



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
Faculdade de Engenharia Mecânica

**Domingos José Minicucci**

**Desenvolvimento de Aço Microligado ao  
Nióbio com Microestrutura Perlítica  
Bainítica para Rodas Ferroviárias  
Forjadas Classe D**

CAMPINAS  
2020

**DOMINGOS JOSÉ MINICUCCI**

**Desenvolvimento de Aço Microligado ao  
Nióbio com Microestrutura Perlítica  
Bainítica para Rodas Ferroviárias  
Forjadas Classe D**

Tese de Doutorado 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

ESTE TRABALHO CORRESPONDE À VERSÃO FINAL DA TESE DEFENDIDA PELO ALUNO DOMINGOS JOSÉ MINICUCCI, E ORIENTADA PELO PROF. DR. PAULO ROBERTO MEI

**CAMPINAS  
2020**

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

M664d Minicucci, Domingos José, 1959-  
Desenvolvimento de aço microligado ao nióbio com microestrutura perlítica bainítica para rodas ferroviárias forjadas classe D / Domingos José Minicucci. – Campinas, SP : [s.n.], 2020.

Orientador: Paulo Roberto Mei.  
Tese (doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Nióbio. 2. Aço microligado. 3. Ferrovias. 4. Ferrovias - Material rodante. I. Mei, Paulo Roberto, 1953-. II. Mei, Paulo Roberto. III. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. V. Título.

Informações para Biblioteca Digital

**Título em outro idioma:** Development of niobium microalloyed steel with pearlitic bainitic microstructure for railroad forged wheels class D

**Palavras-chave em inglês:**

Niobium  
Microalloy steel  
Railroad  
Railroad – Rolling stock

**Área de concentração:** Materiais e Processos de Fabricação

**Titulação:** Doutor em Engenharia Mecânica

**Banca examinadora:**

Paulo Roberto Mei [Orientador]  
Noé Cheung  
Paula Fernanda da Silva Farina  
Hélio Golgenstein  
Conrado Ramos Moreira Afonso

**Data de defesa:** 20-07-2020

**Programa de Pós-Graduação:** Engenharia Mecânica

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

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0003-4911-1388>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/9611409750457769>

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

**TESE DE DOUTORADO ACADÊMICO**

**Desenvolvimento de Aço Microligado ao  
Nióbio com Microestrutura Perlítica  
Bainítica para Rodas Ferroviárias  
Forjadas Classe D**

**Autor: DOMINGOS JOSÉ MINICUCCI**

Orientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

**Prof. Dr. Paulo Roberto Mei**  
**Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais/Unicamp**

**Prof. Dr. Noé Cheung**  
**Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais /Unicamp**

**Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Paula Fernanda da Silva Farina**  
**Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais /Unicamp**

**Prof. Dr. Hélio Goldenstein**  
**Departamento de Materiais/Engenharia Metalúrgica/ USP**

**Prof. Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso**  
**Departamento de Engenharia de Materiais/ UFSC**

Ata da 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, 20 de julho de 2020.

## **Dedicatória**

Dedico esta pesquisa ao meu Pai Domingos, que perdi ainda na minha adolescência e a minha mãe Édera que sempre me mostraram a importância do saber. Dedico também aos profissionais da MWL Brasil, que apesar de todas as dificuldades, sempre souberam dar valor ao desenvolvimento de novos produtos e driblar as sucessivas crises do setor ferroviário em nosso país. Finalmente ao meu filho Luciano, que na sua juventude, me faz olhar o futuro do qual ele faz parte.

## **Agradecimentos**

Esta pesquisa contou com a colaboração de pessoas e empresas, às quais presto a minha homenagem:

MWL BRASIL Rodas & Eixos Ltda pelo apoio total a esta pesquisa na gestão do grupo GMH (Alemanha).

CBMM (Companhia Brasileira de Metais e Metalurgia) que patrocinou parte dos ensaios desta pesquisa, em especial ao Eng. Marcos Stuart.

Aos funcionários da MWL BRASIL Rodas & Eixos Ltda, que pela sua dedicação possibilitaram a execução desta pesquisa, em especial ao Engenheiro Renato Lyra Villas Boas, aos técnicos de laboratório Peter e Márcio, aos colegas da aciaria da MWL Eng. Carlos Muzzachio e Eng. Eduardo Duarte, à Gerente Comercial da MWL Sandra Lopes e ao CEO da MWL na gestão do Grupo GMH (Alemanha) Eng. Jens Peter Fritz John que sempre incentivou e valorizou este desenvolvimento.

Ao meu orientador Prof. Dr. Paulo Roberto Mei pelo direcionamento e dedicação à pesquisa.

Aos professores Dr. Hélio Goldenstein (USP) e Dr. Conrado R. Afonso (UFSC) pelo apoio e ajuda durante este trabalho.

À Dra. Solange Tamara Fonseca que sempre esteve disponível para me auxiliar nos momentos mais difíceis desta pesquisa e que teve papel relevante para o seu sucesso.

Aos professores e colegas da UNICAMP, pela ajuda nas diversas etapas desta pesquisa.

*Cada sonho que você deixa  
para trás é um pedaço do  
seu futuro que deixou de  
existir.*

*Steve Jobs*

## Resumo

O transporte ferroviário na modalidade “*heavy haul*” (cargas acima de 30 tons/eixo) está crescendo no Brasil na área de minério e de grãos, assim como o aumento da carga por eixo, que em países como a Austrália já atinge 45 tons/eixo. Como as rodas ferroviárias convencionais da classe C da AAR (*Association of American Railroads*) não suportam as tensões geradas por estas altas cargas, a AAR criou uma nova classe, específica para este tipo de transporte, denominada classe D, com aço microligado. Pesquisas apontam que a perlita, presente nas rodas classe C, não consegue atingir a resistência mecânica necessária para altas cargas da modalidade “*heavy haul*”. Assim, o objetivo desta pesquisa foi o de desenvolver um aço microligado ao nióbio com microestrutura perlítica bainítica que atendesse todas as especificações da AAR para classe D. Foram fabricadas rodas ferroviárias com dois diferentes aços microligados e suas propriedades foram comparadas com o aço Classe C da norma AAR, sem microliga. O primeiro aço microligado fabricado, Nb1 (0,71 C/ 0,67 Si/ 0,11 Mo/ 0,017 Nb), atendeu os requisitos de LR (Limite de Resistência), LE (Limite de escoamento) e RA (Redução de Área), mas não atendeu Al (Alongamento). O segundo aço fabricado, com menor teor de silício e maiores teores de molibdênio e nióbio, Nb2 (0,72 C/ 0,31 Si/ 0,21 Mo e 0,020 Nb), atendeu plenamente a classe D. O aço Nb2 apresentou um menor tamanho de grão austenítico que os aços Nb1 e classe C (11, 16 e 38  $\mu\text{m}$ , respectivamente), o que deve ter colaborado para o aumento do alongamento (15, 12 e 13 para os aços Nb2, Nb1 e C, respectivamente). Também a RA do Nb2 foi maior que a dos outros aços (40, 30 e 34 para os aços Nb2, Nb1 e C, respectivamente), com LE maior que o do aço classe C (890 e 780 MPa, respectivamente). Como as estruturas dos aços Nb1 e Nb2 continham bainita e esta estrutura é sensível à fragilização no revenimento, utilizou-se o ensaio Charpy para levantar a curva de fragilização no revenimento. Os aços Nb1 e Nb2 apresentaram fragilidade quando revenidos entre 280 e 380 °C, uma importante informação pra o fabricante de rodas ferroviárias, que deve evitar esta faixa de temperatura de revenimento. O aço classe C, totalmente perlítica, não apresentou fragilização no revenimento. As curvas CCT mostraram que a redução do teor de silício e aumento das adições de molibdênio e nióbio facilitaram a formação de bainita, que teve início para a taxa de 0,5 °C/s no aço Nb2, contra 1 °C/s no Nb1 e 10 °C/s no aço da classe C.

**Palavras Chave:** nióbio, aço microligado, roda ferroviária classe D, *heavy haul*.

## Abstract

Heavy haul railway transportation (loads heavier than 30 tons / axle) is growing in Brazil regarding iron ore and grains, as well as the load per axle is increasing, which in countries like Australia has already reached 45 tons / axle. As the AAR (Association of American Railroads) conventional class C railway wheels cannot withstand the stresses generated by these high loads, AAR created a new class, called class D, with microalloyed steel specific for this type of transportation. Research shows that the pearlite, currently present in class C railway wheels, is unable to achieve the necessary mechanical resistance for high loads in heavy haul transportation. Thus, the objective of this research was to develop a niobium (Nb) microalloyed steel with a pearlitic-bainitic microstructure that met all AAR specifications for class D. Railway wheels were manufactured with two different microalloyed steels, and their properties were compared to those of a non-microalloyed steel of similar carbon (C) content (Class C of the AAR standard). The first microalloyed steel manufactured, Nb1 (0.71 C / 0.67 Si / 0.11 Mo / 0.017 Nb), met the requirements of SL (Strength Limit), YL (Yield Limit) and AR (Area Reduction), but not of El (Elongation). The second manufactured steel, with lower Si content and higher Mo and Nb contents, Nb2 (0.72 C / 0.31 Si / 0.21 Mo / 0.020 Nb) fully met class D. Nb2 steel had a smaller austenitic grain size than did Nb1 and class C steels (11, 16 and 38  $\mu\text{m}$ , respectively), which must have contributed to the increase in El (15, 12 and 13 for Nb2, Nb1 and C steels, respectively). The Nb2 AR was also greater than that of the other steels (40, 30 and 34 for Nb2, Nb1 and C steels, respectively), in addition to having a higher YL than that of class C steel (890 and 780 MPa, respectively). As the microstructures of Nb1 and Nb2 steels contained bainite, which is a structure sensitive to embrittlement at tempering, the Charpy test was applied in order to raise the embrittlement curve at tempering. Nb1 and Nb2 steels presented embrittlement when tempered between 280 °C and 380 °C, such important information for the manufacturer of railway wheels to avoid this tempering temperature range. Class C steel, with a completely pearlitic structure, did not show any embrittlement. The continuous cooling transformation (CCT) curves indicated that the reduction of Si content and increased additions of Mo and Nb facilitated the formation of bainite, which started at the cooling rate 0.5° C / s in Nb2 steel, while at 1° C / s in the Nb1 and 10° C / s in class C steel.

**Keywords:** niobium, microalloyed steel, railway wheel class D, heavy haul

## Lista de Ilustrações

Figura 2.1	Evolução da carga ferroviária transportada no Brasil desde 2010 (CNT, 2019).....	39
Figura 2.2	Investimentos na malha ferroviária no Brasil desde a privatização (ANTF, 2019).....	40
Figura 2.3	Modal ferroviário no Brasil comparado com outros países de mesmo porte territorial (ANTF, 2019).....	41
Figura 2.4	Evolução da carga por eixo na Austrália no transporte <i>heavy haul</i> , comparado com a atual carga por eixo das ferrovias que operam nesta modalidade no Brasil (30 tons/eixo – Vale Vitória, 32 tons/eixo – MRS e Rumo e 35 tons/eixo – Vale Carajás), (Adaptado HEMSWORTH, 2015).....	41
Figura 2.5	Processo de fabricação de rodas forjadas e fundidas (BRANCO, 2000).....	42
Figura 2.6	Nomenclatura das diversas partes da roda ferroviária (MINICUCCI, 2011).....	44
Figura 2.7	Simulação em elementos finitos das tensões geradas pelo tratamento térmico (têmpera em água) no aro das rodas ferroviárias (GORDON, 2005).....	45
Figura 2.8	Efeito da temperatura causada pelo atrito da sapata de freio na pista da roda durante frenagem (STONE, 2008).....	45
Figura 2.9	Roda com fratura por fadiga térmica devido à inversão das tensões, onde o aquecimento excessivo do aro durante a frenagem foi suficiente para transformar a maior parte da tensão de compressão, gerada no tratamento térmico, em tração provocando a fratura da roda (MINICUCCI, 2011).....	46
Figura 2.10	Fadiga no contato roda trilho devido as cargas alternadas de tração e compressão, que atuam durante o giro da roda em serviço (MINICUCCI, 2011).....	47
Figura 2.11	Trincas causadas por <i>shelling</i> na pista de rodas ferroviárias devido às altas tensões no contato roda trilho (STONE, 1992).	48
Figura 2.12	Fases da evolução do <i>shelling</i> nas rodas ferroviárias devido à deformação plástica associada a nucleação de trincas por fadiga de contato (MINICUCCI, 2011).....	48

Figura 2.13	Roda com <i>spalling</i> gerado por aquecimento localizado da roda, causado pelo sistema de freio, com danos (trincas) na zona termicamente afetada (DEUCE, 2007).....	49
Figura 2.14	(A) Roda com <i>shattered rim</i> mostrando a parte do aro colapsada por fadiga. (B) Região de início da trinca localizada na lateral do aro da roda (DEUCE, 2007).....	50
Figura 2.15	Variação do tamanho de grão austenítico com adição de nióbio em trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 %C (adaptado LIU, 2011).....	56
Figura 2.16	Variação da distância interlamelar da perlita com adição de nióbio em trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 %C (adaptado LIU, 2011)....	56
Figura 2.17	Variação da tenacidade à fratura com adição de nióbio em trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 %C (adaptado LIU, 2011).....	57
Figura 2.18	Espaçamento interlamelar da perlita com diferentes adições (% mass. de vanádio, nióbio e vanádio + nióbio, em aço para fio máquina AISI 1080 (JANSTO,2014).....	57
Figura 2.19	Solubilidade do Nb na austenita em função do teor de carbono e da temperatura para vários níveis de aquecimento (adaptado JANSTO, 2014).....	58
Figura 2.20	Espaçamento interlamelar da perlita a 50 mm da superfície da pista para aço com 0,64% C, sem adição de microligantes, com adição de 0,04% V e adição de 0,04% de V e também de Nb (adaptado TAO, 2015).....	59
Figura 2.21	Espaçamento interlamelar da perlita e propriedades mecânicas do aço da tabela 2.4. (A) Relação entre espaçamento interlamelar com dureza e tensão de escoamento. (B) Relação entre espaçamento interlamelar da perlita com alongamento e energia de impacto (MODI, 2001).....	60
Figura 2.22	Diagrama TTT de transformação da bainita (BHADESHIA, 1997).	62
Figura 2.23	Bainita superior no aço 4360, transformado isotermicamente à 495 °C. Ataque com picral, (750 X) (KRAUSS, 1985).....	62
Figura 2.24	Estrutura da bainita inferior mostrando as regiões com ferrita e cementita, bem como sua forma acicular ou colunar (STOCK, 2012).....	63
Figura 2.25	Esquema de formação da bainita superior e inferior (SILVA, 2006)...	63
Figura 2.26	Carbonetos formados entre ripas de martensita superior no aço 4360, transformado isotermicamente a 495 °C. Microscópio de transmissão (25.000 X) (KRAUSS, 1985).....	64

Figura 2.27	Bainita inferior com finos carbonetos entre placas no aço 4360, transformado isotermicamente a 300 °C. Microscópio de transmissão (24.000 X) (KRAUSS, 1985).....	64
Figura 2.28	Bainita granular em aço com 0,15 %C, 2,25 %Cr, e 0,5 %Mo. (A) microscópio eletrônico de varredura. (B) microscópio eletrônico de transmissão (BHADESHIA, 2001).....	65
Figura 2.29	Bainita inversa (BHADESHIA, 2001).....	66
Figura 2.30	Bainita colunar (BHADESHIA, 2001).....	66
Figura 2.31	Bainita inferior em contorno de grão (BHADESHIA, 2001).....	67
Figura 2.32	(A) Comparação de desgaste de roda e trilhos ferroviários martensíticos, bainíticos e perlíticos com o método de pino contra lixa. (B) Comparação do número de ciclos até o início da nucleação de trincas em rodas no ensaio de desgaste, entre microestrutura bainítica, perlítica e martensítica (BHADESHIA, 2005).....	68
Figura 2.33	Ensaio de Charpy em aço SAE 4130 com alto e baixo P na temperatura ambiente versus temperatura de revenimento. Austenitização a 900 °C, têmpera em água e revenimento por 1 hora nas temperaturas indicadas, (EBRAHIMI, 1983).....	70
Figura 2.34	Energia de impacto versus temperatura de revenimento, evidenciando as regiões de FBR para: (A) aços com bainita granular (15CrMnMoV (1), 18Mn2CrMoB (2), 18Cr2Ni4Mo (3); (B) aços com meta bainita (30CrMnSi (1), 30 CrMnSiNi2 (2), 40CrMnSiMoV (3) (HU, 1991).....	72
Figura 2.35	Efeito da temperatura de revenimento na fragilização da martensita revenida do aço 300M, com adição de Si. (A) Temperatura de revenimento versus tenacidade à fratura. (B) Temperatura de revenimento versus energia no Charpy (HORN,1978).....	73
Figura 2.36	Mecanismos propostos pra explicar a fragilização da martensita revenida durante o revenimento (HORN, 1978).....	73
Figura 2.37	Efeito da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas dos aços 300M. (A) Resfriado ao ar (com 18% de austenita retida). (B) Temperado em óleo (com 5% de austenita retida). Tempo de revenimento de 1 hora em diferentes temperaturas para todas as amostras (HORN, 1978).....	74
Figura 2.38	Redução da austenita retida no aço 300 M com aplicação de tensão no aço revenido. O revenimento foi por 1 hora em diferentes temperaturas em todas as amostras (HORN, 1978).....	75

Figura 2.39	Energia absorvida no ensaio de Charpy na temperatura ambiente para o aço 4340 com 2 teores de fósforo. As amostras foram austenitizadas a 870 °C, temperado em óleo e revenido por 1 hora em diferentes temperaturas (MATERKOWSKI, 1979).....	76
Figura 2.40	FMR nos aços SAE 4130, 4140 e 4150 para alto e baixo fósforo, com redução uniforme da tenacidade em relação ao teor de P em cada tipo de aço (EBRAHIM, 1984).....	77
Figura 2.41	Resultado de ensaio Charpy em aço com boro (LESCANO, 2011).	78
Figura 2.42	Taxas de desgastes específicas de diferentes microestruturas para rodas ferroviárias em função do tamanho da partícula abrasiva (adaptado NARAYANASWAMY, 2016).....	79
Figura 2.43	Microestruturas diferentes sob a ação de partícula abrasiva (NARAYANASWAMY, 2016).....	80
Figura 2.44	Massa perdida acumulada no ensaio de duplo disco entre as microestruturas perlítica e bainítica, obtidas por transformação isotérmica em roda microligada ao nióbio (RESENDE, 2020).....	81
Figura 2.45	Micrografia em MEV da secção transversal dos discos mostrando a profundidade das trincas em relação a superfície. (A) perlita, (B) bainita (RESENDE, 2020).....	82
Figura 3.1	Desenho da roda P 1628 (MWL Brasil).....	84
Figura 3.2A	Fluxograma do desenvolvimento da parte prática para aço classe C.....	85
Figura 3.2B	Fluxograma do desenvolvimento da parte prática para os aços Nb1 e Nb2.....	86
Figura 3.3	Fluxograma materiais e métodos.....	87
Figura 3.4	Serra para corte de lingote em blocos com sistema de laser para ajustar o comprimento do bloco ao peso.....	88
Figura 3.5	Primeira operação de forjamento, onde o bloco à 1200 °C é conformado formando um disco (esboço da roda) (VILLAS BOAS, 2010).....	89
Figura 3.6	Segunda etapa de forjamento onde o esboço da roda é conformado novamente definindo as partes principais da roda (aro, disco e cubo) (VILLAS BOAS, 2010).....	89

