros. O impacto de tais fatores podem ser verificados na Figura 2.16, na qual um aço com menor teor de carbono, diferentes teores de elementos de liga e temperatura mais baixa de tratamento pode alterar significativamente a microestrutura.

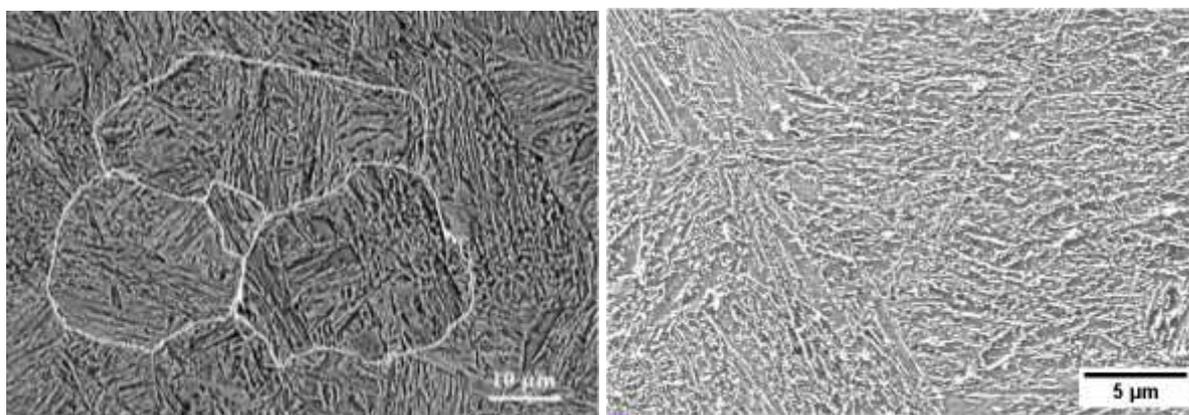


Figura 2.16 – Martensita revenida. a) aço (0,15-0,21C/0,50-0,90Mn/1,50-1,80Cr/0,25-0,35Mo/1,40-1,70Ni) revenido a 180 °C (YANG et al., 2019). b) aço (0,55C/0,92Mn/1,05Cr/0,19Mo/0,11V) revenido a 450 °C (Matjeke et al., 2018).

Desta forma, levando em consideração tais fatores, os aços com martensita revenida apresentam boas propriedades mecânicas de modo geral, principalmente quando obtidos em temperaturas entre 100 e 300 °C. Entretanto, alongamento é frequentemente baixo e apresenta

valores pobres de resistência ao impacto. Por exemplo, em aços médio carbono a temperatura usual de revenimento é entre 300 e 600 °C, obtendo-se limite de resistência a tração entre 1700 a 800 MPa, com a tenacidade aumentando conforme decai o limite de resistência à tração (Bhadeshia e Honeycombe, 2006; Krauss, 2012; Matjeke et al., 2018).

2.6 Microestruturas das rodas ferroviárias

Atualmente os microconstituintes predominantes nas rodas ferroviárias são ferrita e perlita (Li, Guo e Zhao, 2019), porém em rodas para o transporte de carga temos majoritariamente a presença de perlita com alguns grãos de ferrita, pois o teor de carbono típico desses aços está em torno de 0,7% C, o que o torna praticamente um aço eutetóide (AAR, 2011).

As microestruturas perlíticas têm sido amplamente utilizadas em rodas e trilhos ferroviários ao longo dos anos e, desde o início de sua utilização sofreram poucas modificações em sua microestrutura. Pesquisas recentes têm buscado reduzir o espaçamento interlamelar e o tamanho das colônias perlíticas por meio de microadição de elementos de liga formadores de carbonetos como nióbio, vanádio e molibdênio e combinação de rotas de tratamentos térmicos e termomecânicos (Chattopadhyay et al., 2012).

O aumento da resistência mecânica a partir de microestruturas perlíticas vem alcançando seu limite, o que torna necessário a busca por microestruturas alternativas para aplicação em rodas e trilhos (Feng et al., 2014; Zapata, Jaramillo e Toro, 2011). Desta forma, há alguns anos tem-se buscado o desenvolvimento de aços com microestrutura bainítica para rodas e trilhos (com maior enfoque para trilhos) que apresentem maiores valores de resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste do que aquelas fornecidas pela microestrutura perlítica (Girsch; Heyder, 2006; Sharma, Sangal e Mondal 2015).

2.6.1 Desenvolvimento e aplicação da bainita no setor ferroviário

Ao longo dos anos, a utilização da estrutura bainítica no setor ferroviário tem apresentado um aumento, sendo que os primeiros estudos relevantes desta aplicação aconteceram por volta de 1980. Primeiramente vislumbrou-se a aplicação desta estrutura em trilhos do setor ferroviário na América do Norte e Europa. Os primeiros trabalhos verificaram que os aços bainíticos possuíam resistência ao desgaste inferior aos perlíticos, porém possuíam boa resistência à fadiga de contato que os tornavam interessantes (Kalousek, Fegredo e Laufer,

1985). Com o desenvolvimento de novas ligas, verificou-se que os aços com esta microestrutura possuíam grandes vantagens (maior resistência ao desgaste e fadiga de contato) quando obtidos em faixas de durezas específicas (Jin e Clayton, 1996). Isto evidencia-se nos trabalhos apresentados a seguir.

Kalousek, Fegredo e Laufer (1985), apresentaram um trabalho comparando a resistência ao desgaste de aços premium de alta resistência com microestrutura perlítica, bainítica e martensita revenida, para aplicação em trilhos ferroviários. Com os tratamentos térmicos realizados, foram obtidas amostras com dureza de 38, 42 e 45 HRC para perlita, bainita e martensita revenida, respectivamente. Após os ensaios verificou-se que os aços com microestrutura perlítica possuíam maior resistência ao desgaste e aqueles com martensita revenida a menor resistência ao desgaste. A estrutura bainítica com dureza de 45 HRC apresentou boa resistência ao desgaste, figurando como uma estrutura intermediária dentre as estudadas.

Clayton et al. (1987), estudaram o comportamento de aços bainíticos e perlíticos por meio de ensaio de desgaste por deslizamento pino-contra-disco. Os autores desenvolveram nove ligas com microestrutura bainítica, variando o percentual de carbono e os elementos de liga. Após os testes, três destes se destacaram quanto à resistência ao desgaste. Assim, os mesmos foram comparados com aços de microestrutura perlítica no ensaio pino-contra-disco. Verificou-se que os aços bainíticos de baixo carbono com dureza entre 260-300 HV apresentaram resistência ao desgaste similar ao aço de alto carbono perlítico. Em durezas maiores, o aço perlítico apresentou menor desgaste que o bainítico. Em vista dos resultados, os autores concluíram que com maiores estudos das microestruturas envolvidas seria possível desenvolver um aço bainítico que superasse o aço perlítico para aplicações que envolvam deslizamento.

Seguindo esta indicação de ser uma estrutura promissora para aplicação ferroviária, Devanathan e Clayton (1991), desenvolveram três ligas bainíticas e compararam com um aço perlítico de roda ferroviária comercial (0,7%C), por meio do ensaio de desgaste disco-contra-disco. Dois aços bainíticos com baixo carbono e um médio carbono, com diferentes teores de elementos de liga. Os autores verificaram que o aço bainítico com menor quantidade de carbono apresentou maior resistência ao desgaste dentre os três aços obtidos. Quando comparado ao aço perlítico, novamente o aço de menor teor de carbono apresentou menor quantidade de massa perdida ao longo do ensaio, evidenciando que esta microestrutura poderia apresentar melhor desempenho que a microestrutura perlítica.

Garnham e Beynon (1992), trabalharam também com aços de microestrutura perlítica e bainítica, visando compará-las quanto à resistência ao desgaste e à fadiga de contato utilizando o ensaio de desgaste disco-contra-disco. Os autores trabalharam com três ligas diferentes para o aço bainítico e duas ligas de aços perlíticos, com diferentes composições químicas, sendo uma oriunda de trilho e a outra de roda ferroviária. Os resultados evidenciaram que dentre os aços bainíticos utilizados, aqueles com maiores teores de carbono apresentaram maior resistência ao desgaste. Quando comparado o aço bainítico com o aço perlítico, verificou-se que o primeiro apresentava resistência ao desgaste levemente inferior ao segundo. Os autores concluíram que a resistência do aço bainítico é dependente da fração volumétrica de carbonetos (fases duras). Também verificaram que o aço bainítico apresentou maior resistência à fadiga (FCR) que o aço perlítico, visto que nas análises superficiais e subsuperficiais ocorreram trincas menores no aço bainítico.

As boas perspectivas da utilização de microestrutura bainítica em roda e trilho ferroviário apresentadas no início dos anos 90 estimularam o contínuo estudo destas microestruturas ao longo do século XXI. Yokoyama, Mitao e Yamamoto (2001) apresentaram um trabalho que consistia no desenvolvimento de dois aços bainíticos com teores de carbono de 0,2 e 0,5 %C e dois aços perlíticos com 0,65 e 0,83% C. Os resultados apontaram que o aço bainítico apresentou resistência ao desgaste similar ao aço perlítico. Porém, em relação a FCR, os aços bainítico superaram o aço perlítico, com uma superfície de contato menos deteriorada, e trincas de menor comprimento e profundidade.

Lee e Polycarpou (2005), compararam a resistência ao desgaste e FCR por meio ensaio de desgaste esfera-contra-disco, de um aço bainítico e um aço perlítico usualmente empregado em trilhos. Os autores verificaram que o aço bainítico apresentou menor resistência ao desgaste que o aço perlítico, porém, para FCR verificou-se o oposto, com o aço bainítico apresentando melhor desempenho, com trincas superficiais menores.

Girsch e Heyder (2006), também verificaram melhor desempenho em FCR para um trilho de aço bainítico de alto carbono quando comparado a um trilho de aço perlítico com boleto tratado, após ensaios em campo, (Figura 2.17). Quando comparado a resistência ao desgaste, os aços bainítico e perlítico apresentaram resultados similares.

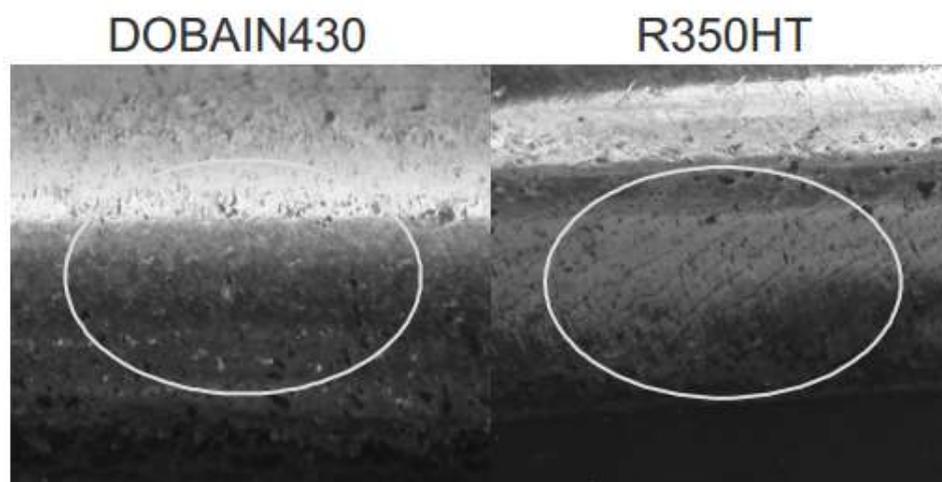


Figura 2.17 – Superfície do trilho após os testes. DOBAIN430 trilho de aço bainítico. R350HT trilho de aço perlítico com boleto tratado, (Girsch e Heyder, 2006).

Zapata, Jaramillo e Toro (2011), a partir do ensaio disco-contra-disco estudaram o desgaste e FCR de um aço perlítico e um aço bainítico, com durezas de 320 e 370 HV, porém de composições diferentes. Após os ensaios, verificou-se que os aços perlítico e bainítico apresentaram valores de desgaste similares. O aço bainítico se beneficiou mais do aumento da dureza superficial devido ao encruamento, o que proporcionou uma superfície com menores danos causados por fadiga de contato por rolamento.

Chattopadhyay et al. (2012), desenvolveram aços bainíticos microligado de médio carbono e compararam o desempenho destes com um aço perlítico, utilizando ensaio de deslizamento esfera-contra-disco. A partir de duas composições químicas, variando a temperatura de tratamento isotérmico, foram obtidos oito aços com microestruturas diferentes. Após o ensaio esfera-contra-disco, os autores analisaram o desgaste e superfície do material, e concluíram que o aço bainítico tratado por 5 horas a 350 °C (bainita inferior) obteve maior resistência ao desgaste que o aço perlítico de referência e que as demais ligas bainíticas desenvolvidas. Em relação à superfície de desgaste, o aço perlítico apresentou características de regime severo, enquanto o aço bainítico evidenciou uma superfície menos deteriorada.

Sharma, Sangal e Mondal (2015), analisaram o comportamento em desgaste de um aço bainítico para roda ferroviária, utilizando teste de desgaste pino-contra-disco. Realizaram oito tratamentos térmicos de um aço com 0,47%C, obtendo diferentes morfologias e propriedades mecânicas. Também ensaiaram um aço perlítico de roda ferroviária a fim de comparar o desempenho do aço desenvolvido com o comumente utilizado. Os resultados evidenciaram que o aço bainítico com tratamento de 10 min em banho de sal a 325 °C (região de bainita inferior)

obteve maior resistência ao desgaste em comparação com as demais estruturas bainíticas, bem como, maior que a estrutura perlítica de referência. O autor explicou o resultado, principalmente em função da maior dureza e tenacidade da estrutura bainítica. Em contrapartida, o aço com microestrutura bainítica tratado a 400 °C (bainita superior) apresentou maior perda de massa em relação à bainita inferior.

Li, Guo e Zhao (2019) realizaram ensaios de desgaste disco-contra-disco em um aço de médio carbono avaliando se uma microestrutura composta de perlita, ferrita e bainita superior (aço 1) apresentava melhor resistência ao desgaste do que uma microestrutura usual de perlita e ferrita (aço 2). Foi verificado que o aço 1 apresentou maior perda de massa e maior deformação abaixo da pista de rolamento do que o aço 2. Em relação aos mecanismos de desgaste, o aço 2 apresentou desgaste oxidativo, adesivo e por fadiga e o aço 1 evidenciou desgaste abrasivo além do oxidativo e por fadiga, demonstrando maior severidade.

Como evidenciado, muitos trabalhos têm sido desenvolvidos para aplicação da microestrutura bainítica no setor ferroviário. No início das pesquisas, verificou-se que esta microestrutura não era capaz de ser tão eficiente como a perlítica, mas ao mesmo tempo percebia-se o potencial deste tipo de microestrutura nas aplicações. Trabalhos recentes provaram o potencial evidenciado nos trabalhos anteriores, e mostram que dependendo do tipo utilizado, a microestrutura bainítica pode superar o desempenho da perlítica em aplicações com alta pressão de contato entre as superfícies.

Apesar de vários trabalhos abordarem a utilização da microestrutura bainítica em aços ferroviários, verificou-se que a maioria se destina para a utilização em trilhos ferroviários. Em função do sucesso na aplicação do aço bainítico para estes componentes e, do esgotamento de alternativas para aumentar as propriedades mecânicas dos aços perlíticos utilizados atualmente, observou-se oportuno desenvolver trabalhos que comprovem a eficiência na utilização em rodas ferroviárias de aços com microestrutura bainítica. Por outro lado, não há relato de trabalhos que realizaram ensaios de desgaste disco-contra-disco visando avaliar o efeito das microestruturas perlítica e bainítica obtidas de um mesmo aço.

2.7 Tribossistema roda-trilho

A tribologia na sua essência é definida como a ciência que estuda os efeitos que ocorrem entre superfícies em movimento relativo. Dentro disto, o atrito, o desgaste e a lubrificação fazem parte dos estudos tribológicos (Hutchings, 1992).

Segundo Gahr (1987), quatro elementos compõem o sistema tribológico, sendo eles: corpo sólido, contracorpo, elemento de interface e meio ambiente em que se encontra o sistema. Alves (2000) apresentou em seu trabalho um esquema inserindo o tribossistema roda-trilho dentro destes 4 elementos citados, ilustrado na Figura 2.18.

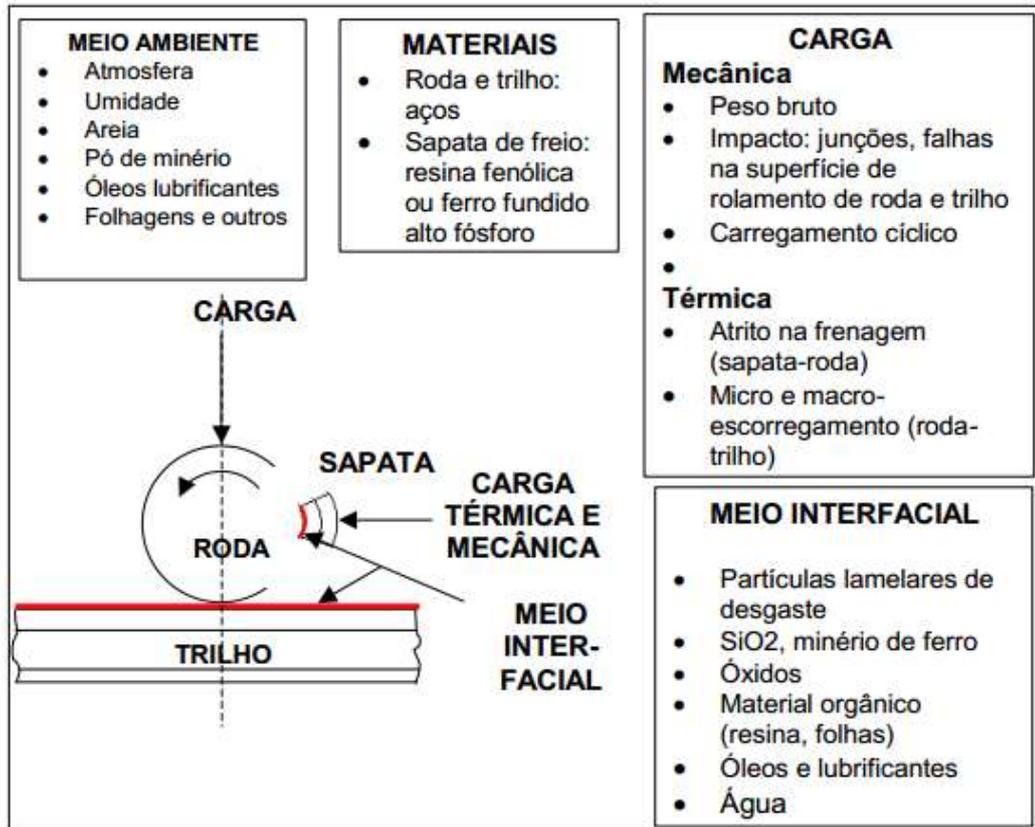


Figura 2.18 – Desenho esquemático do tribossistema roda-trilho-sapata (Alves, 2000).

No sistema tribológico é possível verificar diversas formas de deterioração da superfície, tais como desgaste abrasivo, desgaste por deslizamento, fadiga de contato por rolamento (FCR), fadiga termomecânica e fadiga por corrosão (Alves, 2000).

A fadiga de contato por rolamento é uma das causas de deterioração superficial, sendo esta, caracterizada por falha em função de solitação cíclica. A magnitude de tais solitações depende da pressão exercida na região de contato, que é dependente da área de contato e da carga aplicada (Hutchings, 1992).

2.7.1 Teoria do contato

A mecânica do contato atua em estudar o contato entre duas superfícies sólidas, englobando análises de deslocamentos, deformação e as tensões atuantes. Tais teorias são

aplicáveis em diversas áreas, tais como engrenagens, rolos de laminação e o sistema roda-trilho (Peixoto, 2008).

Segundo Norton (2004), é possível dividir o estudo da área de contato de componentes em três análises: contato pontual (abrange contato entre esferas), contato linear (entre cilindros) e contato superficial (entre planos).

Quando o contato é do tipo pontual ou entre planos é possível utilizar a Teoria de Hertz, a qual considera em sua formulação matemática hipótese de pequena deformação elástica e também um sistema sem atrito (Norton, 2004).

Segundo Peixoto (2008), no contato roda-trilho caracterizado por sólidos de revolução ocorre o contato entre duas elipses, e a formulação matemática considera a superfície representada por dois raios de curvaturas principais, ilustrado na Figura 2.19.

Segundo a Teoria de Hertz, a pressão máxima na zona de contato está situada no centro da área de contato e é função da força aplicada. O valor da pressão é dada pela equação, (Norton, 2004):

$$P_{m\acute{a}x} = \frac{3}{2} \frac{F}{\pi a b} \quad (2.1)$$

em que, F é a força normal aplicada, a e b os raios da elipse. Os valores de a e b são obtidos por meio dos raios, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson dos corpos em contato.

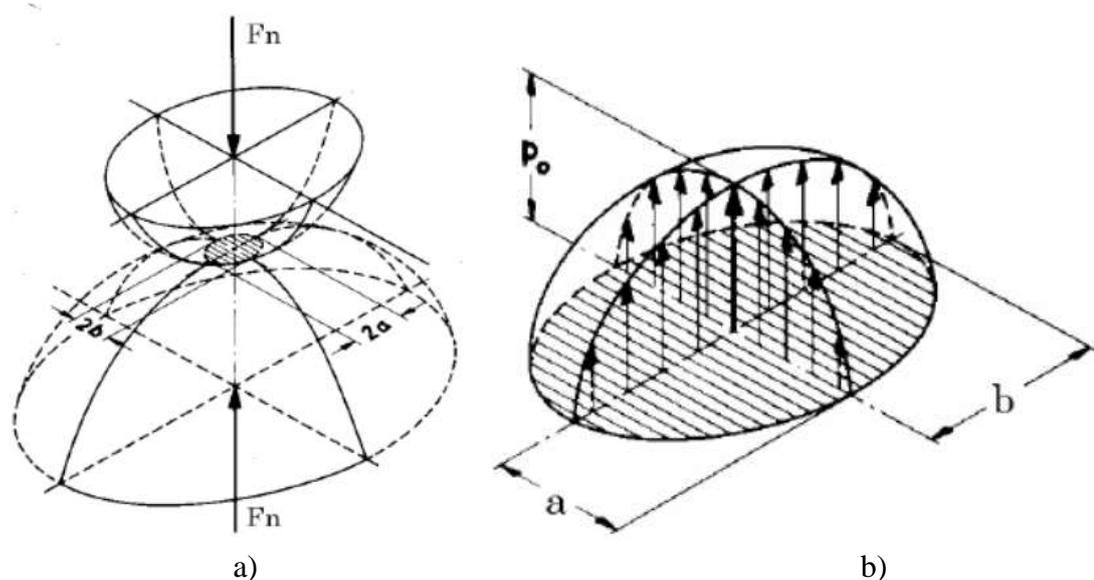


Figura 2.19 – a) Área de contato para superfícies esféricas; b) distribuição de tensão aplicada sobre a área elíptica (Eschman; Hasbargen; Weigand, 1985).

2.7.2 *Desgaste e fadiga de contato*

O desenvolvimento de novos aços para a aplicação no setor ferroviário requer, além do conhecimento de suas propriedades mecânicas e características microestruturais, a estimativa de como eles se comportarão em uso.

Neste cenário, os ensaios laboratoriais são comumente aplicados para simular condições de operação em escala reduzida, permitindo avaliar e caracterizar novos materiais que representem uma redução de custo na operação (Halama et al., 2011).

Os ensaios de desgaste comumente aplicados no sistema tribológico roda-trilho ferroviário são disco-contra-disco e pino-contra-disco, que simulam os contatos em trajeto retilíneo ou curvo, respectivamente. Entretanto, há situações (elevadas taxas de escorregamento) em que também é possível simular o contato curvo a partir do ensaio de desgaste disco-contra-disco. As condições de contato do friso da roda com face da bitola do trilho são severas, com altas pressões de contato e deslizamento em comparação ao contato da pista de rolamento da roda com o topo de boleto do trilho (Lewis et al., 2014; Olofsson et al., 2013).

À medida que os ensaios laboratoriais se tornam mais complexos, a precisão na representação da geometria de contato, das condições de carregamento e do ambiente precisam ser aprimoradas. O ensaio disco-contra-disco oferece a melhor relação entre essas variáveis e por isso tem sido usado extensivamente para testar a fadiga e as propriedades de desgaste dos aços de rodas e trilhos (Gallardo-Hernandez e Lewis, 2008).

No ensaio de desgaste disco-contra-disco é possível avaliar a resistência ao desgaste dos materiais por meio da perda de massa dos componentes e a FCR com análise das trincas formadas na superfície ou na subsuperfície (Halama et al., 2011).

Os mecanismos de deterioração superficial comumente encontrados nos ensaios de desgaste são adesão e fadiga de contato. Assim, tais mecanismos serão descritos com maior detalhamento abaixo.

2.7.2.1 *Mecanismo de desgaste por adesão*

Em uma definição geral, a adesão ocorre principalmente em condições em que o movimento se aproxima do rolamento puro e consiste na “soldagem” momentânea de asperezas da superfície de dois corpos em contato. Este efeito ocorre, porque, as superfícies não são

completamente lisas, mas possuem picos e vales oriundos da rugosidade da superfície. Quando uma alta carga é aplicada, nas interfaces das asperezas que estão em contato por uma área muito pequena (Figura 2.20) é verificada uma alta pressão de contato. Com essa pressão, estas asperezas são temporariamente soldadas, e com o movimento de rotação do corpo, há o desprendimento do material (Keller, 1963; Wang et al., 2016).

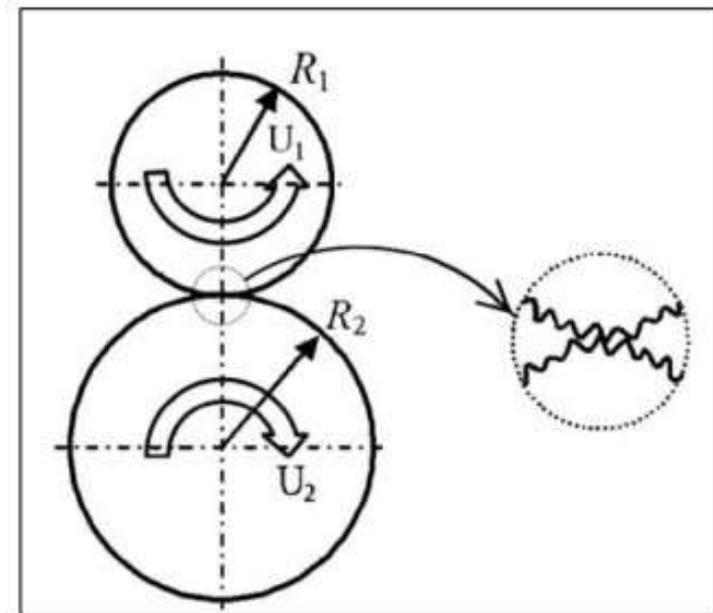


Figura 2.20 – Contato de asperezas de duas superfícies (Pu et al., 2016).

2.7.2.2 Mecanismo de fadiga

A fadiga em corpos com superfícies em contato é caracterizada pela formação de trincas e delaminação superficial causado por carregamentos repetitivos e alternados em superfícies sólidas. A fadiga pode ser localizada e ocorrer em escala microscópica devido o deslizamento repetido das asperezas nas superfícies dos sólidos em contato (Hutchings, 1992).

A fadiga de contato nas rodas e trilhos ferroviários é simulada no ensaio de desgaste disco-contra-disco e chamada de RCF (*Rolling Contact Fatigue*) ou fadiga de contato por rolamento (FCR), sendo uma função da carga normal aplicada na superfície dos corpos em contato.

Em relação à fadiga de contato por rolamento, num tribossistema roda-trilho ocorre carregamento cíclico e há diferentes formas de resposta do material, sendo estas: a) elástico; b) *shakedown* elástico; c) plasticidade cíclica (*shakedown* plástico); d) *ratchetting*; e) fratura Figura 2.21, (Abdel-Karim, 2005).

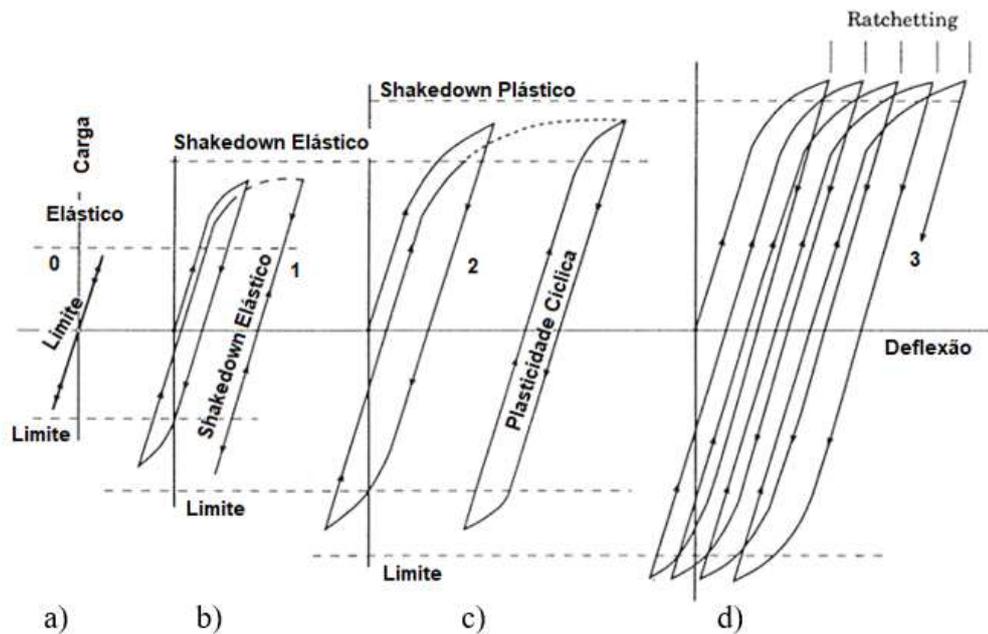


Figura 2.21 – Diferentes formas de resposta ao carregamento cíclico a) elástico; b) *Shakedown* elástico; c) *Shakedown* plástico e d) *ratchetting* (Vermaak et al., 2017).

No regime elástico a carga é menor que o limite de escoamento do material, então o sistema não atinge o escoamento. No regime *shakedown*, também conhecido por *shakedown* elástico, num material submetido a um carregamento cíclico, as estruturas exibem deformações plásticas finitas no primeiro ciclo (ou primeiros ciclos), que dão origem a tensões residuais na estrutura, de tal modo que nos ciclos de carga subsequentes ocorre apenas deformação elástica. Em outras palavras, após a resposta elástico-plástico inicial, a estrutura passa para um comportamento totalmente elástico.

Na plasticidade cíclica (*Shakedown* plástico) o limite do *shakedown* elástico é excedido, e a estrutura exibe plasticidade reversa ou alternada ao longo de cada ciclo, isto é, tensão plástica finita positiva na primeira metade do ciclo de carga, seguido por deformação negativa de magnitude igual na segunda metade (tal que a tensão plástica líquida ao longo do ciclo é zero). Às vezes, isso é chamado de *shakedown* plástico, porque a estrutura segue para um estado estacionário de tensionamento cíclico plástico não cumulativo, não havendo incremento líquido de deformação plástica entre os ciclos de carregamento. Estruturas que exibem o *shakedown* plástico falharão após um número finito de ciclos de carga devido à fadiga de baixo ciclo. (Abdel-Karim, 2005).

A continuidade do carregamento cíclico gera **incrementos de deformação plástica** (denominado *ratchetting*) que causam o escoamento superficial, exaustão da ductilidade do

material e por fim, fratura superficial do material. A falha superficial contribui assim para a perda de massa do corpo (Abdel-Karim, 2005).

Mais detalhadamente, a superfície de um corpo ao se mover em contato com outra superfície sob uma carga normal aplicada, gera um campo de tensão multiaxial na superfície e subsuperfície que é alternada ciclicamente de acordo com a rotação do corpo. Conforme os ciclos subsequentes se desenvolvem, a tensão se acumula a cada ciclo, aumentando o campo de tensão. Quando esta tensão ultrapassa o limite de escoamento há deformação plástica, com alterações das propriedades físicas nesta região. Com as repetidas deformações plásticas, ocorre o empilhamento de discordâncias e encruamento do material, os quais propiciam a nucleação de trincas que podem estar tanto na superfície quanto na subsuperfície (Suh, 1973). As trincas formadas na superfície e na subsuperfície do corpo se acumulam com posterior ruptura, efeito este também chamado de *ratchetting* (Ekberg e Sotkovszki, 2001).

O diagrama de *Shakedown* (Figura 2.22) correlaciona os fenômenos relatados anteriormente, sendo um modelo que estima a região de trabalho em que o corpo atua (elástico, *shakedown* elástico e plástico e *ratchetting*) com o objetivo de analisar se está trabalhando ou não numa região favorável à ocorrência de fadiga de contato (Hardwick, Lewis e Eadie, 2014). O diagrama é dependente da relação entre a pressão de contato e o limite de escoamento do material no eixo y e do coeficiente de atrito no eixo x.

Neste diagrama, exemplificado na Figura 2.22, é indicada a região de trabalho de três materiais diferentes de trilho para uma mesma condição de pressão de contato e valor de coeficiente de atrito. Assim, demonstra-se como as mudanças microestruturais refletem diretamente na região de atuação quando o material é submetido a cargas cíclicas. O trilho de aço carbono padrão (menor valor de limite de escoamento) está localizado na região de *ratchetting*. O trilho C-Mn HH padrão com o boleto tratado (maior valor de limite de escoamento na superfície que o aço carbono padrão) está dentro do *Shakedown* elástico. Por fim, o trilho hipereutetóide (possui maior valor de limite de escoamento dentre os três aços) está localizado na região elástica do diagrama (Ranjha, 2013). Dentre os três trilhos apresentados, aquele que irá fornecer a melhor resistência a FCR é o trilho hipereutetóide, pois o seu maior valor de limite de escoamento o propicia trabalhar dentro do regime elástico reduzindo os defeitos em função das solicitações cíclicas. Desta maneira, a busca por materiais de rodas com diferentes microestruturas visa obter materiais com melhores propriedades mecânicas, e assim possibilitar trabalhar com valores menores na escala vertical (menos agressivas) do diagrama de *Shakedown*.

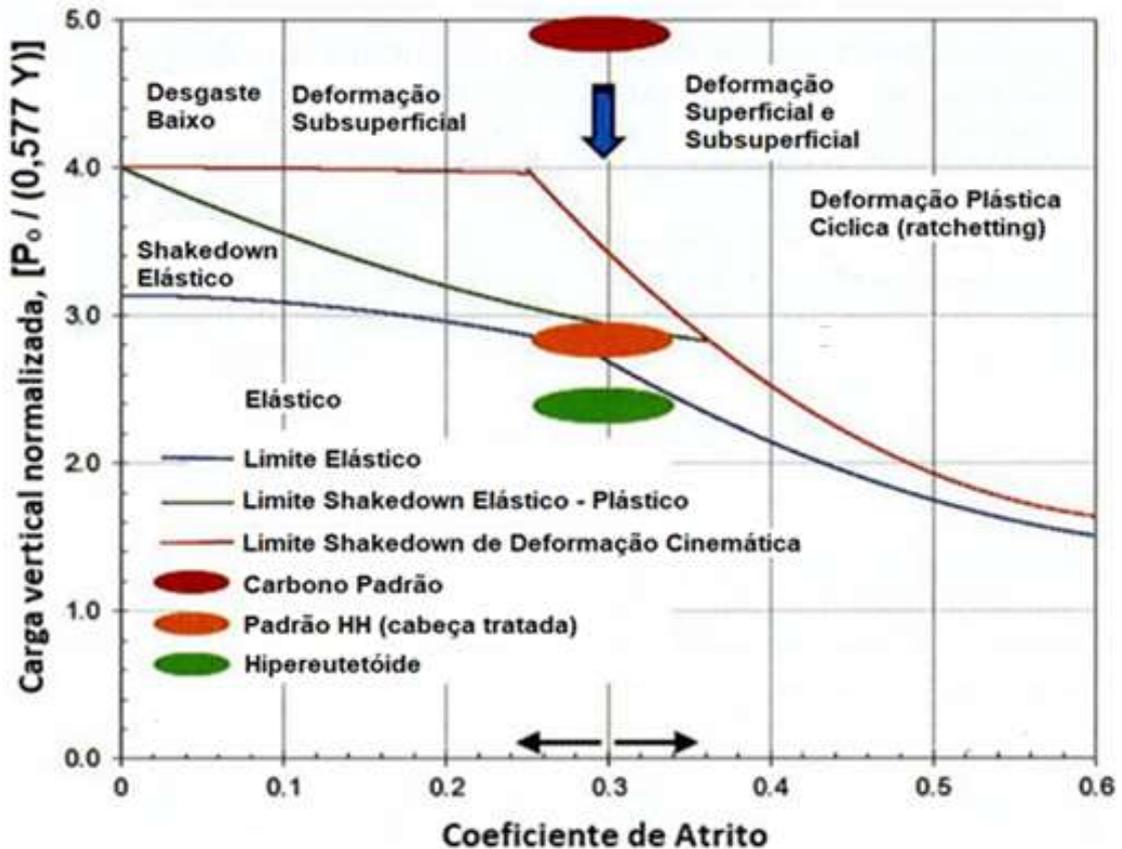


Figura 2.22 – Diagrama de Shakedown e previsão de FCR para três diferentes materiais de trilhos (P_0 – pressão máxima de contato; K_y – Tensão limite de cisalhamento do material) (adaptado de Ranjha, 2013).

Um dos principais agentes do fenômeno de *ratchetting* na superfície é o escorregamento, que promove uma alta tensão de cisalhamento seguido de deformação plástica. As trincas formadas na superfície se propagam ao longo dos grãos plasticamente deformados e suas faces são orientadas na direção do escorregamento (Figura 2.23 – a). As trincas formadas na superfície quando se propagam para o interior do material iniciam com um ângulo baixo, menores que 2° , posteriormente desviam-se seguindo a angulação dos grãos deformados (normalmente segue o sentido da rotação) (Hearle e Johnson, 1985) e por efeito de ramificação com outras trincas (Figura 2.23 – c) há a fratura e remoção do material (Figura 2.23 – b) (Ekberg e Sotkovszki, 2001). O material removido também é chamado de “debris”, e de acordo com a teoria de delaminação proposta por (Suh, 1973), possuem formato de lamelas ou flocos na fadiga de contato por rolamento com deslizamento.

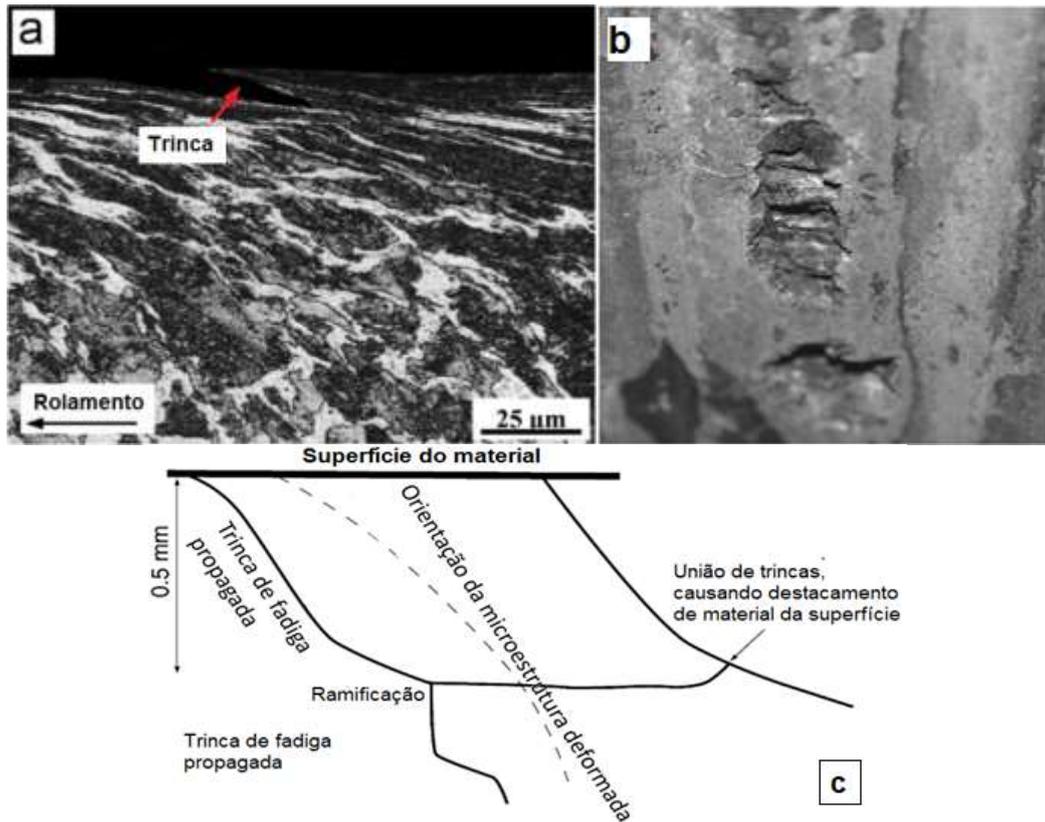


Figura 2.23 – a) Trinca iniciada na superfície e propaga-se na subsuperfície (Zeng et al., 2016); b) Dano superficial em roda ferroviária em função de trincas subsuperficiais (Ekberg, 2009); c) Representação esquemática do crescimento de trincas de fadiga iniciadas na superfície em rodas (adaptado de Ekberg e Kabo 2005).

As trincas por FCR que se iniciam na subsuperfície tem sua causa pela ação de tensão de cisalhamento e de agentes concentradores de tensão como partículas duras, inclusões e vazios (Ekberg, 2009). A tensão que ciclicamente é aplicada devido o carregamento atua nas bordas dos “defeitos internos”, criando um campo de tensão residual em torno destes. No momento em que a tensão limite do material é ultrapassada, há a nucleação da trinca e sua propagação depende do contínuo carregamento e da orientação dos grãos na subsuperfície. As trincas subsuperficiais podem permanecer na subsuperfície ou se propagarem em direção à superfície conforme tais tensões continuam sendo aplicadas, podendo causar danos mais severos que as trincas superficiais (EKBERG, 2009).

Como observado na Figura 2.24, as tensões que atuam no material são um dos fatores que contribuem para a nucleação e propagação das trincas na subsuperfície. Quando há deslizamento puro (ação em que uma superfície “desliza” sobre a outra) a tensão máxima atuante na subsuperfície é menor e o ponto de atuação desta tensão máxima é logo abaixo da

superfície. Quando há rolamento puro, o campo de tensões também atua na subsuperfície do material e o ponto de máxima tensão está em uma região de maior profundidade em relação à superfície. Entretanto, na presença de deslizamento simultâneo ao rolamento, a amplitude da tensão que atua na subsuperfície aumenta e também se desloca para uma região mais próxima da superfície (Bhushan, 2013). Desta forma, conforme aumenta-se o percentual de deslizamento atuante no material, a angulação em relação a superfície e comprimento das trincas tendem a aumentar, acarretando uma remoção mais severa de debris e deterioração superficial mais acentuada (Zhu et al., 2018).

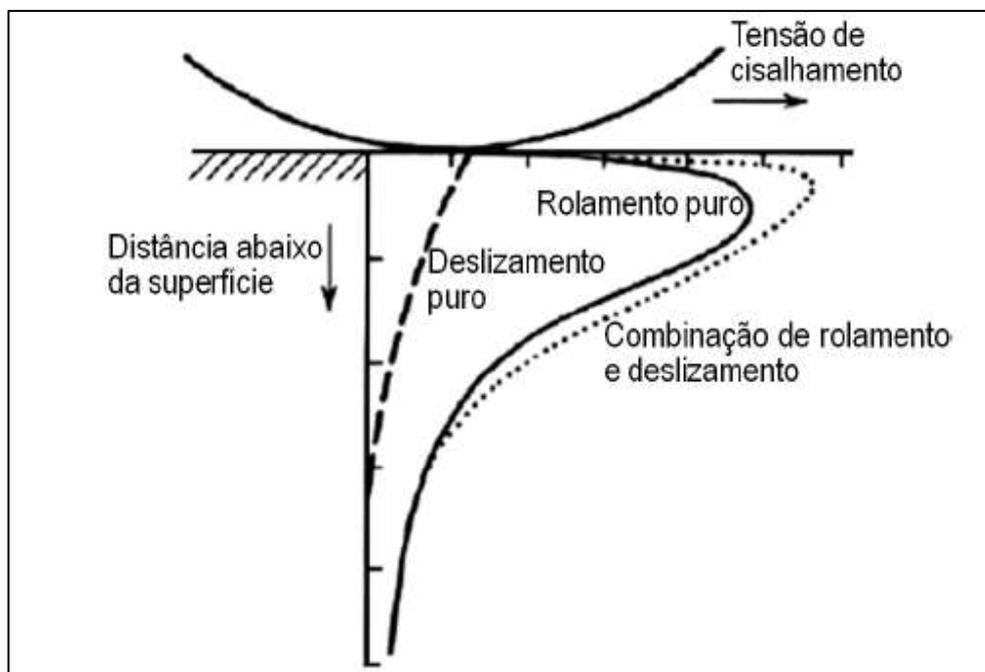


Figura 2.24 – Representação da tensão de cisalhamento em função da distância das superfícies de contato nos casos de cisalhamento puro, deslizamento puro e a combinação de ambos (Bhushan, 2013).

Verifica-se também, que há um comportamento diferente na superfície do corpo quando é aplicado somente rolamento e quando há rolamento atuando em conjunto com o deslizamento. Em rolamento puro, há atuação majoritariamente de desgaste por adesão. Conforme há atuação junto do rolamento de um pequeno percentual de taxa de deslizamento (dado por uma diferença de velocidade entre as superfícies em contato) há atuação conjunta do mecanismo de adesão e dos mecanismos de deslizamento (Wang et al, 2011). Quando a taxa deslizamento aumenta (maior diferença na velocidade entre as superfícies) e ultrapassa o percentual de 1%, o

deslizamento torna-se majoritário, praticamente extinguindo a atuação do mecanismo de adesão, ilustrada na Figura 2.25.

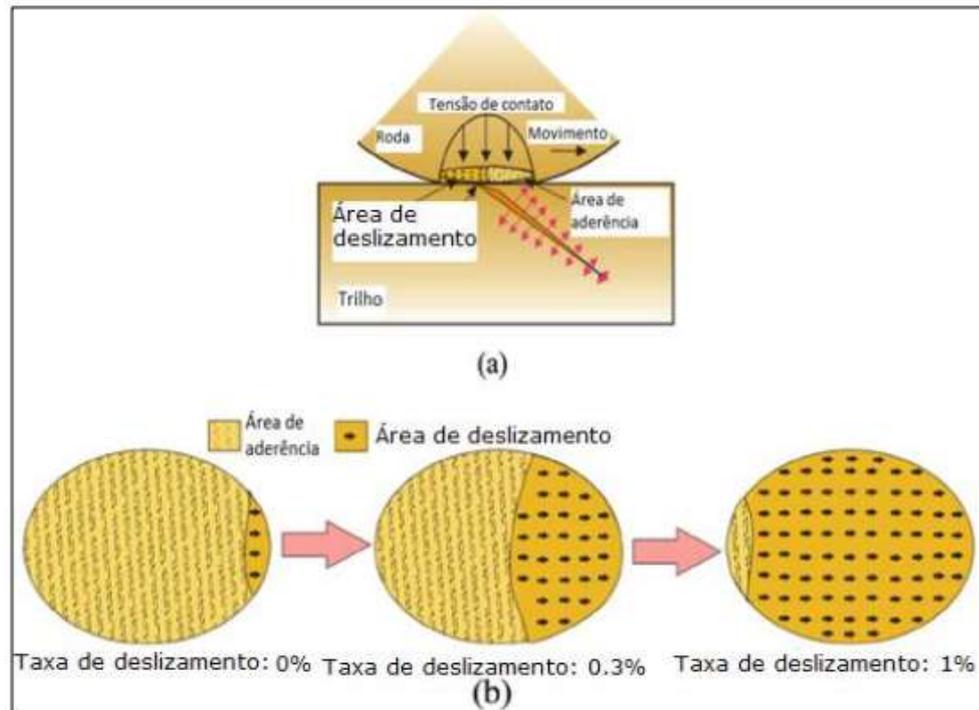


Figura 2.25 - Distribuição da zona de contato em relação a taxa de deslizamento (adaptado de WANG et al., 2016).

O aumento do escorregamento também é um fator que influencia a inclinação das trincas formadas na superfície do material e que se propagam para a subsuperfície. Zhu et al. (2018) realizaram ensaio de desgaste em material ferroviário variando o percentual de escorregamento. Verificou-se que quanto maior o percentual de deslizamento, maior a inclinação das trincas em referência a superfície do disco (Figura 2.26).

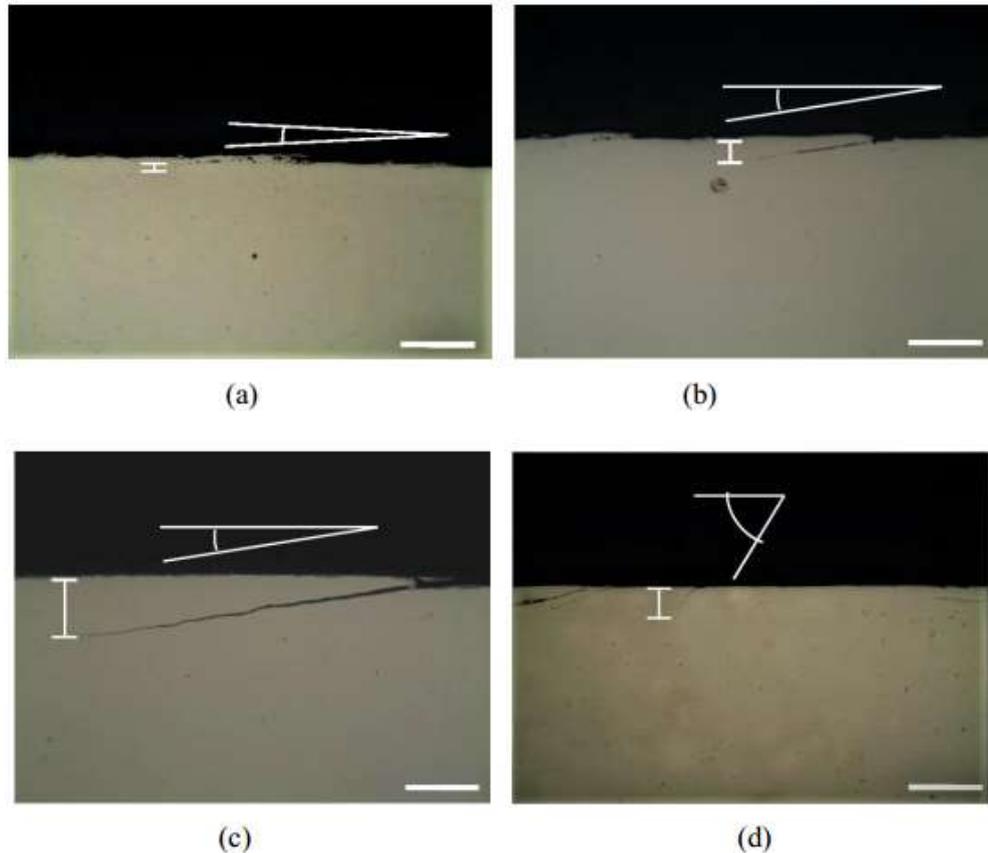


Figura 2.26 - Ângulos de formação e propagação de trincas superficiais em função do deslizamento. a) 0,5%; b) 1,5%; c) 12%; d) 18%, (Zhu et al., 2018).