Figura 3.7	Laminação das rodas em laminador vertical com 8 rolos que desloca material do disco para região da pista, promovendo a formação do friso da roda e definindo a dimensão/forma geométrica final do aro, pista e friso da roda bruta (VILLAS BOAS, 2010).....	90
Figura 3.8	Última operação de forjamento onde é definida a forma geométrica final do disco (alma) da roda. Nesta conformação a prensa trava o cubo da roda, promovendo o deslocamento do disco e aro. Esta operação é chamada de calibração (VILLAS BOAS, 2010).....	90
Figura 3.9	Indicação dos cortes para retirada de várias secções da roda, que após passarem por tratamento térmico, com revenimento em várias temperaturas, foram cortadas novamente para retirada dos corpos de prova de Charpy.....	91
Figura 3.10	Material fresado para tratamento térmico com posterior retirada de corpos de prova de Charpy.....	91
Figura 3.11	Detalhes das amostras de roda para têmpera, mostrando os furos utilizados para nivelar as amostras no tanque com água (esquerda) e furo para inserção de termopar para monitorar a temperatura (direita).....	92
Figura 3.12	Forno mufla com secção de roda e termopar para monitorar a temperatura (esquerda). Tanque de água com recirculador e duas hastes utilizadas para nivelar as amostras durante a têmpera em água (direita).....	92
Figura 3.13	Variação da temperatura da amostra de aço microligado no forno mufla durante austenitização a 860 °C, obtido por termopar localizado no aro da roda. A curva mostra um patamar em torno de 723 °C referente a mudança de fase para austenita durante o aquecimento.....	93
Figura 3.14	Têmpera em água das amostras em tanque com recirculador, termômetro para monitoramento da temperatura da água e hastes para nivelar a amostra (esquerda). Secção de roda mostrando a camada temperada e a profundidade de 20 mm que foi mergulhada na água, com profundidade ajustada pelas hastes de nivelamento mostradas na figura da esquerda (direita).....	95
Figura 3.15	Posição dos corpos de prova de Charpy no aro da roda, dividido em duas secções (A e B), dentro da camada temperada (esquerda). Localização dos corpos de prova na secção da roda (direita).....	96
Figura 3.16	Corpos de prova para ensaio de Charpy confeccionados segundo norma ASTM A370-12.....	97

Figura 3.17	Localização dos corpos de prova de tração no aro conforme norma AAR M107/208. As extremidades do corpo de prova deverão ter marcas de usinagem da pista de rolamento da roda (FONSECA, 2015).....	98
Figura 3.18	Corpo de prova de tração a quente e à temperatura ambiente segundo norma AAR M107/208.....	99
Figura 3.19	Localização dos corpos de prova de tração para ensaio a quente e à temperatura ambiente segundo AAR M107/208.....	99
Figura 3.20	Equipamento para ensaio de tração a quente Tinus Olsen (Proact) com três termopares tipo K e cilindro com isolamento térmico.....	100
Figura 3.21	Localização do corpo de prova de tenacidade à fratura segundo AAR M107/208 para rodas classe D (FONSECA, 2015).....	100
Figura 3.22	Corpo de prova de tenacidade a fratura a temperatura ambiente conforme AAR M107/208 e ASTM E399-12.....	101
Figura 3.23	Distância antes do corte para ensaio de fechamento conforme AAR M107/208.....	101
Figura 3.24	Medida do fechamento do aro após o corte e espera de no mínimo 1 hora para acomodação das tensões de compressão no aro da roda, segundo AAR M107/208.....	102
Figura 3.25	Mapa de dureza no aro externo da roda com medidas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208.....	103
Figura 3.26	Localização do termopar no aro da roda para monitorar o aquecimento durante o processo de austenitização.....	104
Figura 3.27	Austenitização da roda na linha de produção da MWL monitorada com termopar localizado no aro da roda durante a austenitização. O patamar indicado no gráfico mostra a mudança de fase para austenita durante a austenitização da roda.	104
Figura 3.28	Têmpera da roda em água na pista de rolamento e friso. Neste equipamento a roda gira e os bicos de água são fixos.....	105
Figura 3.29A	Fluxograma do procedimento para tamanho de grão austenítico segundo ASTM E-112.....	106
Figura 3.29B	Localização ideal para medir tamanho de grão austenítico na amostra temperada com aumento de 100 X especificado pela ASTM E-112.....	107

Figura 3.30	Ciclo térmico contínuo utilizado para levantamento das curvas CCT.....	108
Figura 3.31	Curva de dilatométrica do aço AAR classe C com taxa de resfriamento de 5 °C/s. No aquecimento: Ac <sub>1</sub> indica a transformação $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$ , Ac <sub>3</sub> indica a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ . No resfriamento: Ar <sub>3</sub> indica a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e Ar <sub>1</sub> indica a transformação de $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (FONSECA, 2015).....	109
Figura 3.32	Posição dos termopares para coleta das taxas de resfriamento durante a têmpera em 3 posições no aro da roda.....	110
Figura 3.33	Dispositivo para coleta da taxa de resfriamento na máquina de têmpera.....	111
Figura 4.1	Regiões analisadas nas fractografias dos corpos de prova de Charpy.....	114
Figura 4.2	Ensaio de Charpy do aço C (sem microligantes), austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido em diferentes temperaturas nas secções A e B, para determinar a região de FMR..	115
Figura 4.3	Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço classe C, das regiões I, II e III, na posição A5, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenidos a 220 e 500 °C.....	116
Figura 4.4	Mapa de dureza em Brinell e Rockwell C da roda 903814 do aço C, após austenitização, têmpera em água por 4 minutos e revenimento a 500 °C, segundo AAR M107/208.....	118
Figura 4.5	Tamanho de grão austenítico do aço C, segundo ASTM E-112 e ataque com picral.....	119
Figura 4.6	Posição das amostras para micrografia retiradas da pista da roda até a profundidade de 6 mm, com incremento de 1 mm, a partir da pista de rolamento.....	119
Figura 4.7	Microestrutura a 1 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.....	120
Figura 4.8	Microestrutura a 2 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.....	120
Figura 4.9	Microestrutura a 3 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.....	121
Figura 4.10	Microestrutura a 4 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.....	121

Figura 4.11	Microestrutura a 5 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.....	122
Figura 4.12	Microestrutura a 6 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.....	122
Figura 4.13	Ensaio de Charpy do aço Nb1 (com microligantes), austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido em diferentes temperaturas nas secções A e B, para determinar a região de FMR. ....	125
Figura 4.14	Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb1 da região I, nas posições A1 e A4, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenidos a 320 °C.....	126
Figura 4.15	Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb1, das regiões II e III, nas posições A1 e A4, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenidos a 320 °C.....	127
Figura 4.16	Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb1, das regiões I, II e III, na posição A3, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 520 °C.....	128
Figura 4.17	Mapa de dureza em Brinell da roda 836308 com aço Nb, após revenimento a 500 °C, conforme AAR M107/208.....	129
Figura 4.18	Tamanho de grão austenítico do aço Nb1 segundo ASTM E – 112 e ataque com picral.....	130
Figura 4.19	Posição das amostras para micrografia retiradas da pista da roda até a profundidade de 15 mm, com início em 3 mm, à partir da pista de rolamento.....	131
Figura 4.20	Micrografia a 3 mm da pista (M = martensita e B = bainita), aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.....	131
Figura 4.21	Micrografia a 3 mm da pista (M = martensita e B = bainita), aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.....	132
Figura 4.22	Micrografia a 3 mm da pista (M = martensita e B = bainita), aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.....	132
Figura 4.23	Micrografia a 15 mm de profundidade (P = perlita e B = bainita) do aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.....	133
Figura 4.24	Taxas de resfriamento de: 0,05 °C/s; 0,3 °C/s; 0,5 °C/s; 1 °C/s; 2 °C/s; 10 °C/s; 30 °C/s e 3 °C/s, para levantamento da curva CCT do aço Nb1.....	134

Figura 4.25	Taxa de resfriamento de 100 °C/s, para levantamento da curva CCT do aço Nb1.....	135
Figura 4.26	Microestruturas com ferrita e perlita para as taxas de resfriamento de 0,05 °C/s à 0,5 °C/s para o aço Nb1.....	136
Figura 4.27	Microestrutura com perlita e ferrita para taxa de 1 °C/s para o aço Nb1 (P = perlita, F = ferrita).....	137
Figura 4.28	Microestrutura mista com perlita, bainita e martensita para taxa de 2 °C/s para o aço Nb1 (P = Perlita, B = bainita e M = martensita).	138
Figura 4.29	Microestrutura mista bainita e martensita para taxa de 3 °C/s para o aço Nb1 (M = martensita e B = bainita).....	139
Figura 4.30	Microestrutura mista bainita e martensita para taxa de 10 °C/s para o aço Nb1 (M = martensita e B = bainita).....	139
Figura 4.31	Microestrutura mista bainita e martensita para taxa de 30 °C/s para o aço Nb1 (M = martensita).....	139
Figura 4.32	Microestrutura com martensita para taxa de 100°C/s para o aço Nb1 (M = Martensita).....	140
Figura 4.33	Curva CCT do aço Nb1 com 0,71 % C e adição de 0,67 %Si, 0,11 %Mo e 0,017 % Nb.....	143
Figura 4.34	Ensaio de Charpy do aço Nb2 (com microligantes), austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido em diferentes temperaturas nas secções A e B, para determinar a região de FMR. ....	146
Figura 4.35	Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb2, das regiões I, II e III, nas posições A1 e A3, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenido a 500 e 300 °C, respectivamente.....	147
Figura 4.36	Corpo de prova B5 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 280 °C (início da fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.....	149
Figura 4.37	Corpo de prova B5 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 280 °C (início da fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.....	149
Figura 4.38	Corpo de prova B4 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 300 °C (região de maior fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.....	150

Figura 4.39	Corpo de prova B4 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 300 °C (região de maior fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.....	150
Figura 4.40	Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). Microestrutura com perlita (P) e bainita inferior (BI), MET.....	151
Figura 4.41	Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). Microestrutura com perlita (P), MET.....	151
Figura 4.42	Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). Microestrutura com perlita, MET.....	152
Figura 4.43	Microestrutura bainítica do aço com 0,71% C, 0,35% Si, 0,027% P, 0,026% S, 1,15% Mn, 0,59% Cr, 0,40% Cu e 0,20 Ni (SHARMA, 2016).....	152
Figura 4.44	Corpo de prova B5 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 280 °C (início de fragilização). (a) dureza de 310 a 680 HV (294 – 637 Brinell). (b) dureza de 470 a 680 HV (443 – 637 Brinell).....	153
Figura 4.45	Corpo de prova B4 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 300 °C (região de fragilização). (a) dureza de 310 a 680 HV (294 – 637 Brinell). (b) dureza de 380 a 620 HV (360 – 583 Brinell).....	153
Figura 4.46	Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). (a) dureza de 310 a 460 HV (294 – 434 Brinell). (b) dureza de 310 a 460 HV (294 – 434 Brinell).....	154
Figura 4.47	Mapa de dureza da roda E 897604 do aço Nb2. Durezas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208.....	157
Figura 4.48	Mapa de dureza da roda E 897604 do aço Nb2. Durezas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208.....	158
Figura 4.49	Mapa de dureza da roda E 897604 do aço Nb2. Durezas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208.....	159
Figura 4.50	Tamanho de grão austenítico do aço Nb2 (ataque com picral).....	161
Figura 4.51	Posição das amostras para análise em MEV do aço Nb2.....	161

Figura 4.52	Micrografia a 1 mm de profundidade da pista (B = Bainita, M = martensita e F = ferrita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	162
Figura 4.53	Micrografia a 1 mm de profundidade da pista (B = Bainita, M = martensita e F = ferrita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	162
Figura 4.54	Micrografia a 2 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	163
Figura 4.55	Micrografia a 2 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	163
Figura 4.56	Micrografia a 3 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	164
Figura 4.57	Micrografia a 3 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	164
Figura 4.58	Micrografia a 4 mm de profundidade da pista (M = martensita, B = bainita e P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s..	165
Figura 4.59	Micrografia a 4 mm de profundidade da pista (M = martensita, B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	165
Figura 4.60	Micrografia a 5 mm de profundidade da pista (B = bainita, P = perlita e M = martensita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	166
Figura 4.61	Micrografia a 6 mm de profundidade da pista (B = bainita, P = perlita e M = martensita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	166
Figura 4.62	Micrografia a 6 mm de profundidade da pista (B = bainita e P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	167
Figura 4.63	Micrografia a 10 mm de profundidade da pista (B = bainita e P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	167
Figura 4.64	Micrografia a 10 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	168
Figura 4.65	Micrografia a 15 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	168
Figura 4.66	Micrografia a 15 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	169
Figura 4.67	Micrografia a 20 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	169

Figura 4.68	Micrografia a 20 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	170
Figura 4.69	Micrografia a 25 mm de profundidade da pista (P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.....	170
Figura 4.70	Taxas de resfriamento de: 0,05 °C/s; 0,3 °C/s; 0,5 °C/s e 1°C/s para levantamento da curva CCT do material Nb2.....	171
Figura 4.71	Taxas de resfriamento de: 2 °C/s; 3 °C/s; 5 °C/s; 10 °C/s; 20 °C/s; 30 °C/s; 50 °C/s e 100 °C/s para levantamento da curva CCT do material Nb2.....	172
Figura 4.72	Microestruturas em microscópio óptico do aço Nb2 com nital à 2%.....	173
Figura 4.73	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxas de resfriamento de 0,05 °C/s e 0,3 °C/s (Ferrita + Perlita)....	175
Figura 4.74	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 0,5 °C/s (P = Perlita, B = Bainita).....	175
Figura 4.75	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 1 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).....	176
Figura 4.76	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 2 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).....	176
Figura 4.77	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 3 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).....	176
Figura 4.78	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 5 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).....	177
Figura 4.79	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxas de resfriamento de 10 e 20 °C/s (Martensita).....	177
Figura 4.80	Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxas de resfriamento de 30, 50 e 100 °C/s (Martensita).....	178
Figura 4.81	Curva CCT do aço Nb2 com 0,72 %C, adição de 0,31 % Si, 0,21 %Mo e 0,02 %Nb.....	182
Figura 4.82	Gráfico de resfriamento na têmpera à 5 mm da superfície da pista, correspondente à superfície da roda acabada.....	183
Figura 4.83	Gráfico de resfriamento na têmpera à 10 mm da superfície da pista, correspondente à 5 mm da pista da roda acabada.....	183

Figura 4.84	Gráfico de resfriamento na têmpera � 10 mm da superfície da pista, correspondente � 10 mm da pista da roda acabada.....	184
Figura 4.85	Tamanho de grão austenítico dos aços C, Nb1 e Nb2, segundo ASTM E – 112.....	185
Figura 4.86	Propriedades do ensaio de traço � temperatura ambiente dos aços C, Nb1 e Nb2, segundo AAR M107/208 e ASTM A – 370-12.....	186
Figura 4.87	Dureza Brinell dos aços C, Nb1 e Nb2, conforme AAR M107/208.....	187
Figura 4.88	Resultado de Charpy na sec�o A em fun�o da temperatura de revenimento para os aços Nb1, Nb2 e C.....	188
Figura 4.89	Resultado de Charpy na sec�o B em fun�o da temperatura de revenimento para os aços Nb1, Nb2 e C.....	188
Figura 4.90	Fluxograma dos resultados e conclusões envolvendo os aços C, Nb1 e Nb2.....	189
Figura 4.91	Comportamento em fadiga para aços de rodas ferroviárias estudados por Oliveira (OLIVEIRA, 2013).....	191

## Lista de Tabelas

Tabela 1.1	Composição química (% em massa) (AAR <i>Section G</i> , 2016).....	32
Tabela 1.2	Dureza Brinell e aplicação das rodas por classe em relação ao tipo de carga (AAR – <i>Section G</i> , 2016).....	33
Tabela 1.3	Propriedades mecânicas das rodas classe D (AAR – <i>Section G</i> , 2016).....	33
Tabela 2.1	Extensão do sistema ferroviário no Brasil (CNT, 2019).....	39
Tabela 2.2	Principais fabricantes de rodas no mundo (MWL, 2017).....	43
Tabela 2.3	Classificação dos aços carbono para fabricação de rodas (% em massa) (CLARKE, 2008).....	52
Tabela 2.4	Influência da temperatura de austenitização no espaçamento interlamelar para aço com 0,65% C, 0,87% Mn, 2% Si, 0,021% P, 0,023% S (% massa); aquecido por 1 hora em diferentes temperaturas (MODI, 2001).....	60
Tabela 2.5	Transformações metalúrgicas na martensita durante o revenimento, conforme a faixa de temperatura (Adaptado COLPAERT, 2008).....	69
Tabela 2.6	Tratamentos térmicos e microestruturas obtidas para os aços pesquisados por Hu (HU, 1991).....	71
Tabela 2.7	Composição química, microestrutura e dureza (NARAYANASWAMY, 2016).....	78
Tabela 2.8	Composição química do aço microligado ao nióbio estudado por Resende (% em massa), (RESENDE, 2020).	81
Tabela 3.1	Composição química dos aços Nb1, Nb2 e C utilizados neste trabalho para roda tipo P1628.....	83
Tabela 3.2	Variação típica de temperatura no patamar após austenitização...	94
Tabela 3.3	Temperaturas típicas de revenimento do aço Nb1.....	96
Tabela 3.4	Propriedades mecânicas para rodas classe D (AAR).....	97
Tabela 3.5	Parâmetros do polimento eletrolítico.....	112
Tabela 4.1	Resultados de Charpy para o aço C para diferentes temperaturas de revenimento.....	114

Tabela 4.2	Resultados do ensaio de tração no aro da roda aço C.....	117
Tabela 4.3	Resultados de Charpy do aço Nb1 para diferentes temperaturas de revenimento.....	124
Tabela 4.4	Resultados do ensaio de tração no aro na temperatura ambiente do aço Nb1.....	129
Tabela 4.5	Temperaturas críticas do aço Nb1 para curva CCT.....	141
Tabela 4.6	Dureza Vickers do aço Nb1.....	141
Tabela 4.7	Dados da literatura de dureza da ferrita, perlita, bainita e martensita em aços carbono com e sem adição de vanádio e nióbio + molibdênio (FONSECA, 2015).....	142
Tabela 4.8	Composição química e dureza Vickers (Adaptado FONSECA, 2016).....	142
Tabela 4.9	Resultados do ensaio de Charpy do aço Nb2 para diferentes temperaturas de revenimento.....	145
Tabela 4.10	Microdureza e microestrutura do material Nb2.....	154
Tabela 4.11	Resultado do ensaio de fechamento do aço Nb2.....	155
Tabela 4.12	Resultado do ensaio de tração à temperatura ambiente no aro das rodas do aço Nb2.....	156
Tabela 4.13	Resultados do ensaio de tração a quente (538 °C) no aro das rodas do aço Nb2.....	156
Tabela 4.14	Resultados do ensaio de tenacidade à fratura do aço Nb2.....	160
Tabela 4.15	Temperaturas críticas do aço Nb2.....	179
Tabela 4.16	Redução das temperaturas de início das fases difusionais.....	179
Tabela 4.17	Composição química dos aços 7NbMo e Nb2.....	180
Tabela 4.18	Temperatura estimada para início da martensita ( $M_I$ ), relacionada apenas com o C, Mn e Si e a temperatura real $M_I$ com resfriamento a 20 °C/s (RESENDE, 2020).....	180
Tabela 4.19	Microdureza Vickers do aço Nb2.....	181
Tabela 4.20	Composição química dos aços usados por Oliveira (OLIVEIRA, 2013) e o deste trabalho (Nb2).....	190
Tabela 4.21	Tensão para vida infinita (OLIVEIRA, 2013).....	191

## Lista de Abreviaturas e Siglas

### Siglas:

AAR: Association of American Railroads  
ALL: América Latina Logística  
ANTF: Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários  
ANTT: Associação Nacional de Transportes Terrestres  
CNT: Confederação Nacional dos Transportes  
FCA: Ferrovia Centro Atlântica  
FEPASA: Ferrovia Paulista Sociedade Anônima  
MRS: Minas – Rio – São Paulo  
SIMEFRE: Sindicato das Indústrias Metroferroviárias  
UNICAMP: Universidade Estadual de Campinas  
USP: Universidade de São Paulo

### Abreviaturas:

TKU: Toneladas Úteis  
RCF: Rolling Contact Fatigue (Fadiga de Contato)  
HV: Dureza Vickers  
 $H_0$ : Dureza da ferrita  
 $K_H$ : Constante relacionada a dureza  
 $\sigma_y$ : Tensão de escoamento do aço  
 $\sigma_0$ : Resistência de fricção interna da ferrita  
 $K_y$ : Constante relacionada ao escoamento  
TTT: Tempo, Temperatura, Transformação  
 $W_s$ : Temperatura de início da ferrita  
 $B_s$ : Temperatura de início da bainita  
 $M_s$ : Temperatura de início da martensita  
 $D_\gamma$ : Diâmetro de grão austenítico  
 $L_t$ : Comprimento da linha de teste  
I: Número de intersecções entre a linha de teste e os contornos de grãos  
A: Ampliação do microscópio  
FMR: Fragilização da Martensita Revenida

KIc: Grandeza referente ao resultado do ensaio de tenacidade à fratura

TTDF: Temperatura de Transição Dúctil-Frágil

SF: Sem Fragilização

B: Bainita

P: Perlita

M: Martensita

HRc: Dureza Rockwell C

BHN: Dureza Brinell

CCT: Continuous Cooling Transformation (Transformação com Resfriamento Contínuo)