Outro efeito das tensões que atuam em corpos submetidos à tensão de contato por rolamento e deslizamento é a deformação da microestrutura na subsuperfície do material. Verifica-se até uma determinada profundidade, o refinamento dos grãos e o encruamento do material em função da deformação plástica (Ekberg e Kabo, 2005), o que leva a um incremento na dureza abaixo da pista de rolamento (Ma et al., 2016; Zhu et al., 2018). A profundidade da camada deformada depende do carregamento aplicado e, quanto maior a profundidade, maior o alcance de nucleação de trincas subsuperficiais. Já a orientação dos grãos deformados segue a direção do rolamento (Ekberg e Kabo, 2005), ilustrado na Figura 2.23– c e Figura 2.27.

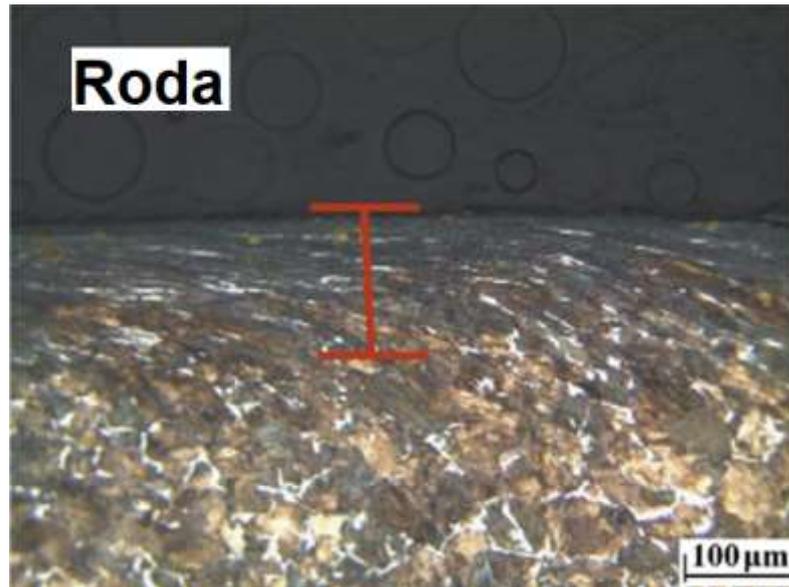


Figura 2.27 – Microestrutura de um aço perlítico de roda ferroviária após ensaio de desgaste com escorregamento, em que observa-se a deformação da camada abaixo da pista de rolamento (Ma et al., 2016)

No que diz respeito ao modo de crescimento das trincas, na fadiga clássica (Figura 2.28) as trincas submetidas a tensões multiaxiais tendem a se propagar em modo I (Ekberg e Kabo, 2005). Em corpos submetidos à fadiga de contato de rolamento e deslizamento, devido à ausência de tensões normais à superfície e a ação de tensões cisalhantes paralelas à superfície, tem-se que a propagação e crescimento das trincas se dá principalmente a partir de uma combinação dos modos II e III (Hearle e Johnson, 1985). De modo a conter a abertura das trincas, as tensões residuais compressivas atuam para fecha-las, dificultando sua propagação (Hearle e Johnson, 1985).

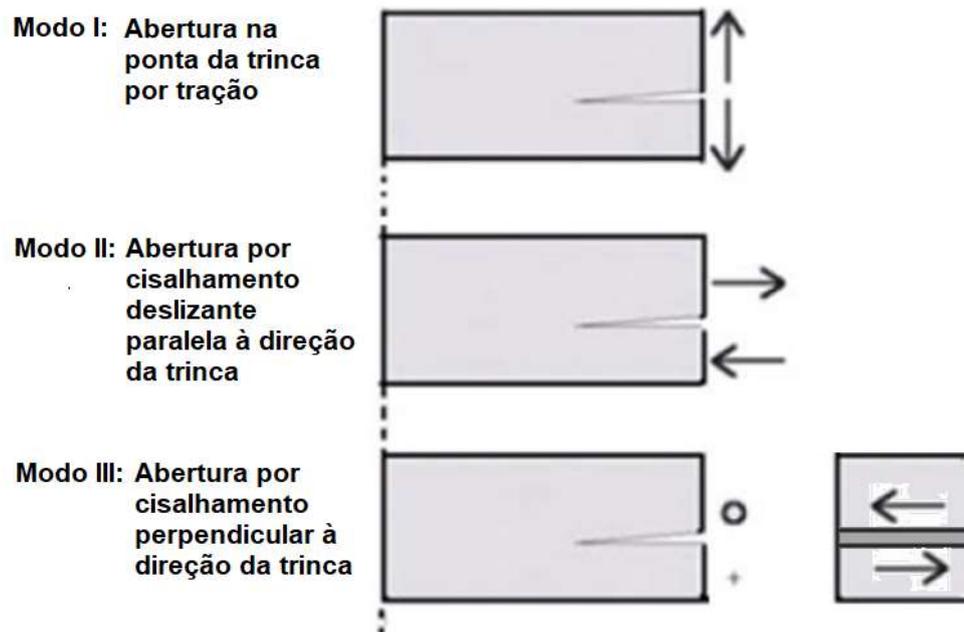


Figura 2.28 – Três principais modos básicos de propagação de trincas (adaptada de Tesfay e Thakur, 2017).

2.8 Ruído Magnético de Barkhausen

As pressões de contato presentes nos ensaios de desgaste disco-contra-disco, além de influenciarem a microestrutura abaixo da pista de rolamento, causam também mudanças na tensão residual. Atualmente diversos métodos de medição de tensão residual são utilizados, sendo que a maioria destas técnicas são destrutivas e possibilitam apenas uma única medição na região desejada. Técnicas não destrutivas como ultrassônicas e magnéticas são aplicações interessantes por serem rápidas e não necessitarem de preparação prévia. Entretanto, quando é necessário realizar medições de pequenas camadas deformadas, equipamentos de ultrassom não captam deformações em profundidades menores que 1,5 mm (Santa-Aho et al., 2012). Assim, técnicas como ruído magnético de Barkhausen permitem análises de tensão em camadas de deformação em profundidades menores.

Em materiais ferromagnéticos existem os domínios magnéticos (Figura 2.29), que são regiões microscópicas magneticamente ordenadas. Cada domínio é magnetizado de acordo com direções cristalográficas preferenciais à magnetização. Dentro de um grão existem vários domínios, os quais são separados por paredes e, dentro destas paredes, a direção de magnetização geralmente muda de 90° ou 180° (Soares, 2003).



Figura 2.29 – Desenho esquemático dos domínios magnéticos em um grão de material ferromagnético (Grijalba, 2010).

Ao induzir um campo magnético no material (Figura 2.30), ocorre a movimentação das paredes dos domínios magnéticos. As paredes dos domínios têm sua movimentação interrompida na presença dos chamados pontos de ancoragem, que podem ser tensões e defeitos como inclusões, discordâncias e, contornos de grão, dentre outros. Ao variar o campo magnético aplicado, a energia potencial da parede de domínio fica ancorada no defeito até que se acumule energia potencial suficiente para “saltar” sobre o ponto de ancoragem. Esses saltos produzem um fenômeno que na indução magnética são chamados de Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) (Antônio et al., 2013; Grijalba, 2010).

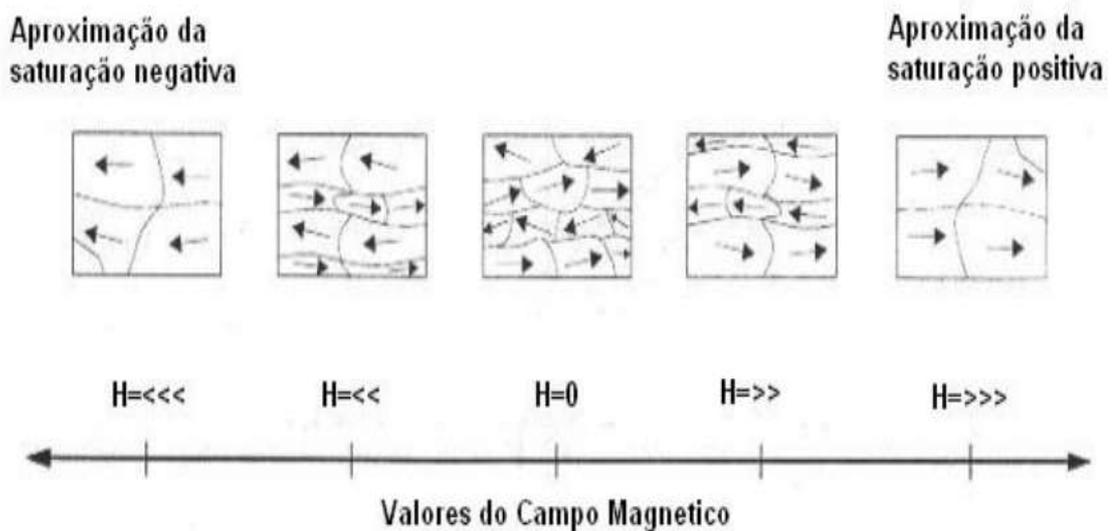


Figura 2.30 – Efeito do processo de magnetização no comportamento dos domínios magnéticos (Grijalba, 2010).

O princípio de medição é baseado na amplitude do ruído eletromagnético provocado pela magnetização local de materiais ferromagnéticos (Silva, 2014). A emissão do RMB é sensível a fatores como: precipitados, contornos de grão, discordâncias, tensões mecânicas e concentradores de tensões que atuam como barreira para a movimentação das paredes do domínio (Antônio et al., 2013; Pal'a e Ušák, 2016). Desta forma a utilização do ruído magnético de Barkhausen é uma ferramenta interessante para a avaliação da tensão residual dos discos após os ensaios de desgaste. Segundo Grijalba e Padovese (2018), as tensões residuais de compressão, aumento de dureza e encruamento tendem a reduzir os valores de RMB e tensões trativas a aumentar os valores de RMB. Por meio desta técnica também é possível avaliar a profundidade da deformação plástica causada por tensões cisalhantes do contato roda-trilho que impacta na profundidade das trincas de FCR, e dar suporte para os processos de manutenção de trilho e roda (Neslušán et al., 2018; Campos, 2020).

3. METODOLOGIA

3.1 Aços utilizados

Para este trabalho foi utilizado um aço de roda ferroviária microligada com nióbio e molibdênio fornecida pela empresa MWL Rodas e Eixos Ltda. A análise da composição química da roda, apresentada na Tabela 3.1, também foi realizada pela empresa MWL Rodas e Eixos Ltda, utilizando espectrômetro de emissão ótica, marca *Thermo Scientific*, modelo ARL 3460 OES e software WinOE com análise de 21 elementos. O “*alloy design*” dos aços foi elaborado e cedido pela empresa MWL Rodas e Eixos Ltda. O aço estudado foi denominado como 7NbMo.

Tabela 3.1 - Composição química do aço microligado utilizado (% massa)

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb
7NbMo	0,710	0,430	0,840	0,017	0,008	0,276	0,203	0,020

3.2 Ensaios realizados

As definições dos ensaios realizados seguiram as normas da *Association of American Railroads* (AAR), disponíveis no Manual AAR MSRP G_2011. Para facilitar a compreensão dos ensaios realizados, estes foram expostos em um fluxograma, apresentado nas Figuras 3.1 e 3.2.

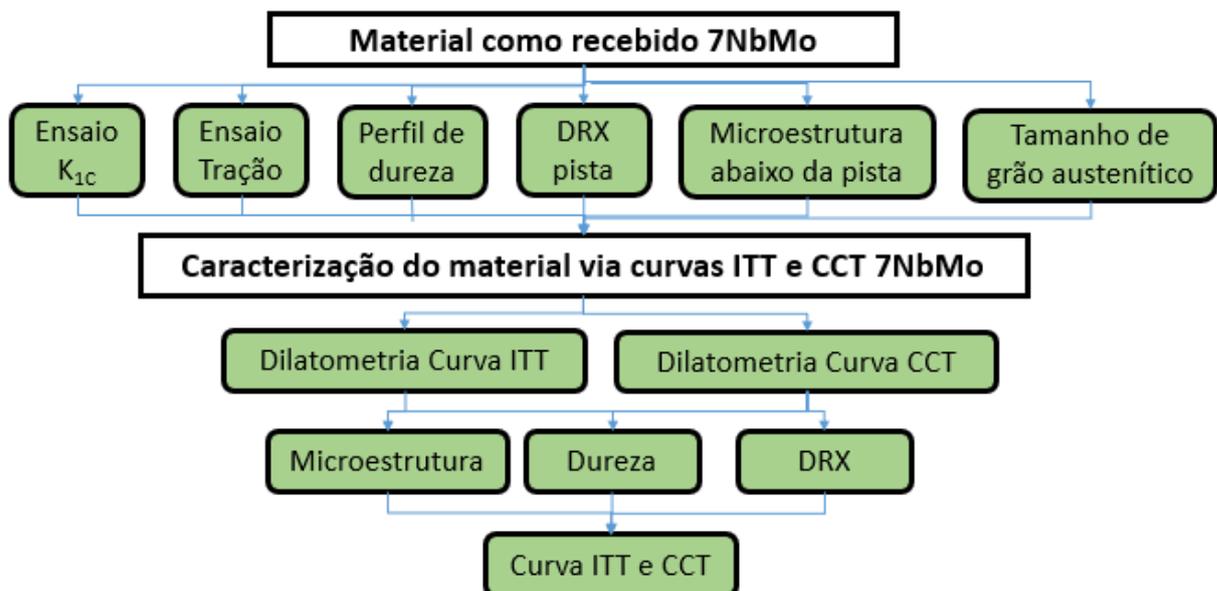


Figura 3.1 – Fluxograma para etapas de caracterização do material como recebido.

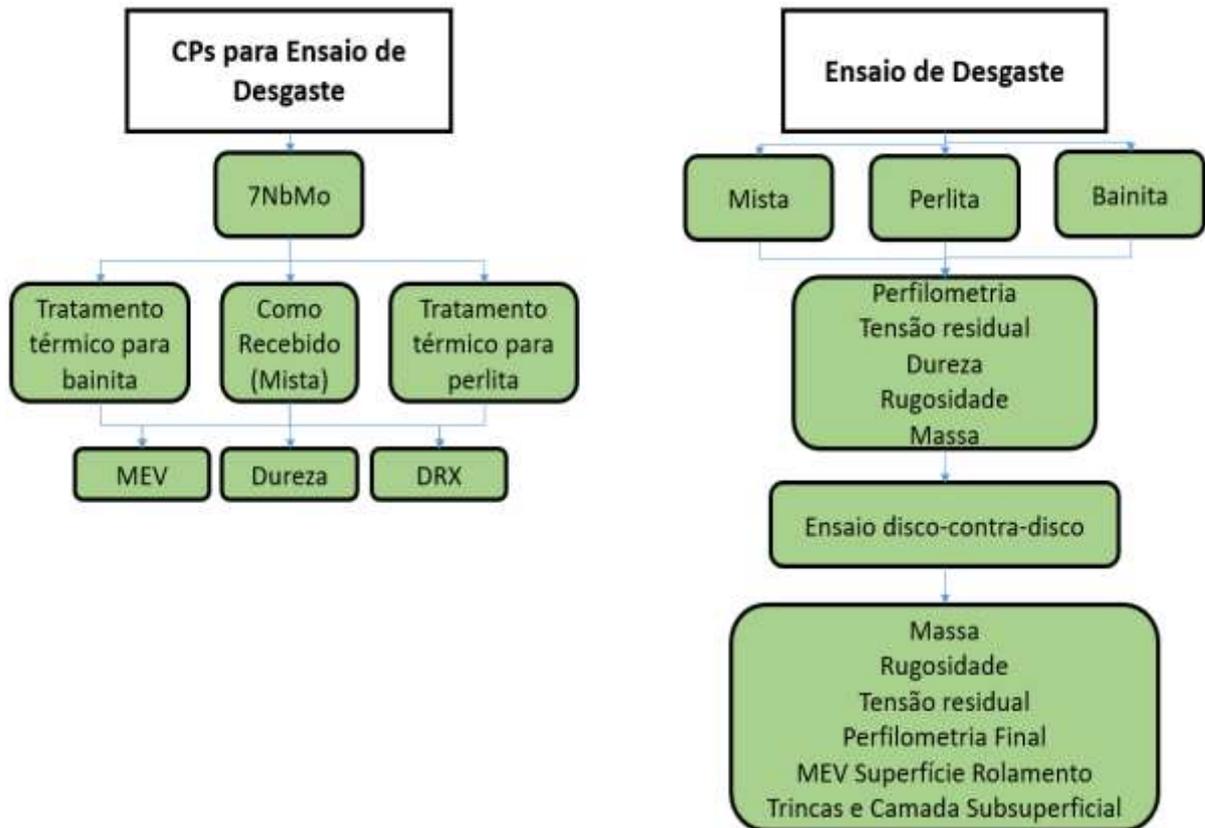


Figura 3.2 - Fluxograma para etapas de tratamento térmico e análises pré e pós ensaio de desgaste disco-contra-disco.

A retirada das amostras da roda para os ensaios de tenacidade a fratura (K_{IC}), tração, perfil de dureza e dilatometria, seguiu as indicações da norma MRSP-107 da AAR.

3.2.1 Dilatometria

Para o levantamento das curvas de transformação com resfriamento contínuo e transformação isotérmica foram utilizados dois equipamentos para a análise. O primeiro realizado no dilatômetro convencional, marca Dilatometer Type, modelo 805 A/D, disponível no Laboratório de Transformação de Fases da USP/SP. Os CPs utilizados na dilatometria convencional tem o formato de barra cilíndrica com diâmetro de 4 mm e comprimento de 10 mm, com ambas as faces usinadas. Figura 3.3, mostra o corpo de prova utilizado no dilatômetro 805 A/D e a disposição do mesmo dentro da câmara de vácuo do dilatômetro.

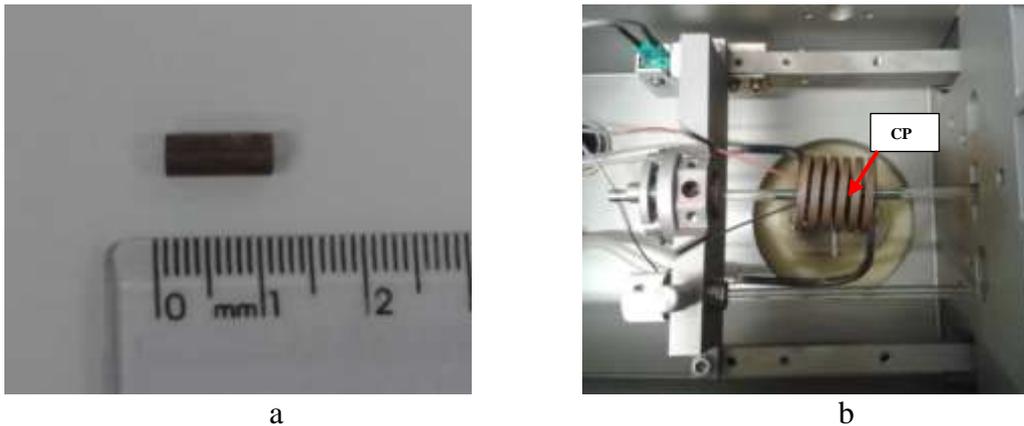


Figura 3.3 – Montagem do CP no dilatômetro 805 A/D: a) corpo de prova b) CP montado no interior da bobina de indução na câmara do dilatômetro (FONSECA, 2015).

O segundo ensaio foi realizado no LNNano - Laboratório Nacional de Nanotecnologia, CNPEM/CPM, em um simulador termomecânico *Gleeble* com dispositivo de dilatométrica, marca DSI *Dinamic System Inc.*, modelo 3800. A localização da retirada dos corpos de prova na roda é ilustrada na Figura 3.4 e as dimensões e montagem dos CPs utilizados encontram-se na Figura 3.5. Os ensaios foram realizados em dois equipamentos porque as amostras oriundas do equipamento da USP possuem dimensões que inviabilizam a realização de análise por difração de raios X.

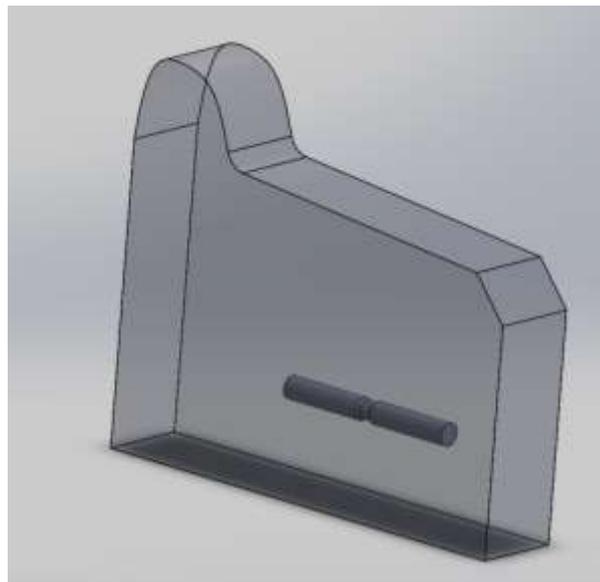
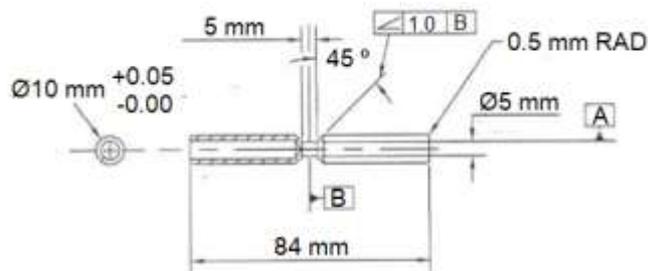


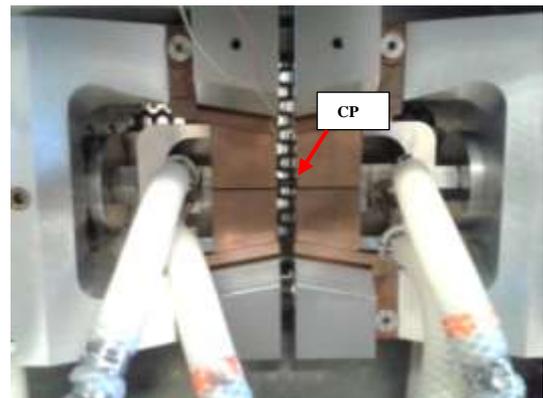
Figura 3.4 - Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs de dilatométrica para ensaios no simulador termomecânico *Gleeble* (Fonseca, 2015).



a)



b)



c)

Figura 3.5 – Simulador termomecânico Gleeble do LNNano: a) Equipamento (<https://lnnano.cnpem.br/laboratories/cpm/facilities/gleeble/>); b) corpo de prova; c) CP montado no interior da câmara do dilatômetro (Fonseca, 2015).

As curvas de resfriamento correspondentes ao ensaio para obtenção da curva de transformação isotérmica são mostradas na Figura 3.6. O procedimento consistiu em austenitizar o material em 880°C por 5 min, seguido de resfriamento brusco até a temperatura de transformação isotérmica (T_1), mantendo nesta temperatura pelo tempo necessário para a transformação das fases e posterior resfriamento lento até a temperatura ambiente. Utilizou-se as seguintes temperaturas para transformação isotérmica: 700, 650, 600, 550, 500, 450, 400, 350, 300, 250 e 200°C .

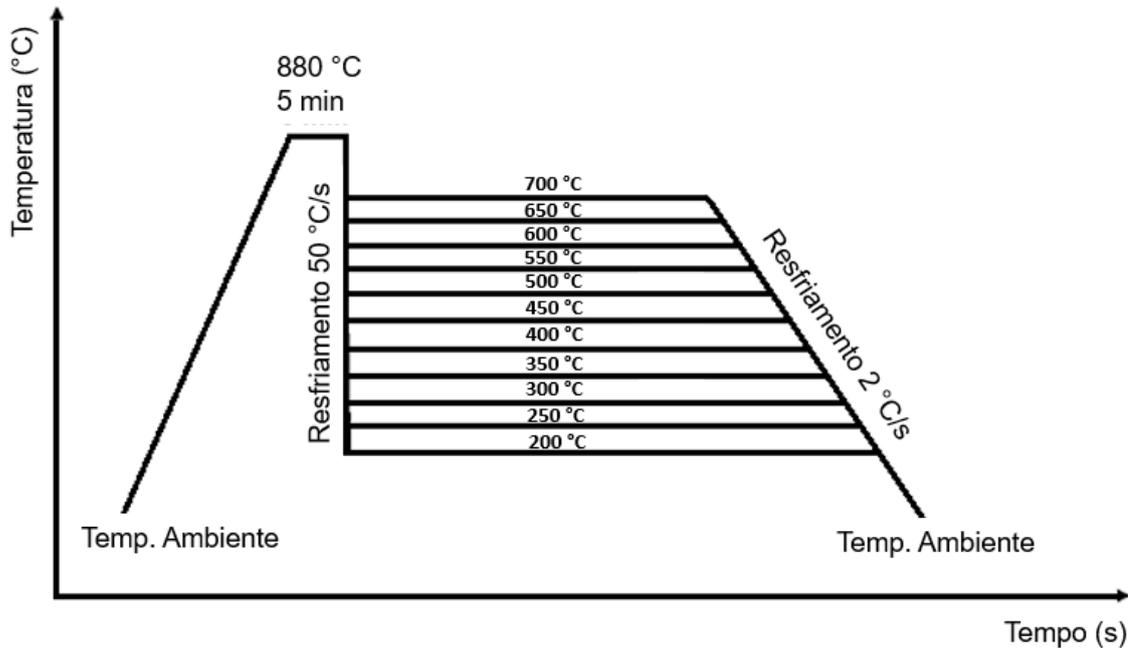


Figura 3.6 – Tratamento térmico utilizado no ensaio de dilatométrica para a construção da curva de transformação isotérmica do aço 7NbMo.

As curvas de resfriamento correspondentes ao ensaio para obtenção da curva de transformação contínua são mostradas na Figura 3.7. O aço foi austenitizado a 880°C por 5 min, seguido de resfriamento contínuo em diferentes taxas (0,1; 0,4; 0,5; 0,7; 1; 3; 5; 10; 20; 30 e 50 °C/s) até a temperatura ambiente.

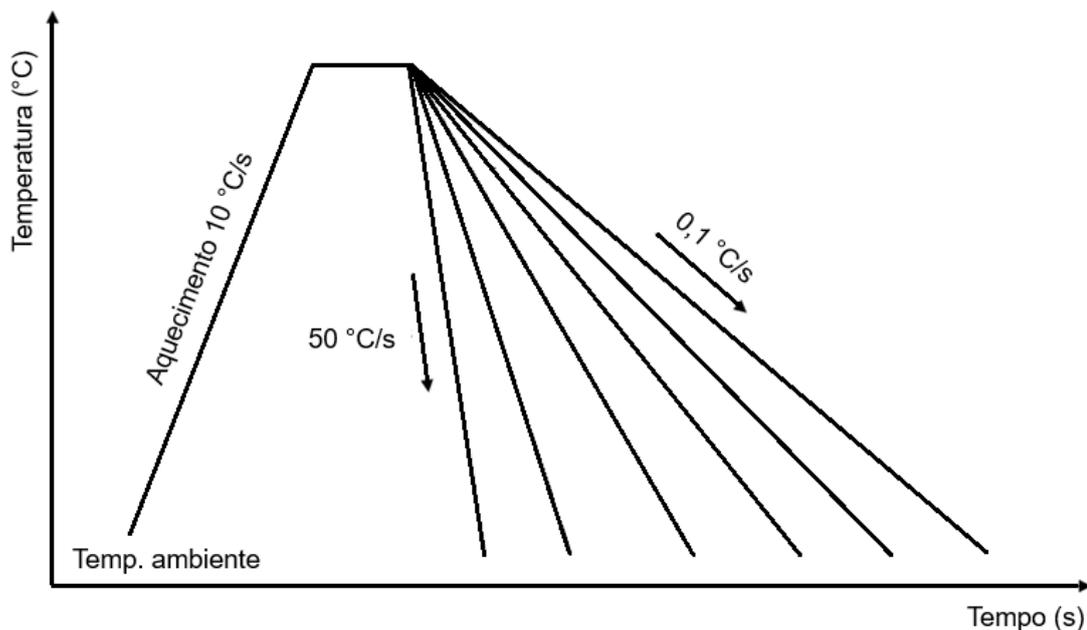


Figura 3.7– Rota de tratamento térmico utilizado no ensaio de dilatométrica para construção da curva de resfriamento contínuo do aço 7NbMo.

Na Figura 3.8 apresenta-se uma curva típica de dilatometria para patamar isotérmico. Nesta curva a variação do comprimento em função do tempo de resfriamento é graficada e os pontos de inflexão são atribuídos às transformações de fases. As mudanças estruturais sempre estão relacionadas com a expansão ou contração do material, sendo estas registradas pela variação do comprimento ΔL do corpo de prova. Quando o material é aquecido e entra no campo de austenita, há uma expansão do corpo de prova. Inversamente, quando o mesmo é resfriado bruscamente até a T_1 , há uma contração do material por razões térmicas. Após um certo período no patamar de isotérmico a amostra austenítica começa a transformar-se em ferrita, cementita, bainita dependendo da temperatura, e assim, há um aumento progressivo de volume das microestruturas (Silva e Mei, 2010). Desta maneira, inserindo tais pontos de início e final de transformação pode-se obter o diagrama de transformação isotérmico do material.

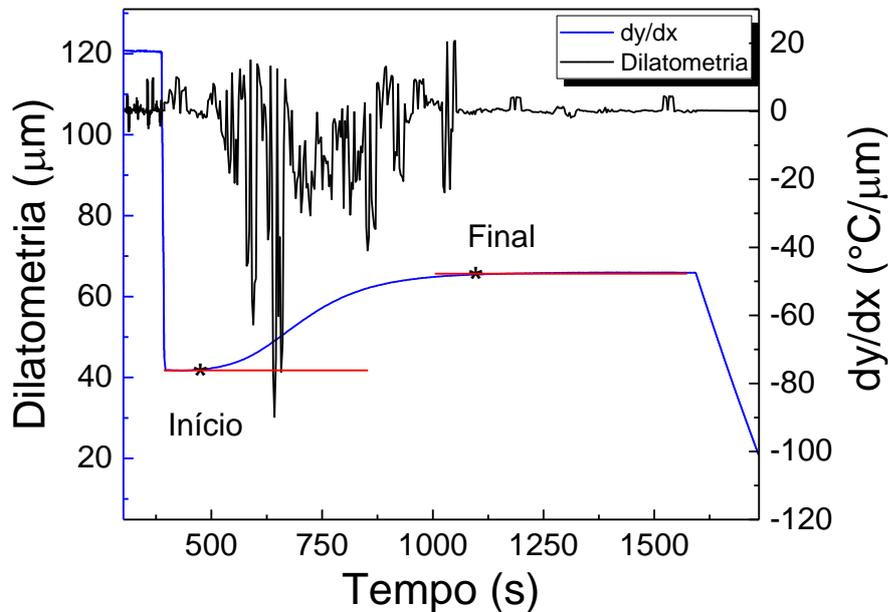
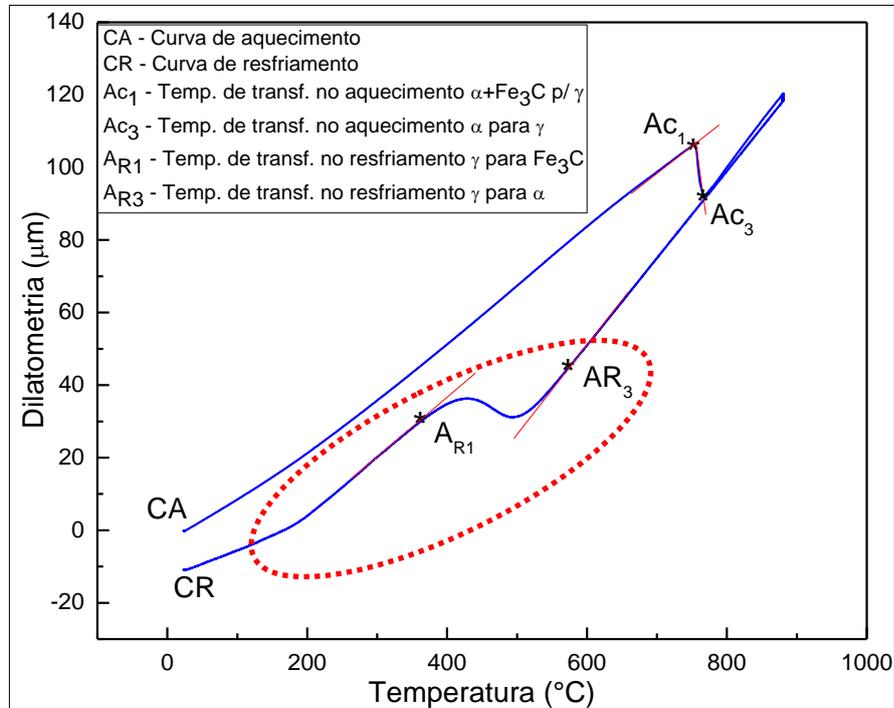


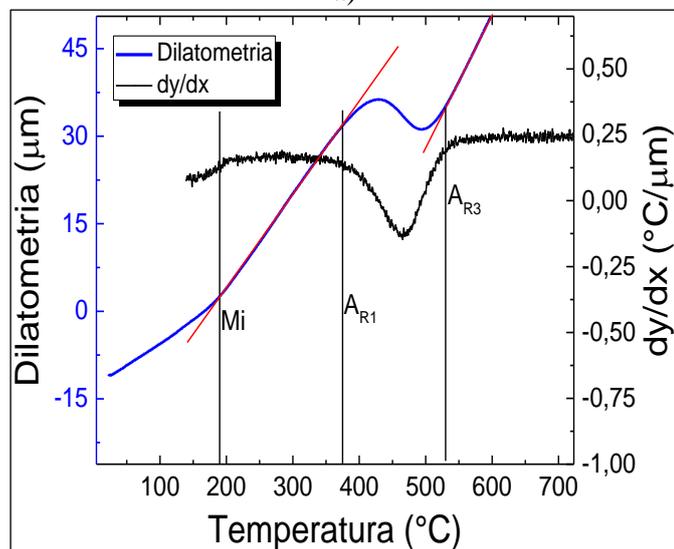
Figura 3.8 – Curva de variação do comprimento ΔL e da derivada (temperatura/comprimento) em função do tempo para o aço 7NbMo na temperatura de 550 °C.

Na Figura 3.9 visualiza-se uma curva típica de um ensaio de dilatometria para resfriamento contínuo para a taxa de 0,7 °C/s do aço 7NbMo. A partir deste gráfico é possível identificar os pontos de transformação do aço durante o aquecimento e resfriamento. Tomando a curva de aquecimento, tem-se os pontos de inflexão (AC_1 e AC_3), os quais representam a transformação da ferrita e cementita (Fe_3C) para austenita. Para o intervalo de resfriamento, também há dois pontos de inflexão atribuídos a transformação da austenita em ferrita e cementita. As variações no comprimento da amostra estão relacionadas as transformações estruturais do material, no caso do resfriamento a transformação da fase austenita (CFC –

Cúbica de Face Centrado) mais compacta para fase ferrita (CCC - Cúbica de Corpo Centrado) de menor compactação. Em seguida, há uma expansão menos acentuada, em função da transformação da austenita em Fe_3C e ferrita, formando a perlita (Fonseca, 2015).



a)



b)

Figura 3.9 – a) Curva de dilatométrica típica para o aço 7NbMo. No aquecimento (CA): Ac₁ – transformação $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$; Ac₃ – transformação $\alpha \rightarrow \gamma$. No resfriamento (CR): A_{R3} – transformação $\gamma \rightarrow \alpha$; A_{R1} – fim da transformação $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. b) Ampliação da parte final do resfriamento indicado pelo círculo pontilhado evidenciando o auxílio da curva derivada da temperatura por dilatométrica para identificação dos pontos de transformação.

3.2.2 *Análise microestrutural*

Para as análises microestruturais foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura (MEV) do Laboratório Multiusuário FEM/Unicamp, marca Zeiss, modelo EVO MA 15. Também foi utilizado o MEV do Laboratório de Microscopia Eletrônica, marca/modelo FEI Quanta 650 FEG.

A região de retirada do corpo de prova para as análises microestruturais e perfil de dureza está apresentada na Figura 3.10. As amostras para análise microestrutural foram preparadas metalograficamente com lixas de diversas granulometrias e polimento em 6, 3 e 1 μm . Para o ataque químico foi utilizado o reagente Nital 2%.

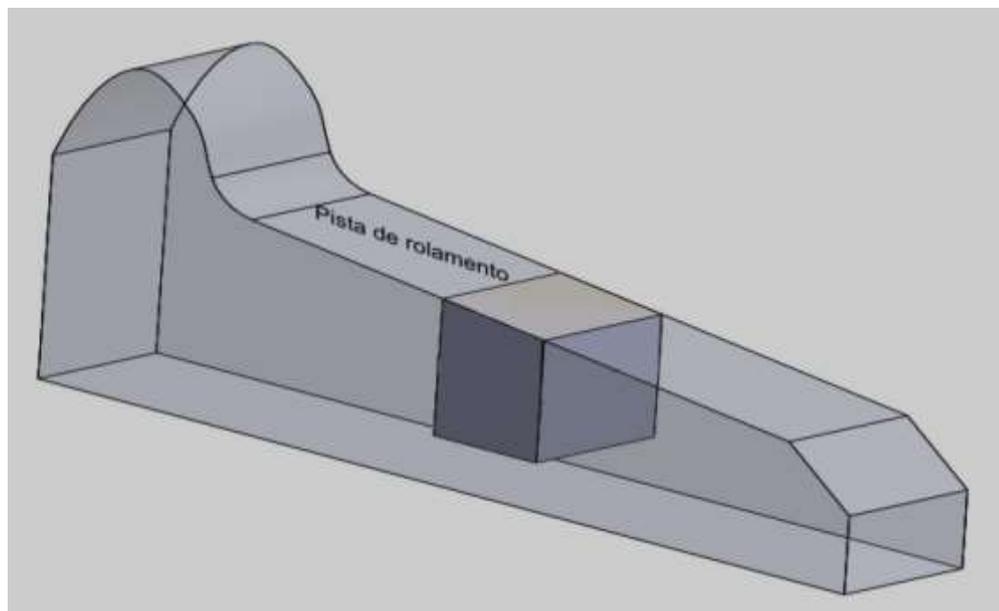


Figura 3.10 - Desenho esquemático indicando a região de retirada dos CPs para análise microestrutural e perfil de dureza de acordo com norma da AAR (Fonseca, 2015).

3.2.3 *Espaçamento interlamelar da perlita*

Para o cálculo do espaçamento interlamelar das amostras obtidas no ensaio de dilatométrica faz-se necessário a utilização de imagens de alta resolução, obtidas via MEV. Utilizou-se o método de intersecção aleatória para estas medidas. As medidas foram realizadas nas microestruturas que apresentavam espaçamento interlamelar bem definidas. Para cada microestrutura avaliada, foram selecionadas 5 regiões com perlita mais fina, e com o auxílio do *software ImageJ*, foi traçada uma linha com comprimento padrão transversalmente às lamelas

de perlita. Na sequência, realizou-se a contagem do número de lamelas de cementita que interceptava a linha. Desta maneira por meio da Equação 3.1 pode-se calcular o espaçamento interlamelar.

$$S_0 = \frac{L_T}{I} \quad (3.1)$$

L_T - Comprimento total da linha de intersecção (μm);

I - Número de intersecções da linha padrão com as lamelas de cementita.

3.2.4 Dureza

O perfil de dureza foi realizado a partir da pista de rolamento da roda até uma profundidade de 21 mm em direção ao cubo. A região de retirada do corpo de prova é ilustrada na Figura 3.10. A medida da dureza foi realizada em um durômetro Vickers HD comercial, marca Pantec, modelo 1000TM, disponível na Empresa MControl-Piracicaba/SP.

Para as amostras de dilatométrica foram realizadas 10 medidas de dureza em um durômetro Vickers, marca Future Tech, modelo FV 800, do Laboratório Multiusuário da FEM – DEMM/FEM/Unicamp. Os parâmetros utilizados para microdureza foram carga de 1 kgf durante 15 segundos.

3.2.5 Tamanho de grão austenítico

Para se determinar o diâmetro do grão austenítico do material como recebido, utilizou-se de têmpera parcial (Silva e Mei, 2010). A têmpera parcial consiste em submeter uma amostra de formato retangular (dimensões 30 x 20 x 60 mm) à temperatura de 880 °C por 20 minutos, em um forno tipo mufla e, em seguida, mergulhar uma das extremidades em água. Após a têmpera parcial as amostras foram cortadas ao meio, no sentido longitudinal, preparadas metalograficamente e, em seguida, atacadas com uma solução de 2% de ácido pícrico + 2% cloreto férrico em 100 ml de água por 30 segundos. Para a medida do diâmetro do grão austenítico (D_γ) foram realizadas imagens de microscopia óptica e calculado o D_γ de acordo com a Equação 3.4, através do método de interseção de linhas em 5 regiões diferentes.

$$D_y = \frac{L_T}{I} \quad (3.4)$$

L_T = comprimento da linha teste (mm)

I = número de intersecções entre a linha teste e os contornos de grão.

Para obter as imagens utilizou-se um microscópio óptico marca Zeiss, modelo Axio Scope, com câmera para aquisição de imagens, disponível no Laboratório de Processamento de Materiais a Laser, FEM/Unicamp

3.2.6 *Ensaio de tração*

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório Multiusuário da FEM, em um Equipamento MTS System, modelo 810Flex-Test40. Foram ensaiados 4 CPs na temperatura ambiente, seguindo a norma ASTM A370-12. A região de retirada dos corpos de prova de tração é indicada na Figura 3.11 e as dimensões dos corpos de prova na Figura 3.12.

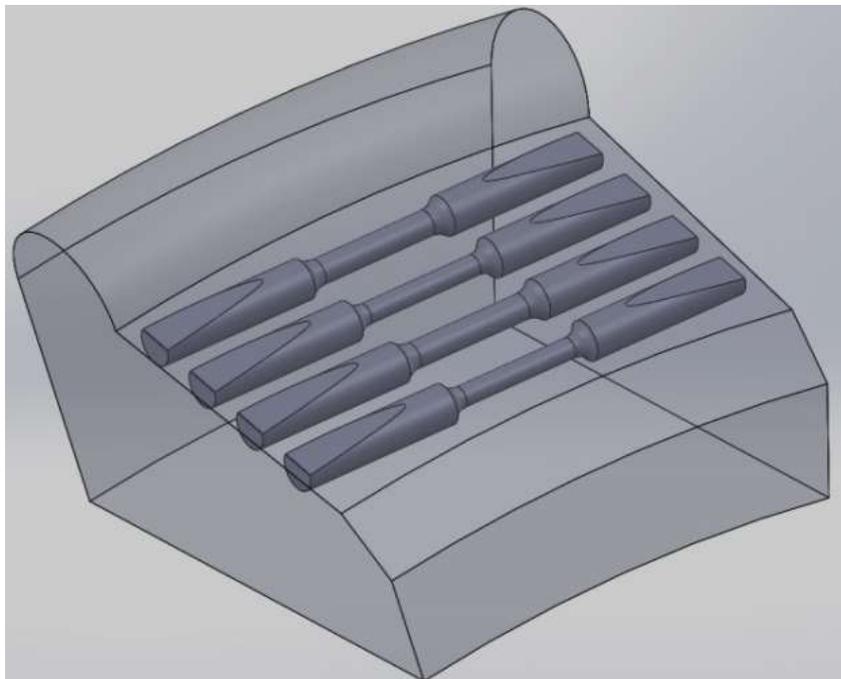


Figura 3.11 - Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs para ensaio de tração em temperatura ambiente conforme a norma AAR M-107, 2011 (Fonseca, 2015).

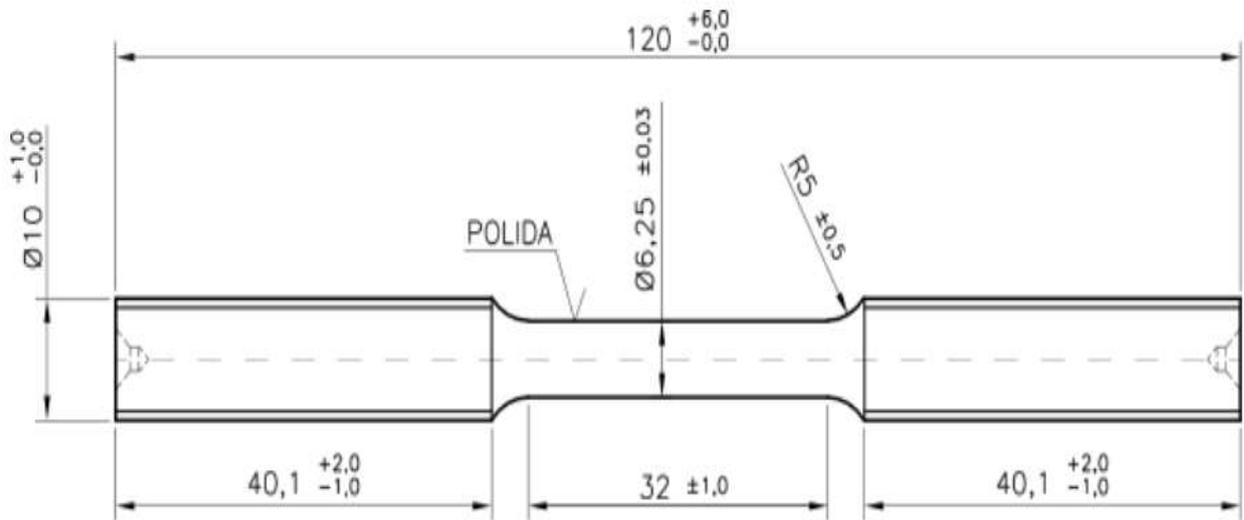


Figura 3.12 – Dimensões em milímetros dos corpos de provas utilizados no ensaio de tração a temperatura ambiente conforme a norma ASTM A370-12.

Também foi realizado ensaio de tração em corpos de prova com a microestrutura bainítica e perlítica obtidas por tratamento térmico. Os ensaios foram realizados no Laboratório Multiusuário da FEM na MTS 810Flex-Test40. Foram ensaiados 4 CPs na temperatura ambiente para as microestruturas perlítica e bainítica, seguindo a norma ASTM A370-12. Nas amostras utilizadas nestes ensaios a usinagem final com as medidas ilustradas na Figura 3.12 foi realizada após tratamento térmico de barras retiradas na mesma posição ilustrada na Figura 3.11.

3.2.7 Ensaio de tenacidade à fratura

Para o ensaio de tenacidade à fratura foram utilizados 4 corpos de prova do tipo compacto com espessura de 25 mm, conforme a norma ASTM E399-12. Suas dimensões são representadas na Figura 3.13. Os corpos de provas foram retirados próximo a pista de rolamento, conforme indicado na Figura 3.14. O ensaio foi realizado utilizando o mesmo equipamento de ensaio de tração, porém adaptado para o ensaio de tenacidade à fratura no modo 1, o qual encontra-se disponível no Laboratório Multiusuários da FEM.

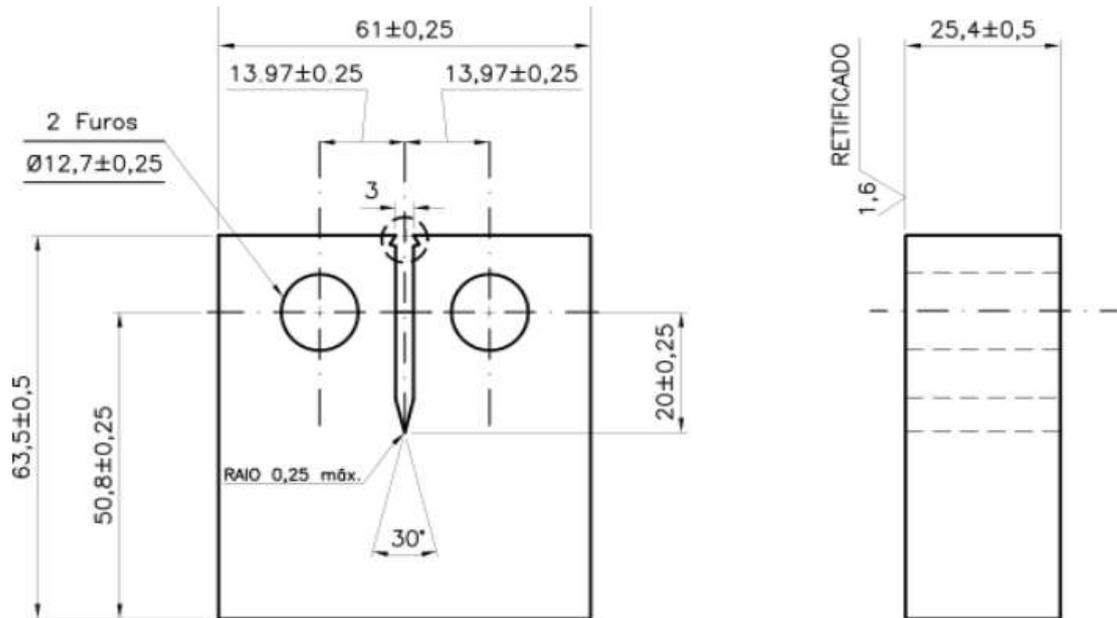


Figura 3.13 – Dimensões em milímetros dos corpos de prova utilizados no ensaio de tenacidade à fratura (ASTM E399-12).

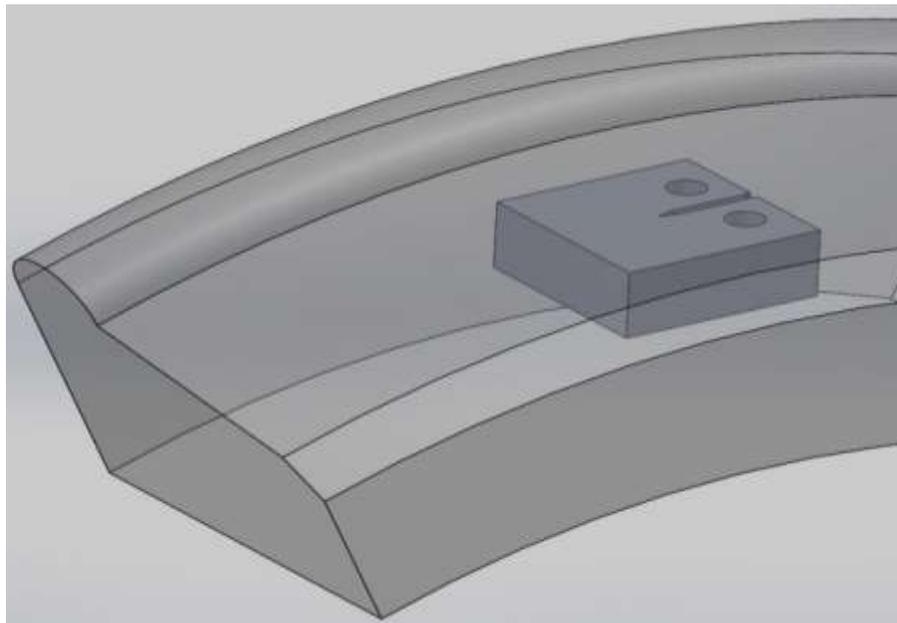


Figura 3.14 - Desenho esquemático indicando as regiões de retirada dos CPs para ensaio de tenacidade a fratura em temperatura ambiente de acordo com a norma AAR M-107, 2011 (Fonseca, 2015).

3.3 Tratamento térmico dos discos

A partir das curvas de dilatométrica obtidas, pôde-se determinar o tratamento térmico a ser realizado nos discos para obtenção de estrutura bainítica e perlítica. Assim, utilizou-se um forno

mufra e um banho de estanho. O tratamento térmico realizados para os discos bainíticos, consistiu em aquecer o material até 900 °C com patamar de 5 min nesta temperatura, seguido de resfriamento a uma taxa de 20 °C/s até 350 °C utilizando jato de ar + água gelada. Em seguida os discos permaneceram em banho de estanho a 350 °C por 50 minutos e finalizado com resfriamento ao ar. Para o aço perlítico, aqueceu-se o material até 900 °C por 5 min, seguido de imersão com agitação por 5 min e permanência no banho de estanho a 600 °C por 50 minutos e finalizado com resfriamento ao ar. O esquema de tratamento térmico é ilustrado na Figura 3.15.

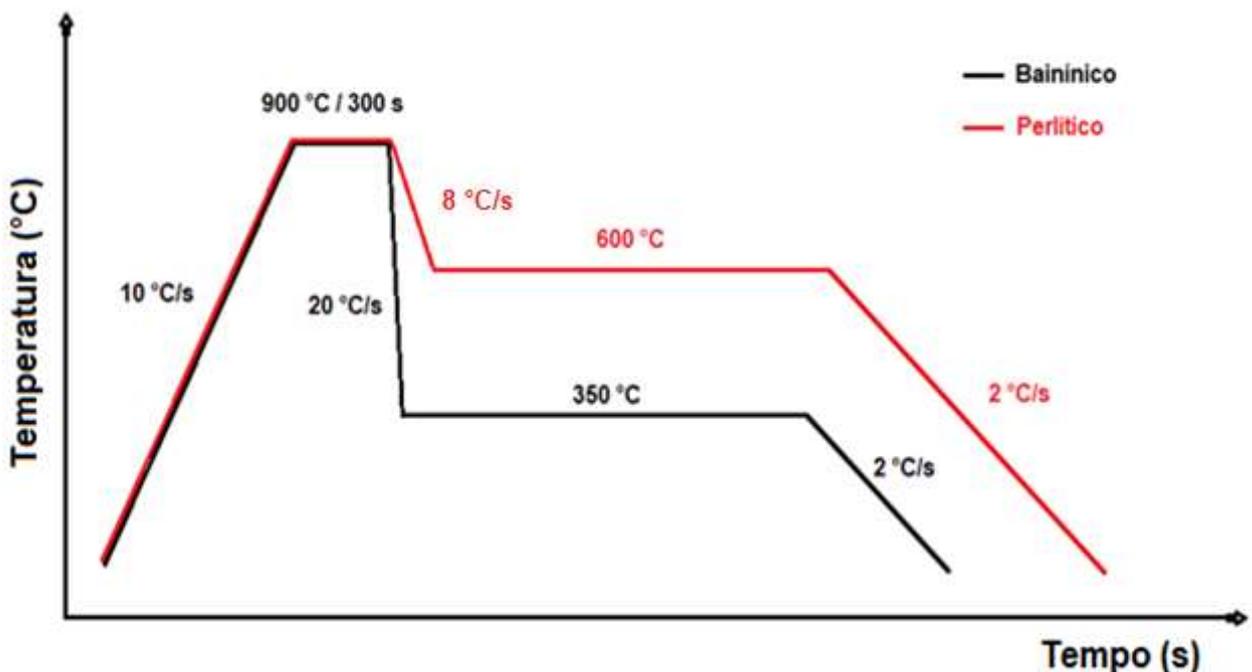


Figura 3.15 – Rota de tratamento térmico realizado para os discos.

Após o tratamento térmico foram confirmadas as microestruturas obtidas por meio de difração de raios X e MEV. O equipamento utilizado para raios X foi um difratômetro *Panalitical X'pert Pro* e os equipamentos para MEV foram FEI Quanta 650 FEG e Zeiss/ EVO MA 15.

3.4 Ensaios de desgaste disco-contra-disco

Foram utilizados para o ensaio de desgaste disco-contra-disco corpos de provas separados com três microestruturas distintas (perlítica, mista e bainítica). As microestruturas perlítica e bainítica foram obtidas por meio de tratamentos térmicos já descritos e a microestrutura

denominada “**mista**” era oriunda da região abaixo da pista de rolamento da **roda ferroviária original como recebida**.

Os discos com microestrutura mista, foram retirados na parte mais próxima da pista de rolamento (denominado: como recebida) e para as demais microestruturas na parte mais inferior da roda (denominado: para tratamento), pois estes foram tratados termicamente (Figura 3.16).

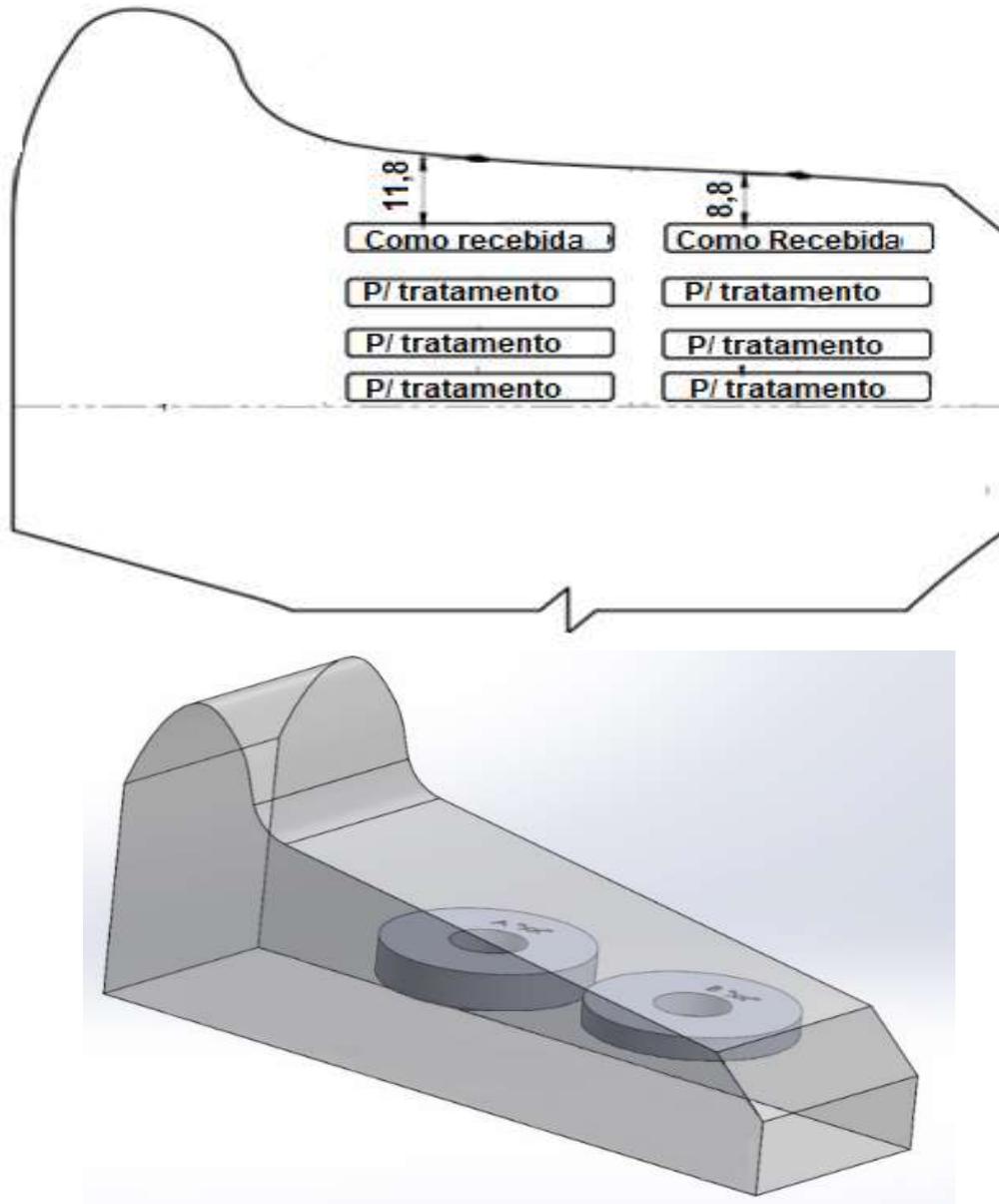


Figura 3.16 – Representação da posição dos discos retirados na roda.

Os ensaios de desgaste foram realizados em uma máquina de desgaste por rolamento/deslizamento, a qual possui uma configuração disco-contra-disco e simula a fadiga de contato por rolamento com deslizamento. A Figura 3.17 ilustra de forma esquemática a

máquina de desgaste disco-contra-disco. Entre os discos é soprado um jato de ar a fim de remover os debris da interface de contato.

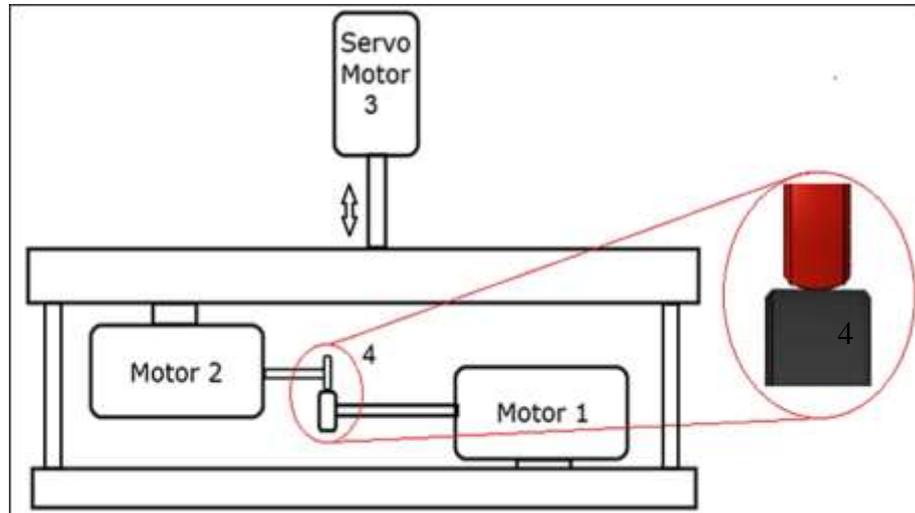


Figura 3.17 – Desenho esquemático da máquina de desgaste por rolamento com deslizamento tipo disco-contra-disco do Laboratório de Tribologia da FEM/UNICAMP. 1) Motor de atuação do disco; 2) Motor de atuação do disco; 3) Servo motor que aplica a carga desejada; 4) Região de contato dos discos. (AMORIM, 2018).

O sistema de operação da máquina é automático, e após iniciado o ensaio, um software faz o monitoramento e controle dos dados obtidos pelos sensores. A máquina possui sistema de segurança que interrompe o funcionamento do ensaio quando as variáveis de controle extrapolam os limites de segurança pré-definidos. Os parâmetros controlados são rotação do eixo superior e inferior e carga aplicada pelo servo motor. Os parâmetros utilizados no ensaio encontram-se na Tabela 3.2. Os parâmetros de deslizamento seguem a norma AAR M-107/M-208 (2011), com pressão máxima de contato teórica inicial de 3100 MPa e escorregamento de 0,75%. A cada 10 mil ciclos o ensaio foi interrompido a fim de coletar as medidas de massa e rugosidade dos discos. A fim de reduzir alguma influência da parada, os discos foram sempre remontados na mesma posição de retirada para medição de massa.

Tabela 3.2 – Parâmetros utilizados no ensaio de desgaste disco-contra-disco.

Carga	Velocidade de Rotação	Deslizamento	Nº de Ciclos Total
260 kgf / 2551 N	Eixo superior (B) 446,6 rpm	0,75%	100.000
	Eixo inferior (A) 450 rpm		

Foram utilizados 5 discos para cada microestrutura estudada, totalizando 15 discos. Para cada ensaio realizado foi utilizado um disco na parte superior, o qual simula as microestruturas estudadas neste trabalho e na parte inferior, utilizou-se um disco de aço com dureza padrão de aproximadamente 650 HV05 em todos os ensaios. O disco com maior dureza foi utilizado a fim de minimizar o desgaste do mesmo e assim estudar o efeito da perda de massa e FCR das microestruturas propostas. As dimensões dos discos inferior e superior são ilustradas na Figura 3.18.

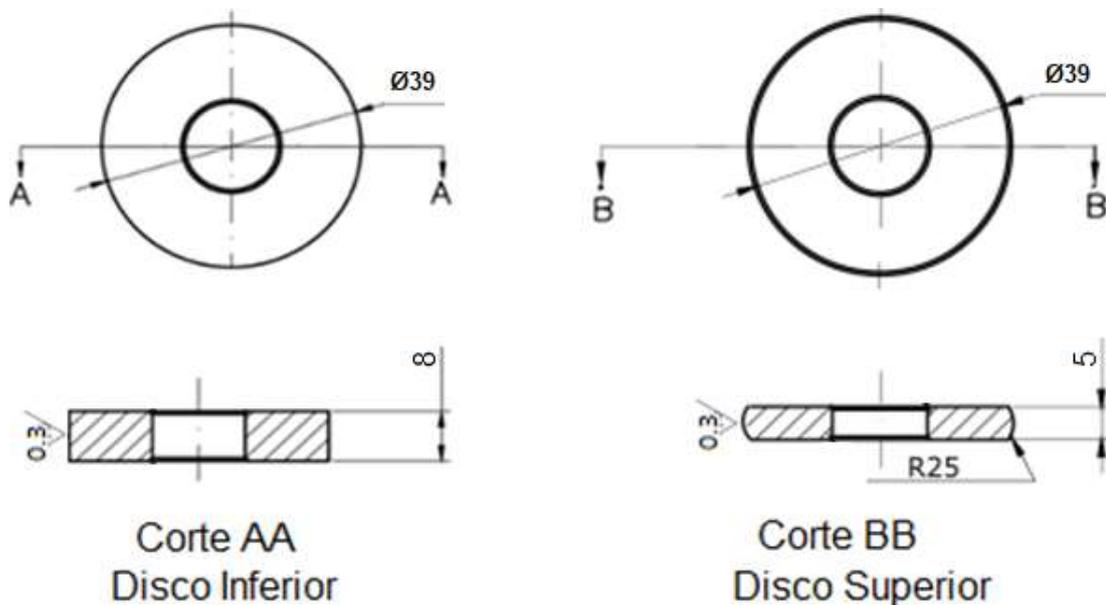


Figura 3.18 – Dimensão em milímetros do disco inferior e superior utilizado no ensaio de desgaste disco-contra-disco.

3.4.1 Caracterização dos discos para ensaio de desgaste

As análises necessárias para avaliação do desgaste e fadiga de contato foram: perda de massa, rugosidade superficial, perfilometria óptica, microdureza circunferencial e radial, tensão residual por ruído magnético de Barkhausen, microscopia óptica (MO) da superfície e microscopia eletrônica de varredura (MEV) da superfície e subsuperfície (radial e transversal). As regiões dos discos analisadas pelas diferentes técnicas descritas acima são apresentadas na Figura 3.19.

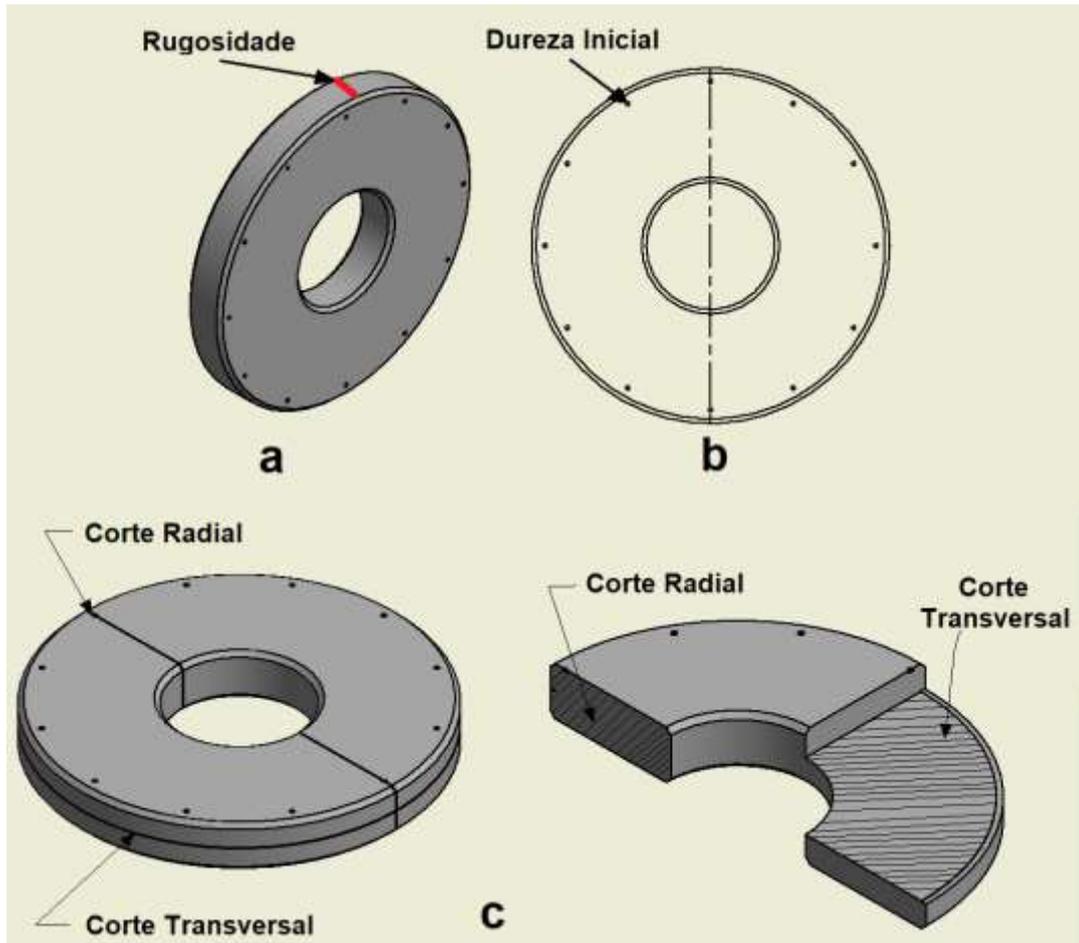


Figura 3.19 – Disco de desgaste: a) região de análise da rugosidade superficial, perfilometria, MO e MEV, b) medidas de dureza circunferencial na face do disco e c) corte radial para medidas de dureza e trincas, transversal para análise de trincas e camada deformada.

3.4.2 Medidas de massa

Os discos foram pesados em uma balança analítica Shimadzu AUY 220 com precisão de 0,0001 g do Laboratório de Fusão por Feixe de Elétrons e Tratamentos Termomecânicos da FEM-UNICAMP. As pesagens foram realizadas antes do ensaio e a cada 10 mil ciclos até o final do ensaio.

3.4.3 Análises de rugosidade

A rugosidade foi medida com o rugosímetro *Mitutoyo*, modelo SJ-210, localizado no Laboratório de Tribologia da FEM-UNICAMP. Esta medida foi realizada na pista de rolamento

antes do ensaio e a cada 10 mil ciclos de ensaio. As posições circunferenciais medidas foram em 0, 90 e 180 graus. Os parâmetros utilizados foram $n = 10$, $\lambda = 0,25$ mm e velocidade de 0,5 mm/s de acordo a norma ISO 4287:1997.

3.4.4 Perfilometria óptica

Para uma análise mais aprofundada da pista de rolamento e observação de possíveis defeitos foi utilizado o perfilômetro óptico Taylor Hobson CCI do laboratório LFS (Laboratório de Fenômenos de Superfície) da POLI-USP. As medidas foram coletadas antes e após 100.000 ciclos de ensaio na posição de 0 e 180 graus.

3.4.5 Análises de microdureza

Para as amostras antes do ensaio de desgaste, foram realizadas 7 medidas espaçadas em 30 graus nas duas faces circunferenciais dos discos. Para as medidas do perfil de dureza radial, foram realizadas 5 medidas a partir da pista de rolamento, com distância entre as indentações de 2,5 vezes a medida da diagonal da indentação anterior, de acordo com a norma NBR NM – 188-1. A disposição dos pontos medidos encontram-se na Figura 3.19. Foi utilizado o durômetro Vickers, marca Future Tech, modelo FV 800, do Laboratório Multiusuário da FEM – DEMM/FEM/Unicamp. Os parâmetros utilizados para microdureza foram carga de 0,5 kgf durante 15 segundos para as medidas da circunferência e 0,3 kgf durante 15 segundos para as medidas de perfil radial.

3.4.6 Tensão residual ruído magnético de Barkhausen

A medida de tensão residual foi realizada em equipamento do Departamento de Sistemas Integrados – DSI FEM-UNICAMP juntamente ao professor Freddy Armando Franco Grijalba. As medidas foram tomadas antes e após os ensaios de desgaste na superfície da pista de rolamento em doze pontos circunferenciais, espaçados em 30°. Quanto maior a frequência de excitação, mais superficial é a atuação do campo magnético.

A Figura 3.20 apresenta um esquema simplificado do sistema. O sensor de RMB (Ruído Magnético de Barkhausen) consiste em um cabeçote de FeSi em forma de U com 350 voltas de

fio de cobre AWG-28 para produzir o campo magnético no material. O sinal RMB foi medido com bobinas de captação altamente sensíveis, usando fio de cobre AWG-44 e núcleo de ferrita, com o eixo da bobina orientado perpendicularmente à superfície da amostra. Uma corrente de onda senoidal foi aplicada à sonda RMB, com frequência de 10 e 40 Hz e amplitude de 0,35 e 0,26 amperes. O campo aplicado era tangencial à superfície das amostras, como mostra a Figura 3.20. Os sinais RMB coletados passaram por um filtro passa-faixa (1-150 kHz), amplificados (ganho de 30 dB) e amostrados a 300 kHz. Cada medição é composta por sinais RMB gerados em dois ciclos completos de magnetização. Foi utilizada a raiz quadrada do valor médio quadrático do sinal RMB (RMB_{RMS}). Cada RMB_{RMS} foi calculado para sete medições de RMB e, em seguida, calculado a média, fornecendo o parâmetro RMB_{RMS} para cada posição.

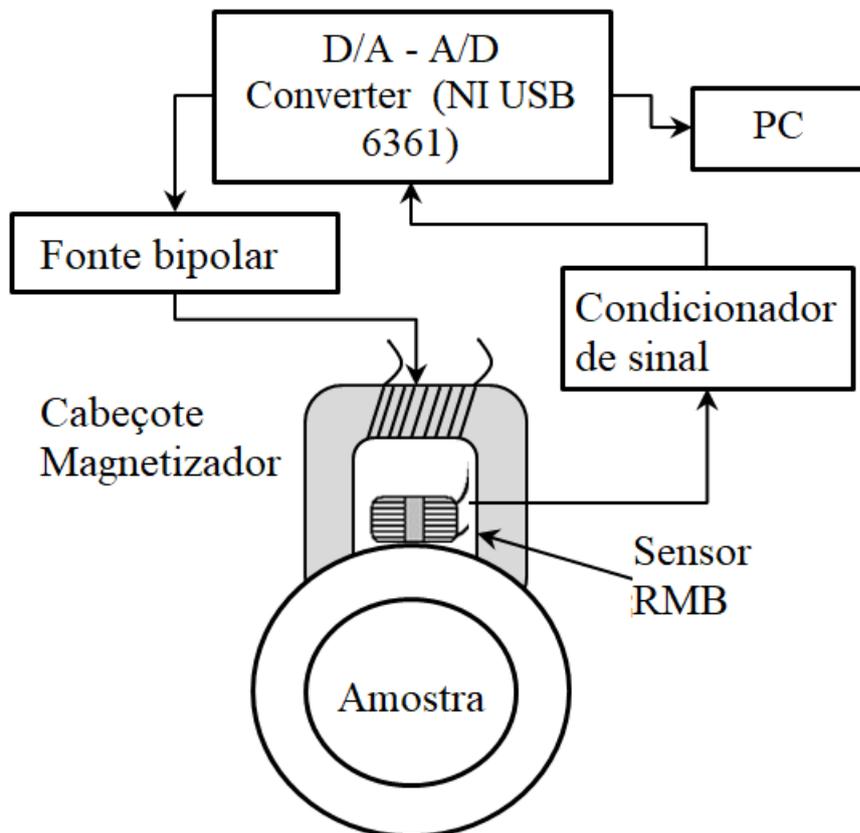


Figura 3.20 - Diagrama esquemático do sistema de medição de RMB.

3.4.7 Análises superficiais e subsuperficiais

As análises da superfície e subsuperfície dos discos após os ensaios de desgaste foram realizadas por meio dos seguintes equipamentos:

- Microscópio Óptico: As imagens da pista de rolamento foram feitas em um microscópio óptico LEICA DMILM LED localizado no Laboratório Multiusuário da FEM-UNICAMP.

- Microscópio Eletrônico de Varredura: Foi utilizado o EVO-MA15 da Zeiss, localizado no Laboratório Multiusuário da FEM-UNICAMP. Estas análises revelam as trincas subsuperficiais do corte transversal e radial, bem como a estrutura atacada da subsuperfície. Também foi utilizado para avaliação da superfície da pista de rolamento dos discos após os ensaios.

As medidas de trincas na superfície da pista de rolamento foram obtidas aplicando uma linha no sentido longitudinal, e incluindo na contagem as marcas de delaminação que interceptam a linha. Após, divide-se o comprimento da linha pelo número de marcas de delaminação. Foram realizadas sete linhas para cada micrografia.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização mecânica e microestrutural da roda como recebida

4.1.1 Tamanho do grão austenítico

A Figura 4.1 ilustra o contorno de grão austenítico do aço 7NbMo na região próxima à pista de rolamento. Na Tabela 4.1 tem-se o valor do diâmetro médio do grão austenítico. O aço 7NbMo apresentou menor diâmetro de grão austenítico quando comparado ao aço sem adição de elemento de liga estudado anteriormente por (Fonseca, 2015).

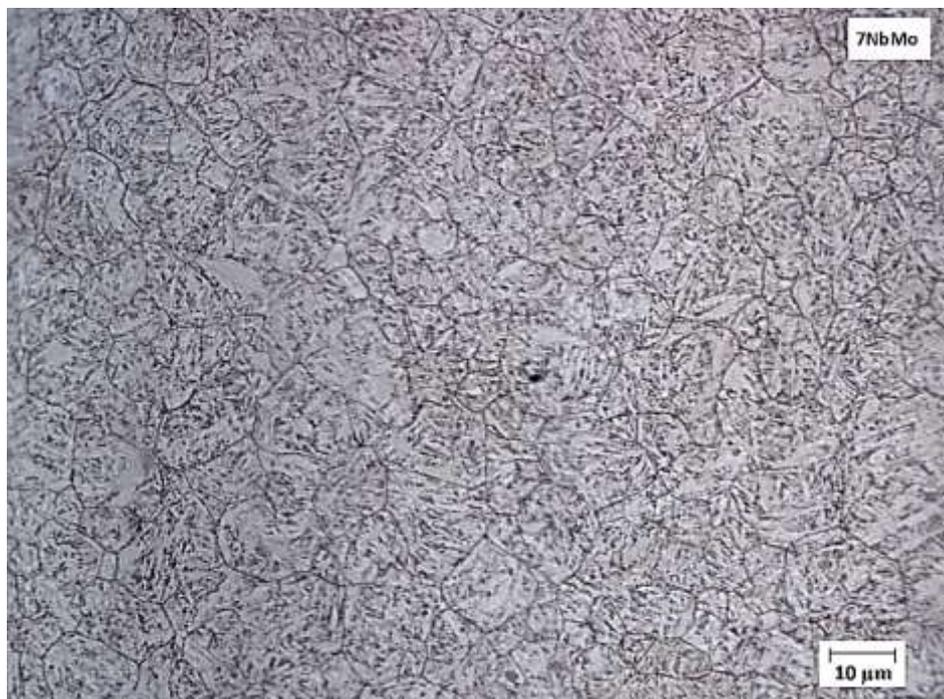


Figura 4.1 – Micrografia do tamanho de grão austenítico do aço 7NbMo. Ataque: Picral + Cloreto Férrico.

Tabela 4.1 – Diâmetro médio do grão austenítico ($DGA_{\text{médio}}$) para o aço 7NbMo utilizado neste trabalho e para um aço semelhante não microligado (0,68C/0,83Mn/0,34Si/0,015Mo) denominado de 7C.

Aço	$DGA_{\text{médio}}$ (μm)
7NbMo	$8,3 \pm 1,3$
7C (Fonseca, 2015)	$12,2 \pm 0,6$

O menor tamanho de grão encontrado para o aço 7NbMo pode ser explicado pela adição de nióbio e molibdênio. O nióbio forma carbonetos que impedem o crescimento dos grãos austeníticos, enquanto o molibdênio atua em impedir que estes carbonetos cresçam e os mantem mais espalhados na matriz (Schade et al., 2012; Uemori et al., 1994).

4.1.2 Microestrutura e dureza abaixo da pista de rolamento

A Figura 4.2 apresenta as microestruturas da região da roda ferroviária utilizada para a retirada dos corpos de provas de ensaios de tração, dureza, desgaste e tenacidade à fratura (K_{IC}). As rodas ferroviárias da MWL, após forjamento, são submetidas à têmpera superficial com água, revenimento a 500 °C por 3 horas e 40 minutos e posterior usinagem para retirada de 3 mm da camada martensítica (Oliveira, 2013). Pela Figura 4.2 verifica-se que na região próxima da superfície (pista de rolamento) a estrutura é de carbonetos refinados distribuídos homogeneamente na ferrita e locais com ferrita livre. À medida que se distancia da pista de rolamento (3 a 9 mm), os carbonetos vão apresentando-se mais dispersos na matriz e tomam formas contínuas. Em 15 mm de distância da pista de rolamento, os carbonetos apresentam estruturas contínuas com regiões de bainita superior. Por fim em 21 mm da pista de rolamento, observa-se também algumas regiões de ferrita, perlítica e bainita superior.

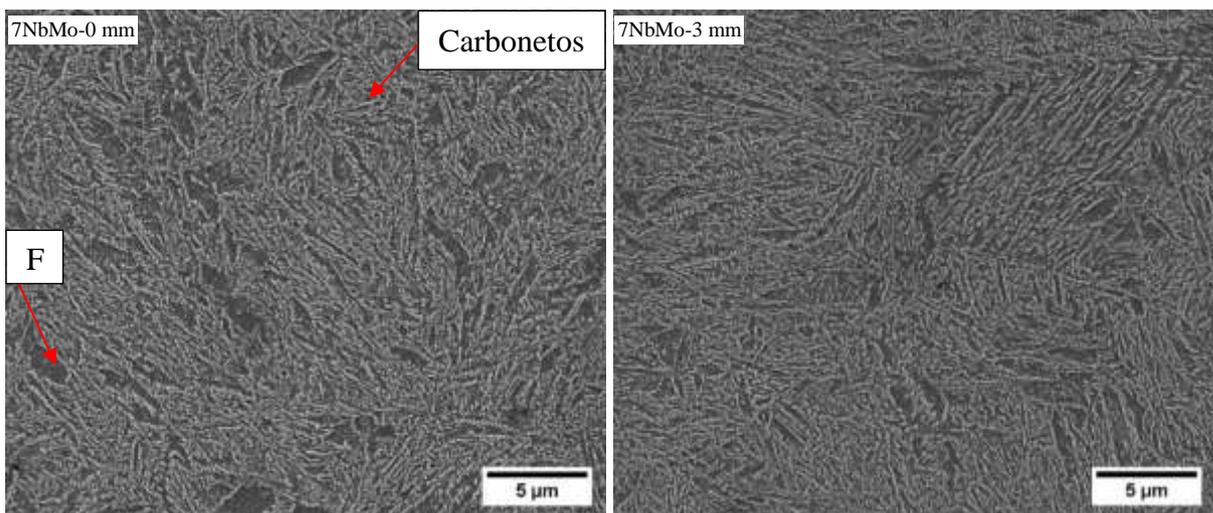


Figura 4.2 - Microestruturas do aço 7NbMo a partir da pista de rolamento em direção ao centro da roda nas distâncias de 0; 3; 6; 9; 15 e 21 milímetros. MEV. F= Ferrita, P = Perlita, Bs = Bainita superior. Nital 2%. (Continua)

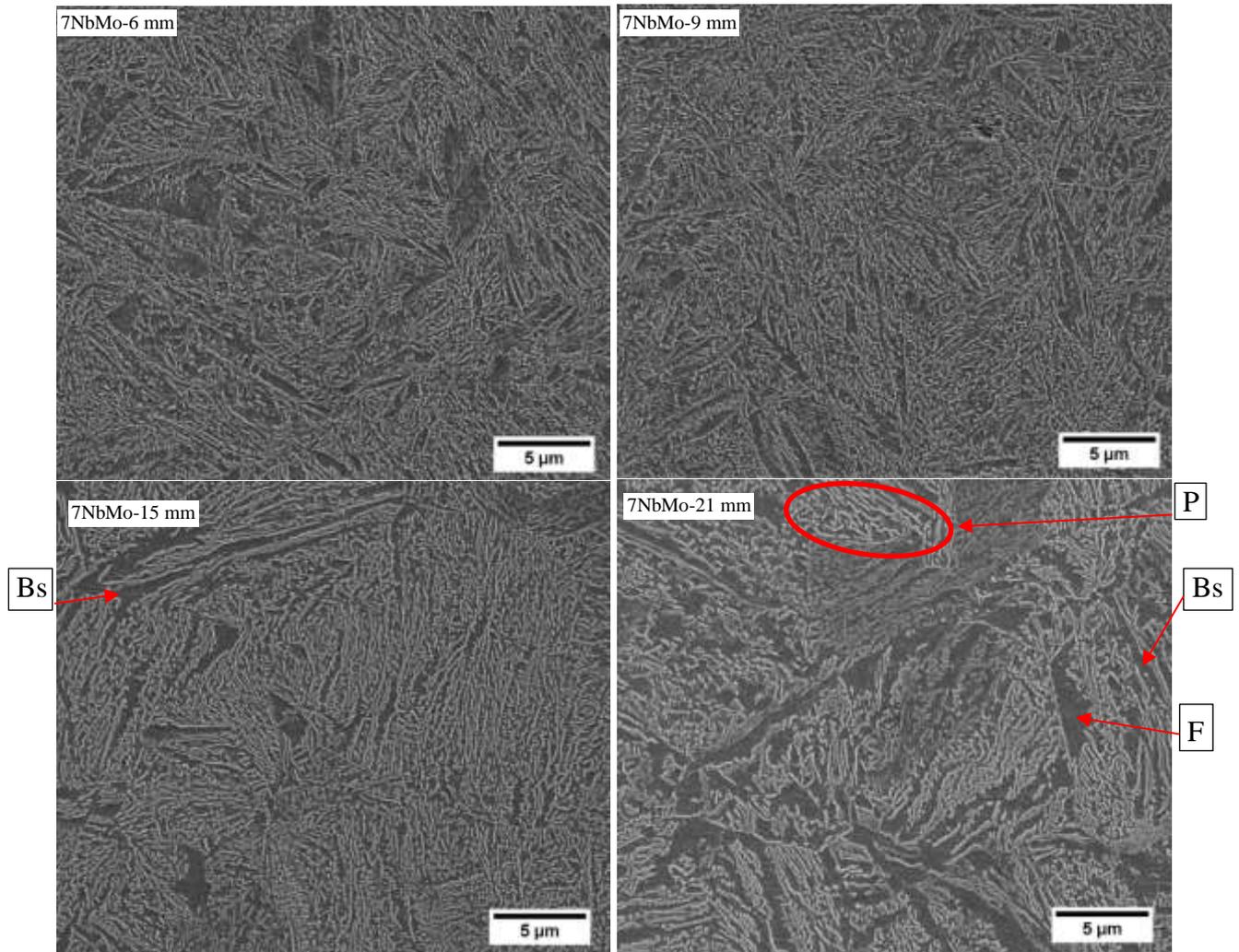


Figura 4.2 – (continuação) Microestruturas do aço 7NbMo a partir da pista de rolamento em direção ao centro da roda nas distâncias de 0; 3; 6; 9; 15 e 21 milímetros. F= Ferrita, P = Perlita, Bs = Bainita superior. MEV. Nital 2%.

Na Figura 4.3 observa-se o perfil de dureza a partir da pista de rolamento da roda ferroviária. Os resultados apresentam uma dureza maior (450 HV) próxima da pista de rolamento, e conforme aumenta-se a distância da pista de rolamento, gradualmente a dureza se reduz até 360 HV. Um aço médio carbono de roda ferroviária tratado termicamente possui uma faixa de dureza da perlita entre 300 a 450 HV, bainita entre 450 a 600 HV e martensita de 600 a 950 HV. Como a microestrutura próxima à pista não aparenta característica lamelar e nem de bainita, e com base no tratamento térmico a qual a roda passou, a possibilidade de martensita revenida próximo a pista pode ser considerada.

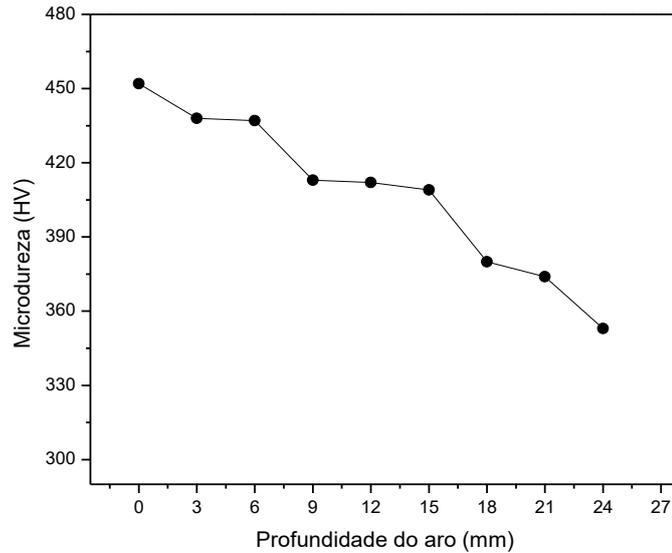


Figura 4.3 - Perfil de dureza a partir da pista de rolamento do aço 7NbMo.

Devido à falta de dados de dureza na literatura para a martensita revenida a 500 °C em aços ferroviários de composição similar, foi obtida a microestrutura de martensita revenida para o aço 7NbMo utilizando tratamento térmico controlado em simulador termomecânico *Gleeble*. O tratamento consistiu em austenitização a 880 °C por 10 min, resfriamento rápido a uma taxa de 20 °C/s até temperatura ambiente e posterior revenimento a 500 °C por 1 hora. A dureza encontrada para tal microestrutura, ilustrada na Figura 4.4, foi de 458 ± 7 HV, similar à encontrada próximo à pista de rolamento. Com relação à microestrutura, verifica-se que esta é muito semelhante à microestrutura obtida abaixo da pista de rolamento na região de 0 a 6 mm.

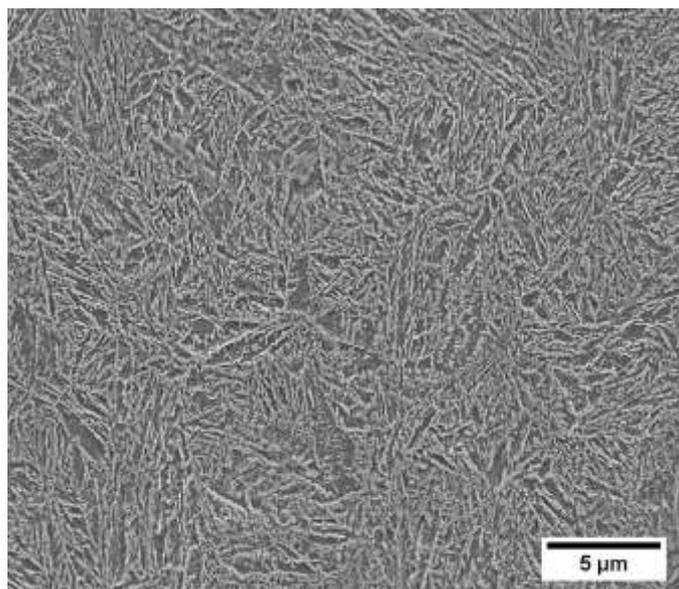


Figura 4.4 – Martensita revenida obtida via tratamento térmico controlado no simulador termomecânico *Gleeble*. Resfriamento a 20 °C/s e revenimento a 500 °C. MEV. Nital 2%.

Microestrutura similar à encontrada próxima à pista de rolamento também foi obtida por Matjeke et al. (2018), os quais estudaram aços médio carbono (0,55C/0,92Mn/1,05Cr/0,19Mo/0,11V) e por meio de tratamento térmico obtiveram a microestrutura de martensita revenida. As amostras foram temperadas em óleo e revenidas a 450 e 470 °C por 2 horas. Os autores identificaram nas microestruturas do revenimento a 450 °C (Figura 4.5) ferrita com baixa densidade de discordância com carbonetos de ferro (Fe_3C) em formato esférico e de barras. Já a 470 °C foi identificada microestrutura similar, entretanto a cementita apresentava formato de bastonetes e esferoidal. A dureza obtida pelos autores foi de 476 ± 6 e 480 ± 7 HV para as temperaturas de revenimento de 450 e 470 °C, respectivamente.

Hayakawa et al. (2005), também verificaram em aço médio carbono (0,4C/0,24Si/0,81Mn/1,03Cr/0,16Mo) microestrutura similar, em que a martensita revenida foi obtida a 450 °C por 1 hora e 30 minutos e dureza no valor de 430 HV.

Gür e Tuncer (2004), obtiveram martensita revenida em aço ASTM 4140 com revenimento nas temperaturas de 600 e 200 °C e dureza de 386 e 636 HV, respectivamente. Considerando uma relação linear entre as temperaturas estudadas de 600 e 200 °C e suas respectivas durezas, poderia estimar que a dureza em um eventual revenimento com temperatura de 500 °C estaria por volta de 449 HV, a qual é próxima à dureza encontrada na região da pista de rolamento deste trabalho. Por meio dos valores encontrados na literatura, nota-se que as microestruturas (Figura 4.5) bem como as durezas encontradas pelos autores citados são próximas à encontrada na região da pista de rolamento, evidenciando que a microestrutura do aço 7NbMo é composta de martensita revenida na região próxima à superfície.

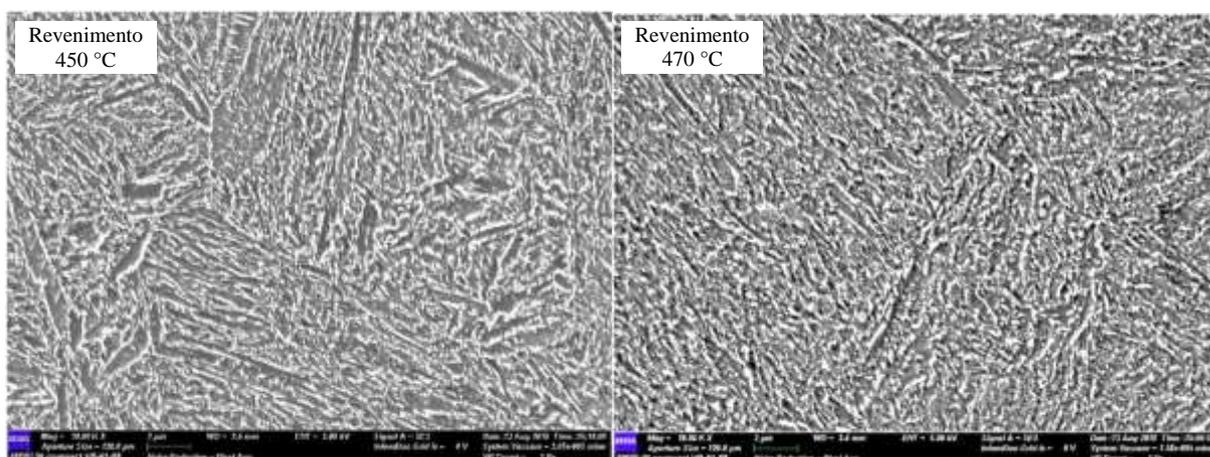


Figura 4.5 – Martensita revenida obtida de aço (0,55C/0,92Mn/1,05Cr/0,19Mo/0,11V) a partir de temperatura de revenimento de 450 °C e 470 °C por 2 horas. (Matjeke et al., 2018).

4.1.3 Austenita retida via difração de raios X

A Figura 4.6 apresenta a análise de difração de raios X da microestrutura abaixo da pista de rolamento. Nota-se somente a presença de picos normalmente encontrados para estruturas como ferrita e martensita, não sendo observado picos de austenita retida (CFC). Os picos apontados no DRX podem ser provenientes da martensita revenida, visto que picos de difração da cementita não aparecem no difratograma (Taniyama et al., 2004) e os picos de ferrita e martensita são coincidentes, conforme Tabela 4.2. Matjeke et al. (2018) também verificaram um difratograma semelhante para a microestrutura de martensita revenida.

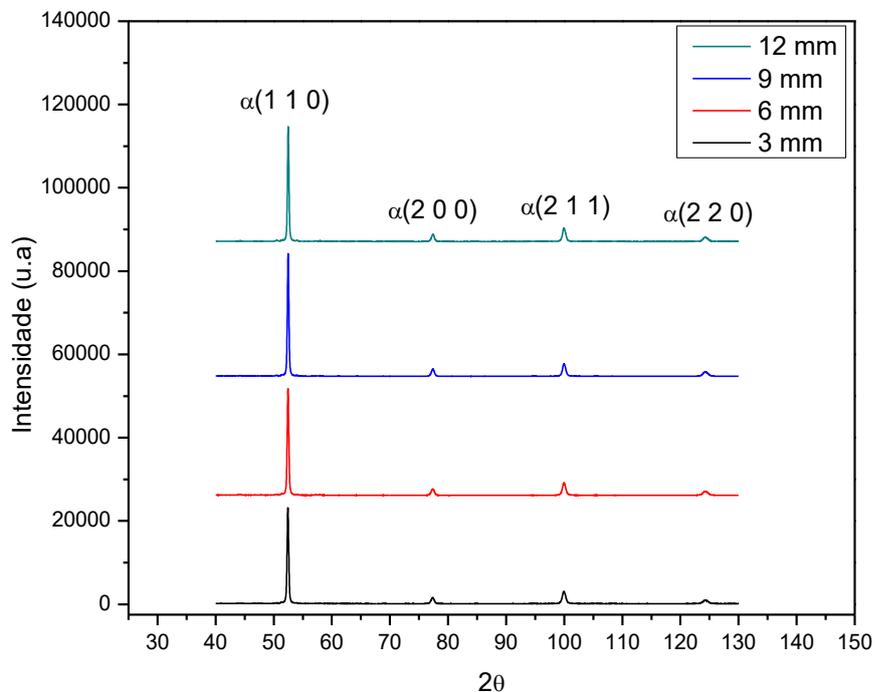


Figura 4.6 – Difratogramas de raios X do aço 7NbMo em diferentes profundidades a partir da pista de rolamento.

Tabela 4.2 – Picos de difração de raios X para ferrita e martensita utilizando tubo de cobalto (Kohlhaas, Duenner e Schmitz-Pranghe, 1967; Takahashi, Bassett e Hokwang, 1968).

Planos	Ângulo 2θ Ferrita	Ângulo 2θ Martensita
(110)	52.9	53.9
(200)	77.7	76.3
(211)	96.8	99.0

4.1.4 Ensaio mecânicos

A partir dos ensaios de tração e tenacidade à fratura, pode-se obter as propriedades mecânicas do aço como recebido (Tabela 4.3). O aço apresentou valores de propriedades mecânicas que superam os exigidos pela norma AAR, entretanto o alongamento ficou abaixo.

Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas aço 7NbMo obtidas à temperatura ambiente nos ensaios de tração e de tenacidade à fratura.

Propriedades mecânicas	Norma AAR	7NbMo
Limite de resistência à tração (MPa)	1100	1384 ± 11
Limite de escoamento (MPa)	760	1229 ± 21
Alongamento (%)	14	11 ± 1
Redução de área (%)	25	31 ± 1
K1C (MPa.m^{1/2})	39	54 ± 4

A Figura 4.7 apresenta o comparativo dos resultados obtidos no ensaio de tração do aço microligado 7NbMo com dados obtidos por Oliveira (2013) e Fonseca (2015) em ensaio de tração de roda ferroviária classe C microligada e por Minicucci (2020) em roda ferroviária classe D. Comparando com os valores obtidos por Oliveira (2013), Fonseca (2015) e Minicucci (2020), o aço 7NbMo apresentou valores de limite de resistência à tração e limite de escoamento superiores. Entretanto, os valores de alongamento e redução de área foram inferiores. Os menores valores de alongamento e redução de área do aço 7NbMo comparado à roda classe D (que possui composição química similar) podem ser correlacionado com o maior teor de silício no aço 7NbMo, o qual aumenta o limite de resistência e a dureza, porém reduz, consequentemente, a tenacidade (Minicucci, 2020).