Nb1: Aço microligado da corrida E 8363

Nb2: Aço microligado da corrida E 8976

C: Aço AAR classe C da corrida E 9038

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

MET: Microscópio Eletrônico de Transmissão

V: Voltagem em Volts

I: Corrente em Amperes

M<sub>I</sub>: Temperatura de início da martensita

M<sub>F</sub>: Temperatura final de transformação da martensita

A<sub>r3</sub>: Temperatura de início de transformação no resfriamento

A<sub>r1</sub>: Temperatura final de transformação no resfriamento

A<sub>c1</sub>: Temperatura de início de transformação no aquecimento

A<sub>c2</sub>: Temperatura final de transformação no aquecimento

T<sub>Fi</sub>: Temperatura de início da ferrita

T<sub>Pf</sub>: Temperatura final de transformação da perlita

# Sumário

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>31</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>36</b>
2.1 História da ferrovia.....	36
2.1.2 <i>Ferrovia no Brasil</i> .....	37
2.2 Processo de fabricação de rodas.....	42
2.2.1 <i>Fabricantes de rodas no mundo</i> .....	42
2.3 Tensões e falhas em rodas ferroviárias.....	43
2.3.1 <i>Tensões em rodas ferroviárias</i> .....	44
2.3.2 <i>Falhas em rodas ferroviárias</i> .....	45
2.3.2.1 <i>Shelling</i> .....	47
2.3.2.2 <i>Spalling</i> .....	49
2.3.2.3 <i>Shattered rim</i> .....	50
2.4 Mecanismos para aumento da resistência nos aços.....	50
2.5 Efeito dos elementos na composição química das rodas ferroviárias.....	52
2.6 Aços microligados ao nióbio.....	54
2.7 Microestrutura bainítica.....	61
2.7.1 <i>Outras morfologias da bainita</i> .....	64
2.7.1.1 <i>Bainita granular</i> .....	65
2.7.1.2 <i>Bainita inversa</i> .....	65
2.7.1.3 <i>Bainita colunar</i> .....	66
2.7.1.4 <i>Bainita inferior em contorno de grão</i> .....	67
2.7.2 <i>Aços bainíticos com aplicação ferroviária</i> .....	67
2.8 Fragilização da martensita revenida (FMR).....	68

2.9 Desgaste e microestrutura.....	78
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>83</b>
3.1 Composição química.....	83
3.2 Fluxograma da pesquisa.....	84
3.3 Processo de forjamento.....	88
3.4 Preparação dos corpos de prova para determinar a FMR (Fragilização da Martensita Revenida) .....	91
3.4.1 <i>Tratamento térmico das amostras</i> .....	92
3.4.1.1 <i>Austenitização</i> .....	93
3.4.1.2 <i>Têmpera em água</i> .....	94
3.4.1.3 <i>Revenimento</i> .....	95
3.5 Desenvolvimento do processo para atender a classe D (Nb2) .....	97
3.5.1 <i>Ensaaios</i> .....	98
3.5.1.1 <i>Tração no aro</i> .....	98
3.5.1.2 <i>Tenacidade à fratura no aro</i> .....	100
3.5.1.3 <i>Tensão circunferencial de compressão (fechamento)</i> .....	101
3.5.1.4 <i>Mapa de dureza no aro</i> .....	102
3.5.2 <i>Tratamento térmico das rodas</i> .....	103
3.6 Micrografia.....	105
3.7 Fractografia.....	106
3.8 Tamanho de grão austenítico.....	106
3.9 Curva CCT.....	108
3.9.1 <i>Dilatometria</i> .....	108
3.9.2 <i>Análise de microestrutura</i> .....	109
3.10 Taxa de resfriamento.....	110

3.11 Microscopia eletrônica de transmissão (MET).....	111
3.12 Dureza Vickers.....	112
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>113</b>
4.1 Aço C.....	114
4.1.1 Otimização da temperatura de revenimento.....	114
4.1.2 Propriedades mecânicas do aço C.....	117
4.1.3 Microestrutura da roda C.....	118
4.2 Aço Nb1.....	124
4.2.1 Otimização da temperatura de revenimento.....	124
4.2.2 Propriedades mecânicas do aço Nb1.....	129
4.2.3 Microestrutura da roda.....	130
4.2.4 Obtenção da curva CCT.....	133
4.2.5 Análise do resultado do aço Nb1.....	143
4.3 Aço Nb2.....	145
4.3.1 Otimização da temperatura de revenimento.....	145
4.3.2 Microscopia de transmissão .....	148
4.3.3 Microdureza .....	153
4.3.4 Propriedades mecânicas.....	155
4.3.5 Microestrutura da roda.....	160
4.3.6 Obtenção da curva CCT.....	171
4.3.7 Taxas de resfriamento .....	182
4.4 Comparação entre os aços microligados (classe D com o não microligado (classe C) .....	184

4.4.1 Dureza Brinell.....	186
4.5 Estudo da fragilização.....	187
<b>5. CONCLUSÃO.....</b>	<b>192</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>193</b>
<b>7. TRABALHOS PUBLICADOS PELO AUTOR.....</b>	<b>194</b>
7.1 Tese de mestrado.....	194
7.2 Trabalhos apresentados em congressos.....	194
7.3 Artigos em periódicos indexados.....	195
7.4 Livros.....	195
7.5 Apostilas.....	196
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>197</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A área de materiais para rodas ferroviárias ficou muito tempo sem evoluir, porém, desde o ano 2010 novos tipos de aço têm sido desenvolvidos para suprir as necessidades das ferrovias tanto na área de passageiros, como na de carga. No transporte de passageiro a prioridade é o aumento da velocidade com os trens de alta velocidade, principalmente na Europa e na Ásia. O primeiro nesta categoria foi o trem bala, no Japão em 1964, que trafegava a 210 km/h. Hoje, a velocidade dos trens mais modernos está em 350 km/h, sendo que em 2007 uma composição do TGV (*Train à Grande Vitesse*) francês bateu o recorde mundial de velocidade sobre trilhos com 574,7 km/h. Na área de carga, a prioridade é o aumento da carga por eixo. Isto significa que a carga do vagão vem aumentando para incrementar a produtividade das ferrovias, principalmente na área de transporte de minério. Em 1970, a carga por eixo no Brasil era de 20 toneladas, hoje temos ferrovias operando em território nacional com 35 toneladas. Porém, o recorde mundial é da Austrália com 45 toneladas por eixo para transporte de minério (HEMSWORTH, 2015). Na Austrália, neste tipo de operação são empregadas rodas microligadas com microestrutura perlítica e espaçamento interlamelar muito reduzido, com faixa de dureza de 341 – 388 Brinell (QIU, 2017). Pesquisas apontam que a perlita não consegue mais suportar o aumento crescente da carga por eixo (SHARMA, 2016), desta forma, outra opção de microestrutura precisa ser desenvolvida para atender esta demanda. Esta tese mostra a opção de um aço microligado ao nióbio, com microestrutura perlítica bainítica como alternativa para esta aplicação.

Devido a carga por eixo ter sido dobrada nos últimos 40 anos, foi criada uma categoria chamada de carga pesada (*heavy haul*), que contempla composições acima de 30 toneladas por eixo. O termo em inglês será utilizado em toda a tese, por se tratar de denominação universal para esta categoria de transporte, contemplado na norma AAR, (*Association of American Railroads*) sendo adotado também no Brasil. Neste nicho de mercado surgiram as rodas microligadas, que tem como função principal suportar as altas cargas por eixo com materiais de alto limite de escoamento, alta dureza e alta tenacidade, propiciando redução na taxa de desgaste com aumento da resistência à fadiga. A área de contato roda trilho é crítica, pois são duas superfícies cilíndricas (pista da roda e boleto do trilho) que estão em contato numa área muito pequena com tensões muito altas. Estudos mostram que, para o transporte *heavy haul*, esta área corresponde ao tamanho da

área de uma moeda de 1 Euro (GHIDINI, 2010), a qual deve suportar forças acima de 15 toneladas. A pressão ou tensão de contato nesta superfície é calculada pela equação de Hertz (PONTER, 2006), que nos dias de hoje ainda é empregada em modelos computacionais sofisticados para este cálculo.

A norma para rodas mais usada no mundo no transporte *heavy haul* é a AAR de origem americana. Esta norma criou, em 2011, a categoria de rodas Classe D microligadas com propriedades específicas. A norma AAR classifica as rodas quanto a composição química (% em massa) e dureza (tabelas 1.1 e 1.2).

Tabela 1.1: Composição química, % em massa (AAR Section G, 2016).

Elemento	Classe			
	L	A	B	C
<b>Carbono</b>	0,47 máximo	0,47 – 0,57	0,57 – 0,67	0,67 – 0,77
<b>Manganês</b>	0,60 – 0,90			
<b>Fósforo</b>	0,03 máximo			
<b>Enxofre</b>	0,005 – 0,040			
<b>Silício</b>	0,15 – 1,0			
<b>Níquel</b>	0,25 máximo			
<b>Cromo</b>	0,25 máximo			
<b>Molibdênio</b>	0,10 máximo			
<b>Vanádio</b>	0,04 máximo			
<b>Cobre</b>	0,35 máximo			
<b>Alumínio</b>	0,06 máximo			
<b>Titânio</b>	0,03 máximo			
<b>Nióbio</b>	0,05 máximo			

De acordo com a norma AAR, as rodas da classe D devem ter a mesma composição química da classe C, porém com adição de elementos microligantes que devem satisfazer a seguinte equação:

$$930 - (570 \times \% \text{ carbono}) - (80 \times \% \text{ manganês}) - (20 \times \% \text{ silício}) - (50 \times \% \text{ cromo}) - (30 \times \% \text{ níquel}) - (20 \times \% \text{ molibdênio} + \% \text{ vanádio}) > 390 \text{ (AAR - Section G, 2016)}$$

As mesmas classes definidas para composição química servem também para as faixas de dureza Brinell, conforme ilustra a tabela 1.2, que mostra também a aplicação para cada classe.

Tabela 1.2: Dureza Brinell e aplicação das rodas por classe em relação ao tipo de carga (AAR – *Section G*, 2016).

Classe	Dureza (Brinell)	Aplicação
L	197 – 277	Cargas leves - passageiro
A	255 – 321	Cargas leves - passageiro
B	302 – 341	Cargas elevadas – passageiro e carga
C	321 – 363	Cargas elevadas – passageiro e carga
D	341 - 415	Heavy Haul – cargas acima de 30 tons/eixo

A norma AAR possui requisitos específicos quanto a propriedades mecânicas para rodas classe D (tabela 1.3).

Tabela 1.3: Propriedades mecânicas das rodas classe D (AAR – *Section G*, 2016).

Propriedade	Temperatura ambiente	Temperatura 538 °C
Limite de resistência (MPa)	>1083	>483
Limite de escoamento (MPa)	>760	>345
Alongamento (%)	>14	>20
Redução de área (%)	>15	>40
Tenacidade à fratura (MPa $\sqrt{m}$ )	>40	Não aplicável

As rodas da Classe D são obrigatoriamente microligadas, definidas como de aços carbono que contém pequena adição de elementos de liga (menores que 0,1%) os quais são fortes formadores de carbonetos com vanádio, titânio e nióbio. O controle dos processos à quente de forjamento, laminação e tratamento térmico das rodas forjadas permite a precipitação destes carbonetos, proporcionando o refino do grão austenítico aliado ao aumento de dureza e da tenacidade.

A MWL Brasil é uma empresa multinacional localizada em Caçapava – SP que fabrica rodas e eixos ferroviários forjados desde 1958, sendo a única neste processo de fabricação em toda América Latina. No Brasil o maior mercado para rodas e eixos ferroviários está concentrado na área de carga, com destaque para transporte de minério (Vale e MRS), fato que torna a roda Classe D microligada um diferencial neste mercado e uma vantagem competitiva tanto no mercado interno como externo (Canadá, Estados Unidos e Arábia Saudita). Em 2006, a MWL Brasil iniciou um projeto de pesquisa na UNICAMP com Prof. Dr. Paulo R. Mei, que visava o desenvolvimento de roda microligada com nióbio, que culminou com duas dissertações de mestrado: em 2009 do

Eng. MSc. Adilton Cunha e 2010 do Eng. MSc. Renato Lyra Villas Boas. Em 2011 a MWL iniciou outro projeto de pesquisa, com objetivo de avaliar o desgaste das rodas microligadas em comparação com as rodas Classe C, o qual resultou em duas teses de doutorado: em 2013 do Eng. Dr. Adilton Cunha e em 2015 da Eng<sup>a</sup>. Dra. Solange Tamara Fonseca, bem como duas dissertações de mestrado, em 2015 do Eng. MSc. Felipe Finamor e em 2019 do Eng. MSc. Gabriel Araújo Amorim. Este projeto teve a participação do Prof. Dr. Paulo R. Mei da UNICAMP, do Prof. Dr. Amilton Sinatora da USP e aporte financeiro da FAPESP e MWL. Para este projeto foi necessária a construção de uma máquina de desgaste que foi o embrião para o atual laboratório de desgaste da UNICAMP, que atualmente está sendo utilizado pelo convênio Cátedra Roda – Trilho financiado pela Vale.

O terceiro projeto da MWL está contemplado nesta tese de doutorado, visando desenvolver um aço microligado para rodas ferroviárias com estrutura bainítica perlítica que atenda todos os requisitos da classe D da norma AAR, determinando a faixa de temperatura de fragilização da martensita/bainita revenida nas rodas microligadas com nióbio. Durante o processo de fabricação das rodas ferroviárias não podemos evitar a formação da martensita na pista de rolamento durante a têmpera. Como esta microestrutura é indesejável nas rodas, a mesma deve ser removida durante a usinagem, porém muitas vezes a remoção total da martensita não é possível devido a variação de sobremetal na pista da roda. Desta forma, não existe garantia que a martensita seja totalmente eliminada na usinagem, outro motivo relevante é que a bainita, presente na microestrutura do material desenvolvido, também é sensível ao fenômeno da fragilização ao revenido. Conhecer a faixa de temperatura de fragilização do revenido para esta família de aço microligado ao nióbio é importante para que o processo de revenimento seja feito fora desta faixa de temperatura.

As rodas ferroviárias, além de suportarem a carga no contato roda trilho, funcionam também como tambor de freio visto que a sapata atua diretamente na pista da roda acarretando atrito, aquecimento, e fadiga térmica. Trincas térmicas, com destacamento de material durante as frenagens, podem ocorrer na região da pista da roda que tenha martensita remanescente do tratamento térmico, motivo pelo qual a mesma deve ser evitada (MINICUCCI, 2011). A maioria das normas de fabricação de rodas (incluindo a AAR) não especificam a temperatura mínima de revenimento após a têmpera. Por outro lado, as rodas Classe D possuem dureza superior comparadas com as da classe

C, sendo suscetíveis a fragilização da martensita e da bainita revenida, caso sejam revenidas com temperaturas inadequadas.

### 1.1 Objetivos

Esta tese de doutorado tem como objetivo principal:

“Desenvolver um aço microligado ao nióbio com microestrutura bainítica perlítica que atenda todas as especificações da classe D da AAR”.

Para atingir o objetivo principal, a tese contemplou os seguintes objetivos secundários:

- a) Determinar, por meio de ensaio de Charpy, a faixa de temperatura de fragilização da martensita revenida e da bainita do material desenvolvido para roda AAR Classe D.
- b) Levantar a curva CCT do material e comparar as taxas de resfriamento da curva com as obtidas durante a têmpera das rodas.
- c) Determinar, por meio de análise da microestrutura em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET), a microestrutura final no aro e pista da roda.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 História da ferrovia

Desde o tempo dos romanos eram utilizadas guias para rodas dos carros movidos por tração animal e no século XVI já existiam, em minas de carvão da Europa, vagonetes com rodas flangeadas de madeira sobre trilhos também de madeira (SETTI, 2010). No início do século XVIII começaram a ser utilizadas chapas de ferro para revestimento dos trilhos de madeira e em 1766 os primeiros trilhos de ferro fundido começaram a ser produzidos. Porém, apenas em 1820 os trilhos com boleto (parte superior onde ocorre o contato com a roda) começaram a ser fabricados (SETTI, 2010). As primeiras ideias de utilização do vapor para movimentação de veículo datam de 1690, sendo que em 1768 Nicholas Cugnot construiu o primeiro carro a vapor (SETTI, 2010). A primeira locomotiva a vapor foi construída em 1814 por George Stephenson na Inglaterra; chamada de Blucher, era bastante complexa e tinha tração em todas as rodas. No ano seguinte, ele construiu a segunda máquina batizada de Wellington, com sistema de transmissão por bielas bem mais aperfeiçoado que a antecessora (SETTI, 2010). A primeira locomotiva elétrica foi construída por Werner Von Siemens em 1879 e a primeira linha ferroviária eletrificada foi construída na Suíça em 1898 (SETTI, 2010).

Rodas flangeadas andam em trilhos fundidos desde o século 18, e eles, possivelmente, foram os responsáveis pelos primeiros esboços das linhas ferroviárias atuais. Rodas cônicas flangeadas trafegando em linha reta, sem contato do flange no trilho, foram estabelecidas em 1830 (LEWIS, 2009). Os pioneiros da ferrovia britânica e mundial foram George Stephenson e Isambard Kingdom Brunel, os quais explicaram o mecanismo de guia das rodas introduzido pela pista em forma de cone (LEWIS, 2009). O primeiro trecho de ferrovia com locomotiva e tráfego regular foi operado na Inglaterra em 1825. Nas próximas décadas aconteceram massivos projetos de ferrovias em todo mundo. Na Suécia, a primeira ferrovia de longa distância do país foi inaugurada em 1862, entre Estocolmo e Gotemburgo, nesta época a velocidade era de 60 km/h e a carga por eixo de 10 toneladas (LEWIS, 2009). Velocidades de 90 km/h foram introduzidas em 1905 – 1915, sendo que em 1946 a velocidade já era de 120 km/h atingindo 210 km/h em 1964 (LEWIS, 2009). A carga por eixo era de 13 a 14 toneladas em 1905 e 22 toneladas em 1960. Em 1899 foi inaugurada no norte da Suécia e da Noruega uma linha para transporte de minério com 11 toneladas por eixo que, gradualmente aumentou para 18

toneladas em 1950; 25 toneladas em 1965 e 30 toneladas em 2000 (LEWIS, 2009). As primeiras rodas ferroviárias tinham a parte central de madeira, sendo posteriormente substituídas por centros fundidos com raios. Em 1920, foram introduzidos os aros de rodas montados em centros de roda maciças forjadas. Rodas forjadas monobloco para transporte de carga foram introduzidas na década de 60 (LEWIS, 2009).

Entre os anos de 1827 e 1830, a ferrovia teve grandes avanços nos Estados Unidos, sendo o principal foco de investimento, fato que propiciou a ferrovia ser o principal alicerce para o desenvolvimento americano durante a Revolução Industrial. Em 1890 foi instalada a maior ferrovia do mundo com 10 mil quilômetros de trilhos ligando Moscou ao extremo oriente russo e ao mar do Japão, atualmente chamada de Transiberiana (SIMEFRE, 2014).

O primeiro trem de alta velocidade no mundo foi o trem bala japonês em 1964, que trafegava a 210 km/h. Em 1981, começou na França a operação do TGV que viajava a 260 km/h, sendo que nos dias de hoje a velocidade regular é de 320 km/h (LEWIS, 2009).

### *2.1.2 Ferrovia no Brasil*

Em 27 de abril de 1852, a Presidência da Província do Rio de Janeiro contratou Irineu Evangelista de Sousa, mais tarde Barão de Mauá, para construção de uma via férrea entre o Porto de Mauá até a raiz da serra de Petrópolis. No dia 29 de maio do mesmo ano foi fundada a Companhia de Navegação a Vapor e a Estrada de Ferro Petrópolis com a nomeação do Barão de Mauá como Presidente da empresa. Esta ferrovia com 14,5 quilômetros foi inaugurada parcialmente em 30 de abril de 1854 entre Mauá e Frágoso. O término da obra ocorreu em 1856 com a conclusão do trecho até a raiz da serra completando 16,1 quilômetros de extensão. Alguns anos depois foram construídos os primeiros trechos da Estrada de Ferro Pedro II (hoje Central do Brasil) que teve seus primeiros 48 quilômetros inaugurados em 1858. No mesmo ano foi inaugurado o primeiro trecho de estrada de ferro de Salvador e teve início a primeira ferrovia em Pernambuco. Em 1882, começou a ferrovia entre Curitiba e Paranaguá com o uso de cremalheiras na região da serra (SIMEFRE, 2014).