O valor encontrado para o limite de resistência à tração de 1384 MPa é próximo a valores encontrados por Matjeke et al. (2018) em aço 0,55C/0,92Mn/0,28Si/0,19Mo/1,05Cr com martensita revenida a 450 e 470 °C por 2 horas que foram de 1462 e 1412 MPa, respectivamente. Hayakawa et al. (2005) também obtiveram limite de resistência à tração de 1400 MPa em aço 0,40C/0,81Mn/0,24Si/0,16Mo/1,03Cr com martensita revenida a 450 °C por 1 hora e 30 min. Tais resultados confirmam novamente a constatação anterior feita a partir das micrografias e dureza, de que a microestrutura abaixo da pista de rolamento ser composta de martensita revenida.

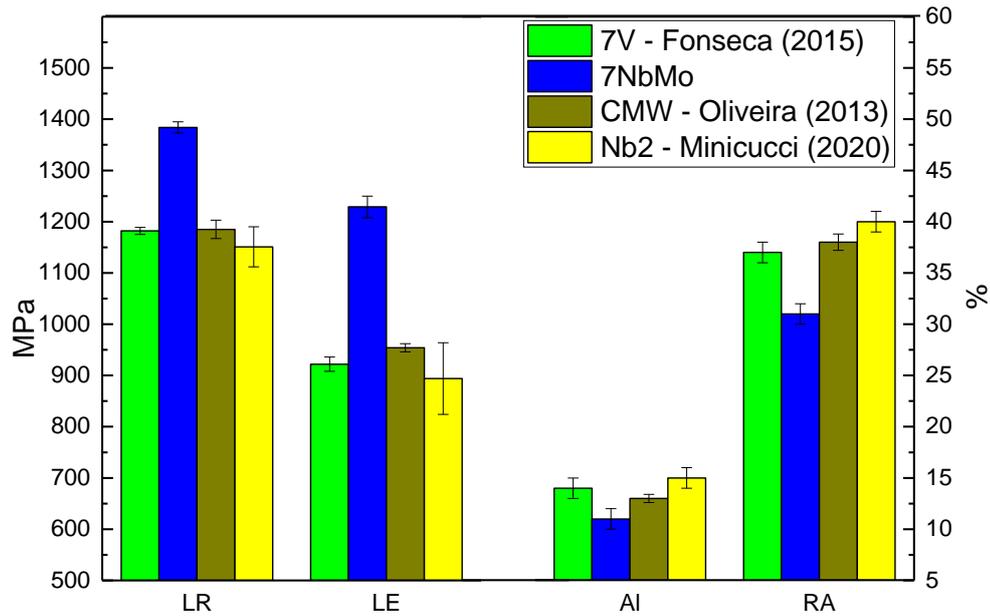


Figura 4.7 – Comparativo dos resultados obtidos via ensaio de tração do aço 7NbMo com aços microligados de trabalhos presentes na literatura. LR – Limite de resistência; LE – limite de escoamento; AL – alongamento; RA – redução de área. Composição química: **CMW** = 0,75C/0,79Mn/0,32Si/0,25Cr/0,13Mo/0,009Nb e **7V** = 0,68C/0,88Mn/0,55Si//0,13V. **Nb2** = 0,72C/0,78Mn/0,31Si/0,38Cr/0,20Mo/0,02Nb

O aço 7NbMo apresentou valores médios superiores de tenacidade à fratura aos das rodas forjadas não microligadas. Em relação as outras rodas forjadas microligadas, os valores médios foram próximos (Figura 4.8).

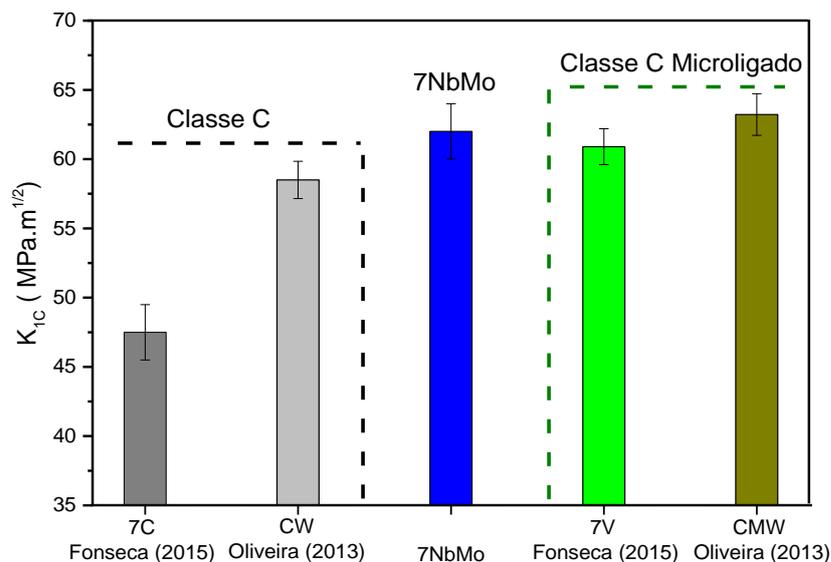


Figura 4.8 – Comparativo do valor de tenacidade à fratura obtido e de outros trabalhos com rodas ferroviárias forjadas presentes na literatura. 7C e CW são rodas não microligadas, 7V e CMW são rodas microligadas (Fonseca, 2015) e (Oliveira, 2013). Composição química: **CMW** = 0,75C/0,79Mn/0,32Si/0,25Cr/0,13Mo/0,009Nb e **7V** = 0,68C/0,88Mn/0,55Si//0,13V. **CW** = 0,71C/0,81Mn/0,27Si/0,18Cr e **7C** = 0,68C/0,83Mn/0,34Si.

4.2 Análise das curvas de dilatométrica do aço 7NbMo

4.2.1 Curva de dilatométrica em resfriamento contínuo

A Figura 4.9 apresenta a curva de aquecimento típica encontrada para todos os aços, evidenciando a transformação austenítica.

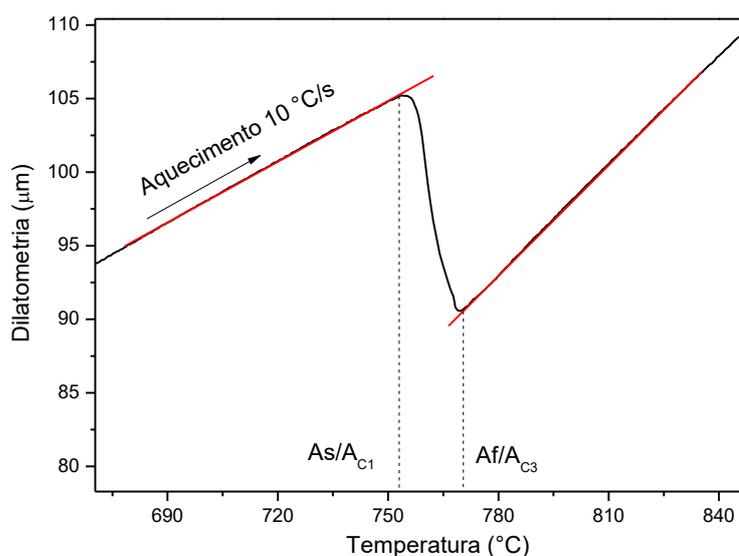


Figura 4.9 – Temperaturas de transformação austenítica AC_1 e AC_3 obtida via curva de aquecimento para as diferentes taxas de tratamento. As/AC_1 – Início da transformação austenítica, Af/AC_3 – Final da transformação austenítica.

As temperaturas de transformação austenítica também podem ser obtidas por meio de equações empíricas que levam em consideração os elementos que compõem os aços. Assim, as temperaturas AC_1 e AC_3 obtidas via dilatométrica foram comparadas com os valores calculados pelas Equações 3.1 e 3.2 presentes nos trabalhos de Kasatkin, Vinokur e Pilyushenko, (1984); e pelas Equações 3.3 e 3.4 presentes no trabalho de Trzaska, (2016). A partir dos dados apresentados na Tabela 4.4, verifica-se que os valores obtidos por dilatométrica foram maiores que aos valores calculados pelas equações empíricas. Este fato se dá, pois, as equações empíricas foram obtidas por meio de modelagem matemática considerando apenas a quantidade de elementos do material e seus efeitos, mas não levaram em consideração outros fatores como tamanho de grão austenítico e velocidade de aquecimento (Herrejón-Escutia et al., 2019). Carvalho, (2018) também verificou tal comportamento em comparações da AC_1 e AC_3 obtidas empírica e experimentalmente, atribuindo tal efeito a velocidade de aquecimento.

$$\begin{aligned}
Ac_1 = & 723 - (7,08 \times Mn) + (37,7 \times Si) + (18,1 \times Cr) + (44,2 \times Mo) + (8,95 \times Ni) \\
& + (50,1 \times V) + (21,7 \times Al) + (3,18 \times W) + (297 \times S) - (830 \times N) \\
& - (11,5 \times C \times Si) - (14 \times Mn \times Si) - (3,1 \times Si \times Cr) - (57,9 \times C \times Mo) \\
& - (15,5 \times Mn \times Mo) - (5,28 \times C \times Ni) - (6 \times Mn \times Ni) + (6,8 \times Si \times Ni) \\
& - (0,8 \times Cr \times Ni) - (27,4 \times C \times V) + (30,8 \times Mo \times V) - (0,84 \times Cr^2) \\
& - (3,46 \times Mo^2) - (0,46 \times Ni^2) - (28 \times V^2)
\end{aligned} \tag{3.1}$$

$$\begin{aligned}
Ac_3 = & 912 - (370 \times C) - (27,4 \times Mn) + (27,3 \times Si) - (6,35 \times Cr) - (32,7 \times Ni) + (95,2 \times V) \\
& + (190 \times Ti) + (72 \times Al) + (64,5 \times Nb) + (5,6 \times W) + (332 \times S) + (276 \times P) \\
& + (485 \times N) - (900 \times B) + (16,2 \times C \times Mn) + (32,3 \times C \times Si) \\
& + (15,4 \times C \times Cr) + (5,28 \times C \times Ni) + (4,32 \times Si \times Cr) - (17,3 \times Si \times Mo) \\
& - (18,6 \times Si \times Ni) + (4,8 \times Mn \times Ni) + (40,5 \times Mo \times V) + (174 \times C^2) \\
& + (2,46 \times Mn^2) - (6,86 \times Si^2) + (0,32 \times Cr^2) + (9,9 \times Mo^2) + (1,2 \times Ni^2) \\
& - (60,2 \times V^2)
\end{aligned} \tag{3.2}$$

$$\begin{aligned}
Ac_1 = & 742 - (29 \times C) - (14 \times Mn) + (13 \times Si) + (16 \times Cr) - (17 \times Ni) - (16 \times Mo) \\
& + (45 \times V) + (36 \times Cu)
\end{aligned} \tag{3.3}$$

$$Ac_3 = 925 - (219 \times \sqrt{C}) - (7 \times Mn) + (39 \times Si) - (16 \times Ni) + (13 \times Mo) + (97 \times V) \tag{3.4}$$

Tabela 4.4 – Comparativo da temperatura de austenitização A_{C1} e A_{C3} : experimental x empírico.

Método	A_{C1} (°C)	A_{C3} (°C)
Experimental	751	768
Empírico: Kasatkin, 1984	723	747
Empírico: Trzaska, 2016	723	756

Além da transformação austenítica, foi obtida a temperatura inicial de formação de martensita (Mi) e correlacionada com temperaturas obtidas por equações empíricas 3.5 a 3.7 de Capdevila, Caballero e Andrés, (2002); Kunitake, (2001); Trzaska, (2016), como ilustra a Tabela 4.5.

$$\begin{aligned}
Mi = & 539 - (423 \times C) - (30,4 \times Mn) - (17,7 \times Ni) - (12,1 \times Cr) \\
& - (7,5 \times Mo)
\end{aligned} \tag{3.5}$$

$$M_i = 560,5 - (407,3 \times C) - (37,8 \times Mn) - (19,5 \times Ni) - (14,8 \times Cr) - (4,5 \times Mo) - (7,3 \times Si) - (20,5 \times Cu) \quad (3.6)$$

$$M_i = 541 - (401 \times C) - (36 \times Mn) - (10,5 \times Si) - (18 \times Ni) - (14 \times Cr) - (17 \times Mo) \quad (3.7)$$

O valor de M_i obtido por dilatométrica para o aço 7NbMo foi igual ao valor obtido com a Equação 3.5 proposto por Capdevila, Caballero e Andrés, (2002) e bem próximo da Equação 3.7 proposta por Trzaska, (2016) e menor para o proposto por Kunitake, (2001). Segundo Carvalho, (2018) tais diferenças são encontradas pois as equações empíricas não consideram todos os elementos químicos que fazem parte da composição do aço. Comparado a temperatura M_i obtida experimentalmente por Fonseca, (2015) para rodas não microligadas (0,68C/0,83Mn/0,34Si) com a deste trabalho verifica-se que a adição nióbio e molibdênio e maior percentual de carbono atuaram na redução da temperatura de início de formação martensítica.

Tabela 4.5 – Temperaturas iniciais de formação de martensita: experimental x teórico.

	M_i (°C)
Experimental 7NbMo (0,71C/0,84Mn/0,43Si/0,2Mo/0,02Nb)	207 ± 5
Experimental 7C (Fonseca, 2015) (0,68C/0,83Mn/0,34Si)	226
Empírico: Capdevila, 2002	209
Empírico: Kunitake, 2001	219
Empírico: Trzaska, 2016	211

As curvas de dilatométrica obtidas para diferentes taxas de resfriamento contínuo do aço 7NbMo são apresentadas na Figura 4.10.

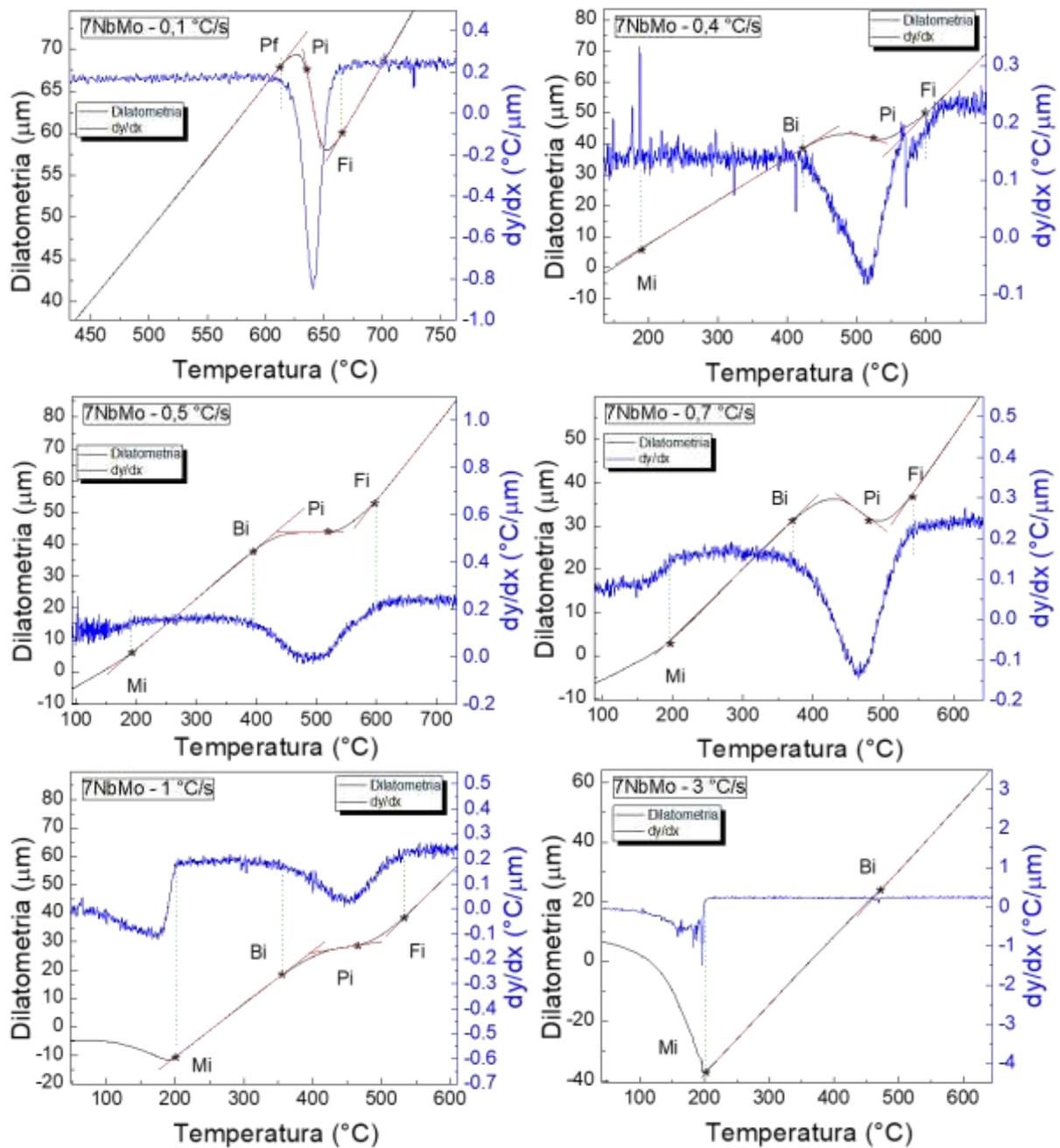


Figura 4.10 – Curvas de dilatometria e derivada (temperatura/ variação do comprimento) do aço 7NbMo com as respectivas taxas de resfriamento contínuo. Mi – início da martensita, Bi – início da bainita, Pi – início da perlita e Fi – início da ferrita. (continua)

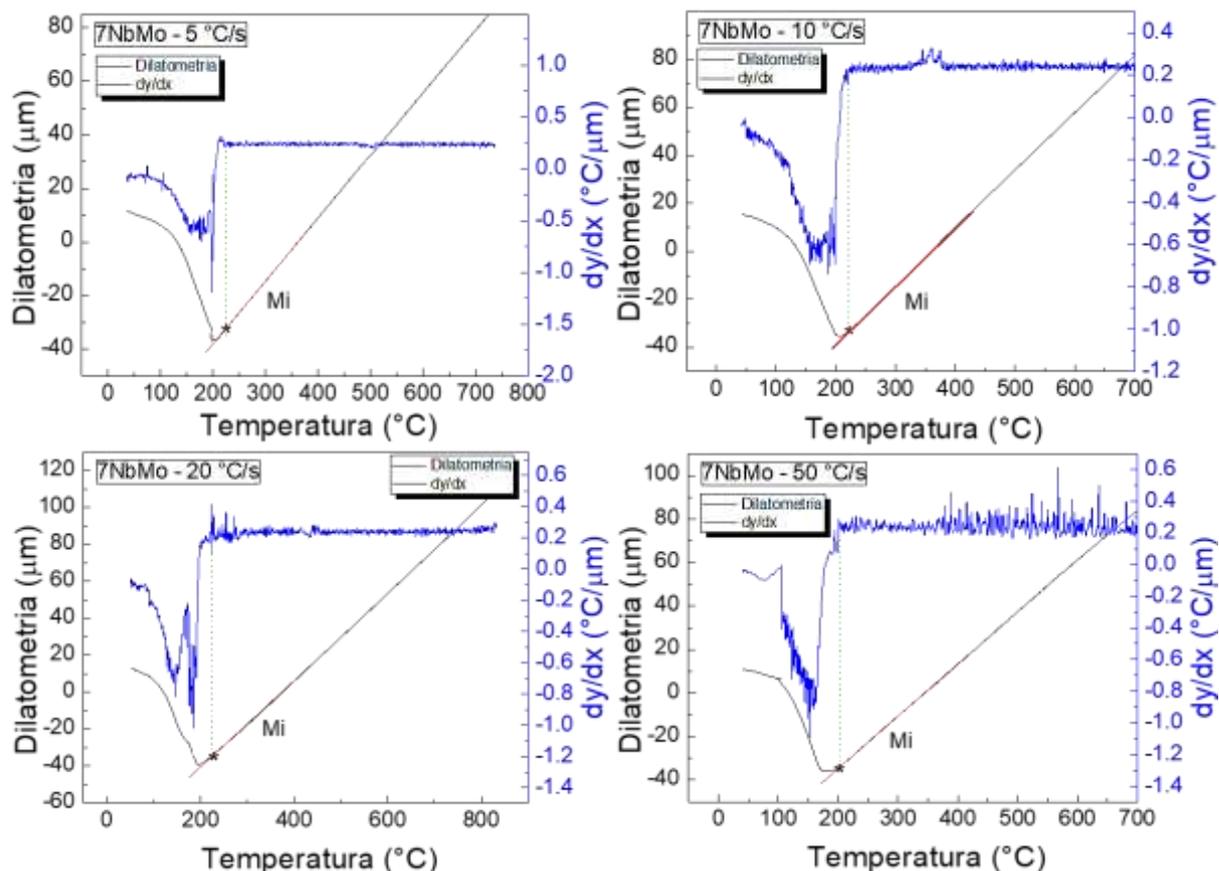


Figura 4.10 – (continuação) Curvas de dilatométrica e derivada (temperatura/ variação do comprimento) do aço 7NbMo com as respectivas taxas de resfriamento contínuo. Mi – início da martensita, Bi – início da bainita, Pi – início da perlita e Fi – início da ferrita.

As Figuras 4.11 e 4.13 apresentam as microestruturas obtidas nas diferentes taxas de resfriamento. Tomando como base a classificação apresentada por Azimi et al. (2018), observa-se que para a taxa de resfriamento de $0,1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ a microestrutura é composta por perlita lamelar e alguns grãos de ferrita. Na taxa de $0,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$ verifica-se a presença de ferrita, perlita e estruturas que se assemelham à bainita superior. Em $0,5$ e $0,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$ aparecem ferrita livre, perlita e bainita. A partir de análise de difração de raios X (DRX) (Figura 4.12), verifica-se a presença de picos de austenita retida a partir da taxa de $0,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$, entretanto, não é possível identificar a presença de martensita por meio do difratograma pois os picos de martensita ficam sobrepostos ao da ferrita presente na microestrutura bainítica e perlítica (Takahashi et al., 1968). Contudo, a partir desta taxa já se constata a transformação incompleta da austenita e a indicação de martensita na curva de dilatométrica, efeitos estes, influenciado principalmente pela maior temperabilidade do material. Fonseca (2015) verificou que em aço ferroviário não microligado a taxa para início de transformação incompleta era de $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

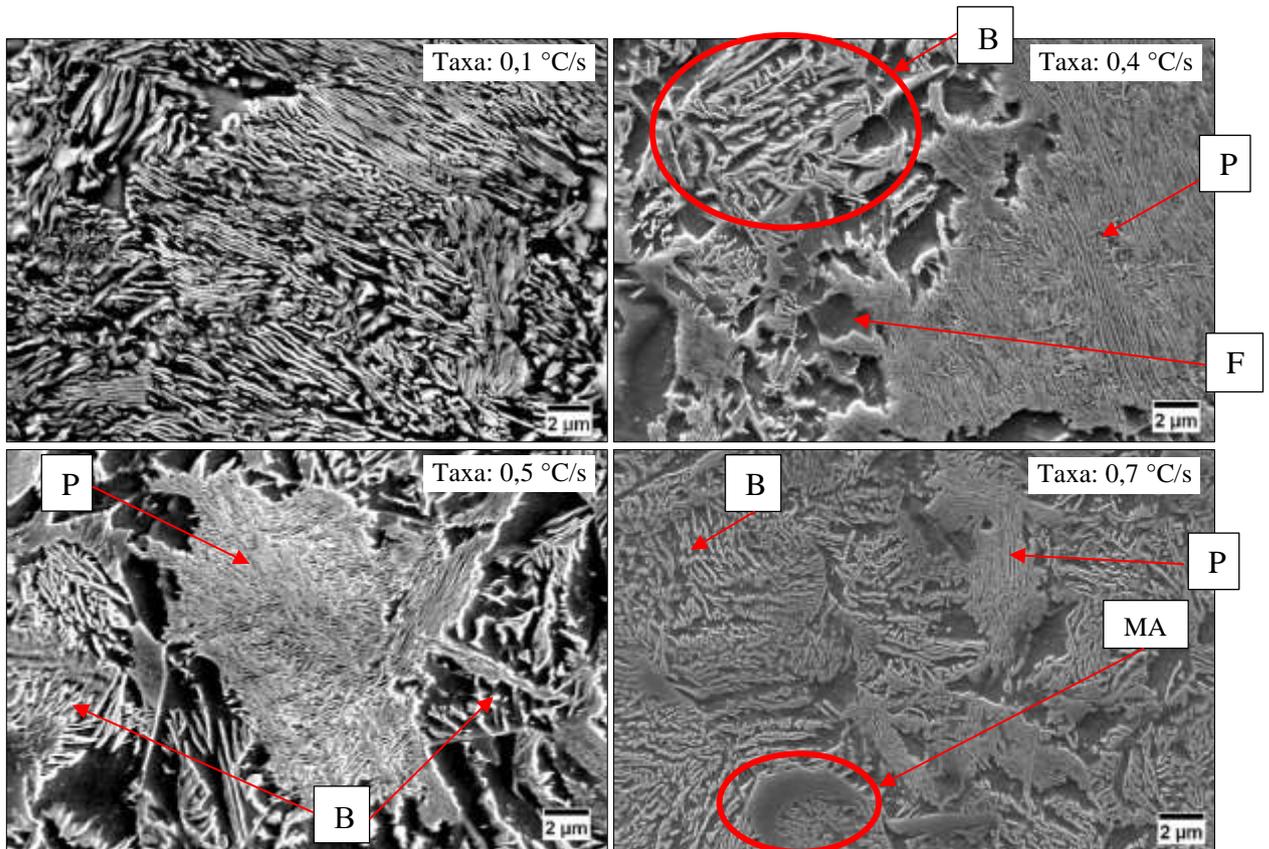


Figura 4.11 - Micrografias para taxas de resfriamento 0,1, 0,4, 0,5 e 0,7 °C/s para o aço 7NbMo. F= Ferrita, P = Perlita, Bs = Bainita superior, MA = Martensita com austenita. MEV. Nital 2%.

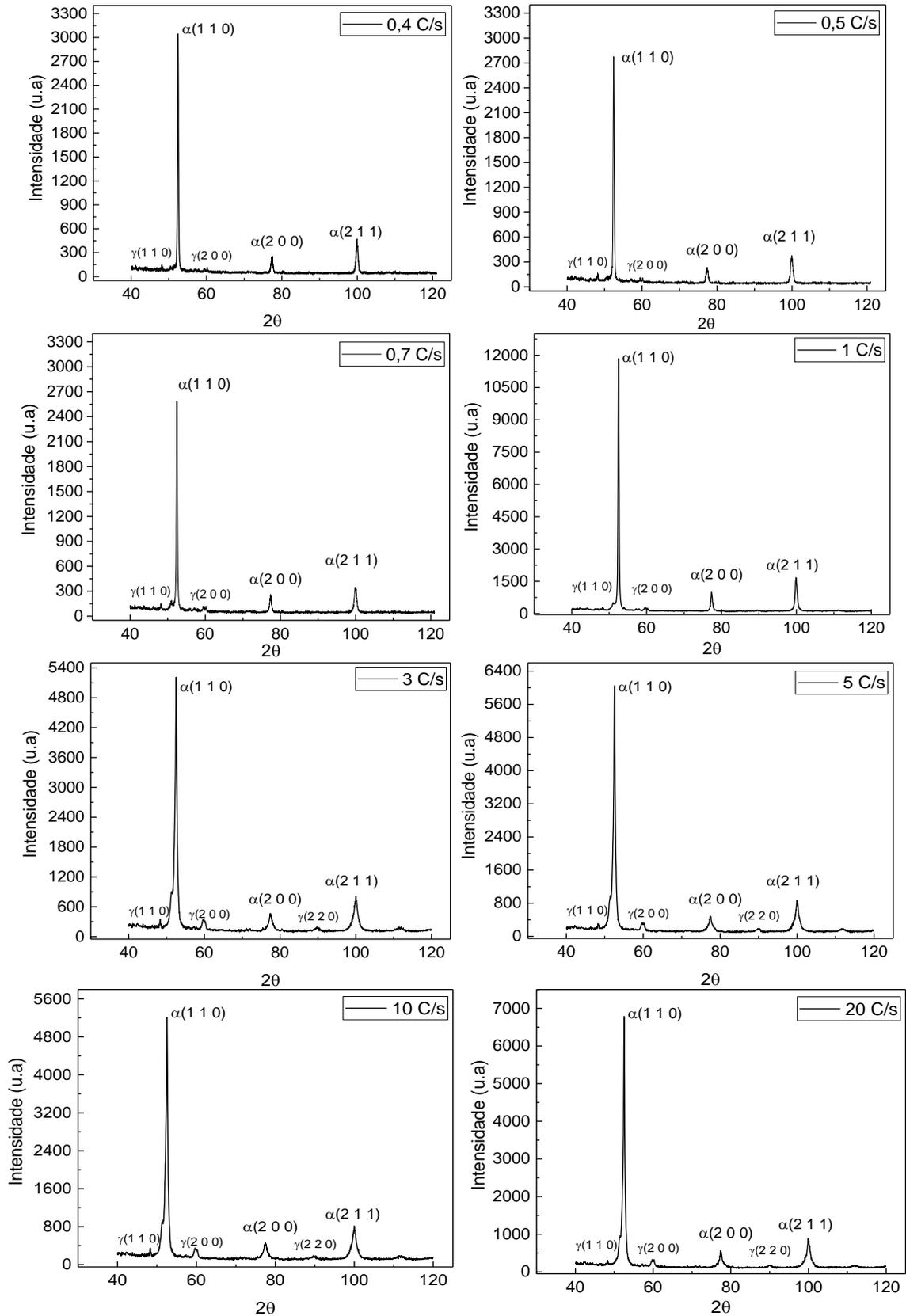


Figura 4.12 – Difração de raios X para taxa de resfriamento de 0,4; 0,5; 0,7; 1; 3; 5; 10 e 20 °C/s. α – Ferrita; γ – Austenita.

Em 1 °C/s (Figura 4.13) observa-se a presença de uma matriz de martensita e grãos de bainita e perlita. Em 3 °C/s, por meio das imagens de MEV, observa-se a microestrutura majoritariamente martensítica e nota-se a presença de pequenos grãos de bainita, embora as curvas de dilatométrica não acusam a inflexão para a temperatura de início de formação da bainita. Pelas micrografias da Figura 4.13, a partir de 5 °C/s não se observa mais componentes formados por difusão e somente uma estrutura composta de martensita e austenita retida confirmada por DRX (Figura 4.12).

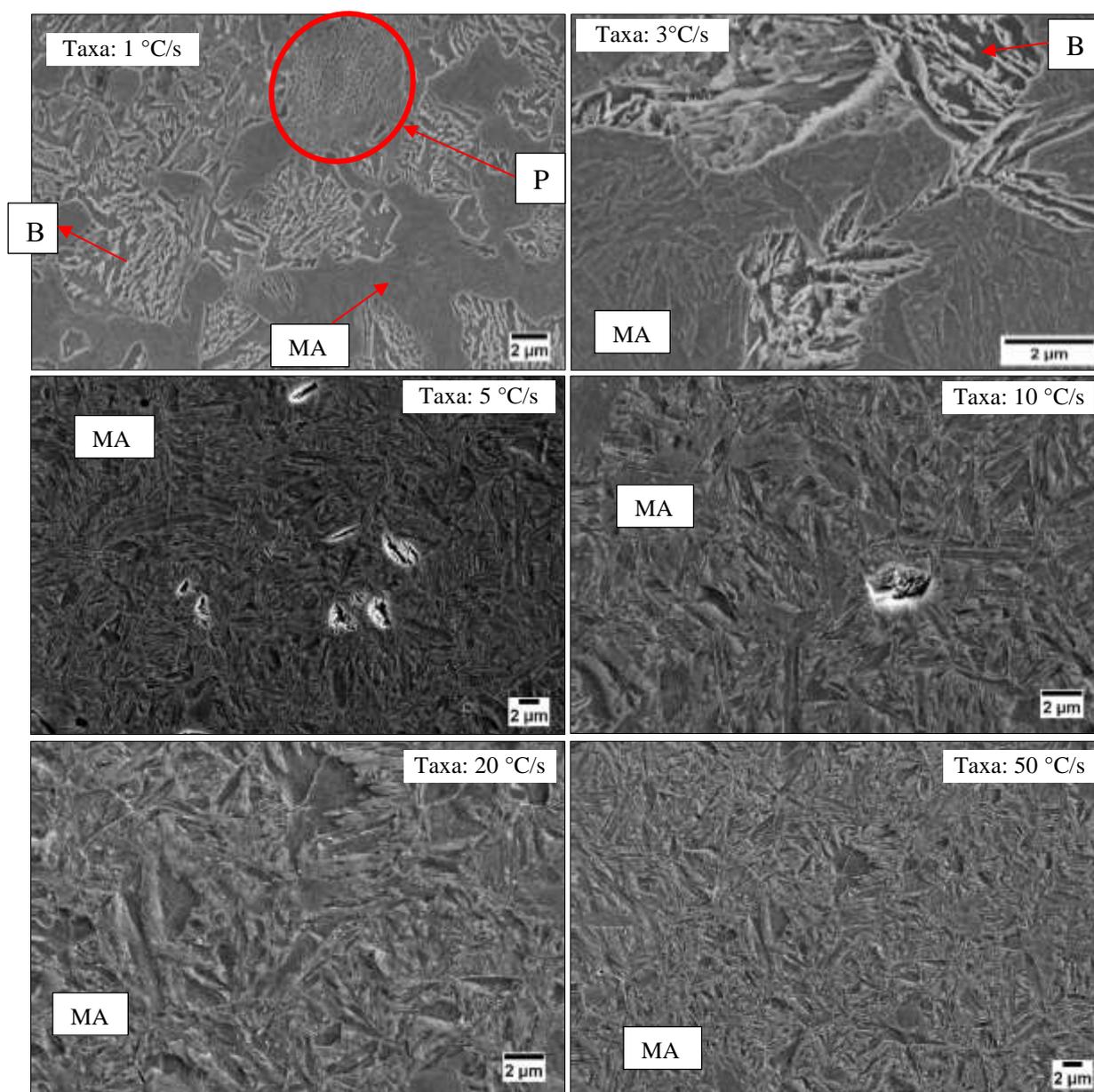


Figura 4.13 - Micrografias para taxas de resfriamento 1; 3; 5; 10; 20 e 50 °C/s para o aço 7NbMo. P = Perlita, MA = Martensita com austenita. B = Bainita. MEV. Nital 2%.

As durezas encontradas para cada taxa de resfriamento são apresentadas na Tabela 4.6 e Figura 4.14 e, comparando com a Tabela 4.7, auxiliam na confirmação das microestruturas observadas por microscopia.

Tabela 4.6 – Dureza as amostras do aço 7NbMo obtidas nas diferentes taxas de resfriamento.

Taxa de resfriamento (°C/s)	Dureza HV05
0,1	303 ± 2
0,4	384 ± 16
0,5	384 ± 21
0,7	420 ± 55
1	503 ± 25
3	784 ± 5
5	836 ± 3
10	865 ± 6
20	854 ± 4
30	861 ± 5
50	847 ± 3

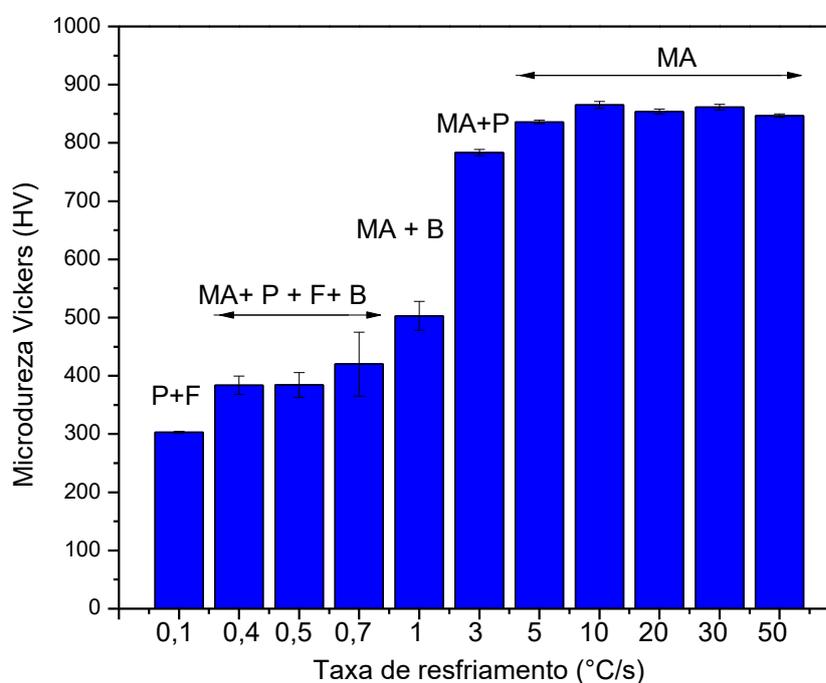


Figura 4.14 – Microdureza do aço 7NbMo em diferentes taxas de resfriamento. Legenda:

F= Ferrita, P = Perlita, B = Bainita, MA = Martensita com austenita.

Tabela 4.7 – Dados da literatura de dureza da ferrita, perlita, bainita e martensita em aços carbono com e sem adição de molibdênio e nióbio.

Referência	Elementos (%)						Dureza (HV)			
	C	Si	Mn	Nb	V	Outros	Ferrita	Ferrita + Perlita	Bainita	M ou MA
Mei, 1983	0,2	-	1	-	-	-	105-135	-	-	-
Mei, 1983	0,2	-	1,02	0,03	-	-	120-145	-	-	-
Mei, 1983	0,4	-	1,01	-	-	-	110-140	230-250	-	-
Mei, 1983	0,4	-	1,02	0,03	-	-	110-180	210-300	-	-
Mei, 1983	0,8	-	1,03	-	-	-	-	280-340	-	-
Mei, 1983	0,8	-	1,01	0,31	-	-	-	290-370	-	-
Voort, 1991	0,76	0,22	0,29	-	-	-	-	200-389	-	705-787
Shipway, 1997	0,45	2,08	2,69	-	-	-	-	-	420-600	750-770
Bhadeshia, 2001	0,69	-	-	-	-	-	-	210-355	260-650	-
Han, 2001	0,76	0,23	0,72	-	-	-	-	260-340	-	-
Han, 2001	0,79	0,22	0,62	-	0,2	-	-	350-400	-	-
Miller, 2010	0,8	0,25	0,48	-	-	Cr-0,2	-	415-430	-	-
Miller, 2010	0,8	0,24	0,5	-	0,07	Cr-0,2	-	400-430	-	-
Ren, 2010	0,75	0,63	0,91	-	-	-	-	300-359	-	705-787
Villas Bôas, 2010	0,75	0,3	0,79	-	-	Cr-0,23	-	318-328	-	-
Villas Bôas, 2010	0,74	0,3	0,83	0,05	-	Cr-0,22/ Mo-0,12	-	338-358	-	-
Abbaszadeh, 2012	0,47	0,26	0,76	-	0,11	Cr-0,2/ Mo-0,93	-	-	390-480	740-750
Cunha, 2013	0,52	0,32	0,64	-	-	Cr-0,13	-	258-274	-	-
Cunha, 2013	0,49	0,31	0,67	0,03	-	Cr-0,21/ Mo-0,13	-	286-294	-	-
Cunha, 2013	0,64	0,42	0,77	-	-	Cr-0,23	-	261-281	-	-
Cunha, 2013	0,62	0,41	0,83	0,05	-	Cr-0,22/ Mo-0,12	-	274-302	-	-
Fonseca, 2015	0,68	0,34	0,83	-	-	Mo-0,015	-	350-450	450-600	600-950
Fonseca, 2015	0,63	0,31	0,82	0,01	-	Mo-0,12	-	250-450	-	850-920
Fonseca, 2015	0,68	0,55	0,88	-	-	Mo-0,016	-	300-450	450-760	760-900
7NbMo	0,71	0,43	0,84	0,02	-	Mo-0,20/ Cr-0,27	-	300	475-530	835-865

Na Figura 4.15 é apresentada a curva CCT do aço 7NbMo construída a partir dos gráficos de dilatométrica (Figura 4.10), dos microconstituintes determinados por meio da análise microestrutural (Figuras 4.11 e 4.13) e dos valores de dureza (Figura 4.14).

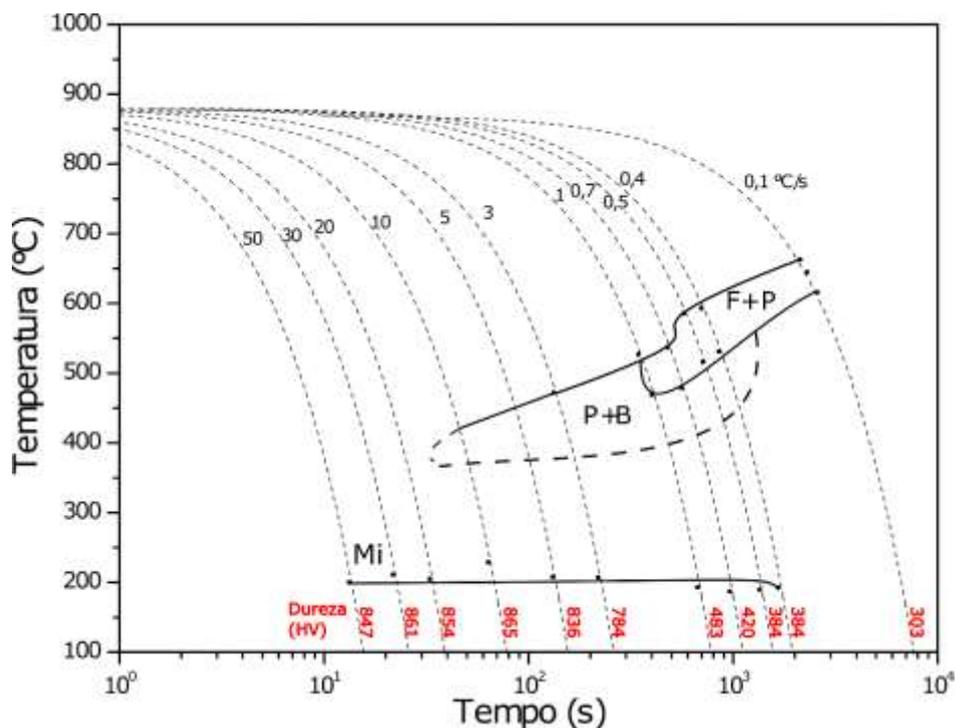


Figura 4.15 – Curva CCT do aço 7NbMo indicando as regiões de transição dos microconstituintes e os valores de dureza F= Ferrita, P = Perlita, B = Bainita, Mi = início da martensita.

Comparando-se os dados obtidos para o aço 7NbMo com o aço 7C (0,68C/0,83Mn/0,34Si) (Figura 4.16), observa-se um grande aumento de temperabilidade provocado pela adição de nióbio, cromo e molibdênio, os quais também reduziram as temperaturas de início de formação dos componentes difusionais e propiciaram a transformação martensítica em taxas de resfriamento mais baixas. O aço 7C apresentou transformação martensítica na taxa de 10 °C/s, enquanto no aço 7NbMo há presença de martensita em 0,5 °C/s.

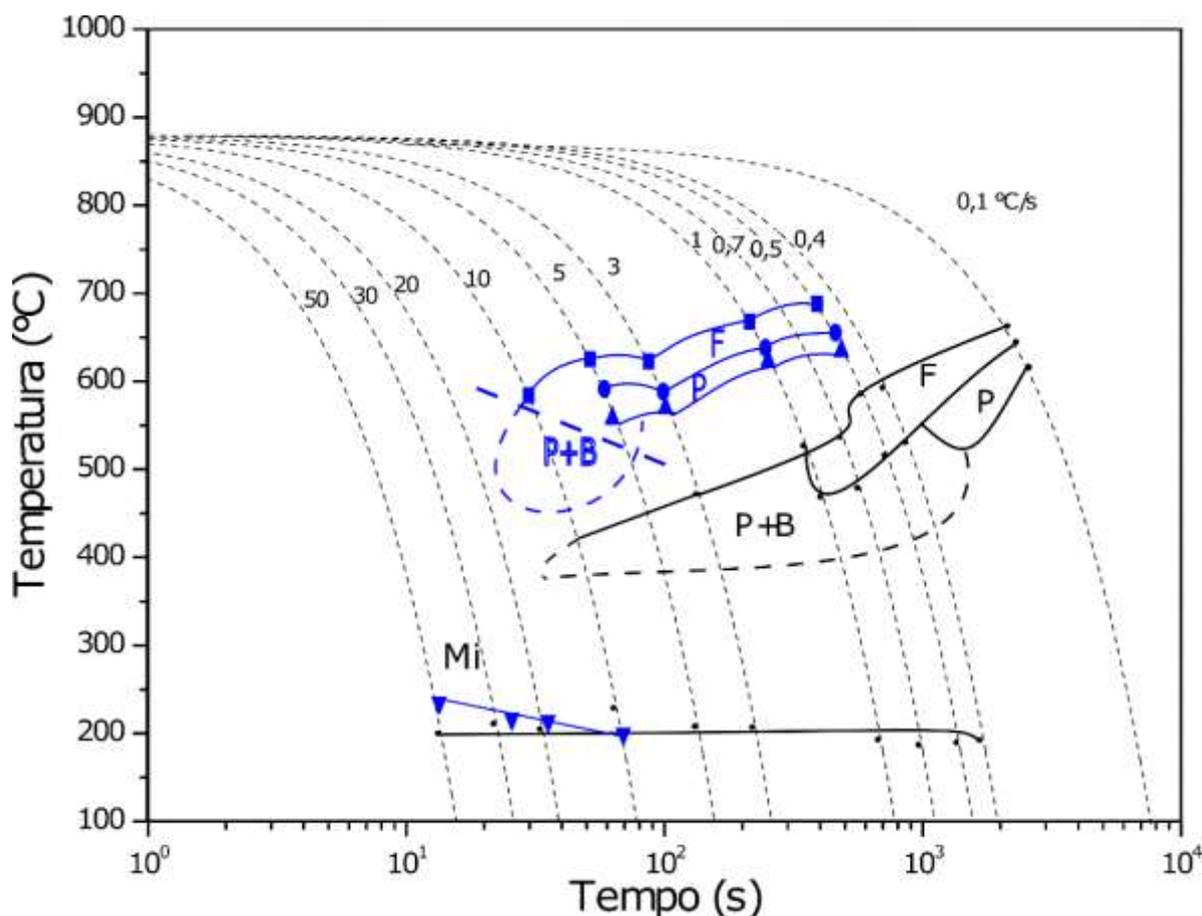


Figura 4.16 – Curvas CCT dos aços 7C (Fonseca, 2015) em azul e 7NbMo em preto.

F= Ferrita, P = Perlita, B = Bainita, Mi = início da martensita.

4.2.2 Curva de dilatometria em temperatura isotérmica

As curvas do aço 7NbMo de transformações isotérmicas são apresentadas na Figura 4.17. Por meio destas, é possível verificar os tempos de início e final de transformação após iniciar o patamar isotérmico. Para temperaturas mais baixas observa-se a necessidade de maior tempo para a finalização da transformação, pois quanto menor a temperatura, menor a energia de ativação térmica e mais difícil a movimentação dos átomos (Bhadeshia e Honeycombe, 2006; Leach, 2013).