Com a proclamação da República em 1889, o governo iniciou a construção de ferrovias em todo país, sendo que entre 1890 e 1900 foram construídos 5.732 quilômetros de linhas. O Tratado de Petrópolis entre o Brasil e a Bolívia determinou a construção da ferrovia Madeira – Mamoré, obra difícil em plena selva amazônica que causou a perda da

vida de muitos operários. A ferrovia foi inaugurada em 1910 entrando em operação normal em 1912, cuja função principal era o transporte de mercadorias do oriente boliviano dificultado pela navegação fluvial devido as cachoeiras do rio Madeira e Mamoré. Entre os anos de 1906 e 1910, o Brasil teve grandes avanços na construção de ferrovias por todo país, sendo que em 1910 foi concluída a ligação ferroviária entre São Paulo e Porto Alegre. No final de 1920, o país contava com 28.553 quilômetros de linhas férreas, chegando a 34.252 quilômetros no final de 1940. A primeira ferrovia do Estado de São Paulo foi a São Paulo Railway, construída pelos ingleses, a qual ligava o planalto paulistano ao Porto de Santos. Em 1948, com o término da concessão inglesa, a ferrovia passou a se chamar Estrada de Ferro Santos – Jundiaí, a qual atualmente, pertence à MRS Logística. Em 1957, grande parte das ferrovias brasileiras foram unificadas na Rede Ferroviária Federal desde o Maranhão até o Rio Grande do Sul, a qual promoveu uma série de melhorias quanto a padronização de equipamentos, construção de variantes para retificação de traçados e modernização dos sistemas de subúrbio de São Paulo e Rio de Janeiro. Outra grande unificação ocorreu nas ferrovias do Estado de São Paulo com a criação da FEPASA (Ferrovias Paulistas Sociedade Anônima) em 1971 constituída pela Companhia Paulista de Estradas de Ferro, Estrada de Ferro Sorocabana, Companhia Mogiana, Estrada de Ferro Araraquarense e Estrada de Ferro São Paulo – Minas (SETTI, 2010).

As ferrovias para transporte de minério começaram a operar em 1904 com inauguração do primeiro trecho da Vitória – Minas com bitola métrica, a qual teve um desenvolvimento constante até os dias de hoje. Nos anos 80, a Companhia Vale do Rio Doce construiu a Estrada de Ferro Carajás, com bitola de 1,6 metros, destinada ao transporte de minério da mina de Carajás no Pará até o Porto de Itaqui em São Luis no Maranhão (SETTI, 2010)

Em 1996, as ferrovias, então estatais, reunidas na Rede Ferroviária Federal e na Fepasa, passaram por um processo de privatização, sendo constituídas novas operadoras que assumiram as concessões por 30 anos. Dentre elas podemos citar a MRS (Minas – Rio - São Paulo), ALL (América Latina Logística), FCA (Ferrovia Centro Atlântica) e a própria Vale, que também foi privatizada. Atualmente a ALL e a FCA foram substituídas pela RUMO e pela VLI, respectivamente.

A ANTF (Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários) mostra a evolução em termos de volume de carga transportada desde a privatização até os dias de hoje. O aumento de contratação de mão de obra desde a privatização em 1997 até 2014

foi de 247%, fato que comprova o alto nível de tecnologia que a ferrovia está atingindo no Brasil (ANTF, 2016), a qual tem como referência as ferrovias da Austrália e dos Estados Unidos no transporte de minério na modalidade “heavy haul” (mais de 30 toneladas por eixo). A tabela 2.1 mostra a extensão atual da malha ferroviária no Brasil, e a figura 2.1 mostra a evolução da carga transportada desde 2010.

Tabela 2.1: Extensão do sistema ferroviário no Brasil (CNT, 2019).

OPERADORAS REGULADAS PELA ANTT (CARGA)	ORIGEM	BITOLA			TOTAL (Km)
		1,6 m	1 m	Mista	
RMN - Rumo Malha Norte	—	735	—	—	735
RMO - Rumo Malha Oeste	RFFSA	—	1.973	—	1.973
RMP - Rumo Malha Paulista	RFFSA	1.544	242	269	2.055
RMS - Rumo Malha Sul	RFFSA	—	7.223	—	7.223
EFC - Estrada de Ferro Carajás	—	978	—	—	978
EFVM- Estrada de Ferro Vitória Minas	—	—	873	22	895
VLI - VLI Logística	RFFSA	3	7.089	131	7.223
FNS S.A.- Ferrovia Norte Sul (VALEC - Subconcessão)	—	1591	—	—	1.591
EFPO - Estrada de Ferro Paraná Oeste	—	—	248	—	248
FTC - Ferrovia Tereza Cristina	RFFSA	—	163	—	163
MRS - MRS Logística	RFFSA	1.613	—	73	1.686
FTL S.A. - Ferrovia Transnordestina Logística	RFFSA	—	4.275	20	4.295
<b>SUBTOTAL</b>		<b>6.464</b>	<b>22.086</b>	<b>515</b>	<b>29.065</b>
DEMAIS OPERADORAS	ORIGEM	BITOLA			TOTAL (Km)
		1,6 m	1 m	Mista	
Companhia Brasileira de Trens Urbanos (CBTU) (Passageiro)	—	57	149	—	206
Supervia/CPTM/Trensurb/METRO - SP - RIO (Passageiro)	—	832	22	—	854
Trombetas/Jari - Amapá (Carga)	—	70	230	—	300
Corcovado/Campos do Jordão (Turismo - Passageiro)	—	—	51	—	51
<b>SUBTOTAL</b>		<b>959</b>	<b>452</b>		<b>1.411</b>
<b>TOTAL</b>		<b>7.423</b>	<b>22.538</b>	<b>515</b>	<b>30.476</b>

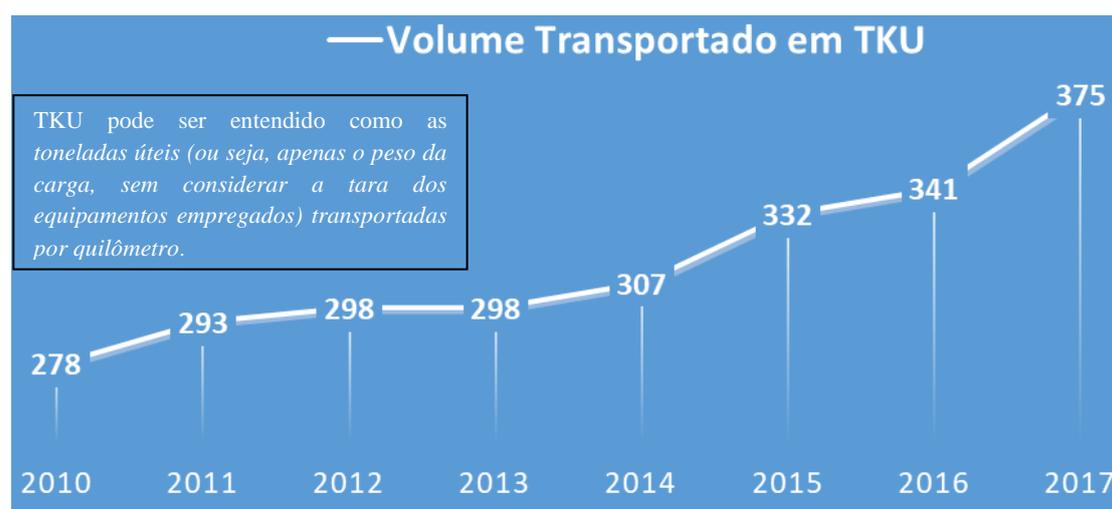


Figura 2.1: Evolução da carga ferroviária transportada no Brasil desde 2010 (CNT, 2019).

A figura 2.1 mostra que houve uma evolução da carga transportada pelas ferrovias entre 2010 e 2017 (em torno de 35%), porém após este período houve uma estabilização. Isto pode ser explicado pelo gráfico da figura 2.2, onde nos primeiros anos da privatização houveram investimentos significativos para recuperar a malha degradada com a migração do transporte ferroviário para o rodoviário. Após o ano de 2011 houve uma equalização, pois os investimentos na área ferroviária diminuíram sem a criação de novas linhas ou aumento de capacidade. Alguns anos atrás, a principal área de negócio das ferrovias no Brasil era a mineração, hoje o agronegócio mostra crescimento expressivo, desde a privatização em comparação com o minério, pois um vagão graneleiro com capacidade de 100 toneladas carrega o equivalente a 3,6 carretas graneleiras (ANTF, 2016).

A privatização trouxe investimentos e tecnologia para as ferrovias aumentando a sua produtividade, fazendo deste setor grande empregador e usuário de tecnologia de ponta. A figura 2.2 mostra a evolução dos investimentos gerados pelas ferrovias desde a privatização (ANTF, 2019).

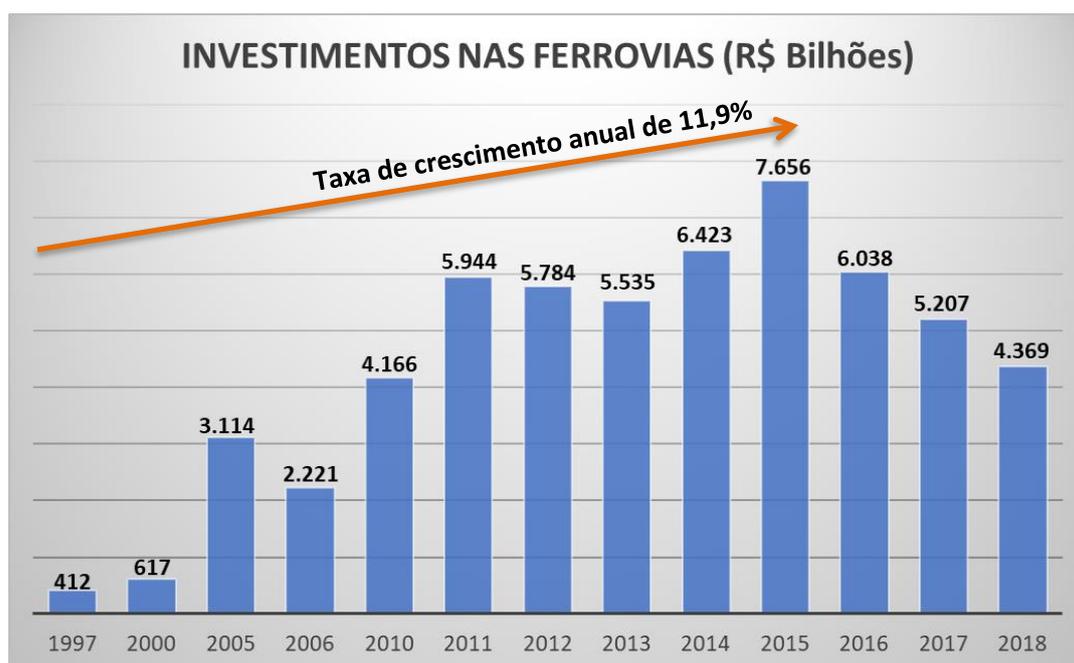


Figura 2.2: Investimentos na malha ferroviária no Brasil desde a privatização (ANTF, 2019).

Apesar de todos os investimentos feitos pelas concessionárias nos últimos anos, o modal ferroviário ainda responde por uma parcela muito pequena do transporte de cargas no Brasil em comparação com outros países de dimensões continentais conforme mostrado na figura 2.3 (ANTF, 2019).

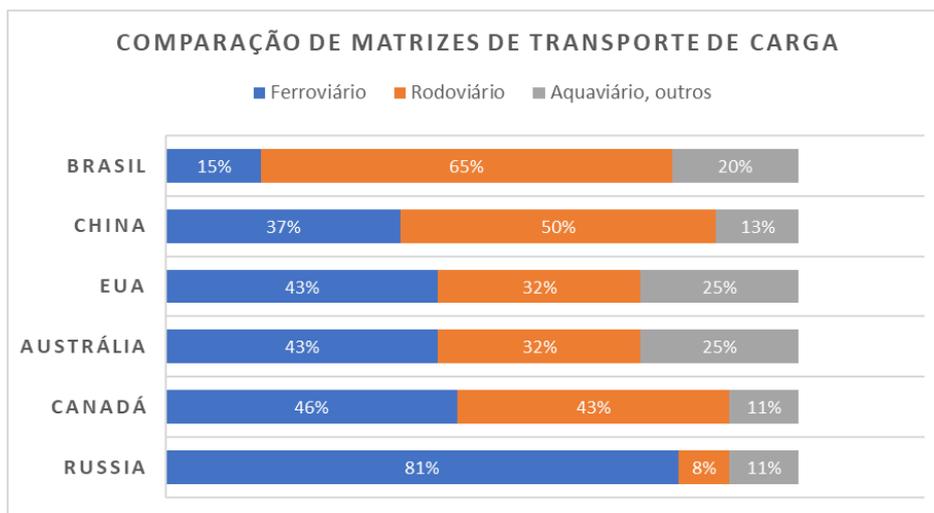


Figura 2.3: Modal ferroviário no Brasil comparado com outros países de mesmo porte territorial (ANTF, 2019).

A privatização do transporte ferroviário de carga no Brasil nas últimas décadas avançou com inegável êxito, os ganhos foram significativos em produtividade e aumento de demanda pelas concessionárias, um exemplo disto, é a carga por eixo que tem aumentado no Brasil, incentivando os fabricantes de rodas ferroviárias locais a desenvolverem novas opções para atender as necessidades do mercado interno. A figura 2.4 mostra a evolução da carga por eixo na Austrália no transporte *heavy haul* (maior do mundo), comparada com a praticada no Brasil nos dias de hoje.

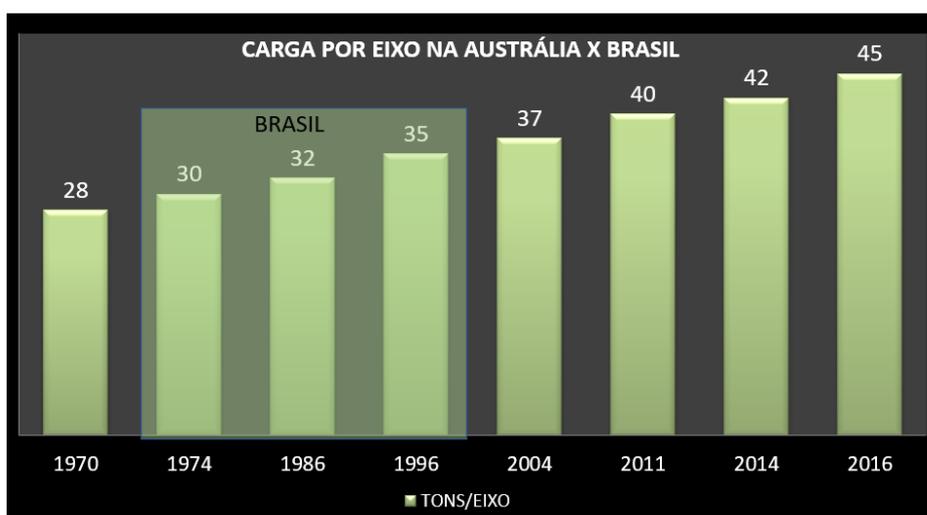


Figura 2.4: Evolução da carga por eixo na Austrália no transporte *heavy haul*, comparado com a atual carga por eixo das ferrovias que operam nesta modalidade no Brasil (30 tons/eixo – Vale Vitória, 32 tons/eixo – MRS e Rumo e 35 tons/eixo – Vale Carajás), (Adaptado HEMSWORTH, 2015).

A indústria ferroviária nacional ressurgiu com as privatizações, graças aos investimentos das concessionárias em novos equipamentos, reposição dos componentes danificados e/ou obsoletos e modernização da operação. Novas empresas do setor ferroviário surgiram ou se instalaram no Brasil, algumas oriundas de multinacionais, para fabricar locomotivas, freios, sistemas de controle de tráfego, etc. Indústrias de grande e médio porte, que já existiam no Brasil, como os fabricantes de vagões e rodas ferroviárias, foram beneficiados com aumento da demanda do mercado interno. O Brasil possui dois fabricantes de rodas, um com processo forjado e outro fundido, que atendem a maioria das ferrovias brasileiras de carga e passageiro.

## 2.2 Processo de fabricação de rodas

As rodas ferroviárias podem ser forjadas ou fundidas; estes são os dois processos de fabricação possíveis para este produto em todo mundo. As rodas fundidas podem ser aplicadas apenas no transporte de carga, enquanto que as forjadas não têm restrição de aplicação (AAR *Section G*, 2016). A figura 2.5 mostra as principais diferenças entre os dois processos.

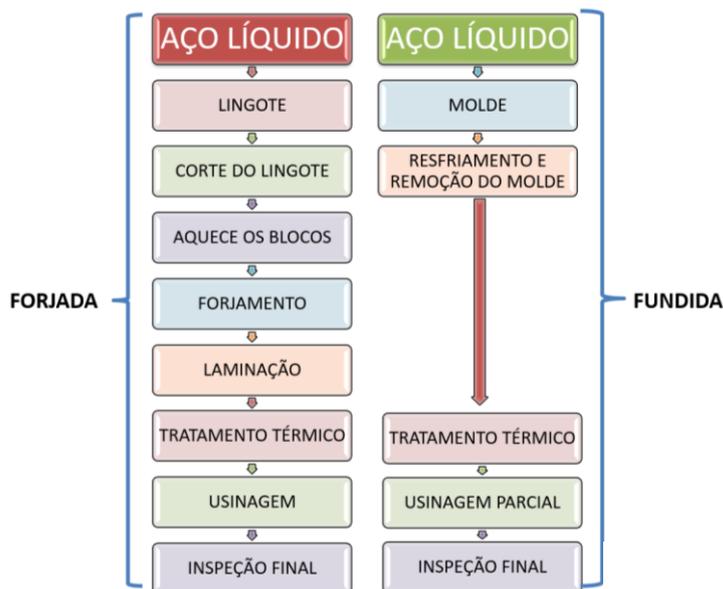


Figura 2.5: Processo de fabricação de rodas forjadas e fundidas (BRANCO, 2000).

### 2.2.1 Fabricantes de rodas no mundo

Os fabricantes de rodas ferroviárias estão espalhados pelos 5 continentes, sendo que a China, juntamente com os Estados Unidos, possuem as maiores fábricas de rodas do

mundo. As rodas forjadas são mais usadas no mercado europeu, asiático e Oceania, enquanto que as fundidas no mercado americano e canadense para carga. As rodas microligadas são um diferencial competitivo para o mercado de carga nacional e para exportação. Logo, dominar todas as etapas do processo de produção deste produto é fator decisivo para o sucesso da MWL Brasil, que exporta parte da sua produção, incluindo como cliente ferrovias de carga nos Estados Unidos que hoje exigem rodas classe D microligadas. Apenas o mercado interno não consegue absorver toda capacidade produtiva da MWL Brasil, visto que no Brasil temos também um fabricante local de rodas fundidas. Logo a exportação é fator chave para empresa que tem como foco principal os Estados Unidos e o Oriente Médio (MWL, 2017). A tabela 2.2 mostra os principais fabricantes de rodas ferroviárias do mundo com suas respectivas capacidades.

Tabela 2.2: Principais fabricantes de rodas no mundo (MWL, 2017).

FABRICANTE	PAÍS	CAPACIDADE ANUAL	TIPO
Bonatrans	República Tcheca	220.000	Forjada
Evraz	Rússia	580.000	Forjada
Standard Steel	Estados Unidos	300.000	Forjada
Sumotomo	Japão	240.000	Forjada
CAF	Espanha	200.000	Forjada
Maanshan	China	800.000	Forjada
Tayen	China	300.000	Forjada
KLW	Ucrânia	510.000	Forjada
Lucchini	Itália	240.000	Forjada
BVV	Alemanha	150.000	Forjada
Valdunes	França	200.000	Forjada
SMR	Romênia	70.000	Forjada
Consteel	Austrália	150.000	Forjada
<b>MWL</b>	<b>Brasil</b>	<b>60.000</b>	<b>Forjada</b>
<i>Maxion</i>	<i>Brasil</i>	<i>80.000</i>	<i>Fundida</i>
Griffin (5 plantas)	Estados Unidos	1.000.000	Fundida
Scaw	África do Sul	55.000	Fundida

### 2.3 Tensões e falhas em rodas ferroviárias

A roda ferroviária, apesar de ser um produto monobloco, tem uma nomenclatura própria para cada parte, logo é importante conhecer esta nomenclatura, que será utilizada ao longo desta pesquisa.