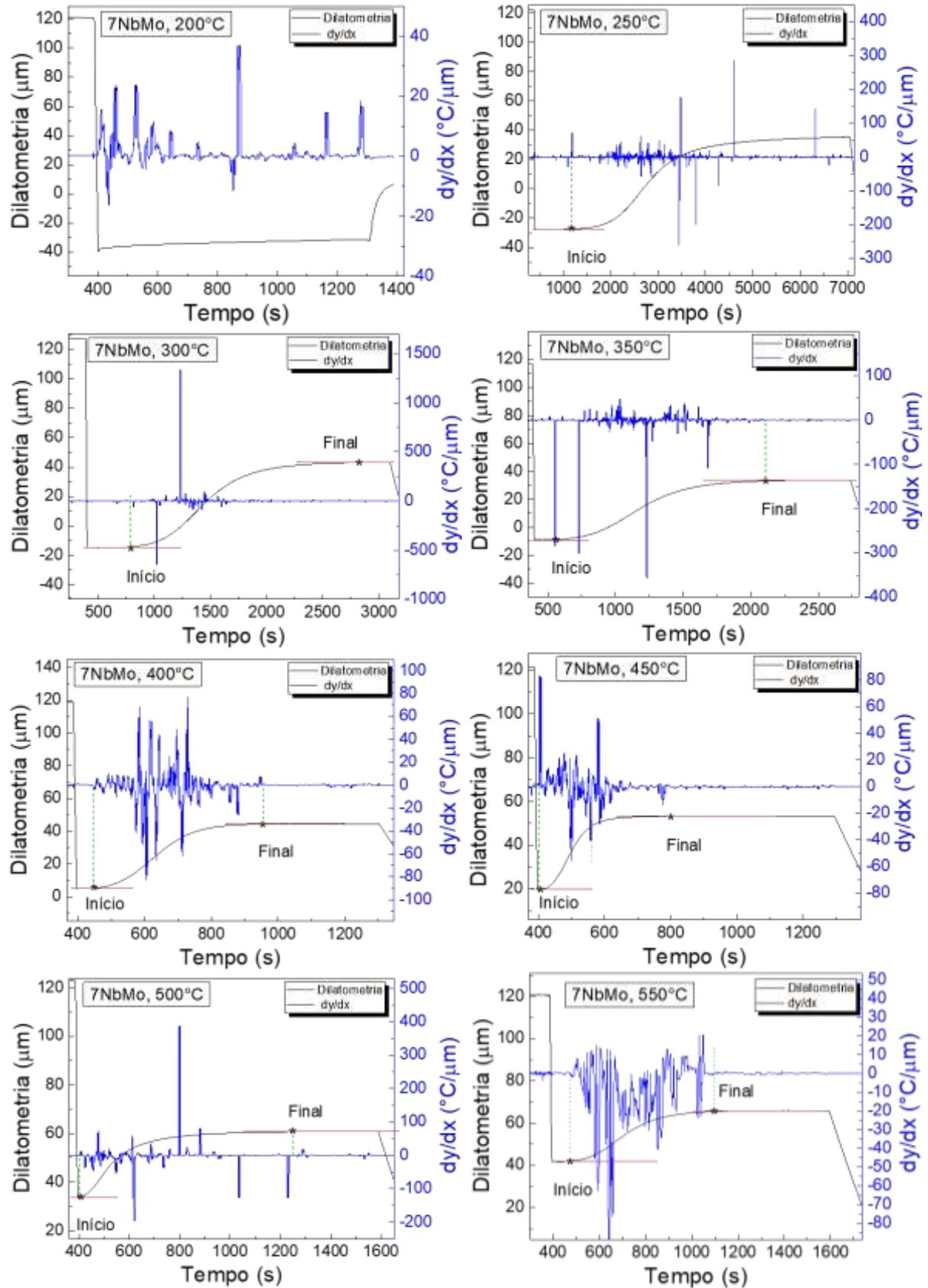


Figura 4.17 – Curvas de dilatometria e derivada (temperatura/variação do comprimento) ITT do aço 7NbMo com as respectivas transformações isotérmicas. (continua)

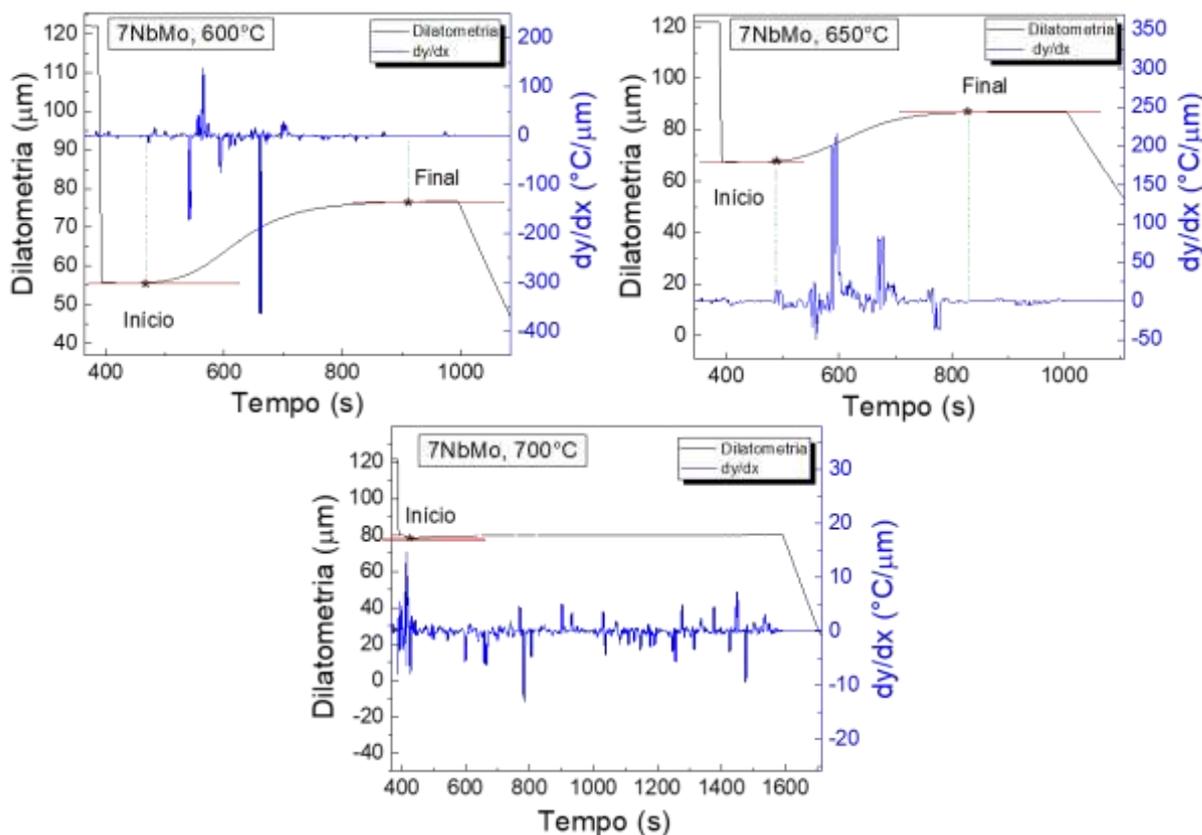


Figura 4.17 – (continuação) Curvas de dilatométrica e derivada (temperatura/ variação do comprimento) ITT do aço 7NbMo com as respectivas transformações isotérmicas.

Nas Figuras 4.18 a 4.22 são apresentadas as micrografias em cada temperatura de tratamento isotérmico, que também auxiliaram na construção do diagrama. Analisando a curva de dilatométrica em 200 °C (Figura 4.17), verifica-se uma transformação (inflexão) no momento em que a temperatura passa pela temperatura de início de formação de martensita (210 °C). Ao longo do tempo que a amostra se encontra no patamar isotérmico, ocorre uma leve expansão. Por meio de DRX realizado (Figura 4.19), verificou-se uma matriz de martensita com austenita retida. Aços com altas temperaturas M_i ou em patamares isotérmicos logo abaixo da M_i , tendem a apresentar martensita revenida junto com a martensita “fresca” (fresh martensite) (Bhadeshia e Honeycombe, 2006). As imagens de MEV (Figura 4.18), ilustram locais com microestrutura similar à martensita revenida. Silva et al. (2015), a partir de um aço 0,3C-3Mn-1,5Si verificaram comportamento similar na curva de dilatométrica de amostras mantidas em patamar isotérmico em temperatura abaixo do início de transformação martensítica. Os autores confirmaram por meio de análises de EBSD a presença de martensita revenida na microestrutura. Van Bohemen, Santofimia e Sietsma, (2008) verificaram também a presença de bainita inferior junto a martensita revenida em aço 0,66C-0,69Mn0,3Si tratado isotermicamente a 10 °C abaixo da M_s .

Assim, não é possível determinar se os grãos apresentados são de martensita revenida ou bainita inferior.

No patamar em 250 °C a microestrutura era composta de bainita inferior, caracterizada por feixes com direção preferencial de 60° segundo Bhadeshia e Christian (1990), com alguns locais com presença de martensita com austenita retida (Figura 4.19).

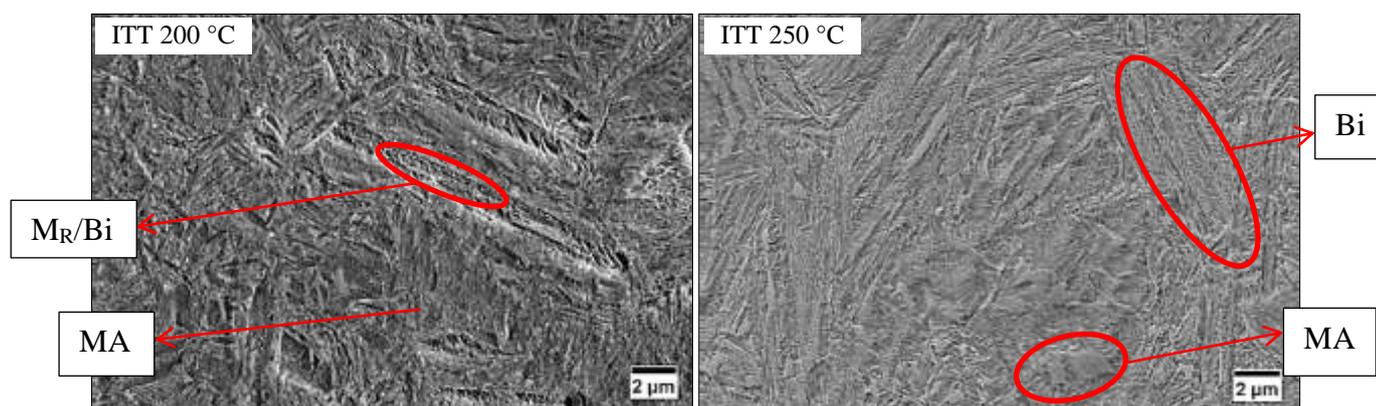


Figura 4.18 – Microestruturas do aço 7NbMo obtidas nos patamares isotérmicos de 200 e 250 °C. Bi = bainita inferior; M_R = martensita revenida; MA = martensita com austenita. MEV.

Nital 2%.

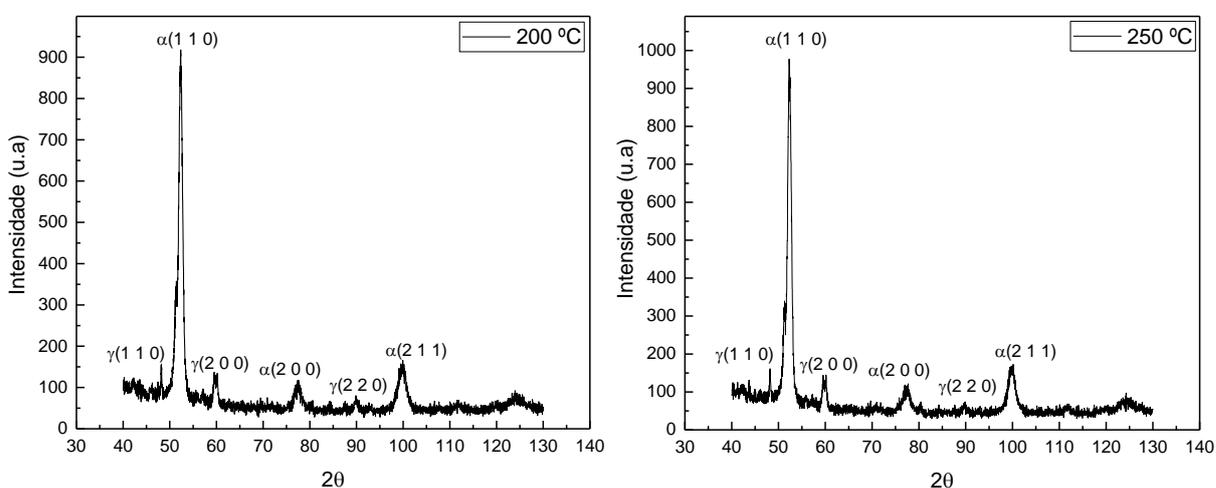


Figura 4.19 – Difração de raios-X para patamares isotérmicos de 200 e 250 °C do aço 7NbMo. α – ferrita/martensita; γ – austenita.

Em 300 °C a microestrutura era composta de bainita inferior (Figura 4.20). A medida que se aumentou a temperatura para 350 °C, os carbonetos tornam-se mais contínuos e alinhados, passando de uma completa estrutura de bainita inferior, para uma mescla desta com bainita superior (Schade et al., 2016). Em 400 e 450 °C as microestruturas eram compostas por bainita superior. Os carbonetos apresentavam-se em feixes com menor densidade, principalmente na

temperatura isotérmica mais alta devido à redução da cinética de nucleação da bainita em temperaturas maiores (El-Din et al., 2017).

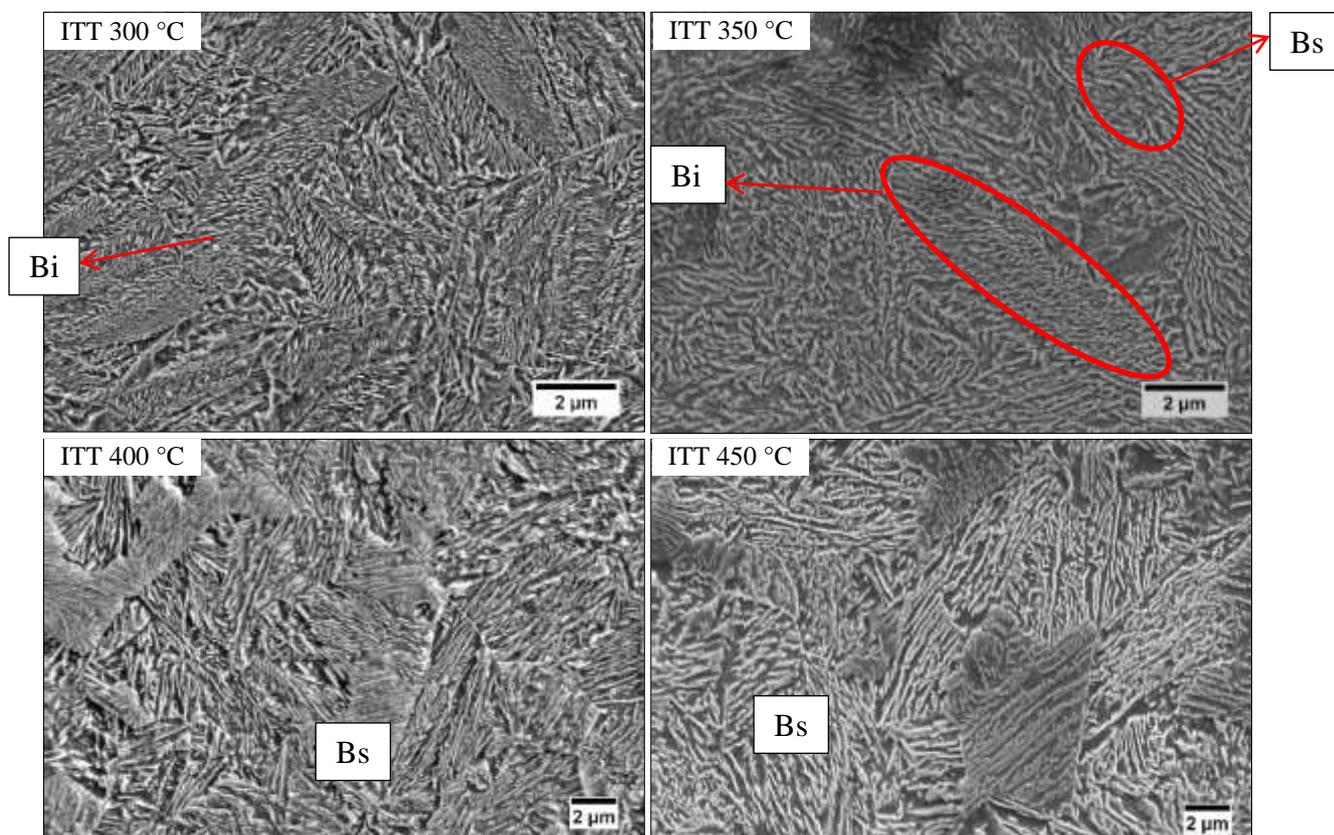


Figura 4.20 - Microestruturas do aço 7NbMo obtidas em 300 e 450°C. Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior.

A 500 °C (Figura 4.21) já é possível verificar a formação de grãos de perlita. Observou-se também uma estrutura de transição, com regiões de ferrita livre e carbonetos grosseiros alongados no contorno de grão e também carbonetos com estrutura de agulhas nucleados a partir dos grãos de ferrita, chamado de bainita superior em trabalho Caballero et al. (2004). Entretanto, Zajac et al., (2005) verificaram estrutura similar denominando-a de bainita granular. A dificuldade de correlação com tais trabalhos deve-se à composição química dos aços estudados pelos autores serem diferentes. Assim, a análise por EBSD seria necessária para confirmar as microestruturas presentes nesta temperatura.

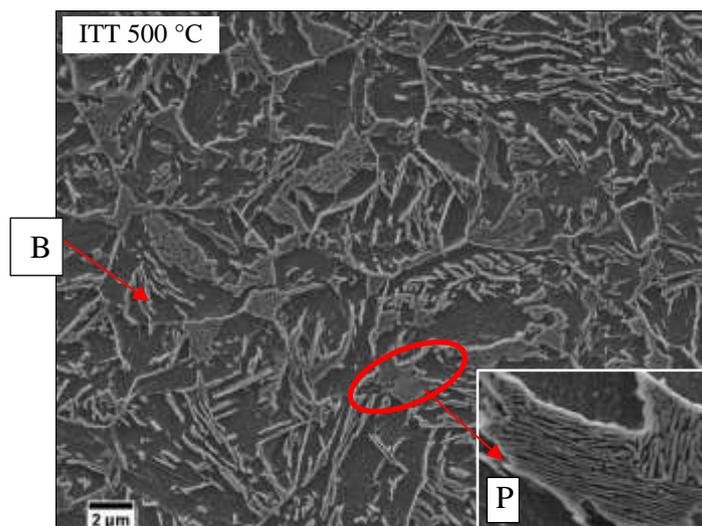


Figura 4.21 – (a) microestrutura do aço 7NbMo obtida isotermicamente a 500 °C. P = Perlita; B = Bainita.

A 550 °C observou-se a presença de perlita, perlita degenerada e grãos de ferrita (Figura 4.22) e a 600 e 650 °C uma estrutura perlítica com alguns grãos de ferrita. O espaçamento interlamelar da perlita (S_0) para temperaturas de 550, 600 e 650 °C foi de respectivamente, 0,118 μm , 0,199 μm e 0,263 μm . Como esperado, o aumento do espaçamento interlamelar da perlita ocorreu com o aumento da temperatura, pois quanto mais baixa a temperatura de formação da perlita, menor a energia disponível para a promover a difusão do carbono limitando o crescimento entre as lamelas (Silva e Mei, 2010). Na Figura 4.23 ao comparar o espaçamento interlamelar ($1/S_0$) com dados da literatura apresentado por (Silva e Mei, 2010), verifica-se que o aço 7NbMo apresentou comportamento similar ao encontrado por Mei (1983) em aço com adição de 0,03% de nióbio. Entretanto, a adição de molibdênio no aço 7NbMo atuou na maior redução do espaçamento interlamelar com valores de ($1/S_0$) em temperaturas abaixo de 650 °C. Em 700 °C a transformação não foi completa observando-se alguns grãos de perlita numa matriz de martensita/austenita retida proveniente da austenita ainda não transformada no final do patamar que sofreu resfriamento rápido.

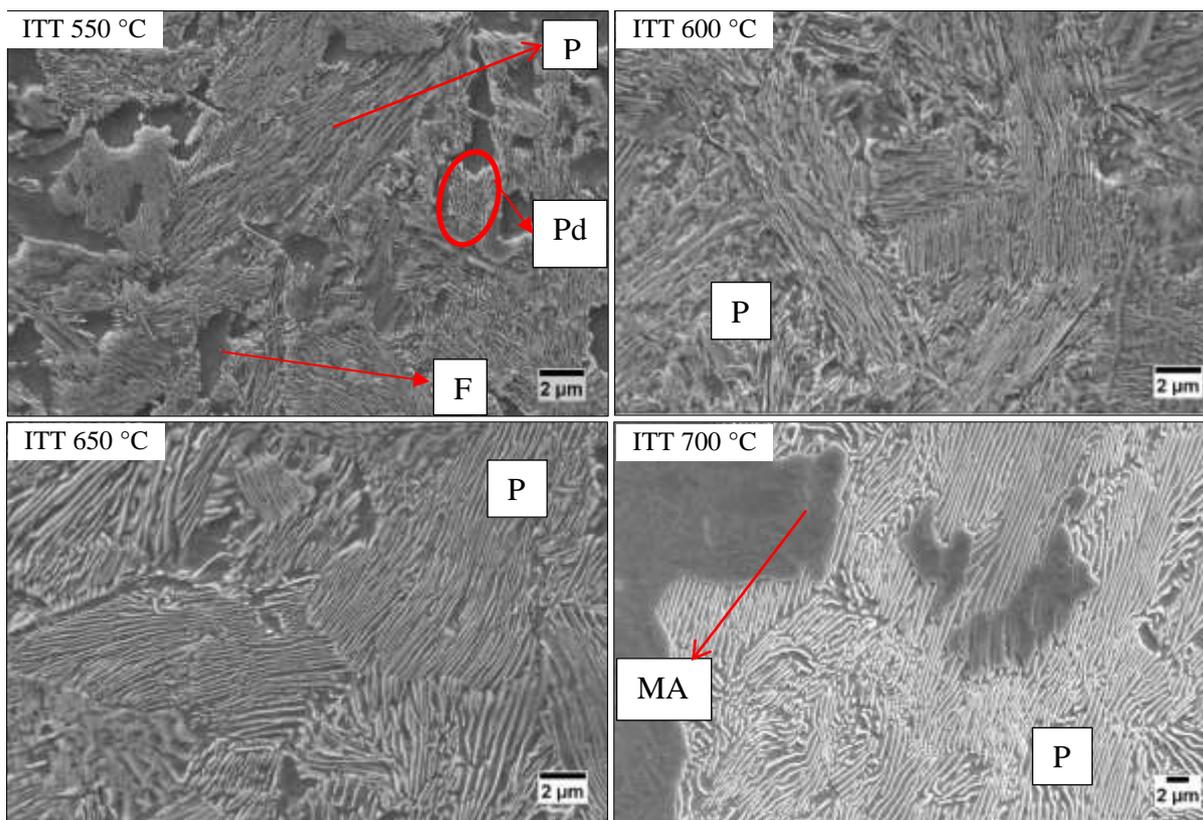


Figura 4.22 – Microestruturas do aço 7NbMo obtidas nas temperaturas isotérmicas de 600 a 700°C. F = Ferrita; P = Perlita; Pd = Perlita degenerada; MA = Martensita com austenita.

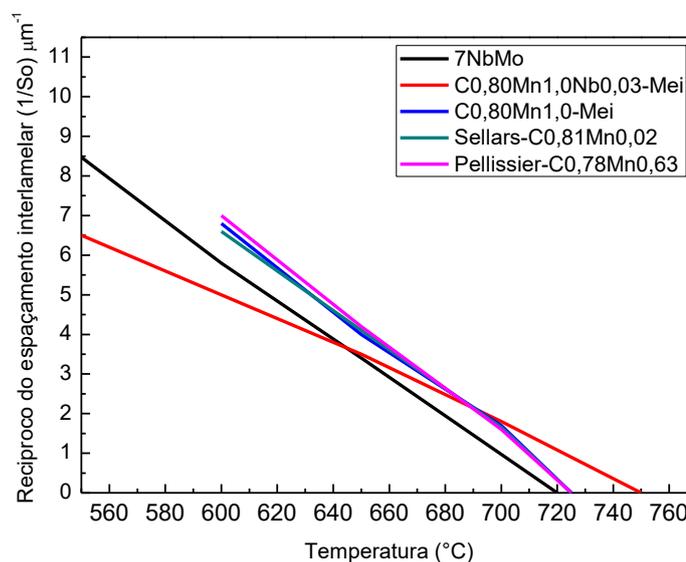


Figura 4.23 – Recíproco do espaçamento interlamelar 7NbMo x literatura: Chattopadhyay, S.; Sellars, 1982; Mei, 1983; Pellissier et al., 1941.

Por meio dos valores de dureza obtidos nas diferentes temperaturas de tratamento isotérmico (Tabela 4.9) e as durezas verificadas na literatura (Tabela 4.8) é possível correlacionar e confirmar as microestruturas presentes no ensaio de dilatométrica. O aço na

temperatura isotérmica de 700 °C não se transformou completamente em perlita, e após o resfriamento, por meio de DRX verifica a presença de martensita e austenita retida, exibindo uma dureza na faixa de 700 HV. Em 600 e 650 °C, ocorreu a total transformação da austenita em perlita, pois a dureza de 334 e 303 HV, está condizente com os valores esperados para este tipo de microestrutura. A partir de 450 °C verifica-se um aumento da dureza do material, que é causado pelos precipitados de cementita na matriz ferrítica típico de uma microestrutura bainítica. A estrutura bainítica inferior identificada nas temperaturas de 350 e 300 °C é confirmada pelas durezas obtidas, entre 480 a 590 HV. Já nas temperaturas entre 250 e 200 °C a presença de martensita se mostra por meio do elevado valor de dureza, que também está na faixa de 700 HV.

Tabela 4.8 - Dados da literatura de dureza para diferentes temperaturas de patamar isotérmico.

P = Perlita; Pd = Perlita degenerada; F = Ferrita; Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior;

Referência	Elementos (%)						Temperatura (°C)	Microestrutura	Dureza (HV)
	C	Si	Mn	V	Cr	Outros			
Zajac et al. (2005)	0,34	0,22	0,72	-	1,01	Mo = 0,17	450	Bs	337
	0,34	0,22	0,72	-	1,01	Mo = 0,17	400	Bi	395
	1	0,26	0,29	-	1,39	Mo = 0,05	400	Bs + Bi	425
	1	0,26	0,29	-	1,39	Mo = 0,05	300	Bi	600
Caballero et al. (2004)	0,31	0,25	1,22	0,004	0,14	Mo = 0,03; Ni = 0,10	500	Bs + P	270
							450	Bs + Bi	310
							400	Bi	360
							375	Bi	410
Makarov et al. (2011)	0,83	1,66	-	-	-	-	650	P	286
							600	P	363
							550	P	412
							525	P + Bs	372
							420	Bs	363
Abbaszadeh et al. (2012)	0,47	0,26	0,76	0,11	0,99	Mo = 0,9; Ni = 0,54;	330	Bi	480
							425	Bs	390
Miller e De Moor (2014)	0,8	0,24	0,5	0,08	0,2	Nb = 0,01	650	P + F	370
							625	P + F	378
							600	Pd + F	382
							575	Pd + F	400

Bi =Bainita Inferior Bs= Bainita Superior P = Perlita Pd = Perlita Degenerada F = Ferrita

Tabela 4.9 – Dureza Vickers das amostras do aço 7NbMo obtidas nas temperaturas isotérmicas após ensaio de dilatométrica. P = Perlita; Pd = Perlita degenerada; F = Ferrita; Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior; MA = Martensita com austenita, MR = Martensita revenida.

Temperatura Isotérmica (°C)	Dureza HV	Microestrutura
700	677 ± 76	MA + P
650	303 ± 12	P + F
600	334 ± 19	P + F
550	365 ± 9	P + Pd + F
500	324 ± 12	B + P + F
450	348 ± 18	Bs
400	420 ± 6	Bs
350	492 ± 19	Bs + Bi
300	589 ± 40	Bi
250	675 ± 30	Bi + MA
200	802 ± 32	MA+MR/Bi

Na Figura 4.24 é possível acompanhar a variação na dureza conforme a temperatura de patamar isotérmico. De 650 a 550°C verifica-se um aumento na dureza do material, esse aumento é devido à redução do espaçamento interlamelar da perlita. A partir de 550 °C era esperado que a dureza continuasse aumentando pela redução da temperatura de transformação, entretanto, ocorreu uma redução da dureza em 500°C, em função da microestrutura estar numa região de transição entre perlita e bainita (Caballero et al., 2004; Leach, 2013). Nesta faixa de temperatura inicia-se a formação da bainita que, quando obtida em temperaturas mais altas, apresenta dureza menor que a perlita em função dos carbonetos mais grosseiros. A partir de 450 °C, a dureza do material volta a aumentar à medida que a microestrutura apresenta característica predominantemente bainítica, ocorrendo também um aumento da densidade dos feixes de bainita superior e surgimento de bainita inferior a partir da temperatura de 350 °C.

Na Figura 4.25 é apresentada a curva ITT do aço 7NbMo construída a partir dos gráficos de dilatométrica e dos microconstituintes que foram determinados por meio da análise microestrutural e valores de dureza. Tanto a curva ITT quanto CCT são importantes para que posteriores tratamentos térmicos sejam realizados com precisão.

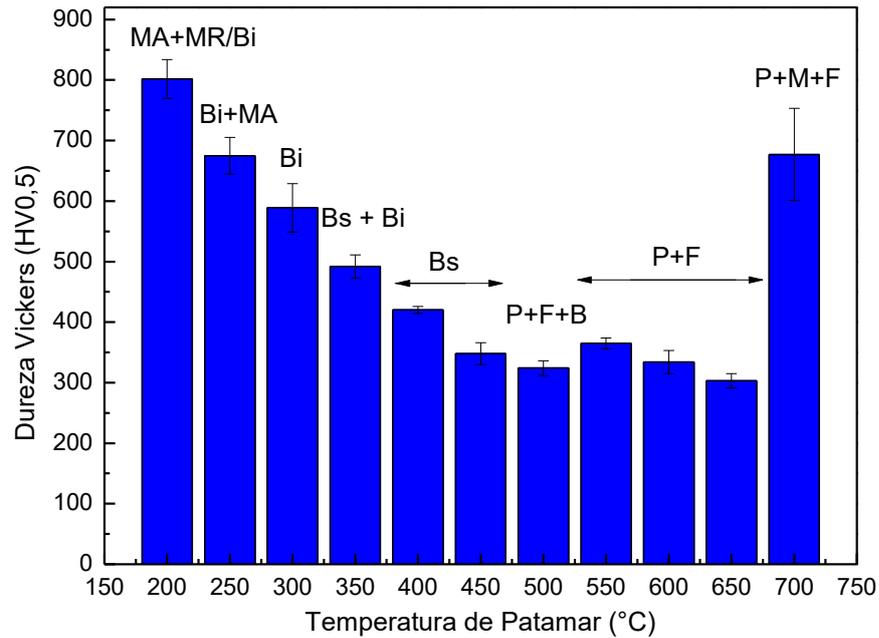


Figura 4.24 – Microdureza do aço 7NbMo obtida em transformações isotérmicas. P = Perlita; F = Ferrita; B = Bainita; Bi = Bainita inferior; Bs = Bainita superior; MA = Martensita com austenita, MR = Martensita revenida.

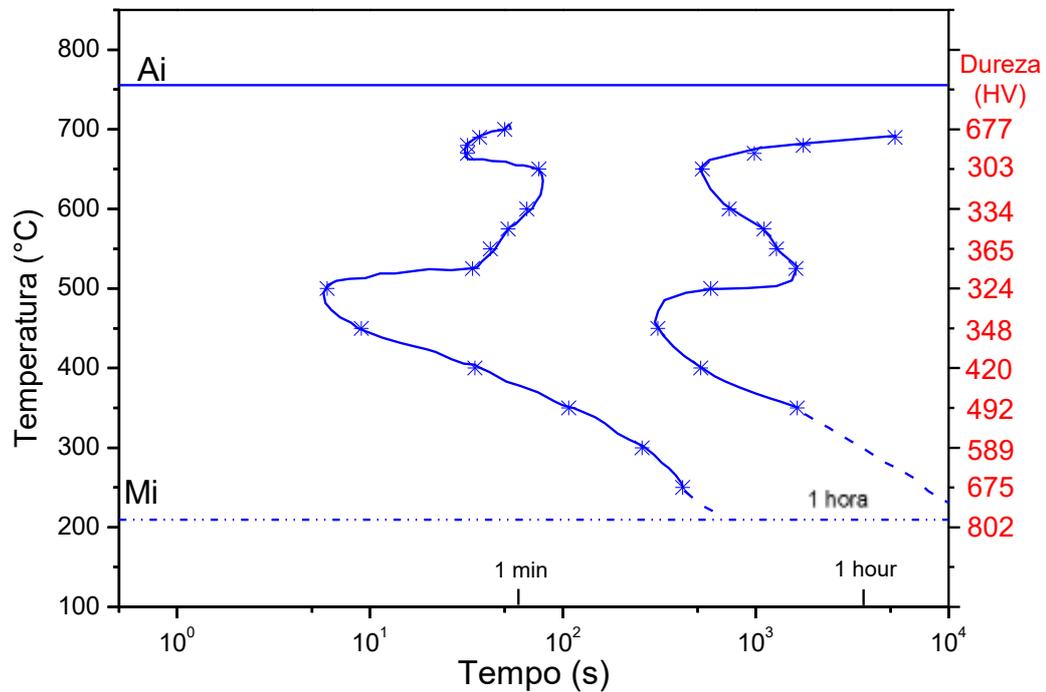


Figura 4.25 - Curva ITT obtida para o aço 7NbMo. Ai = Início da formação de austenita; Mi = Início da formação de martensita.

Comparando a curva ITT (Figura 4.25) do aço 7NbMo com um aço da literatura ilustrado na Figura 4.26 (composição química 1,0C+0,29Mn+0,05Mo), nota-se uma certa semelhança entre elas, principalmente na parte final da transformação. O ponto de transição entre a microestrutura bainítica e perlítica para ambos os aços é próximo de 500 °C. A diferença entre as composições químicas, como a adição de alguns elementos no aço 7NbMo pode ser uma explicação para a curva de início de transformação acima de 500 °C para este aço ter se diferenciado da curva da literatura.

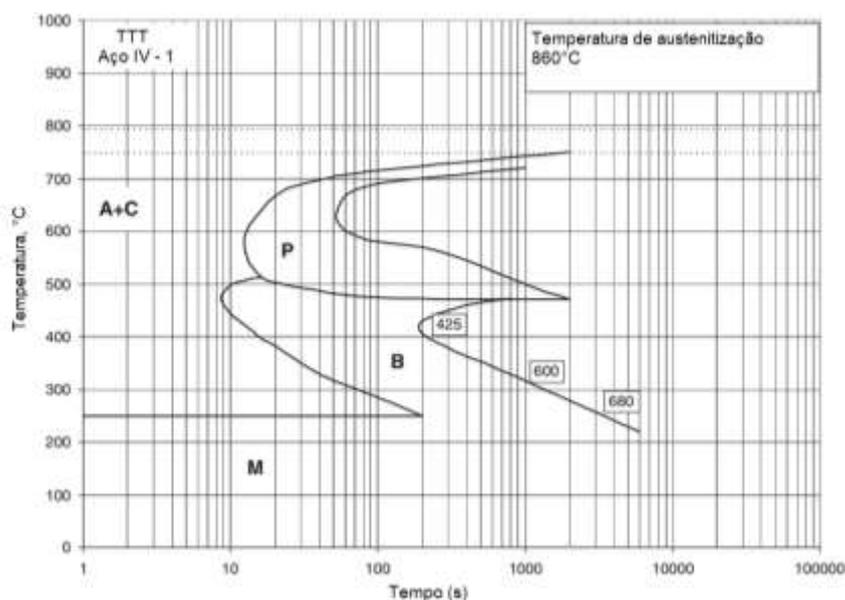


Figura 4.26 - Curva ITT obtida na literatura para aço 1,0C+0,29Mn+0,05Mo. A = Austenita; C = Carboneto; M = Martensita; B = Bainita; P = Perlita. (adaptado de Zajac et al., 2005).

Comparando as curvas ITT dos aços 7C (0,74C/0,79Mn/0,30Si) e 7NbMo (0,71C/0,84Mn/0,43Si/0,27Cr/0,2Mo/0,02Nb) ilustrado na Figura 4.27, nota-se que a adição de nióbio, cromo e molibdênio aumentou a temperabilidade do aço, atrasando o início da formação de componentes difusionais e aumentando o tempo necessário para o final das transformações (Carvalho, 2018; Leach, 2013; Uemori et al., 1994).

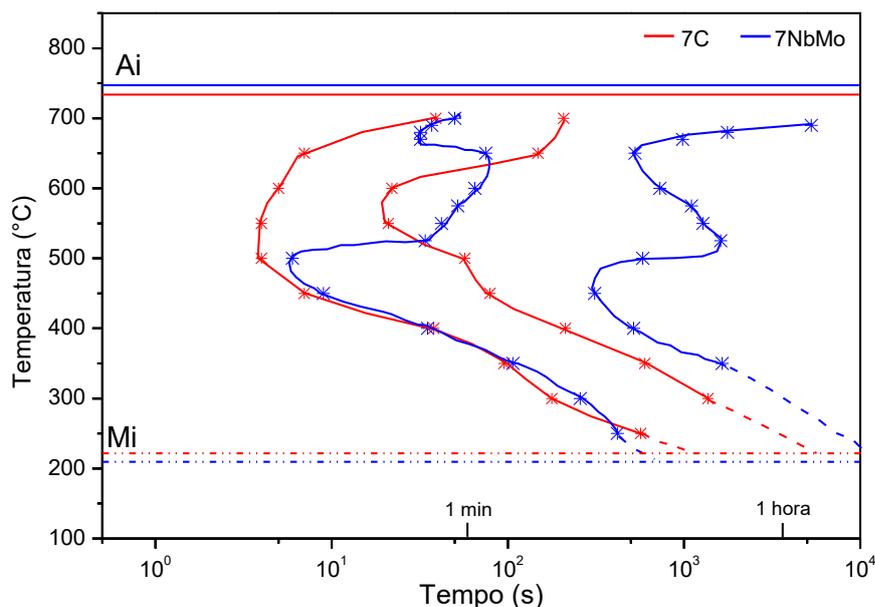


Figura 4.27 - Curvas ITT dos aços 7C (Rezende et al, 2020) e 7NbMo. Ai = Início da formação de austenita; Mi = Início da formação de martensita.

4.3 Tratamento térmico para obtenção da microestrutura bainítica e perlítica

De acordo com o diagrama ITT do aço 7NbMo (Figura 4.25) a bainita forma-se entre 250 a 450 °C e de acordo com o diagrama CCT do mesmo aço (Figura 4.15), acima da taxa de resfriamento de 15 °C/s não se formam componentes difusionais. Assim, o tratamento térmico (Figura 4.28) para se obter mescla de bainita inferior e superior nos discos para ensaio de desgaste, constitui-se de uma austenitização a 880 °C por 5 minutos, seguida de resfriamento a uma taxa de 20 °C/s até temperatura de 350 °C e com tempo de permanência de 50 minutos. Este tempo é mais que o suficiente para terminar a formação de bainita a 350 °C, visto que pelo diagrama ITT o tempo necessário seria de 13 minutos. A taxa de resfriamento de 20 °C/s foi conseguida utilizando-se jato de ar com spray de água gelada e a medida desta taxa foi realizada com um termopar fixado no interior do disco (Figura 4.29). O tratamento isotérmico foi realizado em banho de estanho puro. Vale ressaltar que, na temperatura de austenitização de 880 °C para o teor de 0,71% de carbono, a quantidade de nióbio em solução na austenita é aproximadamente 2% (Nordberg 1968 apud Mei, 1983). Assim, a maior parte do nióbio se encontra na forma de carboneto, o que reduz o efeito de endurecimento por precipitação que poderia ocorrer no tratamento.

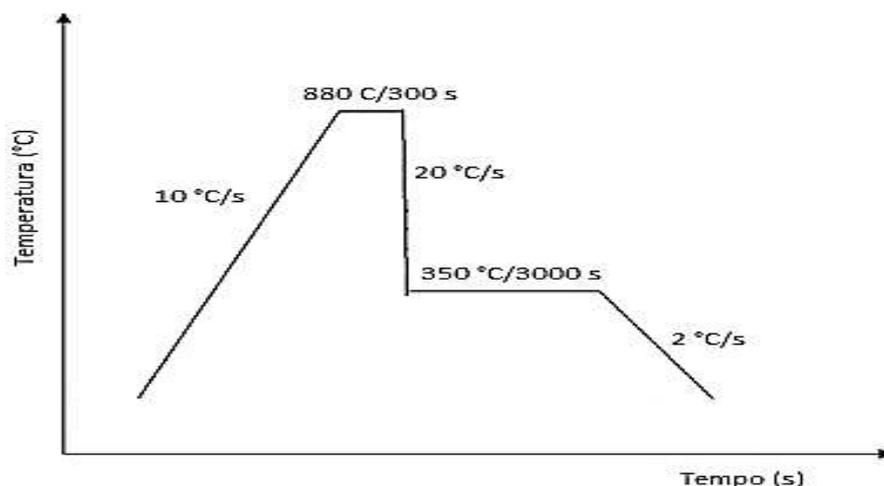


Figura 4.28 – Diagrama esquemático do tratamento térmico para obtenção de bainita nos discos de ensaio de desgaste do aço 7NbMo.

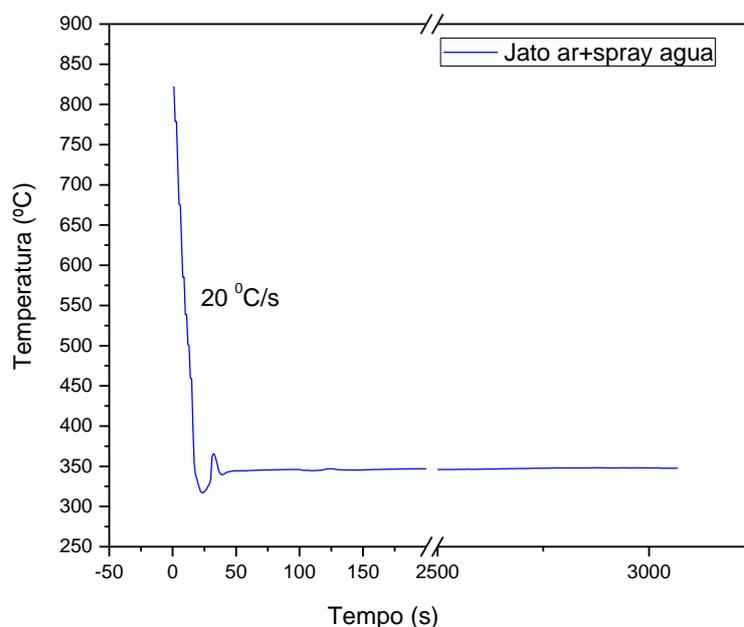


Figura 4.29 – Curva de resfriamento medida por termopares inseridos nos discos para ensaio de desgaste.

As durezas dos discos tratados termicamente foram comparadas com a obtida por dilatometria no tratamento isotérmico na temperatura 350 °C e mostraram-se próximas: 481 ± 22 e 492 ± 19 HV, respectivamente. As microestruturas dos discos tratados e da amostra obtida por dilatometria a 350 °C (Figura 4.30) mostraram-se semelhantes, indicando que o tratamento térmico realizado nos discos para ensaios de desgaste foi eficiente.

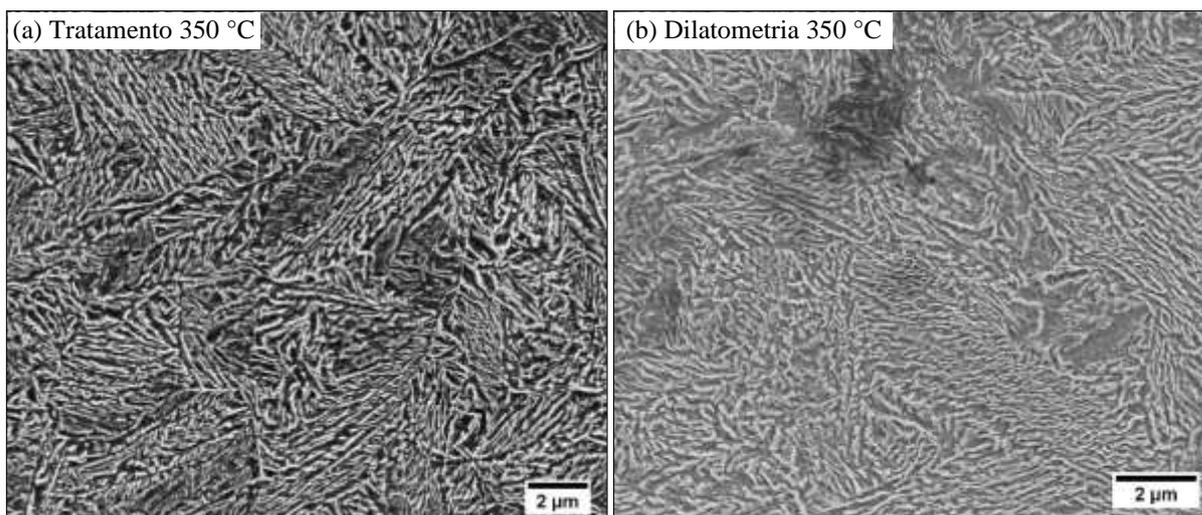


Figura 4.30 – Microestrutura do aço 7NbMo: a) disco tratado na temperatura isotérmica de 350 °C; b) amostra obtida por dilatométrica isotérmica a 350 °C. MEV. Nital 2%.

A análise por difração de raios X (Figura 4.31) nos discos tratados a 350 °C mostrou apenas ferrita, constituinte majoritário da microestrutura bainítica, não indicando presença de austenita retida, ou seja, a transformação foi completa.

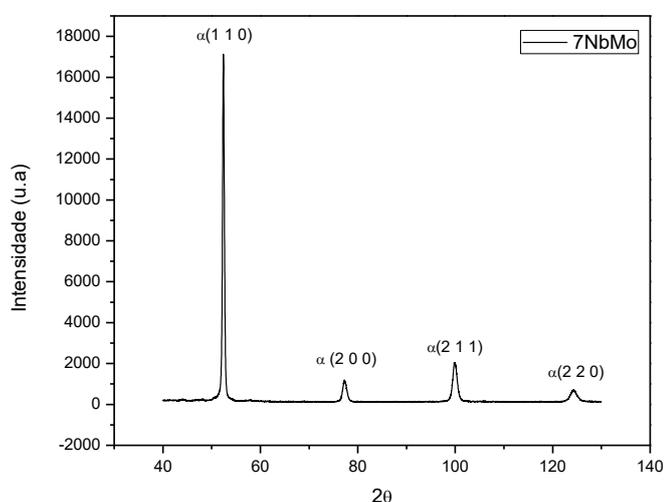


Figura 4.31 – Difração de raios X do disco após tratamento térmico em 350 °C. α – ferrita.

Por último a fim de comprovar a presença de bainita inferior no material tratado, foram realizadas análises de microscopia eletrônica de varredura em alta resolução no laboratório de microscopia eletrônica do LNNano – CNPEM, (Figura 4.32). Quando comparado ao trabalho de Chattopadhyay et al. (2012), verifica-se que as dimensões das partículas de cementita da bainita inferior obtidas para o aço 7NbMo aproximam-se das obtidas pelos pesquisadores, confirmando a presença da bainita inferior.

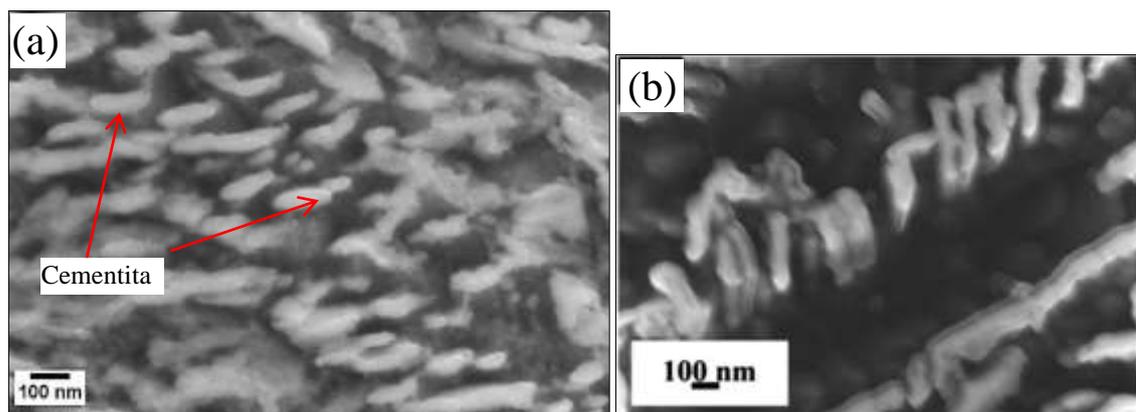


Figura 4.32 – Microscopia eletrônica de varredura em alta resolução. (a) Aço 7NbMo após tratamento isotérmico a 350 °C. (b) Aço médio carbono após tratamento isotérmico a 450 °C adaptado de (Chattopadhyay et al., 2012).

Como relatado no item 4.1.2, o material como recebido não apresentou características de microestrutura perlítica na região próxima à pista de rolamento, como era esperado, mais sim uma microestrutura de martensita revenida. Como a maioria das comparações em ensaios de desgaste presentes na literatura comparam a microestrutura perlítica com a bainítica, verificou-se a necessidade de realizar tratamento térmico isotérmico visando obter uma microestrutura completamente perlítica para os ensaios de desgaste.

Desta forma o tratamento para obtenção de discos perlíticos consistiu em se manter o aço em 900 °C por 20 min, seguido de imersão com agitação no banho de estanho a 600 °C e permanência por 50 minutos e finalizado com resfriamento ao ar. Como indicado no diagrama CCT do aço 7NbMo (Figura 4.15) para resfriamento de 900 até 600 °C, a taxa mínima para que não ocorra transformação da austenita é de 0,7 °C/s. A agitação da amostra dentro do banho de estanho produziu uma taxa de resfriamento de 8 °C/s, o que garantiu a transformação completa da austenita em perlita. A microestrutura obtida para o tratamento referido encontra-se na Figura 4.33 e se assemelha à obtida por dilatométrica a 600 °C. A dureza obtida para a microestrutura foi de 357 ± 12 HV, próxima da dureza apresentada no tratamento isotérmico a 600 °C (334 ± 19 HV).

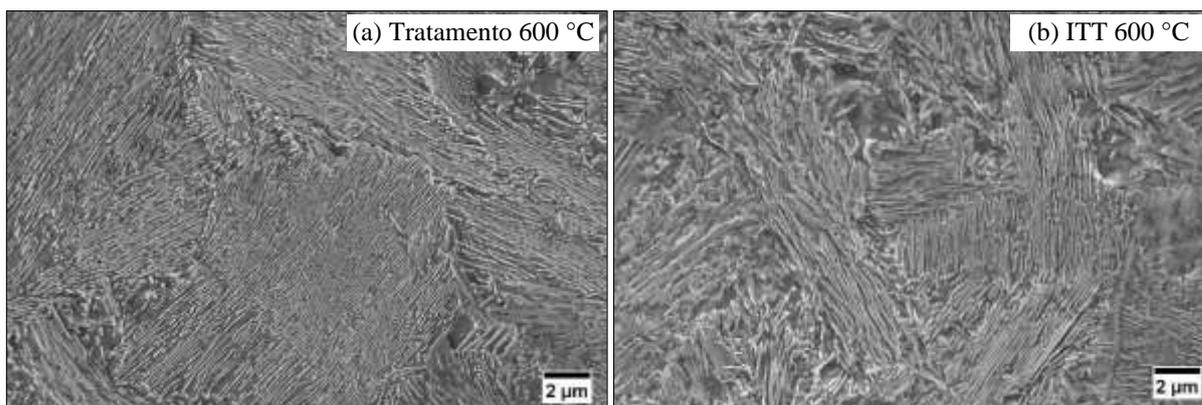


Figura 4.33 - Microestrutura do aço 7NbMo: (a) disco tratado isotermicamente a de 600 °C; (b) dilatométrica a 600 °C. MEV. Nital 2%.

A microestrutura bainítica apresentou limites de resistência e de escoamento maiores que as microestruturas mista e perlítica, porém menores valores de ductilidade (alongamento e redução de área) (Tabela 4.10 e Figura 4.34). Os valores obtidos para a microestrutura bainítica estão próximos aos encontrados na literatura (Tabela 4.11).

Tabela 4.10 – Propriedades mecânicas do aço com distintas microestruturas.

Microestrutura	Mista	Perlítica	Bainítica
Limite de Resistência à tração (MPa)	1384 ± 11	1103 ± 37	1600 ± 22
Limite de Escoamento (MPa)	1229 ± 21	771 ± 34	1351 ± 47
Alongamento (%)	11 ± 1	16 ± 1	11 ± 1
Redução de Área	31 ± 1	41 ± 2	22 ± 3

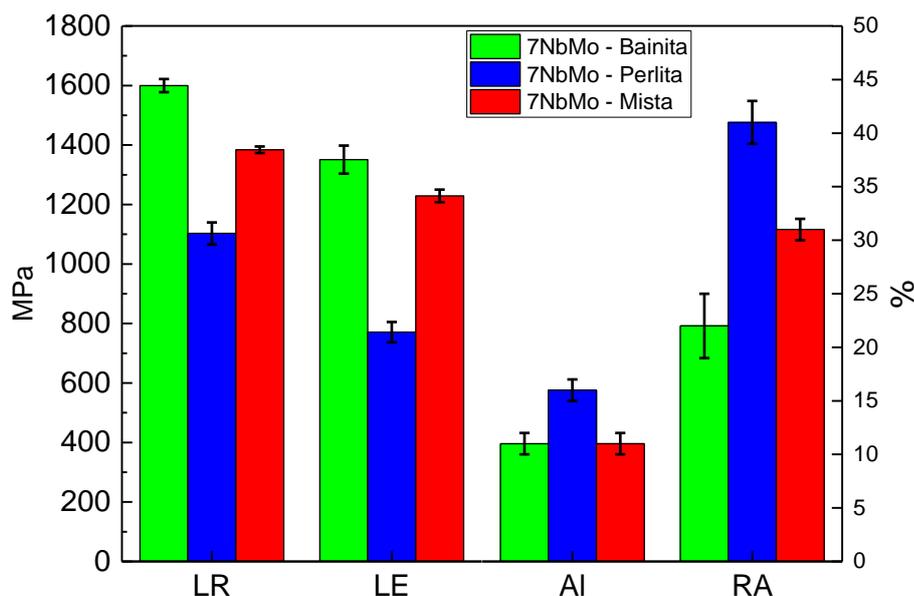


Figura 4.34 – Propriedades mecânicas das microestruturas estudadas neste trabalho. LR – Limite de resistência a tração; LE – limite de escoamento; Al – alongamento; RA – redução de área.

Em relação a microestrutura perlítica, verifica-se que os valores obtidos no ensaio de tração estão próximos aos de Fonseca (2015), Hajizad (2019) e Oliveira (2013) (Tabela 4.12), os quais estudaram aços perlíticos com composições químicas similares e encontraram valores em torno de 1200 MPa para limite de resistência e alongamento na faixa de 14%.

Tabela 4.11 – Propriedades mecânicas obtidas neste trabalho (7NbMo – Bainita) e resultados da literatura sobre aços bainíticos.

Referência	Composição Química (% em peso)					Microestrutura	Propriedades Mecânicas	
	C	Si	Mn	Mo	Cr		LR (MPa)	AL (%)
7NbMo - Bainita	0,71	0,43	0,84	0,22 (Mo + Nb)	0,27	Bi + Bs	1600	11
Chattopadhyay et al, 2015	0,42	0,29	0,93	0,016	0,19	Bi	1411	14
Hajizad, 2019	0,37	0,59	0,726	0,3	2,72	B i+ M	1657	11

Bi =Bainita Inferior Bs = Bainita superior M = Martensita LR = Limite de Resistência AL = Alongamento

Tabela 4.12 – Propriedades mecânicas obtidas neste trabalho (7NbMo – Perlita) e resultados da literatura sobre aços perlíticos microligados.

Referência	% de elementos em peso					Microestrutura	Propriedades Mecânicas	
	C	Si	Mn	Mo	Cr		LR (MPa)	AL (%)
7NbMo - Perlita	0,71	0,43	0,84	0,22 (Mo + Nb)	0,27	Perlita + Ferrita	1103	16
Oliveira, 2013	0,75	0,32	0,79	0,129	0,25	Perlita + Ferrita	1185	13
Fonseca, 2015	0,68	0,55	0,88	0,016	-	Perlita + Ferrita	1182	14
Hajizad, 2019	0,72	0,5	1,1	0	0,11	Perlita + Ferrita	1200	13

LR = Limite de Resistência AL = Alongamento

A partir das análises realizadas foi possível caracterizar o aço que seria utilizado para as análises de ensaio de desgaste. As curvas de dilatométrica com patamar isotérmico propiciaram determinar a rota de tratamento térmico necessária para obtenção dos discos com microestruturas homogêneas que foram utilizadas no ensaio de desgaste. Já as curvas de resfriamento contínuo auxiliaram no entendimento da microestrutura mista da roda como recebida. As propriedades mecânicas auxiliaram a compreensão do comportamento das microestruturas quando aplicado os esforços provenientes do ensaio de desgaste disco-contra-disco.

4.4 Ensaios de desgaste disco-contra-disco

4.4.1 Análise de desgaste via perda de massa

Nos ensaios de desgaste as microestruturas foram denominadas como mista (roda), bainítica e perlítica. A microestrutura mista corresponde à da martensita revenida da roda como recebida; as demais bainítica e perlítica são as microestruturas resultantes do tratamento isotérmico a 350 °C e 600 °C, respectivamente. A perda de massa é uma das variáveis que caracteriza o desgaste dos discos, sendo esta obtida pela diferença de peso do disco antes e após o ensaio. Na Figura 4.35 são apresentados os valores da perda de massa total para cada microestrutura ensaiada (mista, bainítica e perlítica) e suas respectivas durezas iniciais.

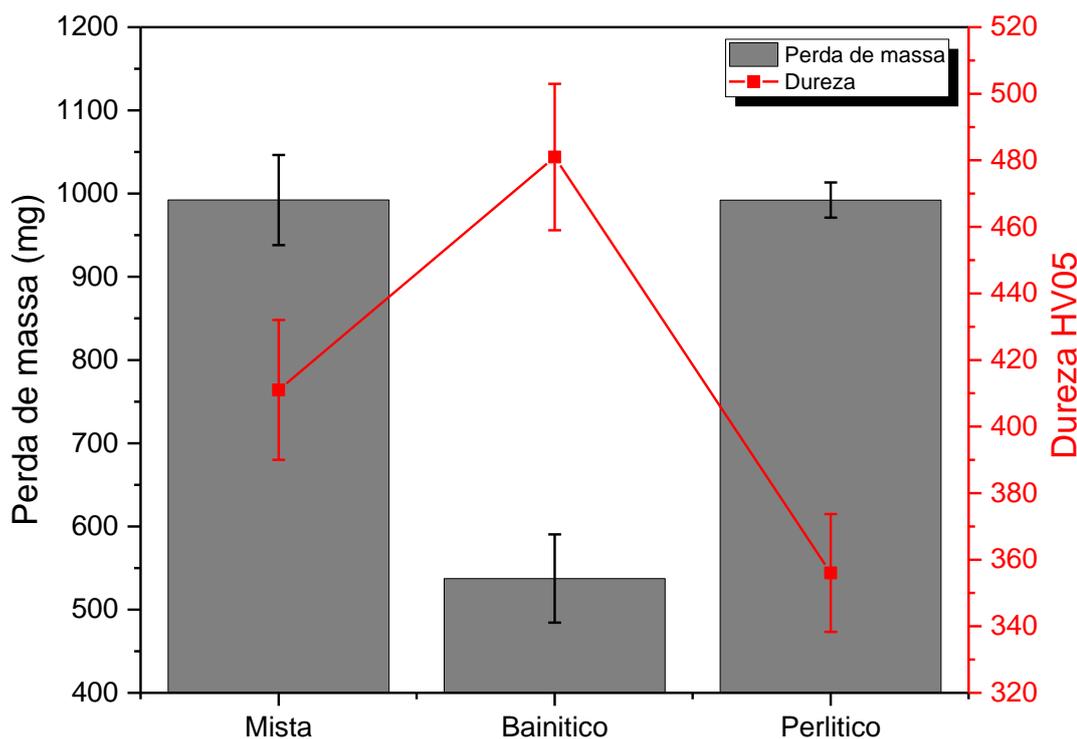


Figura 4.35 – Perda de massa acumulada após 100.000 ciclos e dureza Vickers média dos discos antes dos ensaios (escala em cinza).

Nota-se que os discos com a microestrutura mista e perlítica apresentam perdas de massa equivalentes, e bem maiores que a microestrutura bainítica, estando em acordo com alguns trabalhos da literatura (Tabela 4.13). Pesquisadores como Hasan, Chakrabarti e Singh (2018) e Zapata, Jaramillo e Toro (2011) também verificaram este comportamento de material perlítico com maior desgaste que o bainítico em ensaios de desgaste disco-contra-disco. Já Chattopadhyay et al. (2012) e Sharma, Sangal e Mondal (2015) verificaram tal comportamento em ensaios esfera-contra-disco.

Entretanto, de acordo com Olofsson et al. (2013), os fenômenos de desgaste presentes em cada ensaio (disco-contra-disco ou pino-contra-disco) são particulares. No ensaio disco-contra-disco emprega-se altas pressões de contato (força aplicada entre 2000 e 5000 N) e elevada velocidade (maior que 200 rpm), enquanto o ensaio pino-contra-disco utiliza-se baixas pressões de contato (força aplicada entre 20 e 50 N) e reduzidas velocidades.

Vale ressaltar que para os resultados de perda de massa obtidos neste trabalho, a dureza não foi um fator determinante para as três microestruturas apresentadas. A microestrutura perlítica apresentou valores de dureza média em torno de 350 HV e a microestrutura mista em torno de 420 HV, mas as perdas de massa de ambos foram equivalentes. Zapata, Jaramillo e Toro (2011), também relataram efeitos similares, em que uma microestrutura perlítica de dureza

320 HV obteve perda de massa 14% menor comparada a outra microestrutura perlítica com dureza inicial de 370 HV. Uma hipótese para este efeito seria em função da relação de dureza entre corpo e contracorpo. Segundo Lewis e colaboradores (Lewis et al, 2020) essa mudança da relação de dureza entre os corpos pode proporcionar diferentes comportamentos de perda de massa dos discos.

Tabela 4.13 - Perda de massa da microestrutura bainita e perlita em aços com diferentes teores de carbono

Referência	Elementos (%)							Tipo de ensaio	Microestrutura	Perda de massa	Menor perda de massa
	C	Si	Mn	Cr	Nb	Mo	V				
Zapata et al. (2011)	0.67	0.54	1.09	-	-	-	-	Disco-contra-disco, 470 MPa, Seco	Perlita, 320 HV	83 mg	B
	0.67	0.54	1.09	-	-	-	-		Perlita, 370 HV	60 mg	
	0.35	0.17	1.46	-	-	-	-		Bainita, 320 HV	45 mg	
	0.35	0.17	1.46	-	-	-	-		Bainita, 370 HV	80 mg	
Devanathan and Clayton (1991)	0.52	0.23	0.35	1.71	-	0.26	-	Disco-contra-disco, 1200 MPa, Seco	Bainita	95 mg/m	P
	0.10	0.27	0.59	1.71	-	0.58	-		Bainita	75 mg/m	
	0.04	0.21	0.73	2.76	-	0.26	-		Bainita	39 mg/m	
	0.70	0.51	0.66	0.04	-	-	-		Perlita	14 mg/m	
Garnham and Beynon (1992)	0.04	0.19	0.8	2.76	-	0.25	-	Disco-contra-disco, 500 MPa, Seco	Bainita	30 g/m ³	B
	0.20	0.16	0.67	2.29	-	0.27	-		Bainita	5.0 g/m ³	
	0.52	0.22	0.37	1.70	-	0.27	-		Bainita	2.5 g/m ³	
	0.52	0.20	1.07	-	-	-	-		Perlita	4.0 g/m ³	
Yokoyama et al. (2005)	0.20	0.40	0.40	-	-	-	-	Disco-contra-disco, 2200 MPa, Seco	Bainita	1.0 g/h	B/P
	0.55	0.45	2.10	2.00	-	0.2	0.10		Bainita	1.0 g/h	
	0.65	0.25	0.75	-	-	-	-		Perlita	1.3 g/h	
	0.83	0.95	1.45	0.50	-	-	0.10		Perlita	1.0 g/h	
Sharma, Sangal and Mondal (2015)	0.47	0.51	0.87	0.15	-	-	0.11	Esfera-contra-disco, 1700 MPa, Seco	Bainita, 350 HV	5.60 mm ³	B
	0.47	0.51	0.87	0.15	-	-	0.11		Bainita, 400 HV	3.65 mm ³	
	0.53	0.22	0.81	-	-	-	0.14		Perlita	8.77 mm ³	
7NbMo	0,71	0,43	0,84	0,27	0,02	0,2	-	Disco-contra-disco, 3100 MPa, Seco	Bainita, 458 HV	537 mg	B
	0,71	0,43	0,84	0,27	0,02	0,2	-		Perlita, 357 HV	900 mg	

A forma que a perda de massa se desenvolveu ao longo dos 100 mil ciclos pode ser verificada na Figura 4.36. Por meio desta, é possível notar que até 10 mil ciclos a perda de massa das três microestruturas foram estatisticamente iguais, porém, após 10 mil ciclos, os discos de microestrutura mista e perlítica passaram a perder mais massa que o de microestrutura bainítica. Uma hipótese para tal efeito é que o disco de microestrutura bainítica pode ter se

beneficiado de encruamento superficial. Tal efeito será verificado nas análises subsuperficiais a serem apresentadas em seguida.

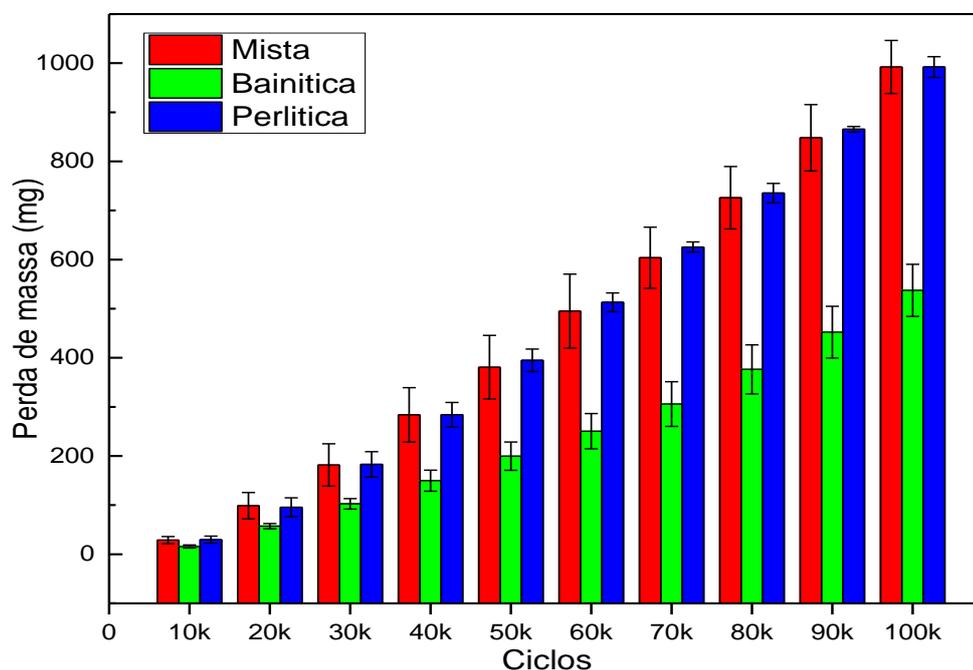


Figura 4.36 – Evolução da perda de massa ao longo do ensaio de desgaste. k = x1000.

Na Figura 4.37 é apresentada a perda de massa do par em estudo. Analisando a perda de massa do contra corpo (disco inferior), nota-se que os valores foram bastante similares. Desta forma, o contra corpo apresentou praticamente a mesma perda de massa independente da microestrutura do corpo (disco superior). Assim, utilização de contracorpo mais duro teve como objetivo equalizar o desgaste do contracorpo e não influenciar o comportamento do disco com as microestruturas estudadas.

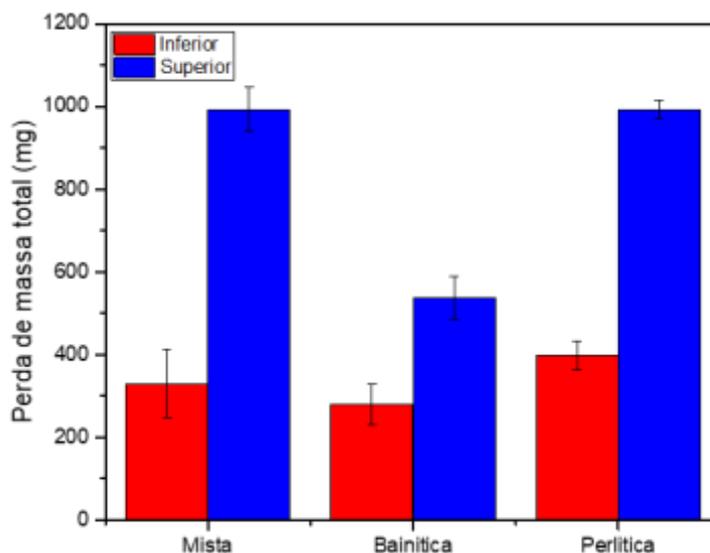


Figura 4.37 – Análise de perda de massa do corpo (disco superior) e contra corpo (disco inferior) após 100.000 ciclos.

4.4.2 Análise superficial dos discos

As análises superficiais foram realizadas a partir de imagens usando microscópio óptico (MO) e MEV. Para as análises foi selecionado o disco que apresentou a maior taxa de desgaste dentre as 5 repetições de ensaio para cada tipo de microestrutura. As Figuras 4.38 a 4.40 apresentam as pistas de rolamento para as microestruturas mista, bainítica e perlítica respectivamente, obtidas por MO. Observa-se grande delaminação na superfície de todos os discos. As regiões mais escuras são sombra da delaminação. Essas características superficiais também foram encontradas em trabalho de Hardwick et al. (2014) em ensaios disco-contra-disco com 20% de escorregamento, como mostrando na Figura 4.41.



Figura 4.38 – Pista de rolamento do disco com microestrutura mista após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO.



Figura 4.39 – Pista de rolamento do disco de microestrutura bainítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO.



Figura 4.40 – Pista de rolamento do disco de microestrutura perlítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO.

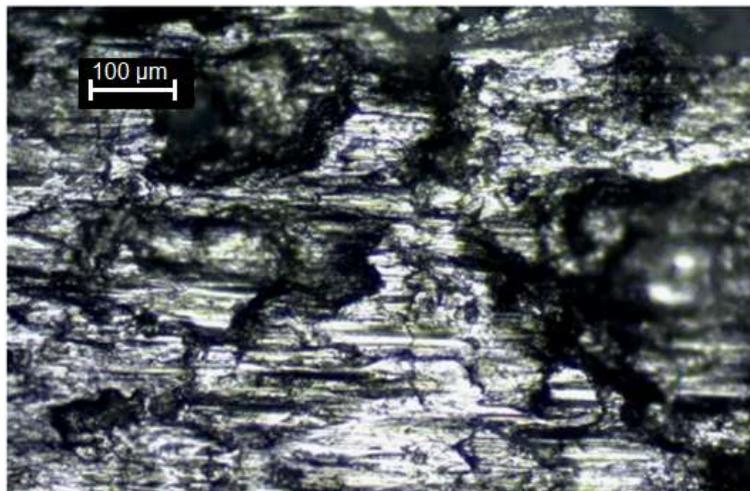


Figura 4.41 – Imagem MO de superfície de disco de trilho Grade 260, ensaio a seco, 25.000 ciclos, 400 rpm, 1.500 MPa e 20 % deslizamento (Hardwick et al., 2014).

As Figuras 4.42 a 4.44 apresentam imagens por MEV das pistas de rolamento das microestruturas mista, bainítica e perlítica, respectivamente. Por meio das imagens da superfície, observa-se as trincas características de FCR e evidenciam o “*ratchetting*” como principal mecanismo de fadiga. Este mecanismo é devido ao grande acúmulo de deformação plástica que ocorre na superfície dos discos em função do carregamento cíclico, acarretando o crescimento de trincas e o desprendimento de placas de material da superfície.

Também foi verificado a presença do processo de delaminação em função do escorregamento aplicado. Estes mecanismos foram encontrados por Hasan, Chakrabarti e Singh (2018), Ma et al. (2016), Rezende et al. (2019) e Zeng et al. (2016) (Figura 4.45). No disco de microestrutura bainítica a distância entre as marcas de delaminação foi de 206 ± 36 μm/delaminação, enquanto para microestrutura perlítica e mista de 280 ± 30 e 327 ± 40 μm/delaminação, respectivamente.

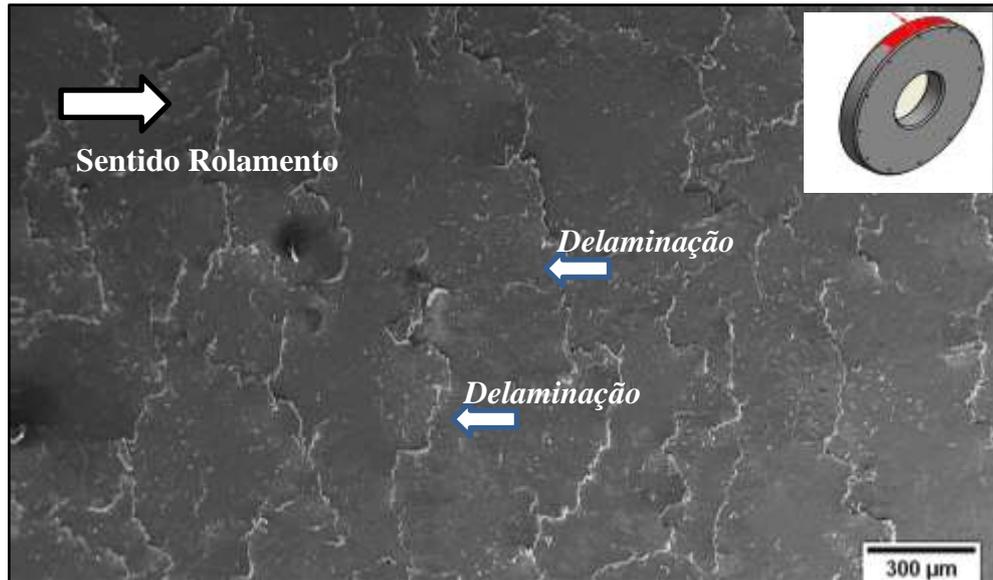


Figura 4.42 – Pista de rolamento do disco com microestrutura mista após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

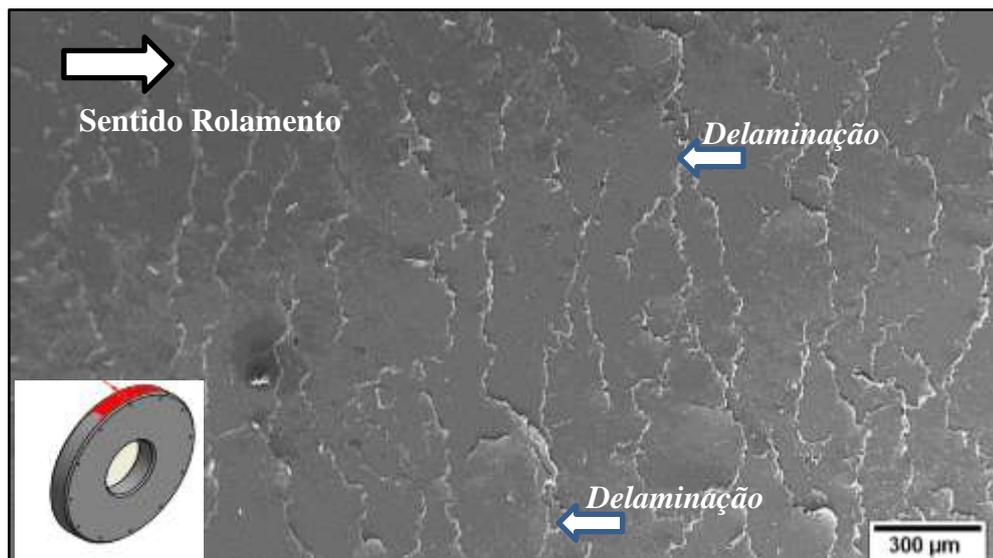


Figura 4.43 – Pista de rolamento do disco de microestrutura bainítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

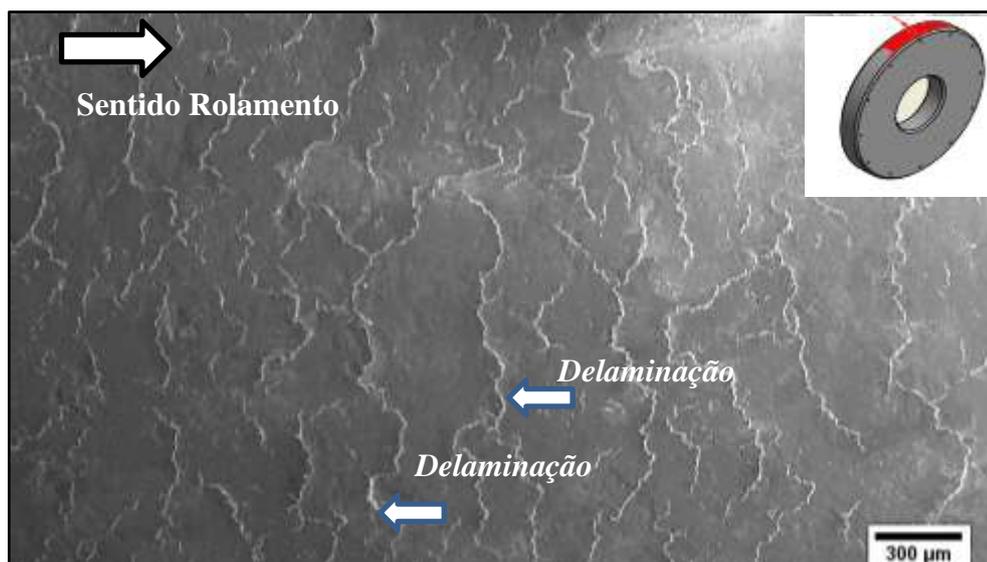


Figura 4.44 – Pista de rolamento do disco de microestrutura perlítica após 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

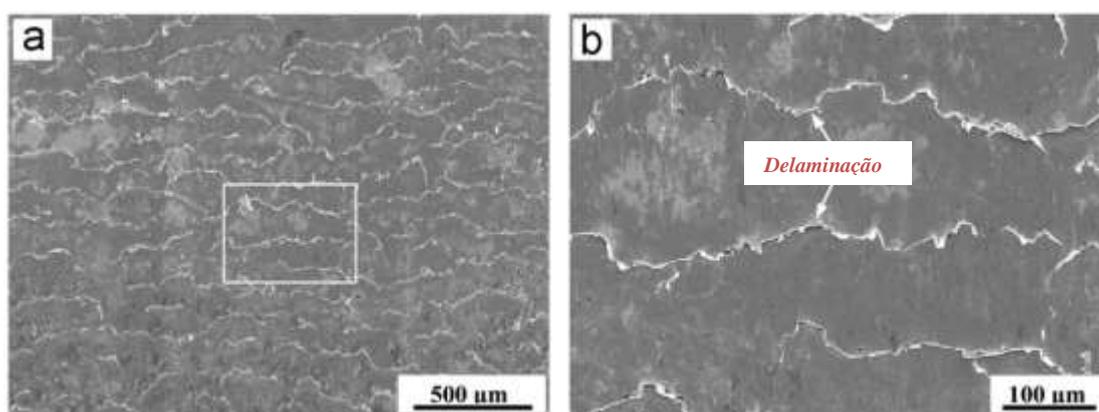


Figura 4.45 – Imagem de superfície de disco de roda, ensaio a seco, 120.000 ciclos, 200 rpm, 800 MPa e 5,4 % deslizamento (Zeng et al., 2016).

As características de RCF e delaminação que foram observadas por MEV e MO são confirmadas por perfilometria óptica (Figuras 4.46 a 4.48) nas superfícies dos discos antes e após o ensaio de desgaste. A escala de cores significa a distância entre o maior vale e o maior pico, sendo a extensão de vale a pico igual para as três microestruturas (de cerca de 120 μm). As cores bases encontradas representam a altura predominante na superfície, em que o disco de microestrutura mista e perlítica estão com cerca de 70 μm (superfície “amarelada”) acima do ponto mais profundo e o disco de microestrutura bainítica (superfície “laranja”) por volta de 90 μm acima do ponto mais profundo da superfície. Este efeito pode ser correlacionado com a quantidade maior de placas delaminadas na microestrutura bainítica.

Os discos com microestrutura mista e perlítica, após 100.000 ciclos, apresentaram a mesma tendência medida no MEV para a distância entre as marcas de delaminação (338 ± 48 e $305 \pm 23 \mu\text{m}$ para a microestrutura mista e perlítica, respectivamente). Para a microestrutura bainítica, a superfície apresentou marcas de delaminação que se repetiam em maior quantidade (distância entre as marcas de $176 \pm 14 \mu\text{m}$). Uma teoria em relação a maior quantidade de marcas de delaminação nos discos de microestrutura bainítica, seria pelo fato da bainita concentrar maior deformação por volume e, uma maneira de “aliviar” a deformação seria criando delaminação e por isso as marcas seriam mais próximas. Entretanto tal mecanismo é pouco estudado nos trabalhos existentes na literatura.

Uma teoria levantada por Hasan, Chakrabarti e Singh (2018) afirma que a menor distância entre as marcas de delaminação da microestrutura bainítica em relação à perlítica e mista pode ser explicada pelo maior limite de escoamento da mesma. Esta propriedade permite que o material escoe sob carga aplicada por mais tempo antes que a delaminação seja removida. Assim, o processo de remoção da camada delaminada do disco de microestrutura bainítica leva mais tempo para ocorrer mantendo-as em maior quantidade na superfície do material.

Outra hipótese levantada por Donzella, Mazzù e Petrogalli (2009), é que há uma competição entre o desgaste e o RCF. Quando o desgaste predomina, há ocorrência de menor quantidade de trincas de RCF, pois o desgaste tende a remover estas trincas. Quando o RCF predomina, e há ocorrência de maior quantidade de trincas. Analisando os dados de desgaste e o estado das superfícies, na microestrutura bainítica em que o desgaste é menor, há predominância do RCF com maior quantidade de trincas. Enquanto nas microestruturas perlítica e mista, o desgaste remove as trincas da superfície.

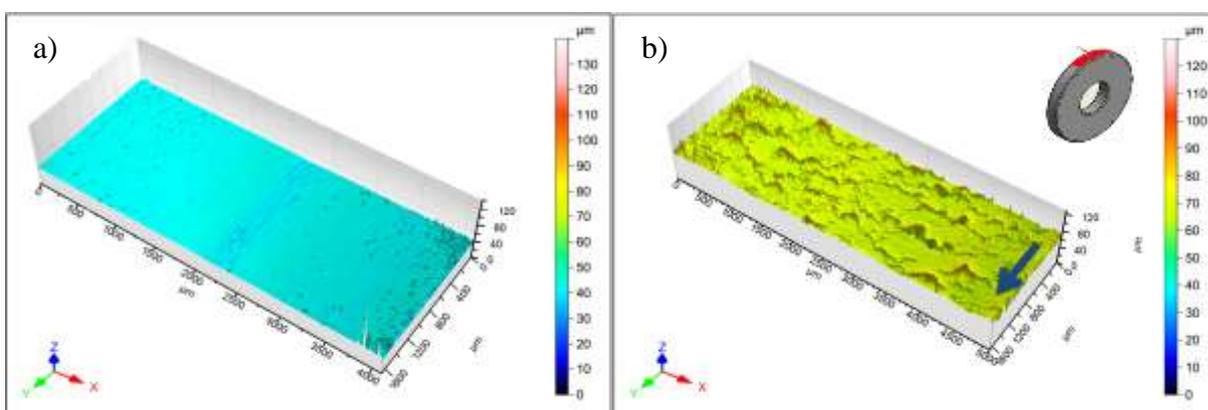


Figura 4.46 – Imagem da superfície da pista de rolamento do disco com microestrutura mista obtida no perfilômetro óptico. a) 0 ciclos; b) 100.000 ciclos. Seta azul indica direção do rolamento.

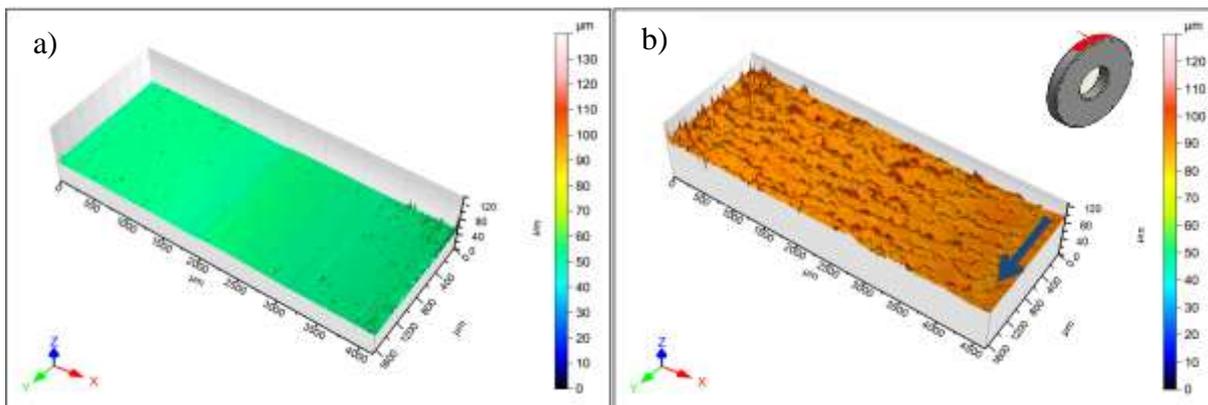


Figura 4.47 – Imagem da superfície da pista de rolamento do disco de microestrutura bainítica obtida no perfilômetro óptico. a) 0 ciclos; b) 100.000 ciclos. Seta azul indica direção do rolamento.

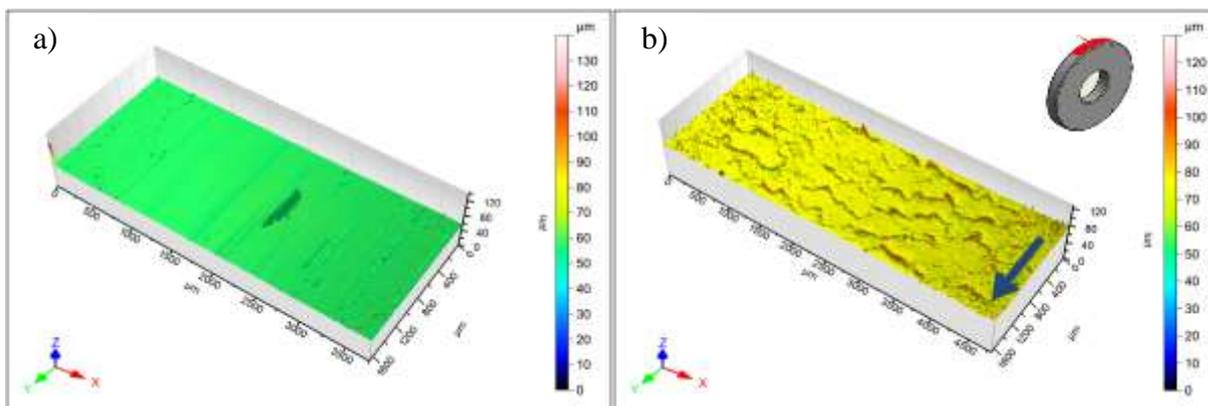


Figura 4.48 – Imagem da superfície da pista de rolamento do disco de microestrutura perlítica obtida no perfilômetro óptico. a) 0 ciclos; b) 100.000 ciclos. Seta azul indica direção do rolamento.

A Figura 4.49 apresenta a rugosidade Ra medida no sentido radial dos cinco discos de cada microestrutura, antes (0 ciclos) e após (100.000 ciclos) o ensaio de desgaste. Em função do processo de fabricação ter sido realizado em momentos distintos, os discos antes dos ensaios apresentaram rugosidade iniciais com uma pequena diferença. Isto é importante visto que uma grande diferença da rugosidade poderia influenciar o desgaste no início dos ensaios pois altera-se a área de contato inicial (Leiro et al., 2011). Após o ensaio, a amostra bainítica apresentou um maior valor de Ra o que está em acordo com os dados de perfilometria.

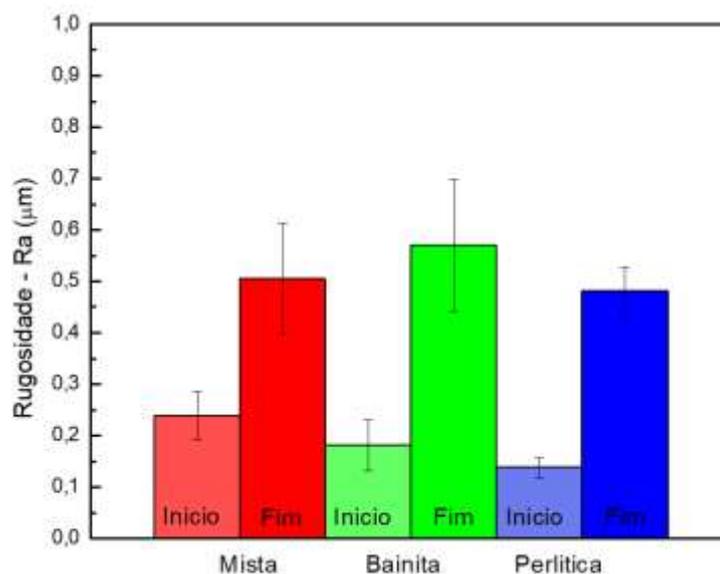


Figura 4.49 – Rugosidade antes e após o ensaio de desgaste com 100.000 ciclos.

4.4.3 *Análise subsuperficial dos discos*

4.4.3.1 *Análise das trincas subsuperficiais em corte transversal*

Analisando o corte transversal na microestrutura mista (Figura 4.50), observa-se a presença de trincas oriundas da superfície do disco (pista de rolamento) que se propagam para o interior dos discos, evidenciando o processo de delaminação comentado anteriormente e também constatado por Leiro et al. (2011). Com o escorregamento utilizado (0,75%) não foi elevado, a angulação destas trincas oriundas da superfície foi menor (faixa de 5,5 a 6,2°) que a obtida por Zhu et al. (2018), na faixa entre 6 a 9° para escorregamento de 1%. A fim de estimar a distância entre as trincas oriundas da superfície, traçou-se uma linha de paralela à superfície, contando o número de trincas presentes neste intervalo. Após dividiu-se o comprimento da linha pelo número de trincas. Desta forma, para os discos de microestrutura mista, verificou-se uma distância entre trincas de $298 \pm 46 \mu\text{m}$.

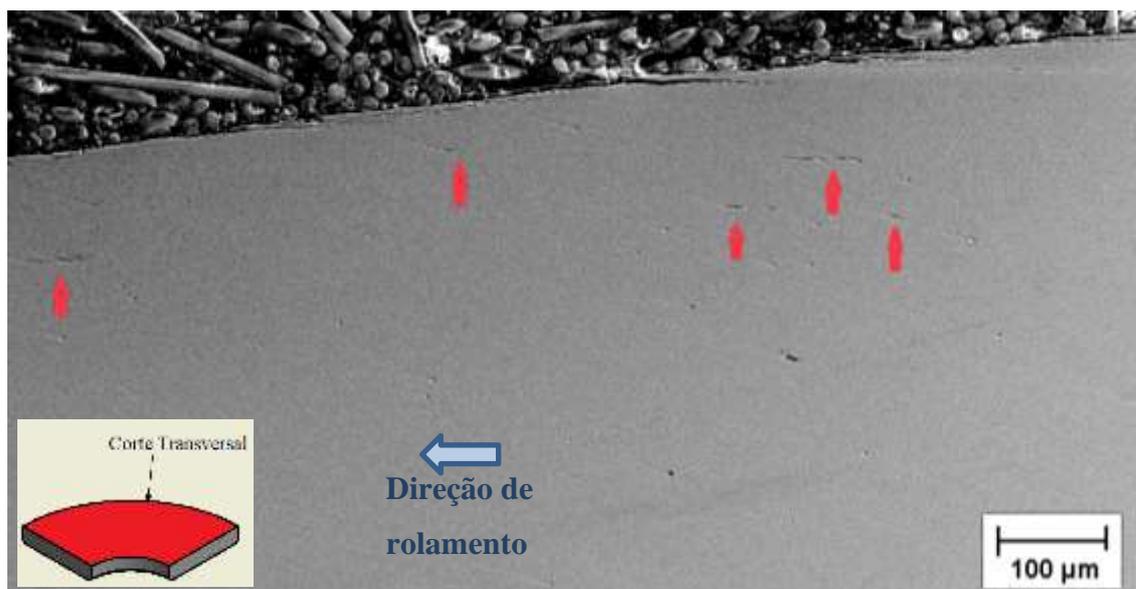


Figura 4.50 – Corte transversal do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

Na Figura 4.50 observa-se a presença de trincas nucleadas no interior do disco com microestrutura mista. Estas trincas estão em uma distância da superfície que varia de 50 a 185 μm (Figura 4.51). Com análise por EDS pôde-se constatar que foram nucleadas próximas de inclusões de sulfetos de manganês (MnS) e vazios presentes na microestrutura. Beynon, Garnham e Sawley (1996), concluíram que inclusões não metálicas atuam diretamente no desenvolvimento de trincas por FCR em rodas e trilhos. Ordóñez Olivares et al. (2011) observaram a presença de inclusões de MnS e Al_2O_3 em trilhos ferroviários, e concluíram que, dependendo do tamanho, tipo, distribuição e formato das partículas de inclusão e vazios, os mesmos podem provocar elevada quantidade e trincas por FCR e desgaste prematuro do trilho por serem pontos para nucleação de trincas subsuperficiais.

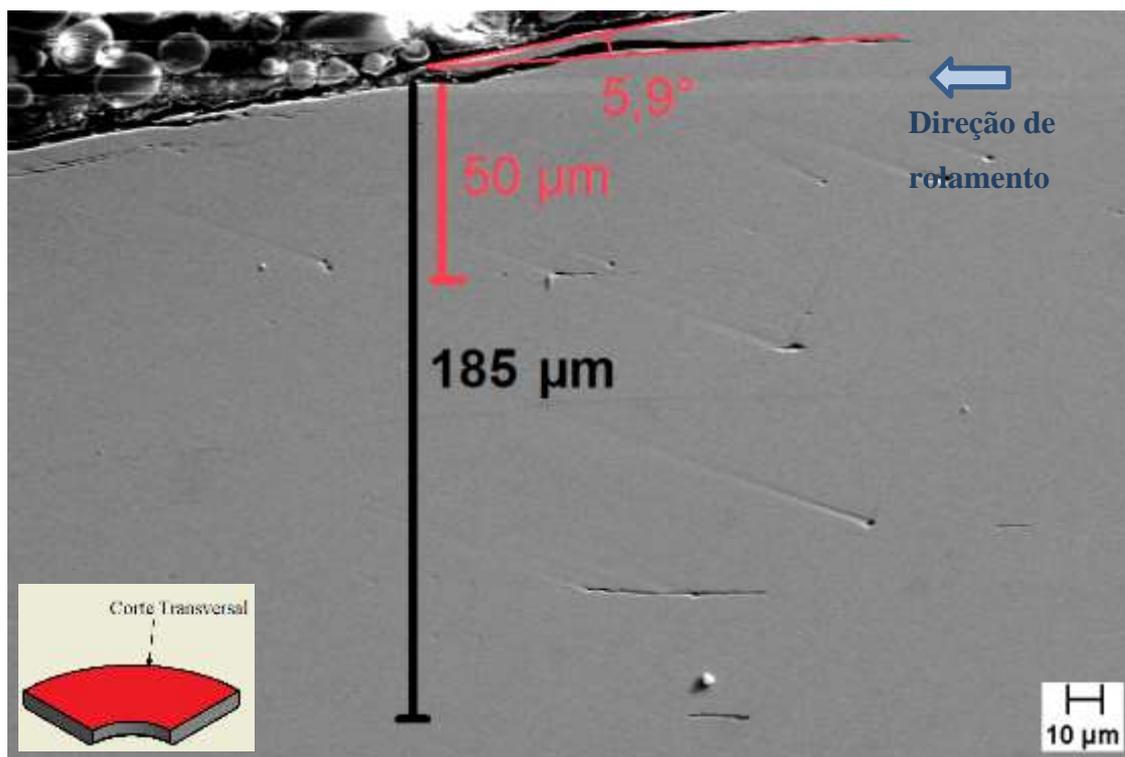


Figura 4.51 – Profundidade das trincas observadas em corte transversal do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

No disco de microestrutura bainítica é possível verificar no corte transversal (Figura 4.52) que as trincas oriundas da superfície se fazem presentes em maior quantidade que na microestrutura mista, pois a distância entre trincas é menor ($176 \pm 30 \mu\text{m}$). A faixa de angulação destas trincas (de $6,2$ a $6,8^\circ$) é similar à da microestrutura mista.

A quantidade de trincas de delaminação, pode ser correlacionada com as imagens da superfície do disco apresentadas anteriormente na Figura 4.43, as quais apresentaram maior quantidade de material que ainda não destacou. Frolich, Fletcher e Beynon (2002), verificaram que o crescimento de trincas em microestruturas bainíticas era controlado pela dimensão dos feixes de bainita, sendo que os feixes menores são encontrados na bainita inferior. Quando se aumenta a densidade dos feixes (bainita inferior), há maior dificuldade para a trinca se propagar, o que proporciona menor destacamento de debris. Como a microestrutura bainítica utilizada neste trabalho era composta de bainita inferior, a redução dos feixes de bainita também pode ter sido um fator que contribuiu para a sua menor perda de massa.

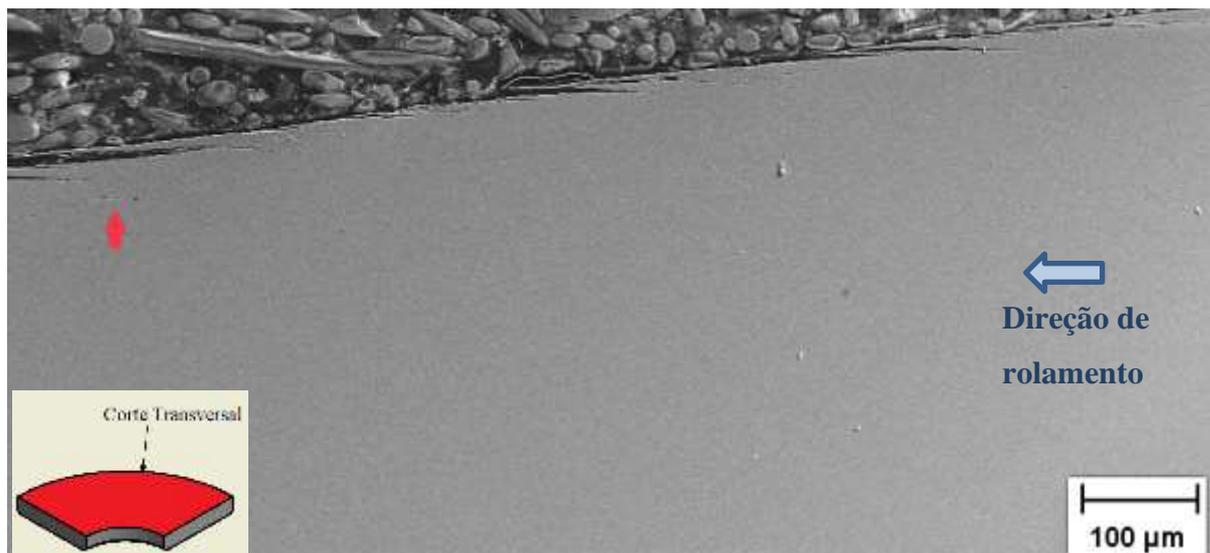


Figura 4.52 – Corte transversal do disco de microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

Em relação as trincas que são nucleadas no interior do material, conhecidas como trincas subsuperficiais (Figura 4.53), nota-se menor número quando comparado ao disco de microestrutura mista. Outra diferença está na distância em relação à superfície em que as trincas nucleiam. Notaram-se trincas até uma distância de, aproximadamente, 40 μm , que era menor do que a apresentada no disco de microestrutura mista, de 185 μm (Figura 4.51).

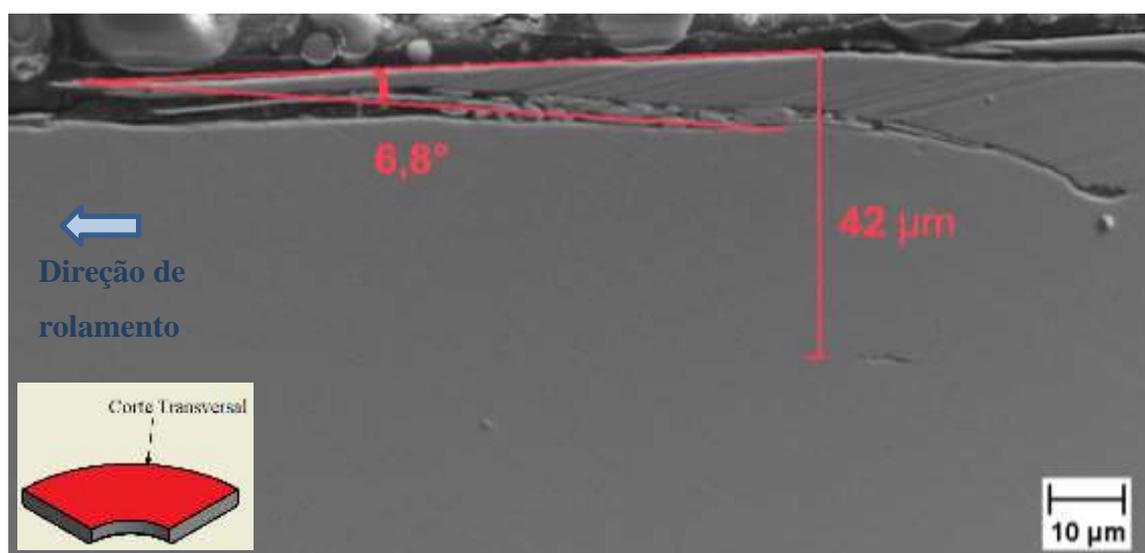


Figura 4.53 – Profundidade das trincas observadas em corte transversal do disco de microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

O disco de microestrutura perlítica (Figura 4.54) apresentou trincas oriundas da superfície com ângulos entre 7,0 a 7,5 °. Esta faixa também está próxima à encontrada na literatura para ensaios de desgaste disco-contra-disco com escorregamento similar, pois este parâmetro que determina a angulação da trinca (Zhu et al., 2018). A distância entre trincas de delaminação foi de $211 \pm 25 \mu\text{m}$, o que indica menor quantidade de trincas devido à delaminação em relação ao disco de microestrutura bainítica.