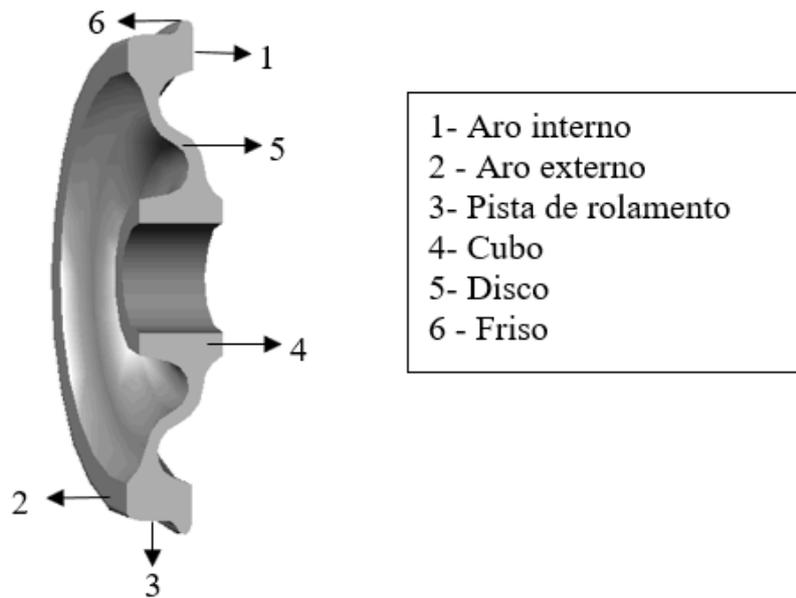


Figura 2.6: Nomenclatura das diversas partes da roda ferroviária (MINICUCCI, 2011).

### 2.3.1 Tensões em rodas ferroviárias

No processo de tratamento térmico, a roda adquire tensão residual de compressão ao longo do aro. Esta tensão de compressão circunferencial é benéfica para a roda, pois previne a ocorrência de trincas em serviço. A tensão residual de compressão é função da têmpera no aro, pois quando os jatos de água atingem a superfície quente da pista da roda existe um resfriamento rápido e uma contração, gerando as tensões de compressão em todo o aro da roda. Este processo resulta em tensão de tração no disco e na parte mais interna do aro, e compressão na parte mais externa do aro e na pista. O nível inicial de tensão residual de compressão das rodas novas, obtido no processo de tratamento térmico está em torno de -300 MPa (MINICUCCI, 2003), sendo consideravelmente alterado durante o uso da roda. Porém, o nível inicial de tensão das rodas novas tem um efeito substancial na redistribuição das tensões durante o ciclo de vida da roda, desde o início de uma falha até, eventualmente, a fratura total (MINICUCCI, 2003).

Os parâmetros do tratamento térmico são ferramentas importantes para se determinar o nível das tensões residuais, tais como: temperatura de austenitização, tempo de resfriamento na têmpera, pressão da água e temperatura de revenimento. A figura 2.7 mostra a distribuição das tensões após o tratamento térmico (GORDON, 2005), ficando evidente as áreas internas do aro com tração e as externas com compressão (azul), bem como a profundidade da área com tensão de compressão (cerca de 40 mm).

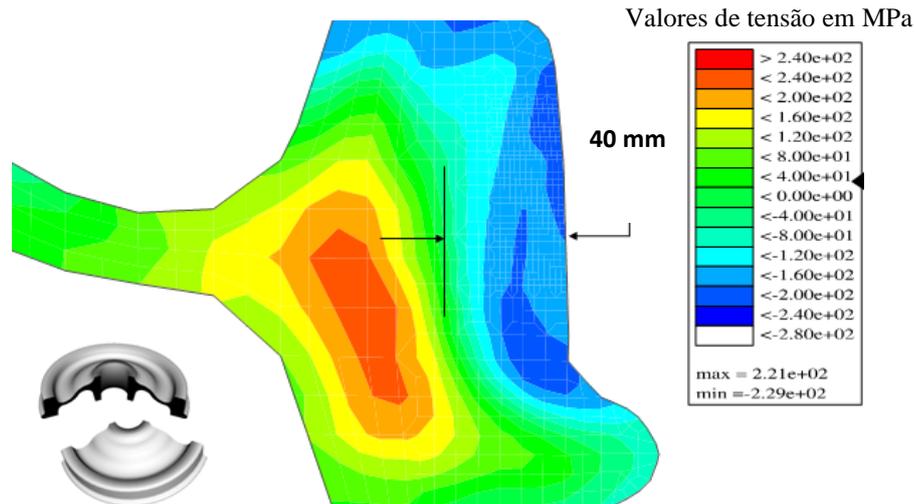


Figura 2.7: Simulação em elementos finitos das tensões geradas pelo tratamento térmico (têmpera em água) no aro das rodas ferroviárias (GORDON, 2005).

### 2.3.2 Falhas em rodas ferroviárias

As principais causas de falhas de rodas em serviço são a fadiga de contato (*RCF - Rolling Contact Fatigue*) e o superaquecimento devido as cargas térmicas da frenagem, ambas relacionadas com o processo de fadiga. Durante a operação, as constantes frenagens transferem calor para pista da roda, sendo responsáveis pela dilatação e contração, visto que a pista da roda trabalha como um tambor de freio. Este processo cíclico (fadiga térmica) faz com que ao longo do tempo as tensões de compressão se transformem em tração, surgindo neste momento as trincas térmicas. Porém a parte da roda com tensão de compressão é suficiente para manter o aro em compressão impedindo a fratura total da roda. Entretanto, em alguns casos de altas cargas de frenagem, a temperatura da roda atinge valores que reduzem a sua vida útil (figura 2.8) (STONE, 2008).

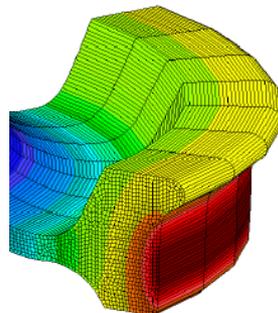


Figura 2.8: Efeito da temperatura causada pelo atrito da sapata de freio na pista da roda durante frenagem (STONE, 2008).

A inversão das tensões, ou seja, a transformação da maior parte da tensão de compressão do aro em tração, pode ocorrer em casos extremos de superaquecimento durante a frenagem. Neste caso, a roda corre risco eminente de fratura total pelo fenômeno da fadiga térmica conforme figura 2.9.



Figura 2.9: Roda com fratura por fadiga térmica devido à inversão das tensões, onde o aquecimento excessivo do aro durante a frenagem foi suficiente para transformar a maior parte da tensão de compressão, gerada no tratamento térmico, em tração provocando a fratura da roda (MINICUCCI, 2011).

O contato roda trilho também gera fadiga nas rodas ferroviárias, pois se trata de carregamento cíclico. Conforme a figura 2.9, o ponto 1 refere-se à parte da roda sem contato com o trilho, onde a tensão de compressão é apenas aquela resultante do tratamento térmico; o ponto 2 refere-se a parte da roda em contato com o trilho onde ocorre a tensão de tração devido ao peso do vagão somado ao da carga, fenômeno este que ocorre sempre que a roda entra em movimento, logo a maior causa de falha nas rodas é a fadiga (MINICUCCI, 2011).

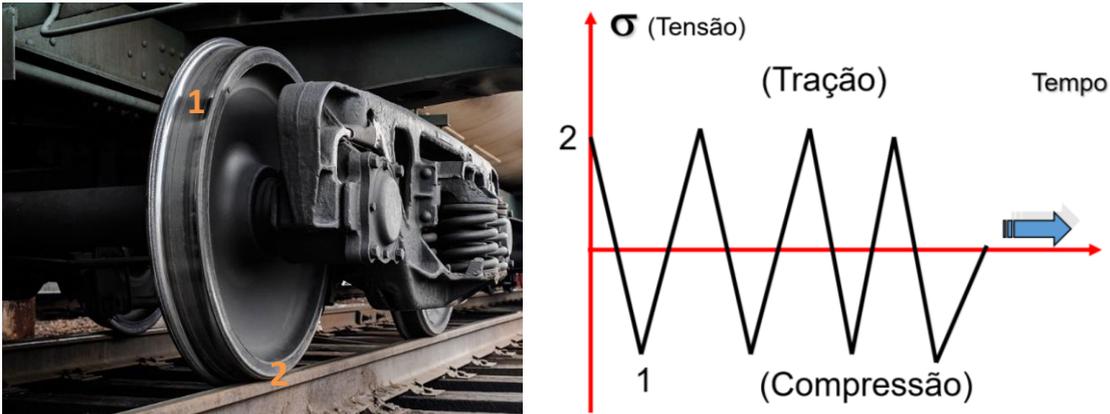


Figura 2.10: Fadiga no contato roda trilho devido as cargas alternadas de tração e compressão, que atuam durante o giro da roda em serviço (MINICUCCI, 2011).

As falhas mais comuns em rodas relacionadas com fadiga de contato são: escamação (*shelling*), escorregamento (*spalling*) e a separação do aro (*shattered rim*). À medida que a carga por roda aumenta, estas falhas começam a aparecer mais cedo e com maior intensidade. Logo no transporte de carga pesada *heavy haul*, acima de 30 toneladas por eixo, o problema da fadiga de contato é crítico (MINICUCCI, 2011). Os termos referentes a estes defeitos, não tem tradução exata para o português e também são conhecidos no Brasil pela denominação em inglês, que também estão presentes na norma AAR, motivo pelo qual serão adotadas as palavras em inglês no texto desta pesquisa.

### 2.3.2.1 *Shelling*

O *shelling* é a falha mais comum em rodas submetidas ao transporte *heavy haul* (KATO, 2016), pode ser definido como a perda de material da roda pela ação repetida de altas cargas geradas no contato roda trilho durante o giro da roda (fadiga de contato). As trincas iniciam abaixo da superfície da pista (1-3 mm) e se caminham em direção a ela em um ângulo de, aproximadamente,  $45^\circ$ , por cisalhamento (figura 2.11) (STONE, 1992).



Figura 2.11: Trincas causadas por *shelling* na pista de rodas ferroviárias devido às altas tensões no contato roda trilho (STONE, 1992).

Quando a tensão de contato é alta suficiente, deformações plásticas começam a se acumular até que a ductilidade do material é vencida e a trinca tem início (fase 1, figura 2.12). Com a progressão das trincas elas afloram à superfície (fase 2, figura 2.12), se unem umas às outras provocando o destacamento de material da roda (fase 3, figura 2.12). Este fenômeno é chamado de *shelling*, sendo a falha mais comum em rodas no transporte *heavy haul*. Logo o *shelling* ocorre a baixas temperaturas ou temperatura normal de frenagem (em torno de 350 °C). O aumento da temperatura da roda, neste caso, tem dois efeitos opostos; conforme a temperatura da pista aumenta pela frenagem, a resistência à fadiga do material diminui; entretanto com o aumento da temperatura da pista o módulo de elasticidade do aço diminui, provocando aumento da área de contato entre roda e trilho, reduzindo a tensão de contato. O aumento da tensão de escoamento e da dureza do material reduz a ocorrência de *shelling* (STONE, 1992). A figura 2.12 mostra a evolução do *shelling* nas rodas.

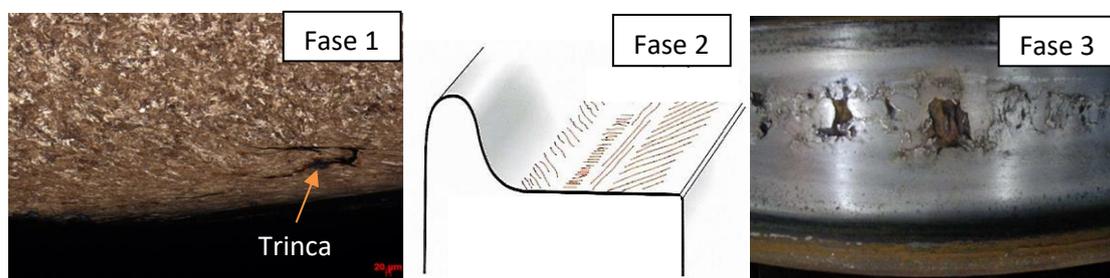


Figura 2.12: Fases da evolução do *shelling* nas rodas ferroviárias devido à deformação plástica associada a nucleação de trincas por fadiga de contato (MINICUCCI, 2011).

### 2.3.2.2 Spalling

*Spalling* é caracterizado pelo processo onde trincas na pista de rolamento, são nucleadas pelo deslizamento (escorregamento) da roda no trilho. Esta é uma falha de origem termomecânica, que ocorre quando a roda desliza com intensidade sobre o trilho. Logo ocorre em alta temperatura (acima de 723 °C). Uma grande quantidade de energia de atrito é gerada instantaneamente, causando o aumento da temperatura superficial da roda, na região do deslizamento, acima da temperatura de austenitização. O aquecimento é seguido de um rápido resfriamento ao ar, resultando na formação de uma fina camada de martensita não revenida, a qual é extremamente dura e frágil. Esta camada de martensita se desprende da roda, por pequenas fraturas, durante o contato da roda com o trilho. A camada de martensita varia de 0,1 a 0,5 mm, porém, em alguns casos, pode chegar acima de 1,2 mm. Nestes casos, a martensita não revenida é também chamada de *white etching layer* (BAUMANN, 1996; FISCHER, 1997; ERTZ E KNOTHE, 2002), devido à coloração branca oriunda da descarbonetação da superfície. Uma das causas mais comuns de escamação durante a frenagem, tem como origem a força excessiva de frenagem aplicada pelas sapatas na roda, que diminui a aderência da roda com o trilho, que em casos extremos provoca o travamento da roda na frenagem (STONE, 1992).

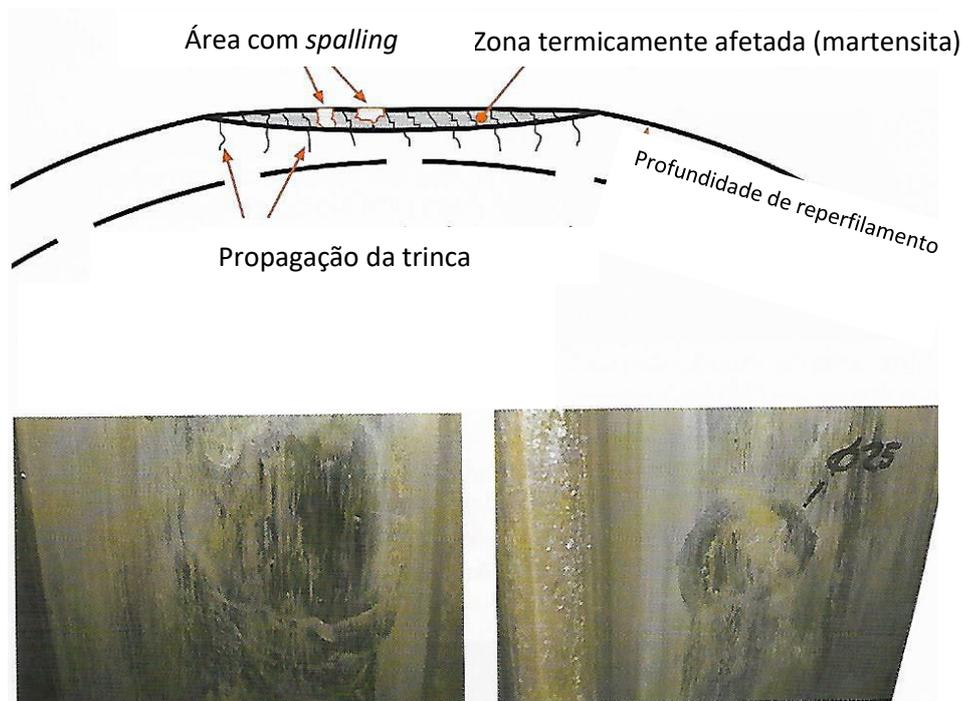


Figura 2.13: Roda com *spalling* gerado por aquecimento localizado da roda, causado pelo sistema de freio, com danos (trincas) na zona termicamente afetada (DEUCE, 2007).

### 2.3.2.3 Shattered rim

Esta é, sem dúvida, a falha mais grave que pode acontecer em uma roda e, normalmente, tem como consequência quebra e descarrilamento. O *shattered rim* se inicia no interior do aro da roda propagando rapidamente para a superfície em condições normais de carga. Para iniciar o *shattered rim* são necessários carga alta, impacto e descontinuidades na roda como porosidades, vazios, inclusões ou material não metálico. A profundidade típica de início deste defeito é em torno de 12-20 mm em relação a pista de rolamento, propagando-se paralela à pista. O *shattered rim* é geralmente detectado quando existe uma trinca na face lateral do aro, a qual pode levar o material à ruptura completa. Porém a melhor maneira de detectar é com ensaio de ultrassom, visto que estas trincas são difíceis de serem observadas visualmente (figura 2.13) (MINICUCCI, 2011).

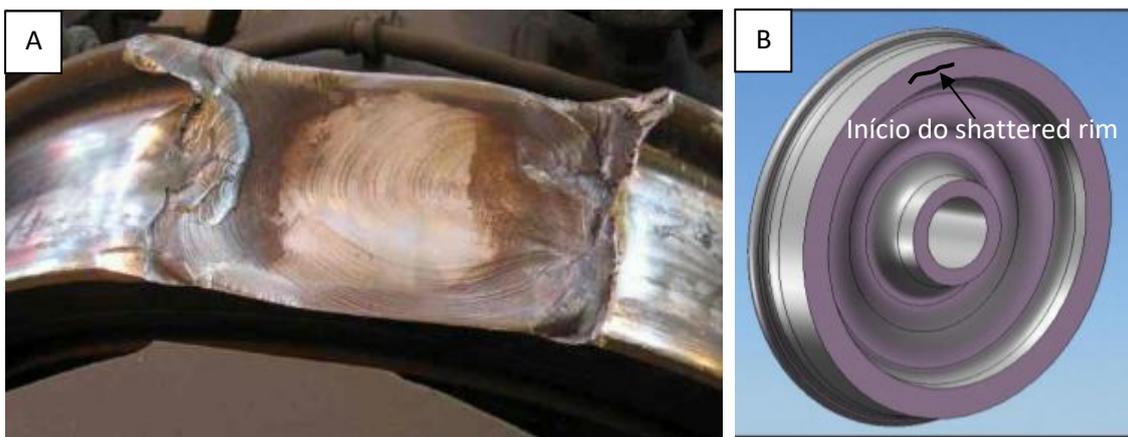


Figura 2.14: (A) Roda com *shattered rim* mostrando a parte do aro colapsado por fadiga. (B) Região de início da trinca localizada na lateral do aro da roda (DEUCE, 2007).

## 2.4 Mecanismos para aumento da resistência mecânica nos aços

O estudo dos mecanismos para aumento da resistência mecânica nos aços é importante nesta pesquisa, pois uma das características principais dos aços classe D para evitar o *shelling* é o aumento da resistência mecânica e da dureza.

A deformação plástica dos metais depende do movimento das discordâncias em resposta a uma tensão aplicada, logo a resistência do material está relacionada à facilidade ou dificuldade de movimentação das discordâncias. As discordâncias não se movem com a mesma facilidade em todos os planos cristalográficos e em todas as direções,

normalmente existe um plano preferencial chamado de plano de escorregamento, onde existem direções específicas ao longo das quais ocorre o movimento das discordâncias. O plano de escorregamento é aquele que possui o empacotamento atômico mais denso, pois o escorregamento ou movimento das discordâncias, ocorre no plano onde a distorção atômica é mínima (CALLISTER, 2012).

Um dos mecanismos para aumentar a resistência mecânica dos aços é a redução do tamanho de grão austenítico. Na estrutura cristalina dos aços dois grãos adjacentes normalmente possuem orientações cristalográficas diferentes. Durante a deformação plástica, as discordâncias não atravessam o contorno de grão, mas a deformação plástica sim, formando novas discordâncias. Esta mudança de direção faz com que o contorno de grão se torne uma barreira a este movimento, aumentando a tensão necessária para o deslocamento. Esta restrição ao movimento das discordâncias, confere resistência mecânica maior ao material. Um material com tamanho de grão austenítico pequeno tem dureza maior, sendo mais resistente mecanicamente que um material com grãos grandes pois o grão pequeno possui maior área total de contornos de grão para impedir o movimento das discordâncias, provocando o “travamento” da estrutura cristalina (CALLISTER, 2012).

Outro mecanismo de aumento de resistência mecânica ocorre por meio de solução sólida, que consiste na formação de ligas com átomos de impureza (soluto) que formam solução sólida substitucional ou intersticial. Para haver solução sólida a diferença de tamanho entre os átomos de solvente e soluto tem que ser no máximo 15%, valores acima restringem a solubilidade a menos de 1 % (DIETER, 1986). As ligas metálicas são mais resistentes que os metais puros, uma vez que os átomos de impurezas que estão participando na solução sólida, normalmente impõem deformações de rede sobre os átomos vizinhos. Estas deformações na rede interagem com as discordâncias, restringindo sua movimentação (CALLISTER, 2012). Quanto maior for a diferença de tamanho entre os átomos de soluto e solvente, maior será a distorção da rede com resultado mais efetivo no endurecimento. A concentração do soluto na matriz também contribui para o aumento da dureza da liga. Existem dois tipos de solução sólida (DIETER, 1986):

- Substitucional: ocorre quando átomos do soluto e solvente possuem tamanho similar, desta forma os átomos de soluto ocupam parte da rede cristalina do solvente.

- Intersticial: ocorre quando átomos do soluto são menores que os átomos do solvente, passando a ocupar os interstícios da rede cristalina do solvente (DIETER, 1986).

O aumento da resistência mecânica também pode ser obtido por encruamento, onde um metal dúctil se torna mais duro e mais resistente à medida que é deformado plasticamente. Este processo reduz o alongamento do material em benefício do aumento de resistência e dureza. O fenômeno do encruamento pode ser explicado pelo aumento da densidade das discordâncias oriundo do processo de deformação, onde a distância média entre as discordâncias diminui deixando-as mais próximas umas às outras. Esta proximidade dificulta o movimento das discordâncias, desta forma, será necessária uma tensão maior para deformar o metal (CALLISTER, 2012).

O endurecimento por precipitação também é usado para aumentar a resistência mecânica e a dureza dos aços. A precipitação de partículas, extremamente finas e uniformemente dispersas, de uma segunda fase no interior da matriz da fase original, pode ocorrer pelas transformações induzidas por tratamentos térmicos. Estas precipitações causam refino do grão austenítico e ferrítico, com aumento da resistência mecânica. Quanto menor os precipitados, maior será o aumento da resistência mecânica (SILVA, 2006). Estas partículas restringem o crescimento do grão austenítico, retardando a recristalização.

## 2.5 Efeito dos elementos de liga na composição química das rodas ferroviárias

Os aços usados para fabricação de rodas ferroviárias são classificados como aços de alto e médio carbono, com microestrutura perlítica. Entretanto os aços de médio carbono também possuem a fase ferrítica, a qual é mais dúctil, adicionando mais resistência ao impacto e mais tenacidade em comparação com a alta dureza da estrutura perlítica. A classificação destes aços está indicada na tabela 2.3 (CLARKE, 2008).

Tabela 2.3: Classificação dos aços carbono para fabricação de rodas (% em massa) (CLARKE, 2008).

<b>Aço carbono</b>	<b>% Carbono</b>	<b>% Manganês</b>
Médio	0,30 – 0,60	0,60-1,65
Alto	0,60 – 1,00	0,30-0,90

Os efeitos dos principais elementos químicos no aço utilizado para rodas ferroviárias são descritos a seguir (CLARKE, 2008):

- **Carbono:** é o elemento mais importante, pois o aumento do carbono eleva a dureza e torna a roda mais resistente à fadiga de contato. Este efeito é demonstrado mudando a classe da roda de B para C onde a resistência à fadiga de contato pode ser aumentada em 35%. A susceptibilidade da roda à fadiga de contato e “shelling” depende fortemente da dureza. Logo o aumento do teor de carbono também reduz a ocorrência de “shelling” porém, infelizmente, altos teores de carbono fazem com que a roda fique mais sensível aos efeitos térmicos de frenagem e escorregamento, devido à facilidade de formação de martensita frágil (não revenida), a qual é responsável por trincas térmicas na pista no momento da frenagem. Por esta razão não é desejável o uso de rodas com alto carbono em condições de frenagem severa. Teores de carbono médios são empregados em rodas para o mercado Europeu, onde o foco é o transporte de passageiro e a prevenção de falhas catastróficas, bem como as cargas transportadas são menores. O fato da Europa ter grandes áreas com montanhas e frenagens severas também contribuem para esta escolha. Estes materiais reduzem a formação de martensita e seus efeitos nos danos térmicos das rodas.

- **Manganês:** tem efeito similar ao carbono no aumento da resistência, bem como aumenta a tenacidade, mas também deixa a roda com maior tendência a trincas térmicas. Diferente do carbono, não provoca fratura frágil. O manganês também melhora, de forma moderada, a temperabilidade (capacidade de endurecimento na têmpera), a qual é muito importante para aumentar a vida das rodas em serviço. O manganês também aumenta a resistência em altas temperaturas.

- **Enxofre:** é controlado ou adicionado durante a fabricação do aço para controlar trincas por hidrogênio nos aços não desgaseificados, e também ajuda na usinabilidade. Historicamente nos anos 1990 o nível de enxofre era de 0,030/0,047%. Atualmente estes níveis são de 0,005/0,015%, sendo que alguns fabricantes de rodas mantem um nível de 0,005%. Estes baixos níveis trazem benefícios para limpeza do aço melhorando a tenacidade à fratura e a ductilidade.

- **Alumínio:** é adicionado no aço para desoxidação e refinar a estrutura por meio de finas partículas de nitreto de alumínio que restringem o crescimento de grão, melhorando a resistência mecânica, tenacidade e resistência a fadiga. A faixa típica de alumínio é de 0,05/0,018%. O limite superior tem como base práticas de aciaria para evitar a formação inclusões de alumina no produto final, porém o alumínio não é elemento obrigatório em

nenhuma norma. Rodas com estrutura fina tem mais resistência às trincas térmicas e melhoram as propriedades mecânicas. O alumínio também ajuda a melhorar a dureza no tratamento térmico, porém deve-se tomar cuidado com as inclusões de alumina.

- **Cromo e Molibdênio:** são adicionados para melhorar a resistência ao desgaste por precipitar carbonetos resistentes e estáveis. Rodas com cromo acima de 0,3% e molibdênio acima de 0,08% normalmente não são usadas em serviços com altas cargas e condições severas de frenagem. Este tipo de material pode ser usado em equipamentos com freio a disco que evitam as cargas térmicas diretamente na pista das rodas.

- **Vanádio:** forma carbonetos estáveis, refina a estrutura promovendo aumento da tenacidade e resistência mecânica.

Muitas normas especificam limites para elementos residuais (níquel, cobre, titânio, cromo, molibdênio e vanádio) com objetivo de não prejudicar as propriedades mecânicas com adições excessivas. Alguns elementos residuais são adicionados deliberadamente para melhorar as propriedades mecânicas, porém aumentam o custo de produção do aço. Cobre e titânio são normalmente indesejáveis no processo de fabricação de rodas, pois facilitam as trincas em alta temperatura.

## 2.6 Aços microligados ao nióbio

A adição de metais formadores de carbonetos nos aços provoca uma partição deles entre a austenita e o carboneto. Conforme a temperatura da austenita se eleva, os carbonetos se dissolvem fornecendo carbono e metal para austenita, processo que continua até a temperatura onde todo o carboneto é dissolvido (metal permanece em solução sólida na austenita). A equação a seguir é aplicável para calcular a solubilidade do nióbio na austenita (NORDBERG, 1968).

$$\log_{10}[Nb][C]^{0,87} = \frac{-7,520}{TK} + 3,11 \quad (2.1)$$

Onde:

Nb – Concentração em peso de nióbio

C – Concentração em peso de carbono

T<sub>K</sub> – Temperatura absoluta em Kelvin

Os carbonetos que aparecem nos aços resfriados lentamente podem ser dispersos, em fileiras ou em fibras. A sua composição nem sempre é fixa, pode variar com a temperatura e com os teores de carbono no metal. Nos aços sempre existe nitrogênio dissolvido e no caso do nióbio o composto que se forma é o carbonitreto de nióbio, cujo parâmetro de rede aumenta à medida que a temperatura de formação abaixa ou o teor de carbono aumenta (SILVA, 2006). A cinética de precipitação do carbonitreto de nióbio na austenita durante a deformação mecânica dos aços microligados é dependente da composição química, taxa de deformação e sequência do tratamento termomecânico. A precipitação do nióbio na austenita não deformada é lenta, tanto no resfriamento isotérmico como no contínuo, porém na deformada é muito mais rápida. Neste processo enquanto algumas partículas estão em precipitação, outras estão crescendo e coalescendo, por outro lado, para se formar partículas mais finas de carbonitreto de nióbio não adianta apenas aumentar a deformação da austenita, mas também reduzir o tempo de aplicação desta deformação (deformar mais rápido) (SILVA, 2006).

Liu (LIU, 2011) trabalhando com trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 % de carbono observou que conforme o teor de nióbio aumentava, o tamanho de grão austenítico e a distância lamelar da perlita para trilhos de alta resistência diminuía gradativamente no início, sendo que depois aumentavam rapidamente. Carbonetos finos de nióbio se alojavam no contorno de grão austenítico, retardando seu crescimento pela redução da temperatura de recristalização da austenita. Quando o teor de nióbio era baixo, os precipitados de nióbio apareciam predominantemente na cementita da perlita, quando o teor de nióbio era maior que 0,024% os precipitados finos de nióbio ocorriam preferencialmente na ferrita da perlita. A velocidade de difusão do nióbio é em torno de cinco vezes menor que dos átomos de carbono, desta forma o nióbio prolonga o tempo de incubação na transformação da perlita, reduzindo sua velocidade de crescimento e a distância lamelar da perlita. Quando o teor de nióbio era maior que 0,073% a maioria dos precipitados eram grandes, não tendo efeito em refinar a estrutura e melhorar as propriedades mecânicas, pois neste caso os grandes precipitados se acumularam no contorno de grão, destruindo sua continuidade e perdendo o efeito de retardar o crescimento de grão. Neste estudo o teor de nióbio de 0,053% foi que apresentou maior valor de tenacidade a fratura nos trilhos (figuras 2.15 a 2.17).

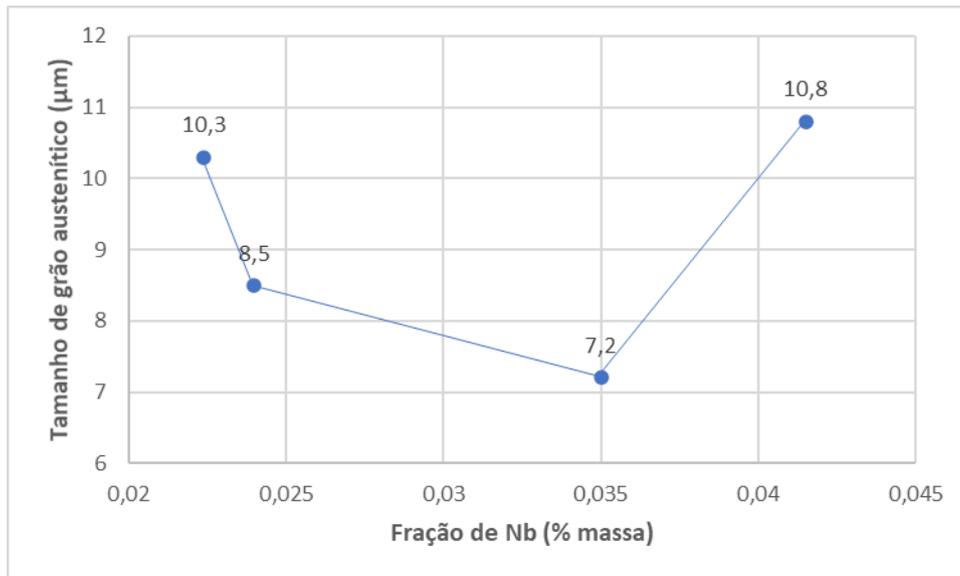


Figura 2.15: Variação do tamanho de grão austenítico com adição de nióbio em trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 %C (adaptado LIU, 2011).

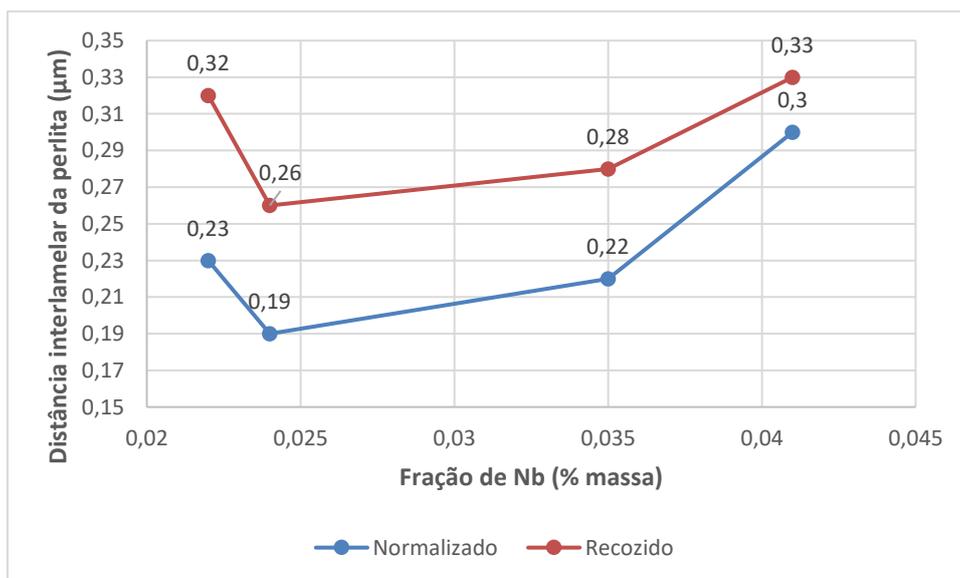


Figura 2.16: Variação da distância interlamelar da perlita com adição de nióbio em trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 %C (adaptado LIU, 2011).

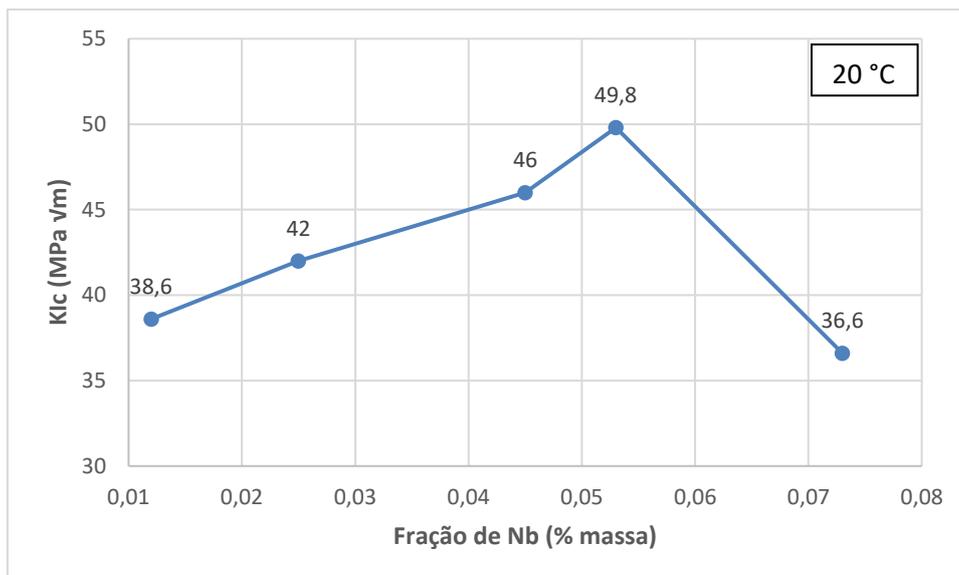


Figura 2.17: Variação da tenacidade à fratura com adição de nióbio em trilhos ferroviários com 0,67 – 0,80 %C (adaptado LIU, 2011).

Segundo Liu (LIU, 2011), os menores tamanhos de grão austeníticos ocorreram com adição de 0,035% de nióbio, e o melhor resultado de tenacidade à fratura ocorreu com adição de 0,053%.

Pesquisas feitas por Jansto (JANSTO, 2014) com diferentes adições de nióbio, vanádio e nióbio combinado com vanádio em fio máquina AISI 1080, mostraram que o espaçamento interlamelar da perlita era reduzido com adição até 0,023% de nióbio, porém, acima disto, o espaçamento voltava a aumentar (figura 2.18).

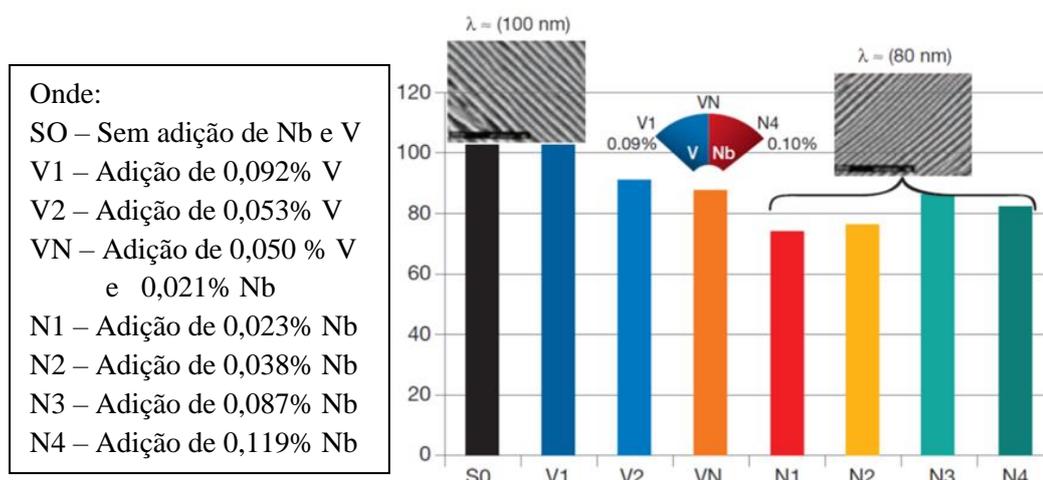


Figura 2.18: Espaçamento interlamelar da perlita com diferentes adições (% massa) de vanádio, nióbio e vanádio + nióbio, em aço para fio máquina AISI 1080 (JANSTO,2014).

O aumento da dureza da perlita nos aços 0,8% com nióbio foi provocado pelo nióbio estar em solução na austenita, fato que retarda a nucleação da perlita reduzindo o espaçamento interlamelar (MEI, 1983). Já os elementos formadores de carbonetos, tais como Mo, Cr, V e Ti aumentam a temperatura  $A_{r1}$  acarretando aumento do espaçamento interlamelar (FONSECA, 2015).

Para aços de alto carbono (0,7 %) a solubilidade do nióbio é limitada em torno de 0,01 % a 1250 °C, conforme figura 2.19 que teve como base a equação 2.2.

$$\log_{10}[Nb][C] = 2,26 - \left(\frac{6.770}{T_K}\right) \quad (2.2)$$

Onde:

Nb – Concentração em peso de nióbio

C – Concentração em peso de carbono

$T_K$  – Temperatura absoluta em Kelvin

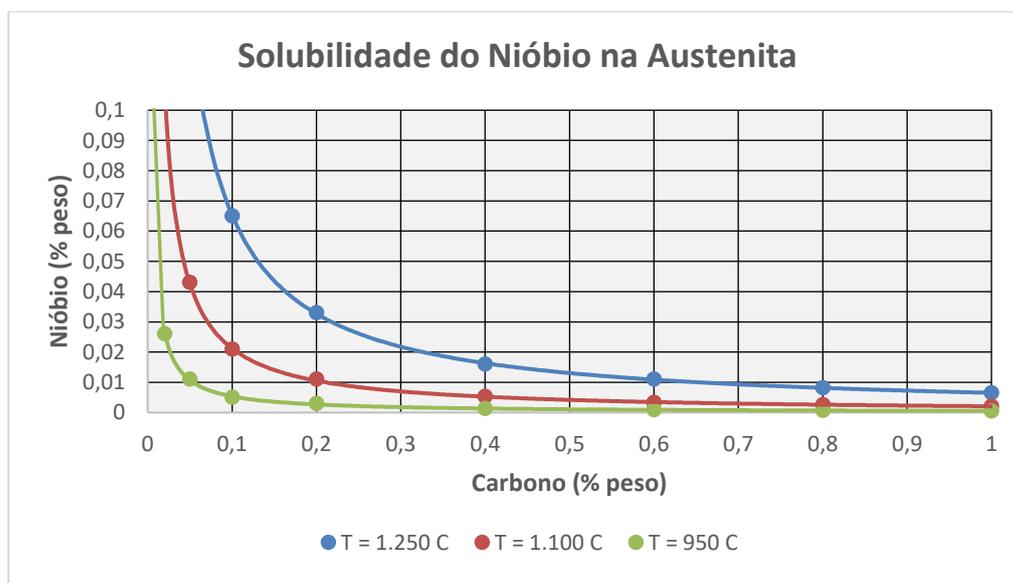


Figura 2.19: Solubilidade do Nb na austenita em função do teor de carbono e da temperatura para vários níveis de aquecimento (adaptado JANSTO, 2014).