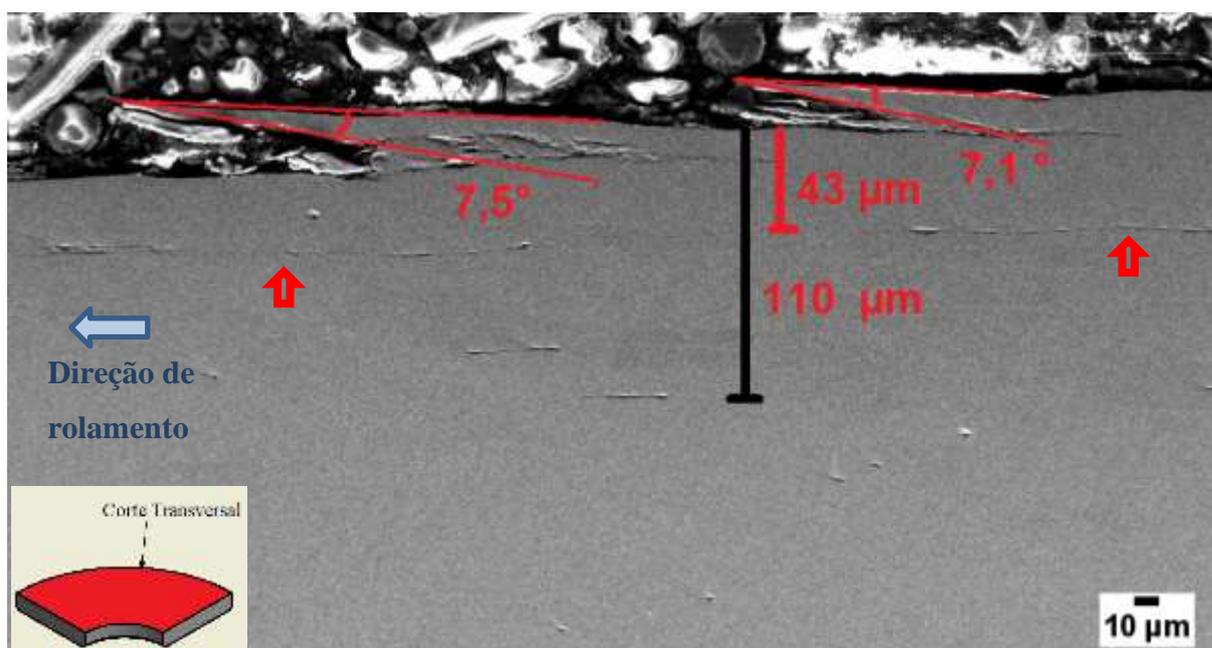


Figura 4.54 – Profundidade das trincas observadas em corte transversal do disco de microestrutura perlítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

Em relação às trincas que se originaram no interior do material, estas foram encontradas a uma distância máxima de 110 μm da superfície no disco de microestrutura perlítica e, por meio de análise de EDS, observou-se que a nucleação ocorria em vazios e em inclusões. Entretanto, diferentemente das outras microestruturas analisadas, as trincas subsuperficiais na microestrutura perlítica ocorreram em maior quantidade e a propagação apresentou grande comprimento e estavam localizadas mais próximas da superfície.

Notou-se que as trincas nucleadas na subsuperfície eram paralelas à pista de rolamento do disco para todas microestruturas. Leiro et al. (2014) observaram que, sob ação de carga normal e de força tangencial, as trincas subsuperficiais, nucleiam em vazios e inclusões, e se

propagam paralelamente e próximas da superfície de contato e que seu coalescimento resulta em delaminação.

Na Tabela 4.14 apresenta-se resumidamente os dados das trincas superficiais e subsuperficiais em corte transversal. Na avaliação superficial, o disco com microestrutura bainítica apresentou menor distância entre as marcas de delaminação e, conseqüentemente, maior quantidade destas tanto nas análises por MEV como por perfilometria óptica. Este comportamento também foi observado na subsuperfície em corte transversal quando analisada as trincas de origem superficial. Estas trincas avançam para o interior do disco com angulação coerente com a literatura nas três microestruturas em função do escorregamento ser igual para todas condições.

Em relação às trincas subsuperficiais, verificou-se que as impurezas no material atuam como pontos de nucleação de trincas em todas as microestruturas. A microestrutura mista apresentou trincas de origem subsuperficial em maior profundidade que as demais microestruturas. Tal comportamento pode estar relacionado à profundidade da deformação abaixo da pista de rolamento, que será discutido no item 4.4.3.3.

Tabela 4.14 – Resumo dos resultados encontrados nas análises superficiais e subsuperficiais em corte transversal.

Microestrutura	Trincas superficiais e subsuperficiais					
	Dcd MEV (µm)	Dcd PO (µm)	Dts Sub (µm)	Faixa de Angulação (graus)	Pt (µm)	Local de nucleação
Mista	327 ±40	338 ± 48	298 ± 46	5,5 a 6,2	185	Vazios e inclusões
Perlítica	280 ± 30	316 ± 70	211 ± 25	7,0 a 7,5	110	Vazios e inclusões
Bainítica	206 ± 36	176 ± 14	176 ± 30	6,2 a 6,8	42	Vazios e inclusões

Dcd MEV- Distância entre as marcas de delaminação medidas por MEV.

Dcd PO - Distância entre as marcas de delaminação medidas por perfilometria óptica.

Dts Sub - Distância entre as trincas oriundas da superfície avaliadas na subsuperfície.

Pt – Profundidade máxima da trinca nucleada na subsuperfície.

4.4.3.2 Análise das trincas subsuperficiais em corte radial

A Figura 4.55 apresenta o corte radial para o disco de microestrutura mista. Nota-se que, com a propagação da trinca, houve a formação de uma placa de delaminação com espessura média de 18 µm, chegando a 20 µm em partes mais espessas. Verifica-se também que, com a

união das trincas, elas atingem um comprimento de $687\ \mu\text{m}$. Este mecanismo de formação de debris foi proposto por Cvetkovski et al. (2014), que consiste em: a – nucleação e propagação da trinca faceando outra trinca; b - material encruado próximo à face da trinca e alinhamento da microestrutura causam trincas com formatos de placas; c - quebra das placas, desprendimento das mesmas e formação de novas placas, (Figura 4.56).

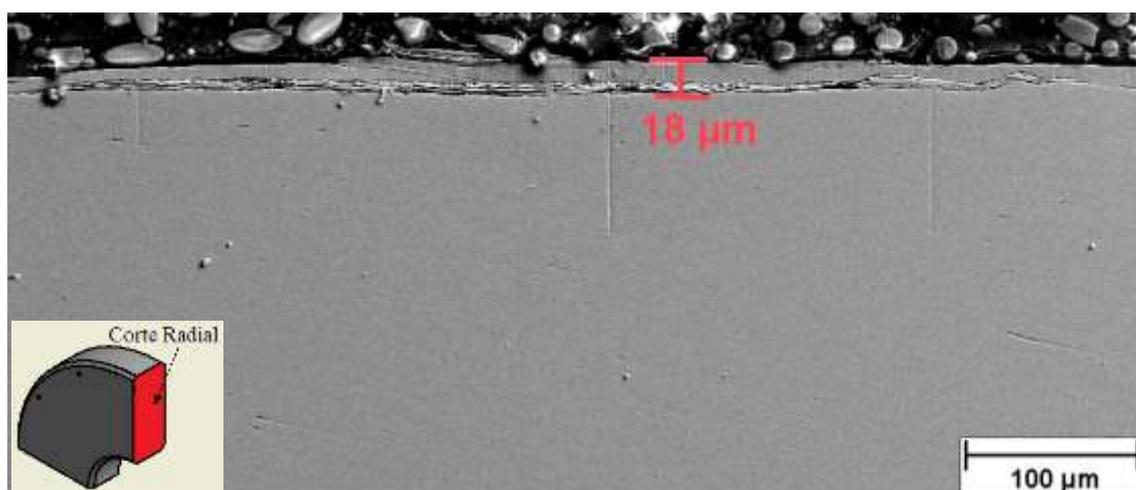


Figura 4.55 – Corte radial do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

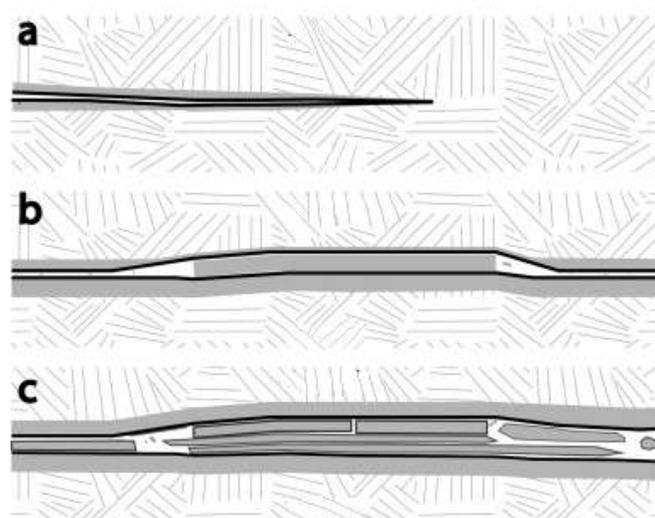


Figura 4.56 – Esquema de formação das placas de debris proposto por Cvetkovski (Cvetkovski et al., 2014).

Na microestrutura bainítica também ocorreu o processo de delaminação com a propagação das trincas abaixo da pista de rolamento (Figura 4.57). A espessura média encontrada foi de $14\ \mu\text{m}$, com espessura máxima de $15\ \mu\text{m}$. O comprimento total da trinca foi

de 625 μm . Para a microestrutura perlítica (Figura 4.58), as dimensões das trincas foram um pouco superiores às da microestrutura mista, com espessura média da trinca de 24 μm com máximo em 31 μm , e comprimento máximo de 615 μm .

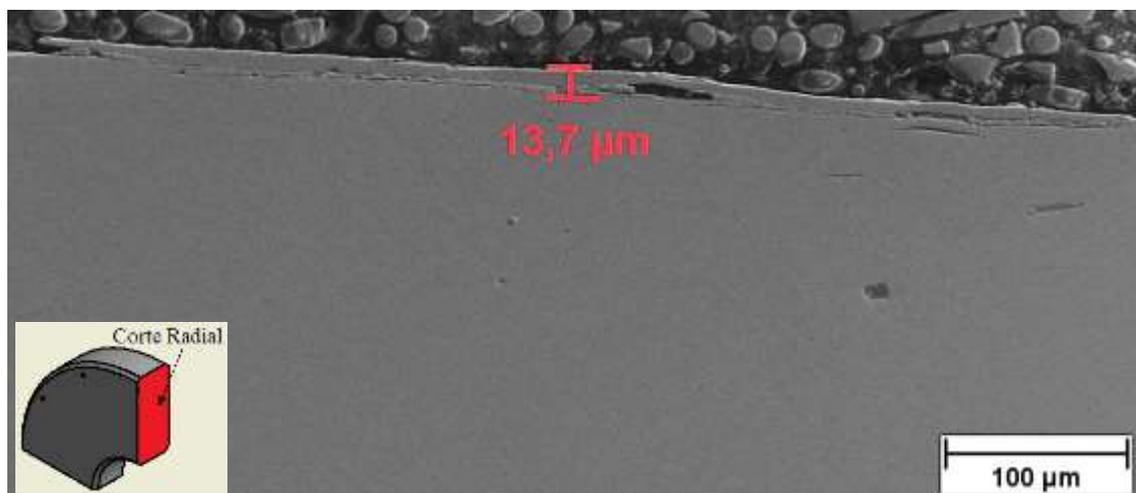


Figura 4.57 – Corte radial do disco de microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

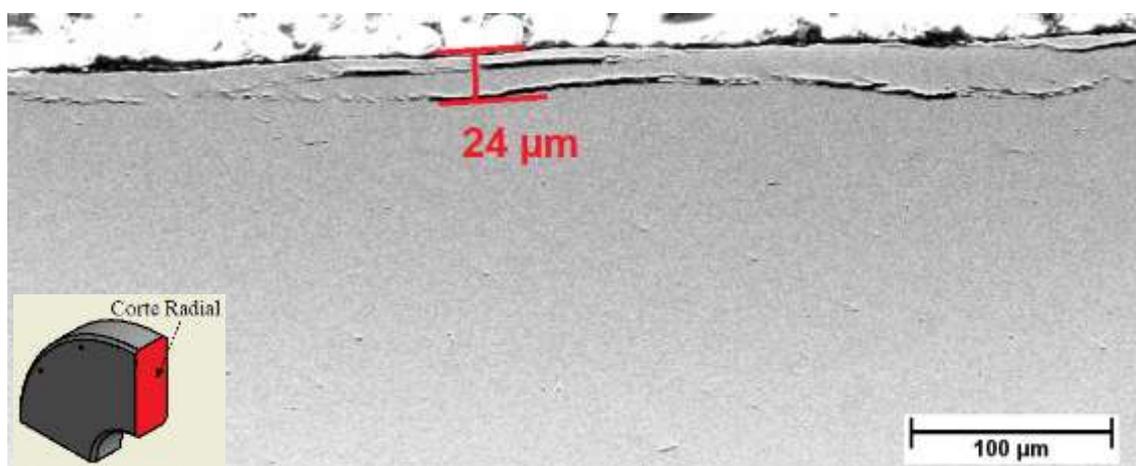


Figura 4.58 – Corte radial do disco de microestrutura perlítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV.

Seguindo os dados encontrados para a espessura da camada, os discos com microestrutura mista e perlítica tendem a formar debris com maior espessura do que o disco com microestrutura bainítica, podendo ser a causa da maior perda de massa encontrada para as microestruturas mista e perlítica.

4.4.3.3 Análise em corte transversal da camada subsuperficial deformada

Após coletada as imagens de trincas, as amostras foram atacadas com ácido nítrico 2% para análise da microestrutura abaixo da pista de rolamento e medida da profundidade da camada deformada. Utilizou-se microscópio óptico para obtenção das imagens.

A Figura 4.59 apresenta a subsuperfície atacada do disco com microestrutura mista, em que a profundidade da camada deformada foi de 325 μm . Os grãos da camada deformada curvaram-se na direção do rolamento, fato também relatado nos trabalhos Halama et al. (2011), Faccoli et al. (2017) e Prakash et al. (2012), como exemplificado na Figura 4.60. Este efeito observado nos grãos próximos a pista de rolamento é causado pelo acúmulo de deformação plástica ao longo do ensaio e tem direção alinhada à força de atrito (Faccoli et al., 2017).

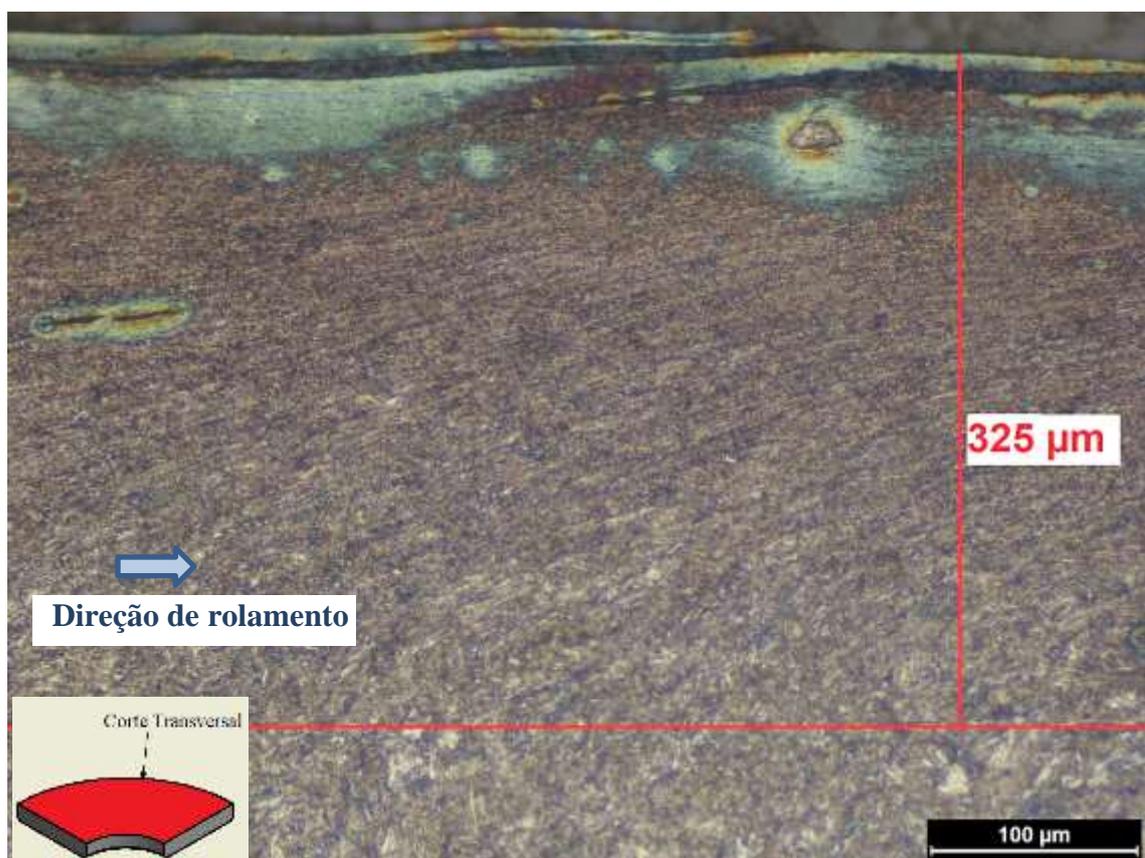


Figura 4.59 – Corte transversal do disco com microestrutura mista após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO. Nital 2%.

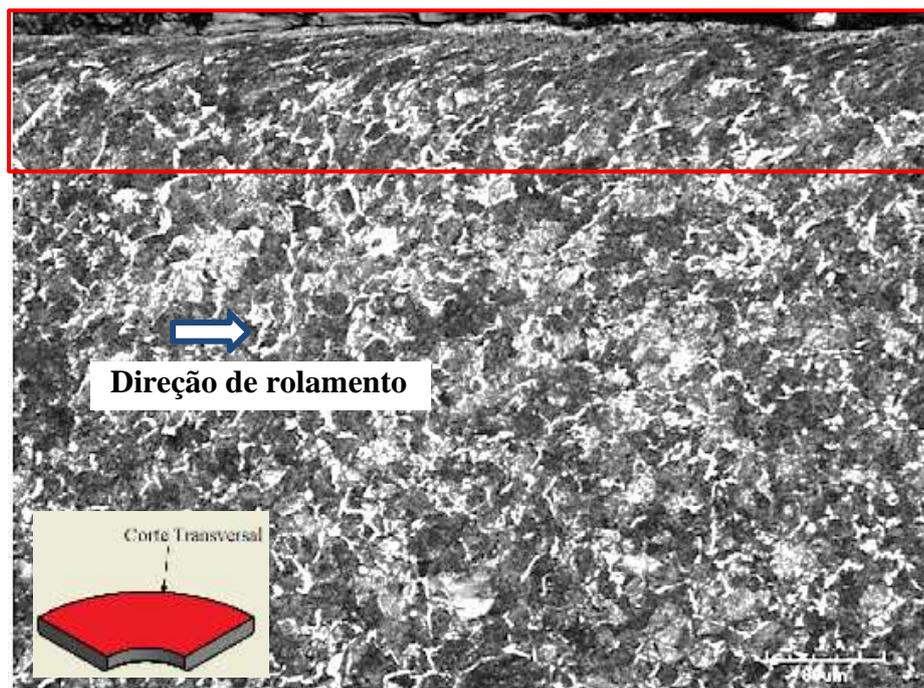


Figura 4.60 – Estrutura deformada abaixo da superfície de contato (Halama et al., 2011).

A Figura 4.61 apresenta a superfície do disco com microestrutura bainítica atacada, na qual a espessura da camada deformada foi de 154 μm , metade do valor encontrado para a microestrutura mista. Esta diferença evidencia que, para a microestrutura bainítica, as tensões oriundas do carregamento atuaram mais próximas à superfície do disco. Isto está de acordo com as imagens de MEV apresentadas anteriormente (Figuras 4.51, 4.53 e 4.54), nas quais o disco com microestrutura bainítica apresentou trincas nucleadas na subsuperfície em uma profundidade menor do que os discos com microestrutura mista.

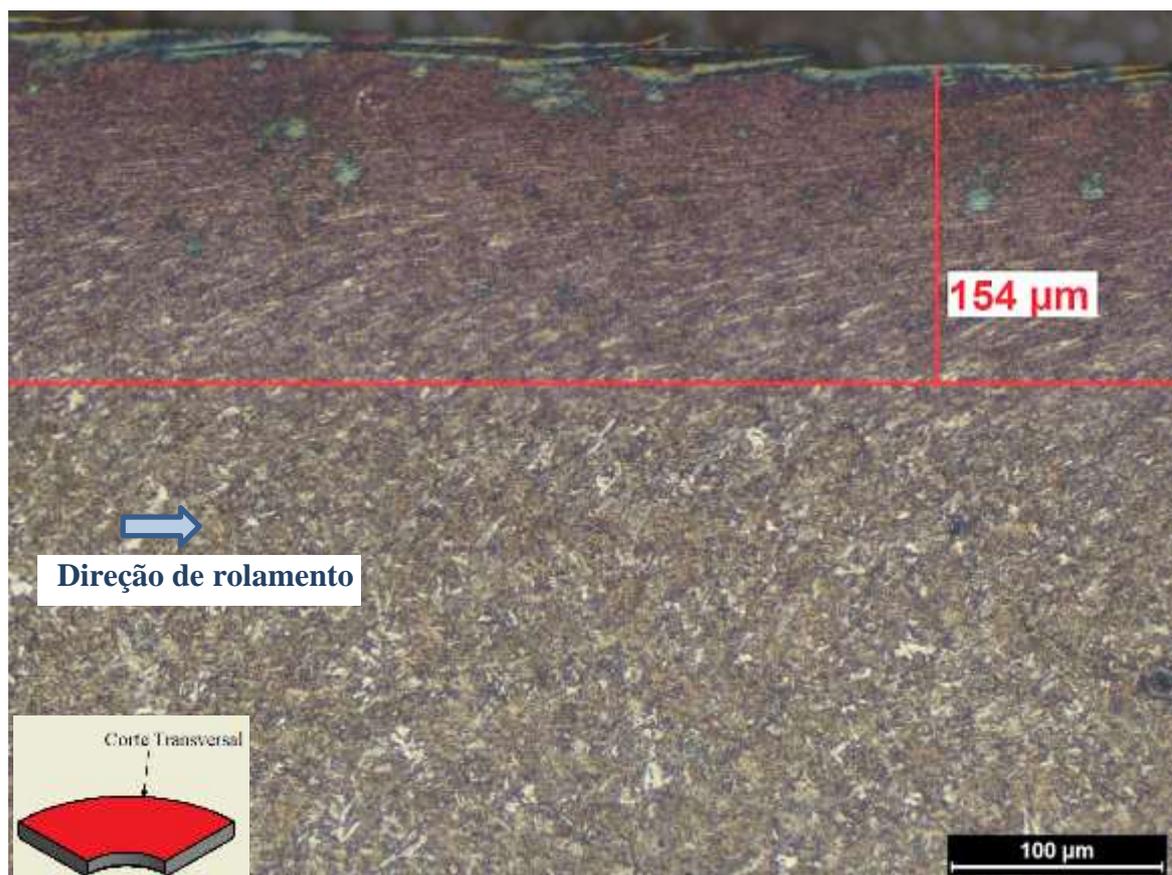


Figura 4.61 – Corte transversal do disco com microestrutura bainítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO. Nital 2%.

A Figura 4.62 apresenta a subsuperfície do disco com microestrutura perlítica atacada, e indica uma camada deformada de 280 μm , quase o dobro da bainítica (154 μm). Esta tendência também foi encontrada por Hasan, Chakrabarti e Singh (2018), utilizando um aço 0,2C/1,3Mn/1,2Si/0,3Mo/0,75Ni para obter microestrutura bainítica com dureza de 375 HV e 0,75C/1,0Mn/0,3Si para obter a microestrutura perlítica com dureza de 268 HV. A camada para o disco perlítico foi de 856 μm e do bainítico de 481 μm . Segundo os autores, a profundidade da camada deformada seria função da dureza inicial do material.

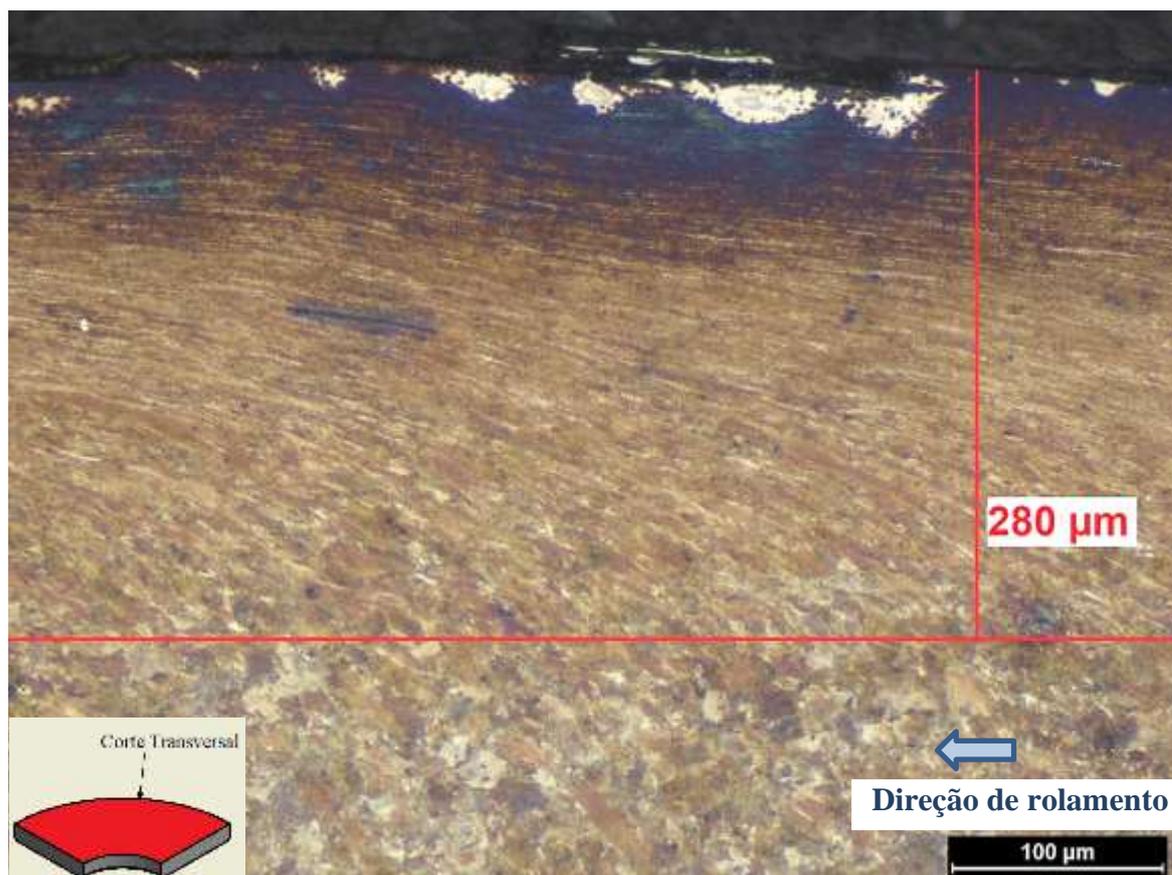


Figura 4.62 – Corte transversal do disco de microestrutura perlítica após ensaio de desgaste disco-contra-disco com 100 mil ciclos e escorregamento de 0,75 %. MO. Nital 2%.

Para verificar o grau de encruamento da camada deformada, foram realizadas medições de dureza Vickers na seção radial (Figura 4.63) e observou-se que na microestrutura bainítica a camada deformada era menor que na perlítica e na mista. Na microestrutura bainítica, a partir de 200 μm já se observa a dureza da matriz, enquanto para as microestruturas perlítica e mista, os valores de dureza da matriz são obtidos a partir de 350 μm .

Na Tabela 4.15 observa-se a dureza inicial dos discos analisados e a dureza medida a 35 μm da superfície de rolamento (ponto este mais próximo possível da superfície de se medir com o equipamento) após os ensaios. Verifica-se que o disco com a microestrutura perlítica apresentou uma maior capacidade de deformação medida pelo percentual de encruamento das microestruturas estudadas, o que está em acordo com os dados obtido por Yokoyama et al. (2002). Segundo os autores, a menor dureza da perlita favorece sua capacidade de encruamento. A microestrutura bainítica obteve o mais baixo percentual de encruamento, por sua dureza inicial ter sido maior, porém ainda assim, obteve maiores valores de dureza próximo à superfície que as microestruturas mista e perlítica.

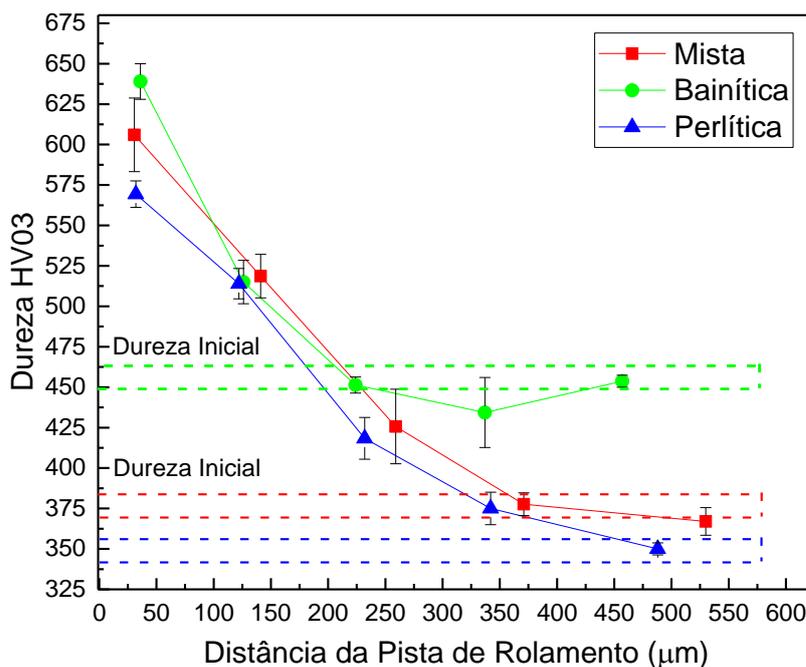


Figura 4.63 – Perfil de dureza da seção radial dos discos analisados após ensaio de desgaste com 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.

Tabela 4.15 – Relação entre as medidas de dureza antes e após o ensaio de desgaste com 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.

Microestrutura	H inicial (HV03)	H final 30 μm da superfície (HV03)	(Hf-Hi)/Hi (%)
Mista	411 ± 21	606 ± 23	47
Perlítica	356 ± 13	569 ± 8	57
Bainítica	481 ± 22	639 ± 11	32

A Figura 4.64 apresenta a microestrutura dos discos abaixo da pista de rolamento (aproximadamente, a 50 μm da superfície) após o ensaio de desgaste disco-contra-disco. Como demonstrado nas imagens de microscopia óptica, a microestrutura inicial de todos os discos foi deformada próximo à pista de rolamento em função da deformação plástica acumulada ao longo do ensaio. No disco de microestrutura mista (Figura 4.64 a), a microestrutura aparenta alto grau de compactação e partículas mais fragmentadas que as demais. Uma hipótese para este efeito seria devido as partículas de cementita da martensita revenida não apresentarem uma orientação preferencial.

Na microestrutura bainítica (Figura 4.64 b), também há alto grau de compactação e uma mescla entre partículas mais fragmentadas (efeito da bainita inferior) e partes mais contínuas (efeito dos poucos grãos de bainita superior). A propagação das trincas na bainita inferior

segundo Green et al. (2007), se dá entre os feixes de bainita. Como a microestrutura se deforma, esta interface entre os feixes também se alinha de acordo com a direção do rolamento, sendo o local para a propagação das trincas.

A microestrutura perlítica (Figura 4.64 c) apresenta partículas de cementita fragmentada e lamelas, também compactadas. Nesta microestrutura, verifica-se maiores quantidades de linhas de ferrita deformadas (indicadas pelas setas), e a trinca de RCF aparenta se propagar por estas linhas. Segundo Liu et al. (2020), sob atuação da fadiga de contato, as trincas em aços perlíticos tendem a se propagar na ferrita proeutetóide. Como a ferrita proeutetóide possui menor valor de resistência mecânica que a perlita, a capacidade de se deformar é menor, criando assim uma interface dissociada de comportamento entre elas, o que forma um vazio que facilita a propagação das trincas. Li et al. (2016) afirmam que as trincas na microestrutura perlítica podem se propagar na interface entre as colônias de perlita. Como o contorno do entre colônias de perlita encontra-se paralelo à superfície em função da deformação, não há barreiras para impedir a propagação das trincas por este caminho.

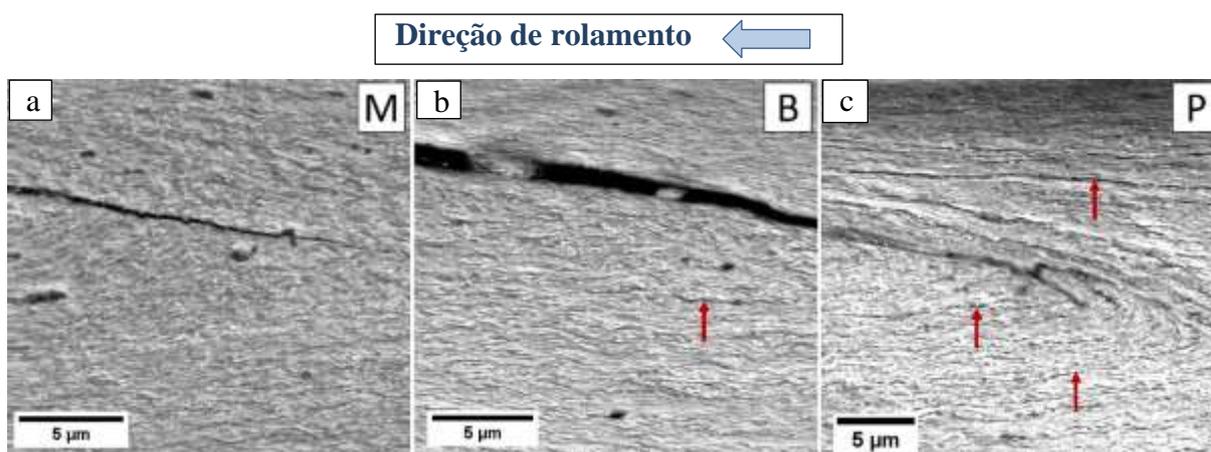


Figura 4.64 – Microestrutura dos discos analisados após ensaio de desgaste com 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %. MEV. Nital 2%. Microestrutura: a) mista; b) bainítica; c) perlítica.

4.4.4 Análise da tensão residual por Ruído Magnético de Barkhausen (RMB)

Os resultados para a microestrutura mista são apresentados na Figura 4.65. Pode-se verificar que a amplitude do Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) aumentou após o ensaio de desgaste nas frequências de 10 e 40 Hz. Em 40 Hz o aumento foi mais significativo, pois o

campo magnético foi gerado mais superficialmente, sendo este, o local com maior concentração de tensões.

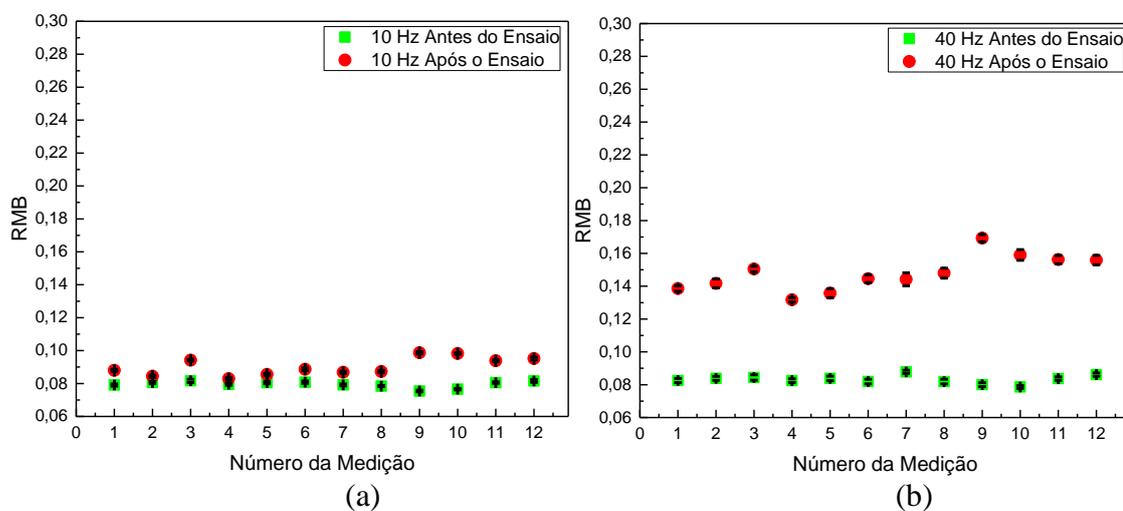


Figura 4.65 – Medida de tensão residual por RMB dos discos com microestrutura mista antes e após o ensaio por 100.000 ciclos. Frequência de excitação: a) 10 Hz; b) 40 Hz.

Nas Figuras 4.66 e 4.67 são apresentadas as medidas médias de RMB para os discos de microestruturas bainítica e perlítica, respectivamente. Da mesma maneira que no caso anterior, a amplitude do RMB aumentou após o ensaio de desgaste, com variação maior nas medições de 40 Hz.

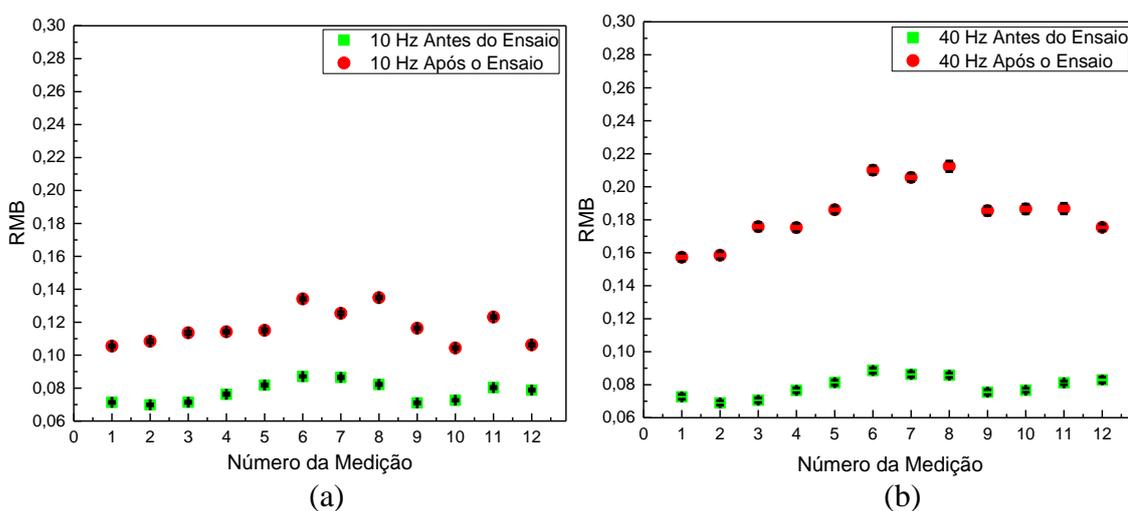


Figura 4.66 – Medida de tensão residual por RMB dos discos com microestrutura bainítica antes e após ensaio por 100.000 ciclos. Frequência de excitação: a) 10 Hz; b) 40 Hz.

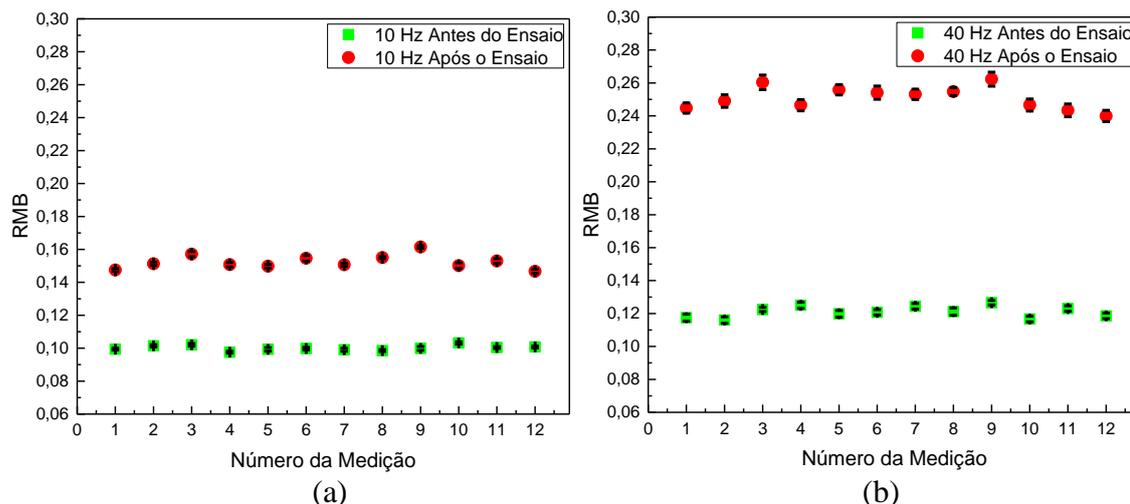


Figura 4.67 – Medida de tensão residual por RMB dos discos com microestrutura perlítica antes e após ensaio por 100.000 ciclos. Frequência de excitação: a) 10 Hz; b) 40 Hz.

Análises utilizando o Ruído Magnético de Barkhausen (RMB) em materiais ferromagnéticos mostram que tensões residuais trativas provocam um aumento nos sinais de RMB, enquanto as tensões residuais compressivas, aumento de dureza e encruamento reduzem os sinais de RMB (Franco et al., 2013; Piotrowski et al., 2009; Silva, 2014). Porém, a análise de RMB não permite definir um valor em módulo da tensão residual, nem afirmar se as tensões residuais nos discos antes e após o ensaio são de compressão ou de tração. A análise de RMB fornece apenas uma estimativa qualitativa do comportamento do estado de tensões antes a após o ensaio.

Na Tabela 4.16 observa-se que, para 40 Hz, todos os discos apresentaram incrementos de sinal de RMB. Em todos os discos houve um incremento na dureza e no encruamento, os quais reduzem o sinal de RMB, entretanto, o sinal de RMB aumentou. Assim, o acréscimo do sinal de RMB verificado após o ensaio, é função do maior incremento de sinal causado pela tensão residual de tração ter compensado a redução do sinal que o encruamento próximo à superfície tenha provocado. Este efeito também foi evidenciado por Batista et al (2011), que constataram via difração de raios X que a tensão residual após ensaio de desgaste muda de compressiva para trativa na profundidade próxima à pista de rolamento. Este efeito é explicado pela alta deformação que há próximo à pista de rolamento. Assim, a tensão trativa causada pelo ensaio de desgaste aumentou em todos os discos (Yelbay, Cam e Hakan Gür, 2010). Ainda nas análises de 40 Hz, os discos com microestrutura bainítica apresentaram maior incremento percentual de sinal de RMB que os discos com microestruturas mista e perlítica após os ensaios de desgaste. Tal fato segue o comportamento para a espessura da camada deformada analisada anteriormente

e pode ser correlacionado com a maior concentração de tensão residual próximo a superfície da microestrutura bainítica.

A análise por RMB para frequência de excitação de 10 Hz (indica tensões em maior profundidade) indicou uma maior elevação de tensão após o ensaio para os discos de microestruturas perlítica e bainítica do que nos discos de microestrutura mista. Como a roda forjada (microestrutura mista) passa por um processo de têmpera para induzir tensões compressivas na pista de rolamento e os discos foram retirados próximos desta região, os mesmos apresentavam tensões residuais de compressão. Assim, após os ensaios, os valores de RMB não aumentaram de forma significativa nos discos de microestrutura mista, pois as tensões compressivas na região de maior profundidade atenuam as tensões trativas induzidas no ensaio de desgaste disco-contra-disco.

Outro ponto observado é que os discos de microestruturas bainítica e perlítica apresentaram valores similares de RMB em 10 Hz, mas em 40 Hz houve uma considerável diferença do RMB entre eles. Como para 10 Hz a profundidade de análise é maior, a redução do sinal de RMB pode estar associada à parte não deformada dos discos de microestrutura bainítica ter atenuado a alta tensão residual que estava concentrada próxima à superfície. Assim, como os discos de microestrutura perlítica possuíam maior profundidade de deformação plástica, este efeito ocorreu em menor intensidade.

Tabela 4.16 – Amplitude do RMB após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.

Estrutura	RMB_i^{10} $\times 10^{-3}$	RMB_f^{10} $\times 10^{-3}$	$(RMB_f^{10} - RMB_i^{10})$ / RMB_i^{10} (%)	RMB_i^{40} $\times 10^{-3}$	RMB_f^{40} $\times 10^{-3}$	$(RMB_f^{40} - RMB_i^{40})$ / RMB_i^{40} (%)
Mista	80 \pm 1	90 \pm 1	14	83 \pm 1	148 \pm 3	78
Bainítica	77 \pm 1	1178 1	51	79 \pm 1	185 \pm 3	134
Perlítica	100 \pm 1	152 \pm 1	52	121 \pm 2	251 \pm 4	107

RMB_i^{10} = Amplitude média do RMB antes do ensaio com frequência de 10 Hz

RMB_f^{10} = Amplitude média do RMB após do ensaio com frequência de 10 Hz

RMB_i^{40} = Amplitude média do RMB antes do ensaio com frequência de 40 Hz

RMB_f^{40} = Amplitude média do RMB após do ensaio com frequência de 40 Hz

4.4.5 Correlação e discussão dos resultados após ensaios

Na Tabela 4.17 e Figura 4.68 observa-se que a perda de massa na microestrutura bainítica foi, aproximadamente, 46% menor que na microestrutura perlítica e mista, resultado similar ao encontrado por Yokoyama, Mitao e Yamamoto (2001). Um dos fatores foi sua maior dureza, que antes dos testes era 17% maior que a da microestrutura mista e 35% maior que a da microestrutura perlítica. A deformação plástica aplicada durante o ensaio elevou a dureza de todas as microestruturas.

Embora a dureza da microestrutura bainítica continuasse sendo maior após o ensaio de desgaste, a diferença de dureza comparativamente às outras microestruturas não foi tão grande: 5% maior que a da microestrutura mista e 12% maior que a da microestrutura perlítica. O segundo fator que explica o menor desgaste da estrutura bainítica foi sua capacidade de acumular tensão do contato por volume em relação às outras microestruturas, em função do seu o maior limite de escoamento. Isto se reflete na profundidade da camada deformada, que na microestrutura mista foi o dobro da bainítica e, da perlítica foi 80 % maior que a bainítica. Assim, a microestrutura bainítica não só apresentou uma maior dureza que a mista e a perlítica, como também teve uma maior capacidade de absorver tensão com menor volume, aumentando sua tensão residual, medida pelo ruído de Barkhausen em relação às microestruturas mista e perlítica. A tensão residual mais próxima da superfície (40 Hz) para a microestrutura perlítica ficou em posição intermediária em relação as demais, mostrando uma correlação com os dados da profundidade da camada deformada. O valor da rugosidade inicial não afetou os resultados do ensaio de desgaste, visto que os corpos de prova com diferentes microestruturas apresentaram valores de perda de massa iguais após 10.000 ciclos.

Tabela 4.17 – Resumo dos dados nas análises realizadas antes e após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.

Microestrutura	Perda de massa (mg)	Hi (HV)	Hf (HV)	Pd (µm)	Rai (µm)	Raf (µm)	ΔRMB ⁴⁰ (%)
Mista	992	411	606	325	0,239	0,505	78
Perlítica	992	356	569	280	0,138	0,481	107
Bainítica	537	481	639	154	0,181	0,570	134

Hi = Dureza Vickers antes do ensaio a 30 µm da superfície. Dados obtidos na Tabela 4.15

Hf = Dureza Vickers após o ensaio a 30 µm da superfície. Dados obtidos na Tabela 4.15

Rai = Rugosidade Ra antes do ensaio

Raf = Rugosidade Ra após o ensaio

ΔRMB⁴⁰ (%) = Variação da tensão residual via ruído de Barkhausen. Dados obtidos na Tabela 4.16

Pd - = Profundidade da camada deformada

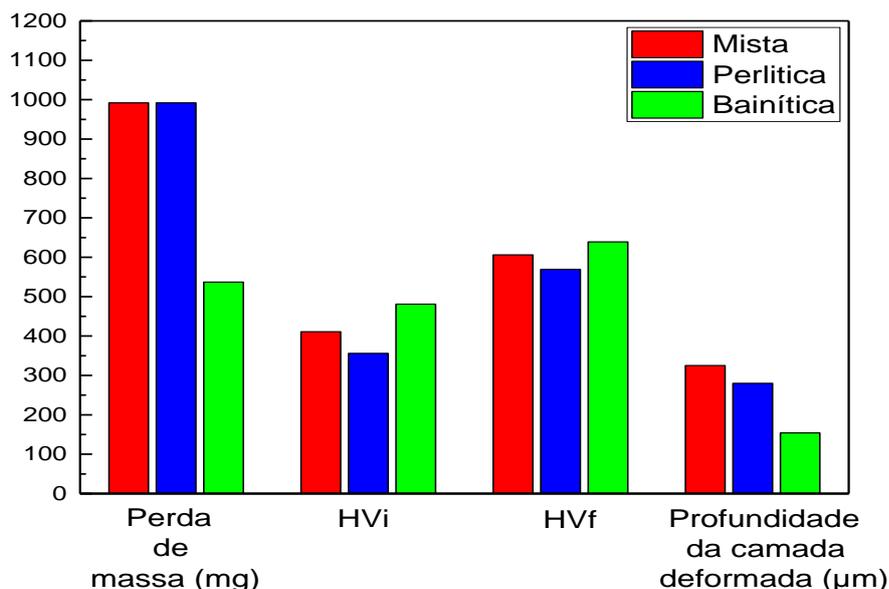


Figura 4.68 – Resumo dos dados nas análises realizadas antes e após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.

HVi = Dureza Vickers antes do ensaio a 30 µm da superfície. Dado obtido na Tabela 4.15

HVf = Dureza Vickers após o ensaio a 30 µm da superfície. Dado obtido na Tabela 4.15

A Tabela 4.18 apresenta um resumo das observações de trincas após 100.000 ciclos em relação aos cortes transversal (plano paralelo em relação às faces dos discos) e radial (plano perpendicular em relação às faces dos discos).

Tabela 4.18 – Resumo dos dados de trincas observadas após 100.000 ciclos e escorregamento de 0,75 %.