Rodas microligadas com vanádio (0,04%) e rodas com adição vanádio e nióbio (0,04% cada) com 0,64% de carbono foram testadas comparando os resultados com material sem adição de microligante com o mesmo teor de carbono por Tao (TAO, 2015). As rodas foram austenitizadas a 870 °C, temperadas em água e revenidas a 450 °C, com as seguintes microestruturas a partir da face da pista da roda:

- Rodas sem adição de microaligante: nos primeiros 3 mm apenas martensita, a 5 mm pequena formação de perlita e acima de 15 mm até 50 mm predominou a perlita com grande volume de ferrita na profundidade de 50 mm.
- Rodas com vanádio e vanádio + nióbio: até 5 mm a estrutura predominante foi martensita; a 15 mm começou aparecer perlita numa relação de 50% em relação a martensita; a 30 mm estrutura de Widmanstätten apareceu nos contornos de grão e a 50 mm apenas perlita.

A dureza das rodas com adição de microaligante foi maior que a roda sem adição, fato atribuído à distância interlamelar da perlita que foi reduzida em 26% na roda com vanádio e em 11% na roda com vanádio e nióbio, onde o refinamento da perlita pela adição de microaligante não teve relação direta, em termos de quantidade de adição, com a magnitude da redução do espaçamento interlamelar da perlita (figura 2.20), (TAO, 2015).

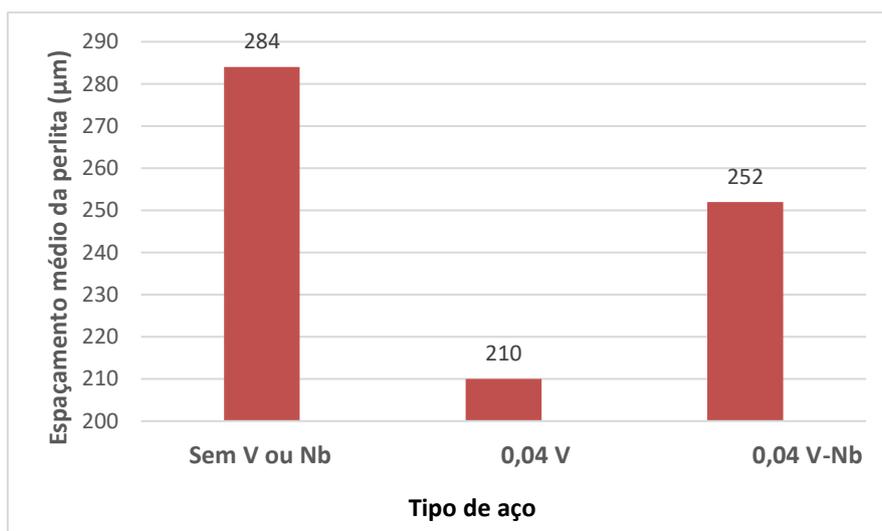


Figura 2.20: Espaçamento interlamelar da perlita a 50 mm da superfície da pista para aço com 0,64% C, sem adição de microaligantes, com adição de 0,04% V e adição de 0,04% de V + Nb (adaptado TAO, 2015).

A temperatura de austenitização no tratamento térmico de aços perlíticos influencia o espaçamento interlamelar da perlita (Tabela 2.4). A dureza e a tensão de escoamento seguem a relação de Hall-Petch, porém o alongamento e a resistência ao impacto, não. Depois de um certo valor crítico de espaçamento interlamelar a resistência à tração, a energia absorvida no ensaio de impacto e a ductilidade não apresentam mais variação (MODI, 2001).

Tabela 2.4: Influência da temperatura de austenitização no espaçamento interlamelar para aço com 0,65% C, 0,87% Mn, 2% Si, 0,021% P, 0,023% S (% massa); aquecido por 1 hora em diferentes temperaturas (MODI, 2001).

Temperatura de austenitização (°C)	Espaçamento interlamelar S (nm)	$S^{-1/2}$ (mm <sup>-1/2</sup> )
800	542	43
850	627	40
900	712	37
950	735	37
1.000	785	36

A figura 2.21 mostra a relação de tensão entre escoamento e dureza com o espaçamento interlamelar da perlita, bem como o alongamento e o impacto (MODI, 2001).

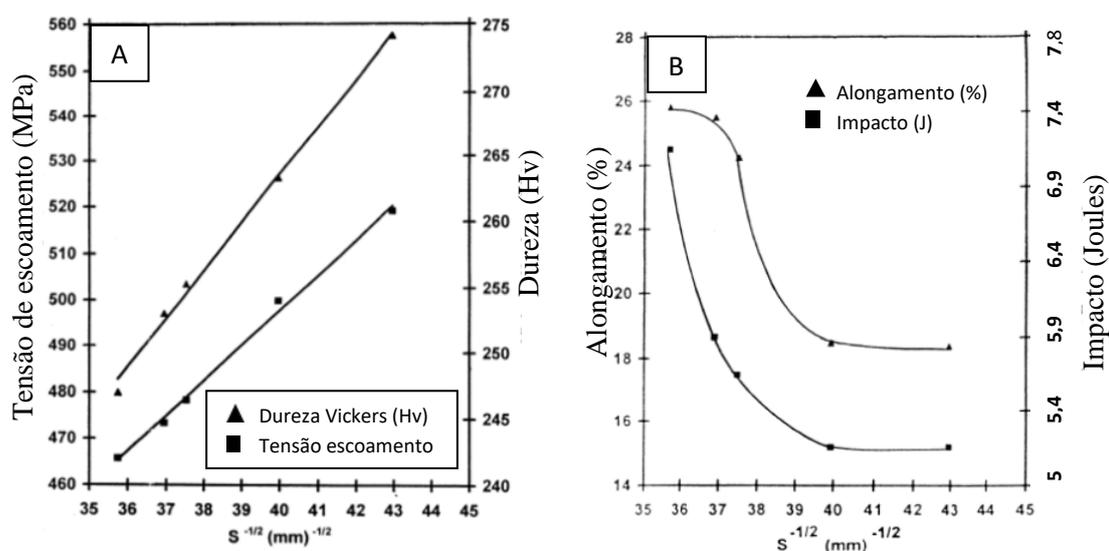


Figura 2.21: Espaçamento interlamelar da perlita e propriedades mecânicas do aço da tabela 2.4. (A) Relação entre espaçamento interlamelar com dureza e tensão de escoamento. (B) Relação entre espaçamento interlamelar da perlita com alongamento e energia de impacto (MODI, 2001).

As relações de Hall-Petch para dureza e tensão de escoamento segundo Modi (MODI, 2001) são:

$$Hv = H_0 + K_H S^{-1/2} \quad (2.3)$$

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y S^{-1/2} \quad (2.4)$$

Onde:

Hv – Dureza (Vickers)

H<sub>0</sub> – Dureza da ferrita (Vickers)

K<sub>H</sub> – Constante relacionada a dureza

σ<sub>y</sub> – Tensão de escoamento do aço (MPa)

σ<sub>0</sub> – Resistência de fricção interna da ferrita (MPa)

K<sub>y</sub> – Constante relacionada com escoamento

S<sup>-1/2</sup> – Espaçamento interlamelar (mm<sup>-1/2</sup>)

Segundo Jansto (JANSTO, 2015), a adição de nióbio em aços de alto carbono deve ser feita na faixa de 0,005-0,020%. A operação em forno de reaquecimento nos aços carbono modificados com nióbio é importante, como no caso de chapas laminadas para alcançar um controle apropriado do tamanho de grão austenítico. Encharque homogêneo é fundamental em placas onde a diferença de temperatura entre a superfície e o centro deve ser pequena, grandes diferenças acarretam crescimento não homogêneo dos grãos com influência nas propriedades mecânicas. A faixa de reaquecimento para aços de médio e alto carbono é de 1125 – 1230 °C, sendo que para aços microligados com nióbio esta temperatura seria em torno de 1200 °C, onde mais de 75% do nióbio estaria solubilizado.

## 2.7 Microestrutura bainítica

A bainita é um constituinte formado no resfriamento contínuo ou transformação isotérmica. A similaridade com a perlita vem da mistura das fases de ferrita e cementita, sendo também dependente da difusão controlada na partição do carbono entre a ferrita e a cementita, embora a ferrita e a cementita não estão dispostas em forma de lamelas. A similaridade com a martensita vem do fato da ferrita estar na forma de placas e seu mecanismo de formação envolver cisalhamento, além da difusão (SANTOS, 2006). Segundo Krauss (KRAUSS, 1985) existem duas morfologias principais para bainita, a superior, que se forma em temperaturas logo abaixo da perlita, e a inferior, que se forma em temperaturas próximas à martensita. A figura 2.22 mostra as temperaturas onde ocorrem as transformações da bainita no diagrama TTT, W<sub>s</sub> é a temperatura de início da ferrita de Widmanstätten, B<sub>s</sub> é a temperatura de início da bainita e M<sub>s</sub> início da martensita. Para aços de alta dureza não existe formação da ferrita de Widmanstätten (BHADESHIA, 1997).

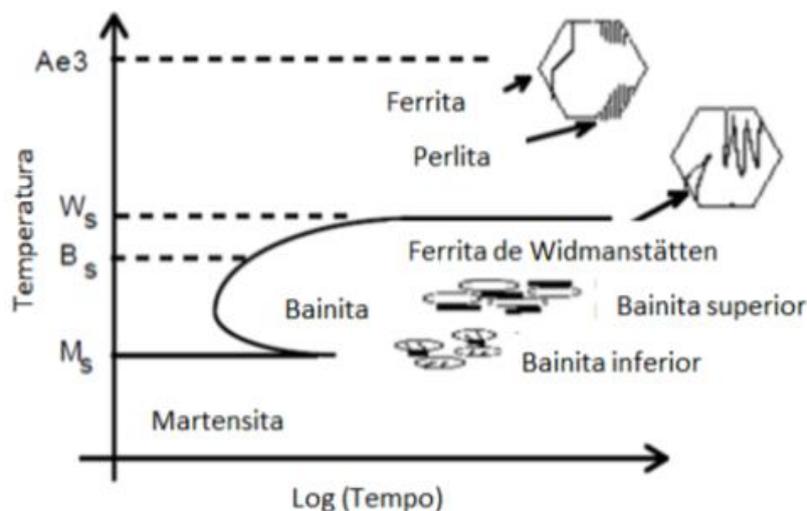


Figura 2.22: Diagrama TTT de transformação da bainita (BHADESHIA, 1997).

A bainita superior é formada em dois estágios, no primeiro ocorre a formação da ferrita e o carbono é rejeitado para austenita que envolve a ferrita. No segundo estágio, ocorre a precipitação da cementita entre as agulhas de ferrita. Os carbonetos da bainita superior são maiores que da inferior, onde as partículas de cementita mais grosseiras facilitam a nucleação de trincas (SILVA, 2006). A bainita superior é mais escura devido a rugosidade causada pelo ataque em torno das partículas de cementita, podendo ter aspecto de pena de ave (COLPAERT, 2008).

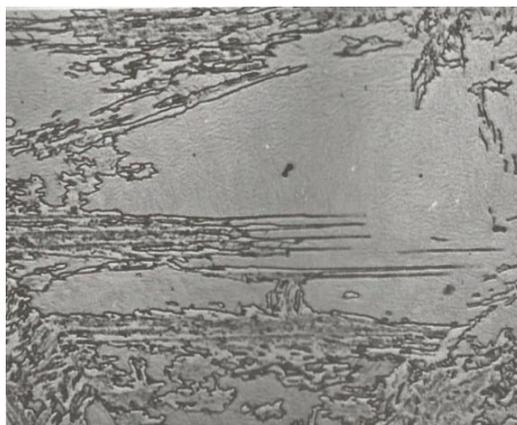


Figura 2.23: Bainita superior no aço 4360, transformado isotermicamente à 495 °C. Ataque com picral, (750 X) (KRAUSS, 1985).

A bainita inferior apresenta placas longas e não paralelas com microestrutura muito parecida com a martensita, porém neste caso a cementita precipita não apenas entre as agulhas de ferrita, mas também dentro delas. Devido as temperaturas menores

envolvidas na formação da bainita inferior, a difusão do carbono é reduzida, o qual não consegue segregar totalmente na austenita adjacente, precipitando também dentro da ferrita. A bainita inferior tem maior ductilidade que a superior pois as partículas de cementita são mais finas (SILVA, 2006).

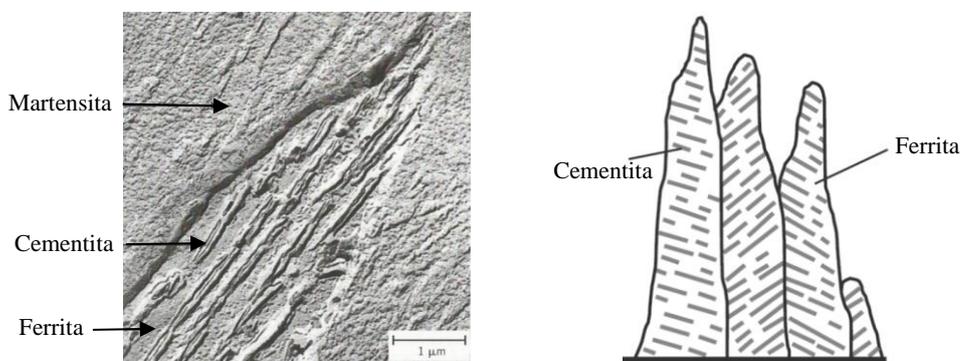


Figura 2.24: Estrutura da bainita inferior mostrando as regiões com ferrita e cementita, bem como sua forma acicular ou colunar (STOCK, 2012).

A figura 2.25 mostra a diferença na formação da bainita superior e inferior, evidenciando que na superior os carbonetos se precipitam entre as agulhas de ferrita e na inferior dentro e fora das agulhas de ferrita.

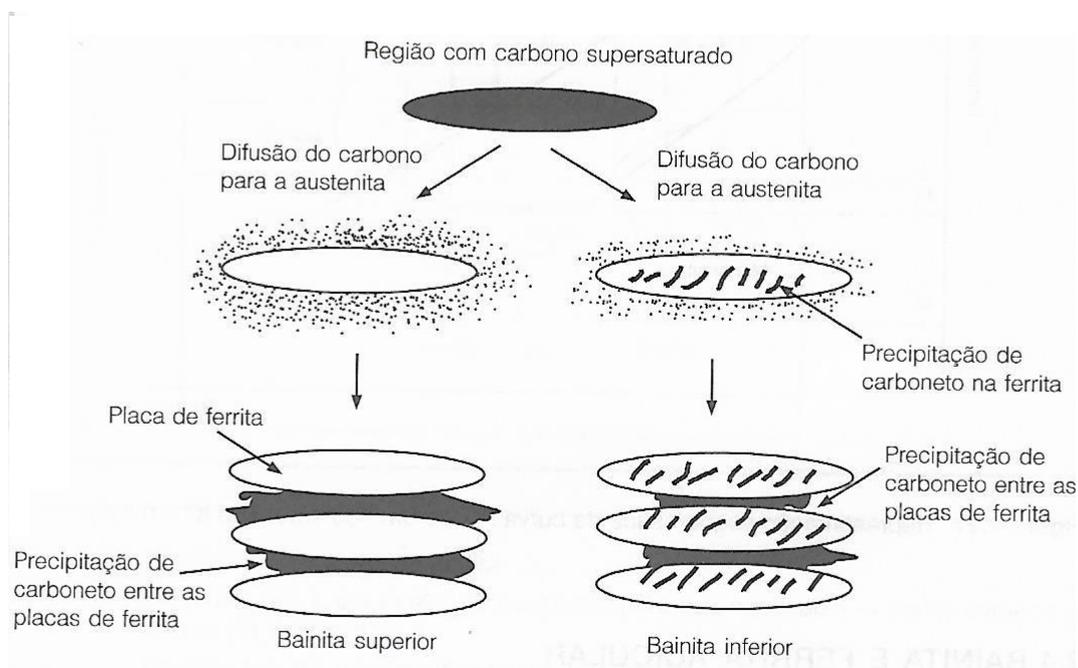


Figura 2.25: Esquema de formação da bainita superior e inferior (SILVA, 2006).

As figuras 2.26 e 2.27 mostram as microestruturas da bainita superior e inferior de um aço SAE 4360 transformado isotermicamente a 495 °C e 300 °C (KRAUSS, 1985).



Figura 2.26: Carbonetos formados entre ripas de martensita superior no aço 4360, transformado isotermicamente a 495 °C. Microscópio eletrônico de transmissão (25.000 X) (KRAUSS, 1985).



Figura 2.27: Bainita inferior com finos carbonetos entre placas no aço 4360, transformado isotermicamente a 300 °C. Microscópio eletrônico de transmissão (24.000 X) (KRAUSS, 1985).

### 2.7.1 Outras morfologias da bainita

A bainita superior e inferior são descritas como microestruturas fáceis de serem diferenciadas por microscopia e seus mecanismos de formação são conhecidos, porém existem outros tipos de bainita mais específicas (BHADESHIA, 2001).

### 2.7.1.1 Bainita granular

A bainita a granular, formada durante o resfriamento contínuo dos aços, é muito comum em tratamentos térmicos industriais. A bainita granular não é facilmente distinguível da bainita convencional, quando examinada no microscópio eletrônico de transmissão, uma vez que os mecanismos de formação delas é o mesmo. No entanto, como a microestrutura se forma gradualmente durante o resfriamento, os feixes de bainita podem ser grosseiros. No microscópio óptico a microestrutura tem a aparência de blocos de bainita e austenita, assim é apropriado empregar o adjetivo "granular" (BHADESHIA, 2006).

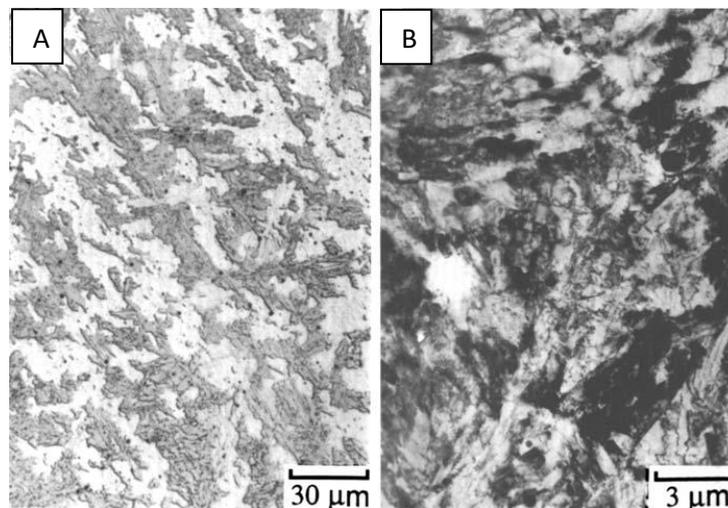


Figura 2.28: Bainita granular em aço com 0,15 %C, 2,25 %Cr, e 0,5 %Mo. (A) microscópio eletrônico de varredura. (B) microscópio eletrônico de transmissão (BHADESHIA, 2001).

### 2.7.1.2 Bainita inversa

A ferrita é a fase dominante na bainita convencional, a precipitação de carboneto quando ocorre é um evento secundário na bainita inversa. Ela ocorre nos aços hipereutetóides e a primeira fase que se forma é a cementita. Uma placa central de cementita, como um espinho, cresce diretamente da austenita que começa a ser circundada pelas lamelas de ferrita (figura 2.29). O termo inversa vem do fato não comum da cementita se formar antes da ferrita (BHADESHIA, 2001).



Figura 2.29: Bainita inversa (BHADESHIA, 2001).

### 2.7.1.3 Bainita colunar

Bainita colunar é o nome de um agregado colunar de ferrita e cementita, sua forma em geral é irregular em colônias levemente alongadas, sendo que a distribuição das partículas de cementita na colônia é bem peculiar, onde a maioria das partículas em forma de agulha está alinhada em grandes extensões da colônia. Esta estrutura normalmente é observada em aços hipereutetóides, mas também pode ocorrer em aços com baixo carbono transformados em alta pressão. Esta estrutura pode ser obtida com temperatura similar a bainita convencional, porém não existe plano invariante que acompanha o crescimento da bainita colunar o qual tem mais relação com a perlita que com a bainita (figura 2.30) (BHADESHIA, 2001).

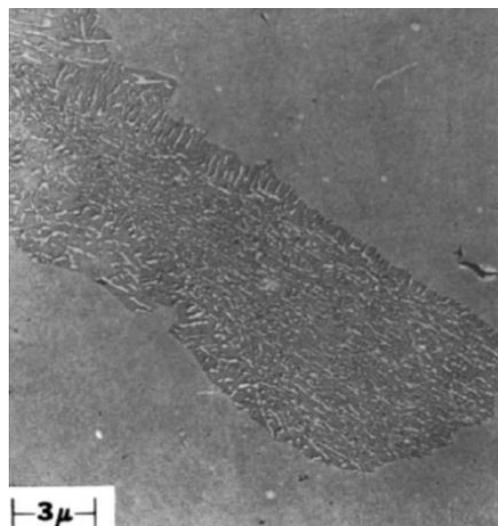


Figura 2.30: Bainita colunar (BHADESHIA, 2001).