Microestrutura	Perda de massa (mg)	Corte transversal					Corte radial	
		Local de nucleação	Faixa de Angulação (graus)	Pt ² (µm)	Pd ³ (µm)	Pt/Pd (%)	Ed ⁴ (µm)	Ld ⁵ (µm)
Mista	992	Vazios e inclusões	5,5 a 6,2	185	325	57	18,1	687
Perlítica	992	Vazios e inclusões	7,0 a 7,5	110	280	39	24,4	615
Bainítica	537	Vazios e inclusões	6,2 a 6,8	42	154	27	13,7	625

Pt² = Profundidade das trincas

Pd³ = Profundidade da camada deformada (Tabela 4.17)

Ed⁴ = Espessura da placa delaminada

Ld⁵ = Comprimento da placa delaminada

Em relação ao corte transversal, observou-se que em todas as microestruturas as trincas de origem subsuperficial nucleavam sempre em vazios ou em inclusões de sulfeto de manganês.

Isto demonstra a importância do controle da qualidade do aço utilizado em relação a heterogeneidades, como vazios e inclusões, para a melhoria da resistência ao desgaste de rodas ferroviárias. As trincas oriundas do processo de delaminação e *ratchetting* se formaram num ângulo de 6 a 8° em relação à tangente da superfície do disco para todas as microestruturas, sendo que esta faixa de angulação também foi observada por (Zhu et al., 2018) utilizando o mesmo ensaio com mesmo escorregamento. Entretanto, a profundidade das trincas subsuperficiais na estrutura bainítica foi bem menor que a perlítica, que por sua vez foi menor que a mista. Mesmo levando-se em conta que a camada deformada era menor na estrutura bainítica que nas outras duas, o comprimento das trincas dentro da camada deformada foi bem menor na estrutura bainítica que nas outras estruturas, pois a densidade dos feixes de bainita inferior dificultam a propagação das trincas no interior do material.

Em relação ao corte radial, o comprimento da placa delaminada ficou entre 600 e 700 µm para as três microestruturas. Entretanto, a espessura da placa de delaminação foi menor na bainítica que na mista, a qual, por sua vez, foi menor que na perlítica. Com isto espera-se a formação de debris menores na microestrutura bainítica. No presente estudo, não foi possível confirmar essa informação por meio da análise dos debris, pois os ensaios foram realizados com sopro de ar sobre os discos para eliminação de debris formados ao longo dos ensaios.

4.4.6 Diagrama de Shakedown

A partir das propriedades mecânicas apresentadas na sessão 4.3 é possível montar o diagrama de shakedown que abranja as microestruturas estudadas neste trabalho. Os incrementos nas propriedades mecânicas de limite de resistência à tração e limite de escoamento explicam o comportamento em fadiga dos discos a partir do diagrama de *shakedown* (Ekberg, 2009). O COT (coeficiente de tração) foi de 0,5 em ensaios com cargas iguais em uma máquina de desgaste disco-contra-disco similar (Fonseca, comunicação privada). Os valores obtidos para o eixo vertical encontram-se na Tabela 4.19.

Tabela 4.19 – Propriedades utilizadas para o diagrama de *shakedown*.

Microestrutura	P ₀ (MPa)	Limite de escoamento Y (MPa)	Carga Vertical Normalizada [P ₀ / (0,577.Y)]	Perda de massa (mg)
Roda	3100	1229 ± 21	4,4	992
Perlítica	3100	771 ± 34	7,0	992
Bainítica	3100	1351 ± 47	4,0	537

P₀ = Pressão inicial máxima

Y = Limite de escoamento

O diagrama *shakedown* com os pontos obtidos para as microestruturas estudadas encontra-se na Figura 4.69, onde nota-se que todas as microestruturas se situam na zona de *ratchetting* e estão de acordo com os resultados de RCF apresentados. Entretanto, a microestrutura bainítica encontra-se na parte mais inferior do diagrama que as demais microestruturas, o que está em acordo com a menor perda de massa encontrada para a mesma após os ensaios de desgaste. Tais materiais trabalham nesta zona em função do alto valor de pressão de contato e coeficiente de atrito. Assim, com aplicação de métodos de redução do coeficiente de atrito e pressões de cargas menores, seria possível trabalhar com a microestrutura bainítica dentro de uma região de regime elástico, o que seria muito benéfico para o prolongamento da vida do material rodante.

Ainda na Figura 4.69, compara-se as microestruturas estudadas com os diferentes materiais de trilho proposto por Ranjha (2013). Nota-se que a microestrutura perlítica atua em uma região acima ao aço carbono padrão de trilho. Enquanto o aço bainítico atua num alinhamento vertical entre o aço carbono padrão de trilho e o padrão com boleto tratado, devido aos maiores valores de limite de escoamento que estes aços proporcionam. Novamente, seria possível da mesma forma que os aços padrão e HH, trabalhar com o aço bainítico dentro do campo elástico ao reduzir o valor do coeficiente de atrito e com redução da pressão e atrito.

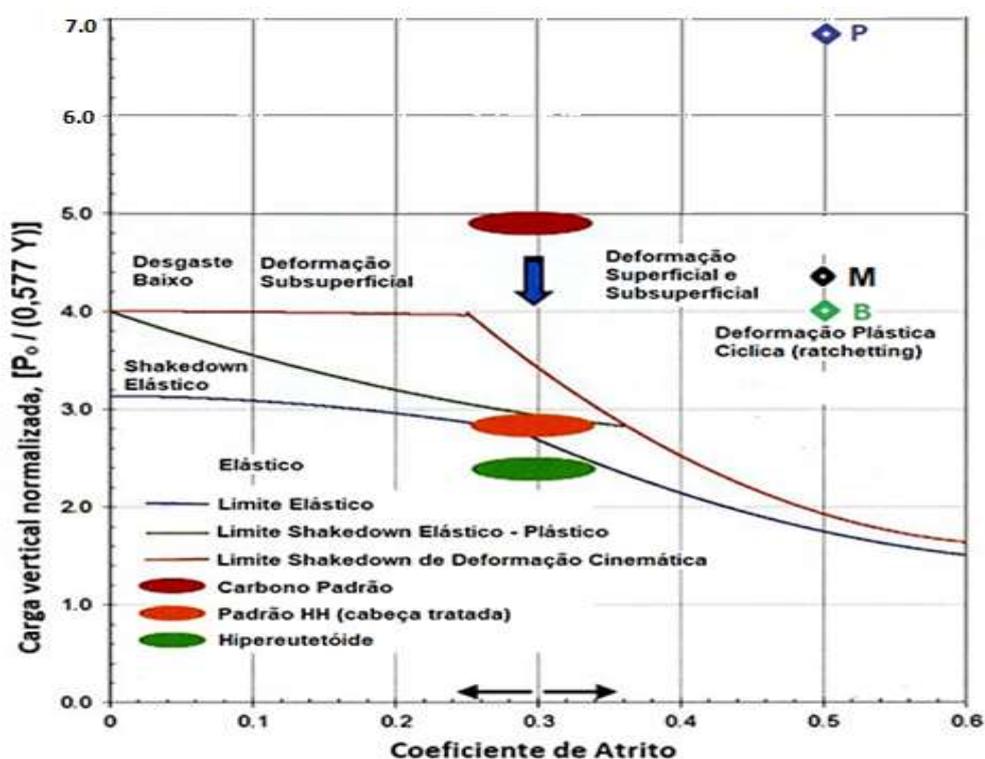


Figura 4.69 – Diagrama de *shakedown* para os ensaios de desgaste disco-contra-disco. P – Perlita; M – Mista; B – Bainita; P_0 – pressão máxima de contato; Y – limite de escoamento.

Adaptado de (adaptado de Ranjha, 2013).

5. CONCLUSÕES

A partir da caracterização de um aço 0,71C/0,84Mn/0,43Si/0,27Cr/0,2Mo/0,02Nb proveniente de uma roda ferroviária forjada classe D com estrutura de martensita revenida, bainita e perlita, denominada de mista, com dureza de 411 HV, foram produzidos discos de perlita pura (356 HV) e de bainita pura (481 HV). Os discos com as três microestruturas foram submetidos ao ensaio de desgaste disco-contra-disco por 100 mil ciclos com uma pressão máxima de contato inicial de 3.100 MPa e escorregamento de 0,75%, obtendo-se as seguintes conclusões:

O aço microligado classe D apresentou incremento de temperabilidade em relação ao aço não microligado classe C, evidenciado pela curva de resfriamento contínuo (CCT) e tratamento isotérmico (ITT). Isto ocorreu devido à adição de elementos de liga como cromo, molibdênio e nióbio.

No tratamento isotérmico esperava-se que, conforme a diminuição da temperatura de tratamento, a dureza aumentasse. Entretanto, entre as temperaturas de 550 a 450 °C de patamar isotérmico, ocorreu uma redução da dureza em função da microestrutura estar numa região de transição entre a perlita e a bainita. Nesta faixa de temperatura inicia-se a transformação bainítica que, quando obtida em temperaturas mais altas (bainita superior), apresenta dureza menor que a perlita em função dos carbonetos serem mais grosseiros e com maior espaçamento.

No ensaio de desgaste disco-contra-disco, a perda de massa na microestrutura bainítica foi, aproximadamente, 46% menor que nas microestruturas perlítica e mista (537 mg para a bainita e 992 mg para a perlita e mista). As razões para este comportamento foram sua maior dureza e o maior limite de escoamento que propiciou alta capacidade de absorver tensão por volume, evidenciado pela menor profundidade de camada deformada após o ensaio (154 µm para a bainita e acima de 280 µm para as microestruturas perlítica e mista). Entretanto, a maior dureza da microestrutura mista em relação à perlítica não a beneficiou em termos de resistência ao desgaste, visto que ambas apresentaram a mesma perda de massa, indicando que somente a dureza não é o único parâmetro que define a resistência ao desgaste onde a FCR atua.

As análises superficiais após os ensaios de desgaste disco-contra-disco indicaram a presença de trincas características de FCR e evidenciaram o “*ratchetting*” como principal mecanismo de fadiga para todas as microestruturas. Este comportamento foi evidenciado pelo

diagrama de shakedown. Constatou-se também a presença de desgaste pelo processo de delaminação.

As análises superficiais indicaram uma maior quantidade de delaminação para os discos de microestrutura bainítica, o que resultou em menor distância entre as marcas de delaminação (338, 305 e 176 μm para as microestruturas mista, perlítica e bainítica, respectivamente). Uma hipótese seria uma competição entre o desgaste e a RCF. Outra hipótese seria o efeito da bainita inferior em dificultar a propagação das trincas devido ao maior refinamento e compactação dos carbonetos e maior valor de limite de escoamento (1229, 771 e 1351 MPa para as microestruturas mista, perlítica e bainítica, respectivamente).

Em relação as medidas de Ruído Magnético de Barkhausen (RMB), na frequência de excitação de 40 Hz, a qual capta as tensões mais próximas da superfície, verificou-se que, para a microestrutura bainítica houve um maior incremento do sinal de RMB após os ensaios de desgaste em relação às microestruturas mista e perlítica. Este resultado indicou uma maior concentração de tensão residual trativa do que nas outras microestruturas (78, 107 e 134% para a mista, perlítica e bainítica, respectivamente) e está em acordo com a menor espessura de camada deformada da microestrutura bainítica (325, 280 e 154 μm para as microestruturas mista, perlítica e bainítica, respectivamente).

A microestrutura bainítica apresentou maior resistência ao desgaste que a microestrutura perlítica, utilizando um mesmo aço, sugerindo que a bainita inferior seria uma alternativa para aplicação na região da pista de rolamento das rodas ferroviárias.

Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar ensaio de desgaste disco-contra-disco com microestrutura bainítica que possua a mesma dureza que a microestrutura perlítica utilizando o mesmo material de roda para ambas.
- Realizar ensaio de desgaste disco-contra-disco na microestrutura bainítica com aplicação de lubrificantes.
- Fazer um estudo sobre o efeito da energia na nucleação e propagação de trincas, por meio da medição do coeficiente de tração e do cálculo do T_{gama} nos ensaios.
- Realizar ensaios de desgaste disco-contra-disco com microestrutura da segunda e terceira vida da roda.
- Fazer um estudo de mapa de dureza na subsuperfície dos discos após o ensaio de desgaste disco-contra-disco.
- Realizar análise de microscopia eletrônica de transmissão (MET) nas amostras de desgaste a fim de verificar a presença de camada branca abaixo da pista de rolamento.
- Análises de EBSD na camada deformada dos discos de microestrutura perlítica e bainítica para investigar os mecanismos de propagação de trinca.
- Análise de EBSD na amostra do tratamento isotérmico a 500 °C para confirmar as microestruturas presentes.
- Análise de CTOD nas microestruturas mista, bainítica e perlítica, a fim de constatar os mecanismos e propriedades de fratura.
- Aprofundar a análise de tensão residual utilizando outras técnicas.

Contribuições tecnológicas

Observou-se que na subsuperfície dos discos de todas as microestruturas estudadas as trincas nucleavam sempre em vazios ou em inclusões de sulfeto de manganês. Isto demonstra a importância do controle da qualidade do aço utilizado em relação às heterogeneidades, como vazios e inclusões, para a melhoria da resistência ao desgaste de rodas ferroviárias.

Antes da compra de grandes lotes de rodas com composição e processamento recém-desenvolvidos, é interessante a realização de ensaios em máquina disco-contra-disco para certificar se os incrementos de resistência ao desgaste prometidos se comprovam. Neste trabalho, os discos retirados de roda ferroviária classe D apresentaram menor resistência ao desgaste que a microestrutura perlítica (normalmente utilizada nas atuais rodas).

A microestrutura bainítica desponta como uma boa alternativa para se utilizar na região da pista de rolamento das rodas ferroviárias. Entretanto, é importante desenvolver estudos para obtenção de rotas de tratamentos termomecânicos que possam ser aplicados na indústria.

Publicações

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, 203377, 2020. doi.org/10.1016/j.wear.2020.203377.

REZENDE, A.B., FONSECA, S.T., MINICUCCI, D.J., FARINA, P.F.S., MEI, P.R. **Residual Stress Characterization by X-Ray Diffraction and Correlation with Hardness in a Class D Railroad Wheel.** JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE (2020). doi.org/10.1007/s11665-020-05097-x

REZENDE, A.B.; FERNANDES, F.M.; FONSECA, S.T.; FARINA, P.F.S.; GOLDENSTEIN, H.; MEI, PAULO ROBERTO. **Effect of Alloy Elements in Time Temperature Transformation Diagrams of Railway Wheels.** DEFECT AND DIFFUSION FORUM **JCR**, v. 400, p. 11-20, 2020. doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.400.11

REZENDE, A.B.; AMORIM, G.A.; MINICUCCI, D.J.; FONSECA, S.T.; MEI, P. R. **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 **JCR**, v. 391, p. 66-73, 2019. doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.391.66

REZENDE, A. B.; FERNANDES, F. M.; FONSECA, S. T.; FARINA, P. F. S.; GOLDENSTEIN, H.; MEI, P. R. **Effect of alloy elements in Time Temperature Transformation Diagrams of railway wheels.** In: 15th International Conference on Diffusion in Solids and Liquids - DSL 2019, 2019, Athens, Greece. DSL 2019, 2019.

AMORIM, G. A.; **REZENDE, A. B.**; FONSECA, S. T.; MINICUCCI, D. J.; FRANCO, L. A. P. N.; PRITZELWITZ, P. V.; SINATORA, A.; MEI, P. R. **Efeito Da Adição De Vanádio No Desgaste Por Rolamento Com Deslizamento Em Rodas Ferroviárias.** In: 9º Congresso Brasileiro De Engenharia De Fabricação, 2017, Joinville. 9º COBEF, 2017.

FONSECA, S. T.; MEI, P. R.; **REZENDE, A.B.**; AMORIM, G. A.; MINICUCCI, D. J.. MÁQUINA DE ANÁLISE DE DESGASTE DE CONTATO POR ROLAMENTO E DESLIZAMENTO. 2018, Brasil. **Patente:** Privilégio de Inovação. Número do registro: BR102017027591, título: "MÁQUINA DE ANÁLISE DE DESGASTE DE CONTATO POR ROLAMENTO E DESLIZAMENTO", Instituição de registro: INPI - Instituto Nacional da Propriedade Industrial. Depósito: 01/08/2018

Participação em congressos e simpósios

- 9º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 2017, JOINVILE. 9º COBEF, 2017. Efeito Da Adição De Vanádio No Desgaste Por Rolamento Com Deslizamento Em Rodas Ferroviárias.

- I Simpósio de Engenharia Ferroviária. 2017.
- II Simpósio de Engenharia Ferroviária. 2018.
- III Simpósio de Engenharia Ferroviária. 2019.

Referências Bibliográficas

AAR, “Association of American Railroad”. **Manual of standards and recommended practices, section G, M-107/M208, appendix C, topic 3.1.6.** [s.l.], v. vol 1, nº M-107/M208, appendix C, topic 3.1.6, p. 180 p, 2011.

AARONSON, H. .; SPANOS, G.; REYNOLDS, W. . **A progress report on the definitions of bainite.** *Scripta Materialia*, [s.l.], v. 47, nº 3, p. 139–144, 2002. ISSN: 1359-6462, DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00119-7.

ABBASZADEH, P. et al. **Effect of austenitizing temperature on mechanical properties of the mixed bainite - Martensite microstructure in CrMoV steel.** *Materials Research*, [s.l.], v. 21, nº 1, p. 336–342, 2012. ISSN: 15161439, DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2017-0469.

ABDEL-KARIM, M. **Shakedown of complex structures according to various hardening rules.** *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, [s.l.], v. 82, nº 6, p. 427–458, 2005. ISSN: 03080161, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2005.01.007.

AGLAN, H. A. et al. **Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel.** *Journal of Materials Processing Technology*, [s.l.], v. 151, nº 1–3, p. 268–274, 2004. ISSN: 0924-0136, DOI: 10.1016/J.JMATPROTEC.2004.04.073.

ALVES, L. H. D. **Mecanismos de desgaste de rodas ferroviárias.** 125 p. - Dissertação (mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo., 2000.

AMORIM, G. A. **Efeito da adição de vanádio no desgaste por rolamento com deslize em rodas ferroviárias.** 99 p. - Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica., 2018.

ANTÔNIO, P. P. de C. et al. **Ruído Magnético De Barkhausen Em Aços Alta Resistência Baixa Liga , IF ao Titânio E C-Mn Levemente Deformados Plasticamente.** In: *7th BRAZILIAN CONGRESS ON MANUFACTURING ENGINEERING*. 7 p. Itatiaia – RJ: [s.n.], 2013.

ANUMOLU, R. et al. **On the determining role of microstructure of niobium-microalloyed steels with differences in impact toughness.** *Materials Science and*

Engineering: A, [s.l.], v. 491, n° 1–2, p. 55–61, 2008. ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2008.01.008.

AZIMI, S. M. et al. **Advanced steel microstructural classification by deep learning methods**. *Scientific Reports*, [s.l.], v. 8, n° 1, p. 1–14, 2018. ISBN: 4159801820037, ISSN: 20452322, DOI: 10.1038/s41598-018-20037-5.

BAIN, E. C.; PRAXTON, H. W. **Factors for the calculation of hardenability**. [s.l.]: AMERICAN SOCIETY FOR METALS, METALS PARK, 1966. 291 p.

BARANI, A. A. et al. **Design of high-strength steels by microalloying and thermomechanical treatment**. *Materials Science and Engineering A*, [s.l.], v. 463, n° 1–2, p. 138–146, 2007. ISSN: 09215093, DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.124.

BATISTA, A. C.; NOBRE, J. P.; PEIXOTO, D. F. C.; FERREIRA, L. A. A.; CASTRO, P. M. S. T. DE; COELHO, L. **X-ray Diffraction Residual Stress Measurements for Assessment of Rolling Contact Fatigue Behavior of Railway Steels**. *Advanced Materials Research*, v. 996, p. 782–787, 2011.

BEYNON, J. H.; GARNHAM, J. E.; SAWLEY, K. J. **Rolling contact fatigue of three pearlitic rail steels**. *Wear*, [s.l.], v. 192, n° 1–2, p. 94–111, 1996. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/0043-1648(95)06776-0.

BHADESHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, J. W. **Bainite in steels**. *Metallurgical Transactions A*, [s.l.], v. 21, n° 3, p. 767–797, 1990. ISSN: 1543-1940, DOI: 10.1007/BF02656561.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. **The bainite transformation in a silicon steel**. *Metallurgical Transactions A*, [s.l.], v. 10, n° 7, p. 895–907, 1979. ISSN: 03602133, DOI: 10.1007/BF02658309.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, S. R. **Steel: Microstructure and Properties**. [s.l.]: Cambridge: Butterworth-Heinemann, 2006. 360 p.

BHUSHAN, B. **Introduction to tribology**. Second ed. New York: John Wiley & Sons, Ltd, 2013. 701 p.

BOHEMEN, S. M. C. VAN; SANTOFIMIA, M. J.; SIETSMA, J. **Experimental evidence for bainite formation below Ms in Fe–0.66C**. *Scripta Materialia*, [s.l.], v. 58, n° 6,

p. 488–491, 2008. ISSN: 1359-6462, DOI: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2007.10.045.

BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. **A perspective on the morphology of bainite.** *Metallurgical Transactions A*, [s.l.], v. 21, n° 3, p. 817–829, 1990. ISSN: 03602133, DOI: 10.1007/BF02656565.

CABALLERO, F. G. et al. **Time-Temperature-Transformation Diagram within the Bainitic Temperature Range in a Medium Carbon Steel.** *Materials Transactions*, [s.l.], v. 45, n° 12, p. 3272–3281, 2004.

CALLISTER, W. D.; RETHWISH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais. Uma Introdução.** 9ª Ed. ed. [s.l.]: Editora LTC, 2002. 912 p.

CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F. G.; ANDRÉS, C. G. De. **Determination of Ms Temperature in Steels: A Bayesian Neural Network Model.** *ISIJ International*, [s.l.], v. 42, n° 8, p. 894–902, 2002. ISSN: 0915-1559, DOI: 10.2355/isijinternational.42.894.

CARVALHO, F. M. S. B. De. **Efeito Do Molibdênio, Boro E Nióbio Na Transformação Bainítica No Resfriamento Contínuo.** 159 p. - Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2018.

CHATTOPADHYAY, C. et al. **Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels.** *Wear*, [s.l.], v. 289, p. 168–179, 2012. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2012.03.005.

CHATTOPADHYAY, S.; SELLARS, C. M. **Kinetics of pearlite spheroidization during static annealing and during hot deformation.** *Acta Materialia*, [s.l.], v. 30, p. 157–170, 1982.

CHAVES, A. P. G. **Rodas ferroviárias: análise, microestrutura e propostas de melhoria.** 108 p. - Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2017.

CHEN, J. et al. **Influence of molybdenum content on transformation behavior of high performance bridge steel during continuous cooling.** *Materials & Design*, [s.l.], v. 49, p. 465–470, 2013. ISSN: 0261-3069, DOI: 10.1016/J.MATDES.2013.01.017.

CLARKE, M. **Wheel rolling contact fatigue and rim defects investigation to further knowledge of the causes of RCF and to determine control measures.** *Rail Safety &*

Standards Board, [s.l.], p. 1–20, 2008.

CLAYTON, P. et al. **Wear behavior of bainitic steels**. *Wear*, [s.l.], v. 120, n° 2, p. 199–220, 1987. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/0043-1648(87)90067-6.

CONSTABLE, T.; BOELEN, R.; PERELOMA, E. V. **The Quest for Improved Wheel Steels Enters the Martensitic Phase**. In: *Proc. of International Wheelset Congress. 14p.* Orlando: [s.n.], 2004.

CVETKOVSKI, K. et al. **Analysis of wear debris in rolling contact fatigue cracks of pearlitic railway wheels**. *Wear*, [s.l.], v. 314, n° 1–2, p. 51–56, 2014. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2013.11.049.

DAVENPORT, E. S. **Isothermal transformation in steels**. *Trans ASM*, [s.l.], p. 838–886, 1953.

DAVENPORT, E. S.; BAIN, E. C. **Transformation of austenite at constant subcritical temperatures**. *JISI*, [s.l.], v. 1, p. 3473–3530, 1920.

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

DEY, I. et al. **Effect of Nb micro-alloying on microstructure and properties of thermo-mechanically processed high carbon pearlitic steel**. *Materials Characterization*, [s.l.], v. 140, p. 45–54, 2018. ISSN: 1044-5803, DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2018.03.038.

DINIZ, E. O. **Avaliação da influência do nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas da barra chata temperada e revenida para aplicação em feixes de mola**. 72 p. - Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Minas, 2005.

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*, [s.l.], v. 223, n° 1, p. 31–44, 2009. ISSN: 0954-4097, DOI: 10.1243/09544097JRRT161.

EKBERG, A. **Fatigue of railway wheels**. *Wheel–Rail Interface Handbook*, [s.l.], p. 211–244, 2009. ISBN: 9781845694128, DOI: 10.1533/9781845696788.1.211.

EKBERG, A.; KABO, E. **Fatigue of railway wheels and rails under rolling contact and thermal loading—an overview.** *Wear*, [s.l.], v. 258, n° 7–8, p. 1288–1300, 2005. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2004.03.039.

EKBERG, A.; SOTKOVSKI, P. **Anisotropy and rolling contact fatigue of railway wheels.** *International Journal of Fatigue*, [s.l.], v. 23, n° 1, p. 29–43, 2001. ISSN: 0142-1123, DOI: 10.1016/S0142-1123(00)00070-0.

EL-DIN, H. N. et al. **Structure-properties relationship in trip type bainitic ferrite steel austempered at different temperatures.** *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, [s.l.], v. 12, n° 1, p. 1–9, 2017. ISSN: 18230334, DOI: 10.1186/s40712-017-0071-9.

ESCHMAN, P.; HASBARGEN, L.; WEIGAND, K. **Ball and Roller Bearings - Theory, Design and Application.** Second ed. Chichester, UK: John Wiley & Sons, Ltd, 1985. ISBN: 0-471-26283-8.

FACCOLI, M. et al. **Effect of desert sand on wear and rolling contact fatigue behavior of various railway wheel steels.** *Wear*, [s.l.], v. 396–397, n° March 2017, p. 146–161, 2017. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2017.05.012.

FENG, X. Y. et al. **Sliding wear and low cycle fatigue properties of new carbide free bainitic rail steel.** *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, [s.l.], v. 30, n° 12, p. 1410–1418, 2014. DOI: 10.1179/1743284713Y.0000000474.

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.** 221 p. - Tese (Doutorado). Universidade Estadual de Campinas, 2015.

FRANCO, F. A. et al. **Relation between magnetic barkhausen noise and hardness for jominy quench tests in SAE 4140 and 6150 steels.** *Journal of Nondestructive Evaluation*, [s.l.], v. 32, n° 1, p. 93–103, 2013. ISSN: 01959298, DOI: 10.1007/s10921-012-0162-8.

FROLISH, M. F.; FLETCHER, D. I.; BEYNON, J. H. **A quantitative model for predicting the morphology of surface initiated rolling contact fatigue cracks in back-up roll steels.** *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, [s.l.], v. 25, n° 11, p. 1073–1086, 2002. ISSN: 8756758X, DOI: 10.1046/j.1460-2695.2002.00601.x.

GAHR, K. H. Z. **Microstructure and wear of materials**. Amsterdam: Elsevier Science Publishing Company Inc., 1987. 550 p.

GALLARDO-HERNANDEZ, E. A.; LEWIS, R. **Twin disc assessment of wheel/rail adhesion**. *Wear*, [s.l.], v. 265, n° 9–10, p. 1309–1316, 2008. DOI: 10.1016/J.WEAR.2008.03.020.

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

GIRSCH, G.; HEYDER, R. **Advanced pearlitic and bainitic high strength rails promise to improve rolling contact fatigue resistance**. In: *7th World Congress on Railway Research (WCRR2006)*. 9p. Montreal, Canada: [s.n.], 2006.

GODEFROID, L. B. et al. **Effect of chemical composition and microstructure on the fatigue crack growth resistance of pearlitic steels for railroad application**. *International Journal of Fatigue*, [s.l.], v. 120, n° October 2018, p. 241–253, 2019. ISSN: 01421123, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2018.10.016.

GOULAS, C. et al. **Atomic-scale investigations of isothermally formed bainite microstructures in 51CrV4 spring steel**. *Materials Characterization*, [s.l.], v. 152, p. 67–75, 2019. ISSN: 1044-5803, DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2019.03.038.

GREEN, M. R. et al. **The effect of microstructure and composition on the rolling contact fatigue behaviour of cast bainitic steels**. *Wear*, [s.l.], v. 263, n° 1-6 SPEC. ISS., p. 756–765, 2007. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2007.01.070.

GRIJALBA, F. A. F. **Desenvolvimento De Ensaio Não Destrutivo Baseado No Ruído Magnético De Barkhausen Para Caracterização De Tensões Elásticas E Deformações Plásticas Em Aços**. 163 p. - Tese (doutorado). Universidade de São Paulo., 2010.

GRIJALBA, F. A. F.; PADOVESE, L. R. **Non-destructive flaw mapping of steel surfaces by the continuous magnetic barkhausen noise method: detection of plastic deformation**. *Journal of Nondestructive Evaluation*, [s.l.], v. 37, n° 2, p. 1–10, 2018. ISSN: 15734862, DOI: 10.1007/s10921-018-0480-6.

GUI, X. et al. **Rolling contact fatigue of bainitic rail steels: The significance of**

microstructure. *Materials Science and Engineering: A*, [s.l.], v. 657, p. 82–85, 2016. ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2016.01.052.

GÜR, C. H.; TUNCER, B. O. **Investigating the microstructure-ultrasonic property relationships in steels.** In: *16th WCNDT-World Conference on NDT*. 7p. [s.l.]: [s.n.], 2004.

HABRAKEN, L. J.; ECONOMOPOLOUS, M. **Bainitic microstructures in low-carbon alloy steels and their mechanical properties.** *Transformation Hardenability In Steels*, [s.l.], p. 69–108, 1967.

HAJIZAD, O. et al. **Influence of microstructure on mechanical properties of bainitic steels in railway applications.** *Metals*, [s.l.], v. 9, n° 7, p. 1–19, 2019. ISSN: 20754701, DOI: 10.3390/met9070778.

HALAMA, R. et al. **Contact defects initiation in railroad wheels - Experience, experiments and modelling.** *Wear*, [s.l.], v. 271, n° 1–2, p. 174–185, 2011. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.053.

HAN, K. et al. **Effects of vanadium addition on nucleation and growth of pearlite in high carbon steel.** *Applied Surface Science*, [s.l.], v. 10, n° November, p. 955–963, 1994.

HARDWICK, C.; LEWIS, R.; EADIE, D. T. **Wheel and rail wear—Understanding the effects of water and grease.** *Wear*, [s.l.], v. 314, n° 1–2, p. 198–204, 2014. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2013.11.020.

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*, [s.l.], v. 408–409, p. 151–159, 2018. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2018.05.006.

HASHIMOTO, T. M. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Médio Carbono com Estruturas Bainíticas e Multifásicas.** 98 p. - Tese (Livre Docência). Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

HAYAKAWA, M. et al. **Development of observation method for tempered martensite microstructure using chemical mechanical polishing technique.** *Materials Transactions*, [s.l.], v. 46, n° 11, p. 2443–2448, 2005. ISSN: 13459678, DOI: 10.2320/matertrans.46.2443.

HEARLE, A. D.; JOHNSON, K. L. **Mode II stress intensity factors for a crack parallel**

to the surface of an elastic half-space subjected to a moving point load. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, [s.l.], v. 33, n° 1, p. 61–81, 1985. ISSN: 0022-5096, DOI: 10.1016/0022-5096(85)90022-5.

HERREJÓN-ESCUZIA, M. et al. **Dilatometric model for determining the formation of austenite during continuous heating in medium carbon steel.** *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, [s.l.], v. 137, n° 2, p. 399–410, 2019. ISBN: 0123456789, ISSN: 15882926, DOI: 10.1007/s10973-018-7936-x.

HILLERT, M. **The growth of ferrite, bainite and martensite.** *Internal Report, Swedish Institute for Metal Research*, [s.l.], p. 12, 1960.

HILLERT, M. **The formation of pearlite.** F, Z. V; I, A. H. (Orgs.). In: *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes. Interscience. 197-237p.* New York: [s.n.], 1962.

HONEYCOMBE, R. W. k. **Steels. Microstructure and properties.** *Edward Arnold.* London: [s.n.], 1981. 31–32 p.

HOUGARDY, H. P. **Werkstoffkunde stahl band 1: Grundlagen.** *Verlag Stahleisen GmbH.* [s.l.]: [s.n.], 1984. 229 p.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology Friction and Wear of Engineering Materials.** Cambridge: Edward Arnold, 1992. 266 p.

JIN, N.; CLAYTON, P. **Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels.** *Wear*, [s.l.], v. 202, n° 2, p. 202–207, 1997. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/S0043-1648(96)07271-7.

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*, [s.l.], v. 105, n° 3, p. 199–222, 1985. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/0043-1648(85)90068-7.

KASATKIN, O. G.; VINOKUR, B. B.; PILYUSHENKO, V. L. **Calculation models for determining the critical points of steel.** *Metal Science and Heat Treatment*, [s.l.], v. 26, n° 1, p. 27–31, 1984. ISSN: 0026-0673, DOI: 10.1007/BF00712859.

KELLER, D. V. **Adhesion between solid metals.** *Wear*, [s.l.], v. 6, n° 5, p. 353–365, 1963. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/0043-1648(63)90203-5.

KOHLHAAS, R.; DUENNER, P.; SCHMITZ-PRANGHE, N. **Ueber die Temperaturabhaengigkeit der Gitterparameter von Eisen, Kobalt und Nickel im Bereich hoher Temperaturen.** *Zeitschrift fuer Angewandte Physik*, [s.l.], v. 23, n° 4, p. 245–249, 1967.

KRAUSS, G. **Tempering of martensite in carbon steels.** *Phase Transformations in Steels*, [s.l.], p. 126–150, 2012. ISBN: 9781845699710, DOI: 10.1533/9780857096111.1.126.

KUNITAKE, T. **Prediction of Ac1, Ac3, and MS temperatures of steel by empirical formulas.** *Journal of the Japan Society for Heat Treatment*, [s.l.], v. 41, p. 164–169, 2001.

ŁAWRYNOWICZ, Z.; BARBACKI, A. **Features of bainite transformation in steels.** *ADVANCES IN MATERIALS SCIENCE*, [s.l.], v. 2, n° 1 (2), p. 29, 2002.

LEACH, L. J. **The role of Cr and Mo alloying element additions on the kinetics and effects of Upper Bainite formation in quench and tempered plate steels.** 157 p. - Thesis (Master's degree). Universidade de Pretoria, Africa do Sul, 2013.

LEE, K. M.; POLYCARPOU, A. A. **Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels.** *Wear*, [s.l.], v. 259, n° 1–6, p. 391–399, 2005. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2005.02.058.

LEIRO, A. et al. **Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions.** *Wear*, [s.l.], v. 273, n° 1, p. 2–8, 2011. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2011.03.025.

LEIRO, A. **Microstructure Analysis of Wear and Fatigue in Austempered High-Si Steels.** 138 p. - Thesis (doctorate). Lulea University of Technology, Sweden, 2014.

LEWIS, S. R. et al. **Assessment of railway curve lubricant performance using a twin-disc tester.** *Wear*, [s.l.], v. 314, n° 1–2, p. 205–212, 2014. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2013.11.033.

LEWIS, R.; CHRISTOFOROU, P.; WANG, W. J.; BEAGLES, A.; BURSTOW, M.; LEWIS, S. R. **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. May, p. 383–392, 2019.

LI, Q. H. et al. **Microstructural evolution of a hypoeutectoid pearlite steel under rolling-sliding contact loading.** *Journal of Iron and Steel Research International*, [s.l.], v. 23,

n° 10, p. 1054–1060, 2016. ISSN: 1006706X, DOI: 10.1016/S1006-706X(16)30157-1.

LI, Qian; GUO, J.; ZHAO, A. **Effect of upper bainite on wear behaviour of high-speed wheel steel.** *Tribology Letters*, [s.l.], v. 67, n° 4, p. 1–9, 2019. ISBN: 0123456789, ISSN: 15732711, DOI: 10.1007/s11249-019-1239-7.

LI, Qiangguo; HUANG, X.; HUANG, W. **Fatigue property and microstructure deformation behavior of multiphase microstructure in a medium-carbon bainite steel under rolling contact condition.** *International Journal of Fatigue*, [s.l.], v. 125, n° 24, p. 381–393, 2019. ISSN: 01421123, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.04.019.

LIU, C. peng et al. **An EBSD Investigation on the Evolution of the Surface Microstructure of D2 Wheel Steel During Rolling Contact Fatigue.** *Tribology Letters*, [s.l.], v. 68, n° 1, p. 1–11, 2020. ISBN: 0123456789, ISSN: 15732711, 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*, [s.l.], v. 432–433, p. 202943, 2019. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2019.202943.

MA, L. et al. **Study on wear and rolling contact fatigue behaviors of wheel/rail materials under different slip ratio conditions.** *Wear*, [s.l.], v. 366–367, p. 13–26, 2016. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2016.04.028.

MAALEKIAN, M. **The Effects of Alloying Elements on Steels (I).** Technische Universität Graz: Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation, 2007.

MAKAROV, A. V. et al. **Effect of silicon on the wear resistance of high-carbon steels with the structures of isothermal decomposition of austenite during friction and abrasive action.** *Russian Metallurgy (Metally)*, [s.l.], n° 4, p. 296–302, 2011. ISSN: 00360295, DOI: 10.1134/S0036029511040100.

MARCOMINI, J. B. **Fragilização da martensita revenida no aço SAE 5160H.** 145 p. - Tese (doutorado). Universidade Estadual de Campinas, 2009.

MATJEKE, V. J. et al. **Effect of heat treatment on strength and ductility of 52CrMoV4 spring steel.** *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, [s.l.], v. 430, n° 1, p. 7, 2018. ISSN: 1757899X, DOI: 10.1088/1757-899X/430/1/012044.

MATLOCK, D. K.; SPREER, J. G. **Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts**. *Microstructure and texture in steels*. [s.l.]: In: Golden: Tata steel Ltd.Springer, 2009. p. 185–205.

MEHL, R. F. **The physics of hardenability. Mechanism and rate of decomposition from austenite**. *Hardenability Of Alloy Steels: ASM*, [s.l.], p. 17–21, 1939.

MEHL, R. F. **The structure and rate of formation of pearlite**. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, [s.l.], v. 4, n° 5, p. 423–443, 2015.

MEI, P. R. **Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono**. 461 p. - Tese (Doutorado). Universidade Estadual de Campinas, Campinas., 1983.

MEI, P. R. **Efeitos do tratamento termomecânico na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono microligados com nióbio**. 446 p. - Tese (Livredocência). Universidade Estadual de Campinas, 1989.

MILLER, S. L.; MOOR, E. DE. **Influence of Nb additions on microstructural evolution of a V-microalloyed high-carbon wire steel during patenting**. *Jom*, [s.l.], v. 66, n° 8, p. 1471–1478, 2014. ISSN: 15431851, DOI: 10.1007/s11837-014-1056-2.

MINICUCCI, D. J. **Desenvolvimento de Aço Microligado ao Nióbio com Microestrutura Perlítica Bainítica para Rodas Ferroviárias Forjadas Classe D**. 202p. Tese (Doutorado). Universidade Estadual de Campinas, 2020.

NESLUŠAN, M. et al. **Nondestructive Monitoring of Rail Surface Damage Via Barkhausen Noise Technique**. In: *17th International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture*. [s.l.]: Springer, Cham, 2018. ISBN: 9783319703640, DOI: 10.1007/978-3-319-70365-7_34.

NORTON, R. L. **Projeto de máquinas: uma abordagem integrada**. 2ª Edição ed. Porto Alegre: Bookman, 2004. 1030 p.

OHMORI, Y. **The isothermal decomposition of an Fe-CB austenite**. *Trans. ISIJ*, [s.l.], v. 11, p. 339–348, 1971.

OKAGATA, Y. **Design Technologies for Railway Wheels and Future Prospects**. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*, [s.l.], v. 105, n° 105, p. 26–33, 2013.

OLIVEIRA, L. G. De. **Influência Do Processo De Fabricação No Comportamento Mecânico De Rodas Ferroviárias**. 145 p. - Tese (Doutorado). Universidade Estadual Paulista, 2013.

OLOFSSON, U. et al. **Tribology of the wheel-rail contact-aspects of wear, particle emission and adhesion**. *Vehicle System Dynamics*, [s.l.], v. 51, n° 7, p. 1091–1120, 2013. ISSN: 00423114, DOI: 10.1080/00423114.2013.800215.

ORDÓÑEZ OLIVARES, R. et al. **Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use**. *Wear*, [s.l.], v. 271, n° 1–2, p. 364–373, 2011. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2010.10.048.

ORDÓÑEZ OLIVARES, R.. **Study Of The Austenite Decomposition And Formation Of Proeutectoid Cementite In Hyper-Eutectoid Steels**. 169 p. - Thesis (doctorate). University of Pittsburgh, 2011.

PAL'A, J.; UŠÁK, E. **New parameters in adaptive testing of ferromagnetic materials utilizing magnetic Barkhausen noise**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, [s.l.], v. 402, p. 172–177, 2016. ISSN: 03048853, DOI: 10.1016/j.jmmm.2015.11.064.

PEIXOTO, D. F. C. **Estudo do contacto roda/carril: análise de tensões e fadiga**. 99 p. - Dissertação (Mestrado). Universidade de Porto, 2008.

PELLISSIER, G. E.; ET AL. **The interlamellar spacing of pearlite**. *Trans ASM*, [s.l.], p. 1049–1086, 1941.

PIOTROWSKI, L. et al. **The influence of plastic deformation on the magnetoelastic properties of the CSN12021 grade steel**. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, [s.l.], v. 321, n° 15, p. 2331–2335, 2009. ISSN: 0304-8853, DOI: 10.1016/J.JMMM.2009.02.028.

PRAKASH, B. et al. **Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling–sliding conditions**. *Wear*, [s.l.], v. 298–299, p. 42–47, 2012. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2012.11.064.

PU, W. et al. **Rolling-sliding contact fatigue of surfaces with sinusoidal roughness**. *International Journal of Fatigue*, [s.l.], v. 90, p. 57–68, 2016. ISSN: 01421123, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.04.007.

RANJHA, S. A. **Effect of head wear on rail underhead radius stresses and fracture**

under high axle load conditions. 298 p. - Faculty of Engineering and Industrial Sciences, Swinburne University of Technology, 2013.

RAY, A. **Niobium microalloying in rail steels.** *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, [s.l.], v. 33, n° 14, p. 1584–1600, 2017. ISSN: 17432847, DOI: 10.1080/02670836.2017.1309111.

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*, [s.l.], v. 391, p. 66–73, 2019. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ddf.391.66.

SANTA-AHO, S. et al. **Utilization of Barkhausen noise magnetizing sweeps for case-depth detection from hardened steel.** *NDT and E International*, [s.l.], v. 52, p. 95–102, 2012. ISSN: 09638695, DOI: 10.1016/j.ndteint.2012.05.005.

SANTOS, F. de C. et al. **Evaluation of subsurface contact stresses in railroad wheels using an elastic half-space model.** *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Engineering*, [s.l.], v. XXVI, n° 4, p. 420–429, 2004.

SCHADE, C. et al. **Microstructure and mechanical properties of microalloyed PM steels.** *International Journal of Powder Metallurgy*, [s.l.], v. 48, n° 3, p. 51–59, 2012. ISSN: 08887462.

SCHADE, C. T. et al. **Microstructure and mechanical properties of a bainitic powder metallurgy steel.** *International Journal of Powder Metallurgy*, [s.l.], v. 52, n° 2, p. 37–46, 2016. ISSN: 08887462.

SEO, J. W. et al. **Effects of residual stress and shape of web plate on the fatigue life of railway wheels.** *Engineering Failure Analysis*, [s.l.], v. 16, n° 7, p. 2493–2507, 2009. ISSN: 1350-6307, DOI: 10.1016/J.ENGFAILANAL.2009.04.013.

SHANMUGAM, S. et al. **Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel.** *Materials Science and Engineering: A*, [s.l.], v. 441, n° 1–2, p. 215–229, 2006. ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2006.08.017.

SHANMUGAM, S. et al. **Microstructure and high strength–toughness combination of a new 700 MPa Nb-microalloyed pipeline steel.** *Materials Science and Engineering: A*, [s.l.], v. 478, n° 1–2, p. 26–37, 2008. ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2007.06.003.

SHARMA, S.; SANGAL, S.; MONDAL, K. **Wear behavior of newly developed bainitic wheel steels.** *Journal of Materials Engineering and Performance*, [s.l.], v. 24, n° 2, p. 999–1010, 2015. ISSN: 15441024, DOI: 10.1007/s11665-014-1328-6.

SHIFLET, G. J. **Pearlite.** *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, [s.l.], p. 6783–6787, 2001. ISBN: 9780080431529, DOI: 10.1016/B0-08-043152-6/01201-8.

SILVA, A. L. da C. E.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais.** 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 425 p.

SILVA, E. P. Da et al. **Isothermal transformations in advanced high strength steels below martensite start temperature.** *Materials Science and Technology*, [s.l.], v. 31, n° 7, p. 808–816, 2015. ISSN: 0267-0836, DOI: 10.1179/1743284714y.0000000719.

SILVA, V. Da. **Estudo Da Utilização De Um Novo Ensaio Não Destrutivo Micromagnético Na Avaliação Da Qualidade Superficial Do Aço Vp100 Após Processo De Fresamento.** 113 p. - Dissertação (Mestrado). Sociedade Educacional de Santa Catarina - Centro Universitário Tupy - UNISOCIESC, 2014.

SINGH, S. B. **Mechanisms of bainite transformation in steels.** *Phase Transformations in Steels*, [s.l.], p. 385–416, 2012. ISBN: 9781845699703, DOI: 10.1533/9780857096104.3.385.

SOARES, A. C. C. **Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pela técnica do furo cego.** 237 p. - Tese (doutorado). Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2003.

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*, [s.l.], v. 617, p. 156–164, 2014. ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2014.08.071.

SUH, N. P. **The delamination theory of wear.** *Wear*, [s.l.], v. 25, n° 1, p. 111–124, 1973. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/0043-1648(73)90125-7.

TAKAHASHI, M. **Recent progress: kinetics of the bainite transformation in steels.** *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, [s.l.], v. 8, n° 3–4, p. 213–217, 2004. ISSN: 1359-0286, DOI: 10.1016/J.COSSMS.2004.08.003.

TAKAHASHI, T.; BASSETT, W. A.; HOKWANG, M. **Isothermal compression of the alloys of iron up to 300 kbar at room temperature: Iron-nickel alloys.** *Journal of Geophysical Research, B*, [s.l.], v. 73, p. 4717–4725, 1968.

TANIYAMA, A. et al. **Structure analysis of ferrite in deformed pearlitic steel by means of X-ray diffraction method with synchrotron radiation.** *Scripta Materialia*, [s.l.], v. 51, p. 53–58, 2004. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.03.018.

TESFAY, A. G.; THAKUR, A. **Adhesion Characterization of micro components fabricated by Micro stereo lithography Adhesion Characterization of micro components fabricated by Micro stereo lithography.** *Journal on Emerging trends in Modelling and Manufacturing*, [s.l.], v. 3, n° 1, p. 2–8, 2017.

TRZASKA, J. **Calculation of critical temperatures by empirical formulae.** *Archives of Metallurgy and Materials*, [s.l.], v. 61, n° 2B, p. 981–986, 2016. ISSN: 17333490, DOI: 10.1515/amm-2016-0167.

UEMORI, R. et al. **AP-FIM study on the effect of Mo addition on microstructure in Ti-Nb steel.** *Applied Surface Science*, [s.l.], v. 76–77, p. 255–260, 1994. ISSN: 0169-4332, DOI: 10.1016/0169-4332(94)90351-4.

VERHOEVEN, J. D.; GIBSON, E. D. **The divorced eutectoid transformation in steel.** *Metallurgical & Materials Transactions A*, [s.l.], v. 29, p. 1181–1189, 1998.

VERMAAK, N. et al. **Some Graphical Interpretations of Melan's Theorem for Shakedown Design.** *Advances in Direct Methods for Materials and Structures*, [s.l.], p. 179–198, 2017. ISBN: 9783319598109, DOI: 10.1007/978-3-319-59810-9.

VILLAS BÔAS, R. L. **Desenvolvimento de aço microligado para rodas ferroviárias.** 121 p. - Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual de Campinas, 2010.

WANG, W. J. et al. **Wear and damage transitions of wheel and rail materials under various contact conditions.** *Wear*, [s.l.], v. 362–363, p. 146–152, 2016. ISSN: 00431648, DOI: 10.1016/j.wear.2016.05.021.

YAMANE, T. et al. **Improvement of toughness of low carbon steels containing nitrogen by fine microstructures.** *Journal of Materials Science*, [s.l.], v. 37, n° 18, p. 3875–3879, 2002. ISSN: 0022-2461, DOI: 10.1023/A:1019695104094.

YANG, R. et al. **Gradient microstructure in a gear steel produced by pressurized gas nitriding.** *Materials*, [s.l.], v. 12, n° 22, p. 1–12, 2019. ISBN: 8623651073, ISSN: 19961944, DOI: 10.3390/ma12223797.

YELBAY, H. I.; CAM, I.; HAKAN GÜR, C. **Non-destructive determination of residual stress state in steel weldments by Magnetic Barkhausen Noise technique.** *NDT and E International*, [s.l.], v. 43, n° 1, p. 29–33, 2010. ISSN: 09638695, DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.08.003.

YOKOYAMA, H. et al. **Effect of the angle of attack on flaking behavior in pearlitic and bainitic steel rails.** *Wear*, [s.l.], v. 253, n° 1–2, p. 60–66, 2002. ISSN: 0043-1648, 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.** In: *7th International Heavy Haul Conference*. [s.l.]: [s.n.], 2001.

ZAPATA, D.; JARAMILLO, J.; TORO, A. **Rolling contact and adhesive wear of bainitic and pearlitic steels in low load regime.** *Wear*, [s.l.], v. 271, n° 1–2, p. 393–399, 2011. ISSN: 00431648, 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*, [s.l.], v. 358–359, p. 62–71, 2016. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2016.04.003.

ZHU, W. T. et al. **Wear and damage transitions of two kinds of wheel materials in the rolling-sliding contact.** *Wear*, [s.l.], v. 398–399, p. 79–89, 2018. ISSN: 0043-1648, DOI: 10.1016/J.WEAR.2017.11.023.

<https://Innano.cnpem.br/laboratories/cpm/facilities/gleeble/>. [s.d.]. Disponível em: <<https://Innano.cnpem.br/laboratories/cpm/facilities/gleeble/>>. Acesso em: 31/mar./20.