#### 2.7.1.4 Bainita inferior em contorno de grão

A nucleação da bainita nos aços ocorre de maneira heterogênea no contorno de grão, a taxa de nucleação da bainita inferior perto de  $M_s$  pode ser grande, desta forma a superfície dos grãos de austenita começa a cobrir as sub unidades da bainita inferior (figura 2.31) (BHADESHIA, 2001).

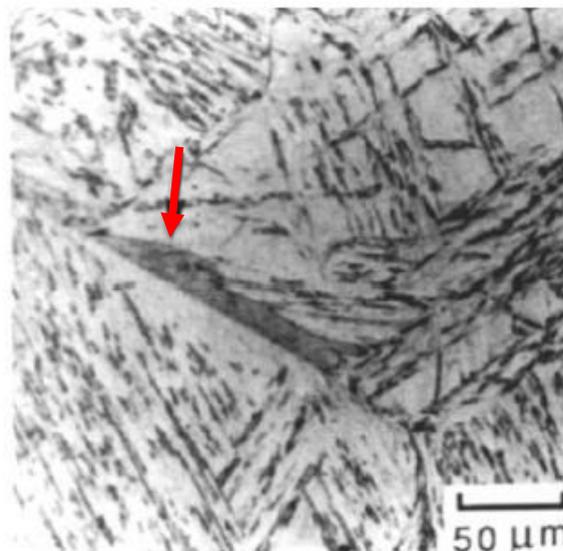


Figura 2.31: Bainita inferior em contorno de grão (BHADESHIA, 2001).

#### 2.7.2 Aços bainíticos com aplicação ferroviária

Segundo Bhadeshia (BHADESHIA, 2005), trilhos e rodas ferroviárias fabricadas com microestrutura bainítica reduziram o desgaste das rodas e dos trilhos com aumento considerável da resistência à fadiga de contato, comprovado pelo atraso na nucleação de trincas no ensaio de desgaste. Testes feitos em ferrovias com estes materiais provaram a resistência superior ao desgaste em comparação com materiais perlíticos convencionais. A alta tenacidade dos trilhos bainíticos contribui para resistência ao desgaste reduzindo a geração de limalha, pois estes aços têm uma camada de transição mais suave enquanto retém alta dureza (figura 2.32).

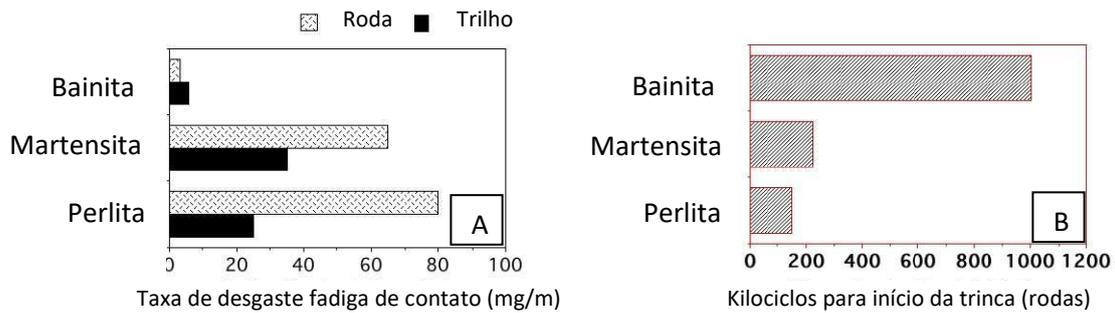


Figura 2.32: (A) Comparação de desgaste de roda e trilhos ferroviários martensíticos, bainíticos e perlíticos com o método de pino contra lixa. (B) Comparação do número de ciclos até o início da nucleação de trincas em rodas no ensaio de desgaste, entre microestrutura bainítica, perlítica e martensítica (BHADESHIA, 2005).

Zapata (ZAPATA, 2011), estudou aços bainíticos e perlíticos para aplicação em trilhos e rodas ferroviárias e concluiu que a microestrutura perlítica está próxima do seu limite, pois as cargas estão aumentando e a perlita não suporta mais cargas tão altas. Segundo Zapata (ZAPATA, 2011) a solução seria microestrutura bainítica. A mesma conclusão de Sharma (SHARMA, 2016) que também estudou aços perlíticos e bainíticos para aplicação em trilhos e rodas ferroviárias.

## 2.8 Fragilização da martensita revenida (FMR)

A norma AAR não especifica a faixa de temperatura para revenimento das rodas, pois a microestrutura presente neste produto é normalmente perlita, como por exemplo, as rodas ferroviárias AAR classe C e as rodas microligadas ao vanádio (KAPITO, 2019). A perlita não é sensível ao fenômeno da fragilização ao revenido, ao contrário da bainita e da martensita (VISWANATHAN, 1975). O material desenvolvido nesta pesquisa com resfriamento contínuo, possui martensita revenida na superfície de rolamento e uma microestrutura mista formada de bainita e perlita ao longo do aro, motivo pelo qual se torna necessário conhecer a faixa de temperatura de fragilização ao revenido para segurança no processo de tratamento térmico, garantindo que as rodas sejam revenidas fora desta faixa de temperatura.

Durante o revenimento algumas transformações ocorrem na martensita, conforme tabela 2.5.

Tabela 2.5: Transformações metalúrgicas na martensita durante o revenimento, conforme a faixa de temperatura (Adaptado COLPAERT, 2008)

Faixa de Temperatura (°C)	Ocorrência
Até 100 °C	Redistribuição dos átomos de carbono.
100 – 300 °C	Precipitação de carbonetos. Em aços com teor mais elevado de carbono pode precipitar carbonetos $\epsilon$ junto com cementita.
200 – 300 °C	Decomposição da austenita retida, onde os carbonetos precipitados reduzem o teor de carbono da austenita retida, promovendo a formação de martensita no resfriamento pós revenimento.
Acima de 300 °C	Processo de recuperação e recristalização da martensita com redução das discordâncias, junto com o crescimento e esferoidização das partículas de cementita. Este processo reduz a dureza e a resistência mecânica dos aços.

Existem algumas teorias sobre a FMR nos aços carbono, revenidos na faixa crítica de 260 a 370 °C, porém um consenso entre os autores admite que ela está relacionada a precipitação de filmes de cementita durante o revenimento, que ocorre pela decomposição da austenita retida presente entre os pacotes de ripas de martensita, ou dentro destes. A instabilidade mecânica da austenita não decomposta termicamente no revenimento, também auxilia neste processo durante o revenimento (KRAUSS, 1985). Outra possibilidade é a segregação de impurezas no contorno de grão da austenita prévia, como o fósforo, enxofre, chumbo, estanho e nitrogênio, provocando fratura intergranular. O efeito da segregação de impurezas, junto com a precipitação da cementita e o efeito da instabilidade mecânica da austenita retida e não decomposta termicamente durante o revenimento, pode ser responsável pela FMR. O micromecanismo de fratura para FMR pode ser intergranular, transgranular ou misto (MARCOMINI, 2012).

Em 1883, alguns ferreiros utilizavam um tipo de tratamento térmico conhecido como recozimento em água (resfriamento após revenimento), para prevenir fragilidade em aços revenidos nas temperaturas de 300 a 600 °C. No começo do século XX, a empresa Krupp desenvolveu várias patentes baseadas em resfriamento em água após revenimento em aços Cr-Ni (VATAVUK, 2000). A fragilização da martensita revenida (FMR) recebeu destaque apenas no início da Primeira Guerra Mundial, quando grande quantidade de armamentos foi produzida com aço. Em 1917 se introduziu o termo “fragilização do revenido”, onde os pesquisadores utilizaram barras entalhadas para o estudo do fenômeno que tem grande importância tecnológica, em particular naqueles aços com os quais eram fabricadas as molas, barras de torção, eixos, isto é, componentes que deveriam possuir alta tenacidade e resistência à fadiga (VATAVUK, 2000).

Aços martensíticos de médio carbono apresentam fratura intergranular acompanhados de FMR. Fraturas intergranulares em faixas críticas de temperatura de revenimento eram explicadas entre 1940 e 1950 pela decomposição da austenita retida na ferrita (GROSSMAN, 1946). Em 1960, Capus (CAPUS, 1963) propôs que a morfologia do carboneto sozinha não poderia ser responsável pela FMR, mostrando que impurezas como fósforo, arsênio, estanho e antimônio contribuíram para FMR com a formação de camadas de finos carbonetos.

Ebrahimi (EBRAHIMI, 1983), estudou a fragilização do revenido para o aço 4130 com 0,002% de P e 0,02% de P, austenitizado a 900 °C e posteriormente temperado em água por 1 hora. A fragilização foi observada por meio de um severo decréscimo de energia no ensaio de Charpy em “V” para corpos de prova revenidos entre 200 e 300 °C para alto e baixo P. A energia de impacto para alto P foi consistentemente mais baixa que as amostras com baixo P, em todas as condições de revenimento. Fraturas intergranulares foram observadas em todos os corpos de prova, porém a segregação de P no contorno de grão da austenita prévia não foi responsável pela fragilização. Finos carbonetos retidos após a austenitização foram associados a microvazios observados na superfície de fratura dos corpos de prova. Os carbonetos formados após o revenimento na faixa de 250 a 350 °C, contribuíram para fragilização.

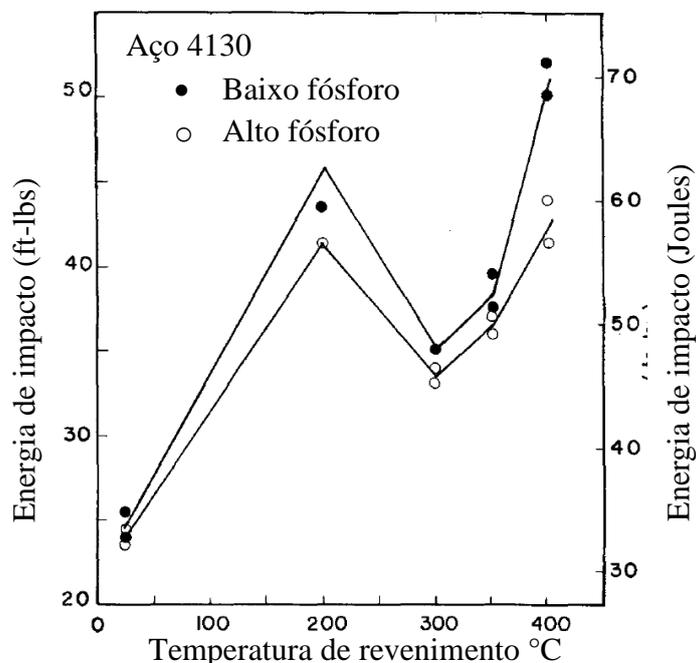


Figura 2.33: Ensaio de Charpy em aço SAE 4130 com alto e baixo P na temperatura ambiente versus temperatura de revenimento. Austenitização a 900 °C, têmpera em água e revenimento por 1 hora nas temperaturas indicadas, (EBRAHIMI, 1983).

Hu (HU, 1991), pesquisou o mecanismo de fragilização da bainita revenida (FBR) em aços: 15CrMnMoV, 18 Mn2CrMoB, 30CrMnSi, 30CrMnSiNi2 e 40CrMnSiMoV. Os aços foram austenitizados e revenidos em diferentes temperaturas, depois da austêmpera ou resfriamento contínuo, com taxas específicas de resfriamento, Tabela 2.6.

Tabela 2.6: Tratamentos térmicos e microestruturas obtidas para os aços pesquisados por Hu (Adaptado HU, 1991).

<b>Tipo de Aço</b>	<b>Tratamento Térmico</b>	<b>Microestrutura</b>
15CrMnMoV	Austenitização: 950 °C Resfriamento contínuo até 400 °C em 21s	Bainita granular
18Mn2CrMoB	Austenitização: 920 °C Resfriamento contínuo até 400 °C em 15 min.	Bainita granular
18Cr2Ni4W	Austenitização: 900 °C Resfriamento contínuo até 400 °C em 33 min.	Bainita granular
30CrMnSi	Austenitização: 900 °C Austêmpera em água. a 360 °C por 15 min.	Meta bainita
30CrMnSiNi2	Austenitização: 900 °C Austêmpera em água. a 330 °C por 60 min.	Meta bainita
40CrMnSiMoV	Austenitização: 920 °C Austêmpera em água. a 310 °C por 12 min.	Meta bainita

Corpos de prova de impacto foram elaborados e a energia de impacto foi comparada para cada temperatura de revenimento. Foi observado que a FBR pode ocorrer durante o revenimento em certas faixas de temperatura, que depende da composição química e microestrutura, a qual acontece com mais frequência para aços com bainita granular, cuja faixa de FBR observada foi de 250 – 650 °C, principalmente para aços que contém molibdênio e vanádio. Fractografia realizada em MEV mostrou que para os corpos de prova fora da região de FBR, com bainita granular, o micromecanismo de fratura foi dimples e para meta bainita foi quase clivagem com dimples. No entanto, na região da FBR todas as fraturas foram quase clivagem e intergranulares. O motivo da ocorrência da FBR pode ser atribuído à precipitação da cementita, formada pela decomposição da austenita retida em finas camadas nos contornos de grão da bainita, ou entre ilhas de martensita e austenita retida durante a permanência na temperatura de revenimento. A formação de certa quantidade de martensita secundária durante o resfriamento na temperatura de revenimento e a transformação da austenita retida residual em martensita, por causa da deformação plástica após o revenimento, também podem ter contribuído para FBR (HU, 1991). A figura 2.34 mostra as faixas de FBR para os aços estudados,

separando as microestruturas compostas de bainita granular (gráfico A) e meta bainita (gráfico B), (HU, 1991).

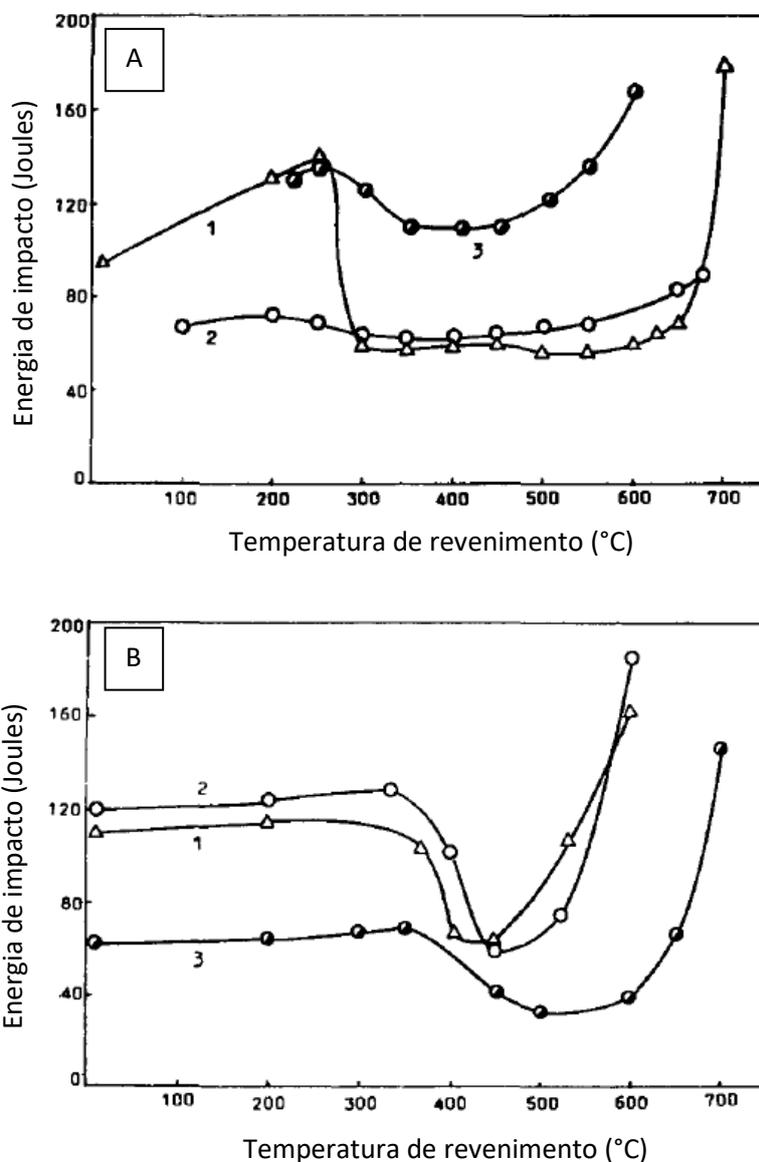


Figura 2.34: Energia de impacto versus temperatura de revenimento, evidenciando as regiões de FBR para: (A) aços com bainita granular (15CrMnMoV (1), 18Mn2CrMoB (2), 18Cr2Ni4Mo (3)); (B) aços com meta bainita (30CrMnSi (1), 30 CrMnSiNi2 (2), 40CrMnSiMoV (3) (HU, 1991).

Horn, (HORN, 1978) investigou o mecanismo de FMR em aços SAE 4340 comerciais (300) e SAE 4340 com adição de Si (300M) utilizando amostras temperadas em óleo, submetidas a tratamentos isotérmicos e resfriados em ar após a austenitização. A FMR foi observada tanto no ensaio de Charpy como no K1c e fraturou em torno de 275 °C no 300 e entre 400 e 450 °C no 300M (figura 2.35). Ele observou que, com o aumento

da temperatura de revenimento após a têmpera, havia um aumento da tenacidade por formação de carboneto  $\epsilon$ . Porém quando o carboneto  $\epsilon$  transformava-se em cementita ocorria a fragilização do aço. Também observou por MET a precipitação de cementita no antigo contorno de grão austenítico, no contorno das ripas de martensita e também na austenita retida entre as ripas de martensita (figura 2.36).

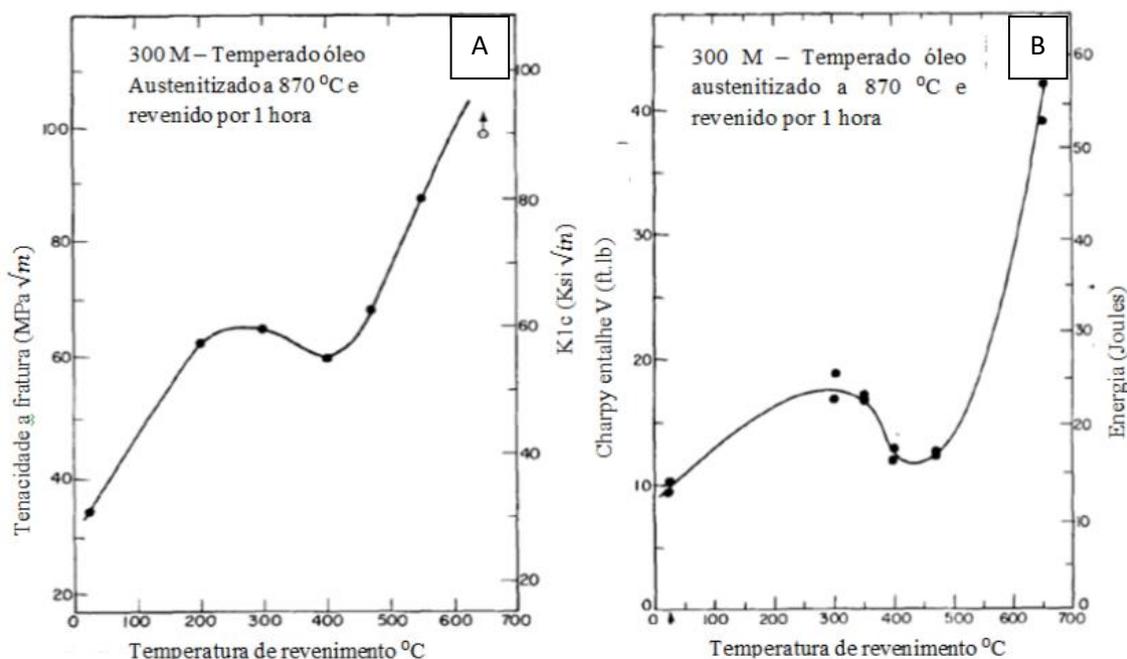


Figura 2.35: Efeito da temperatura de revenimento na fragilização da martensita revenida do aço 300M, com adição de Si. (A) Temperatura de revenimento versus tenacidade à fratura. (B) Temperatura de revenimento versus energia no Charpy (HORN,1978).

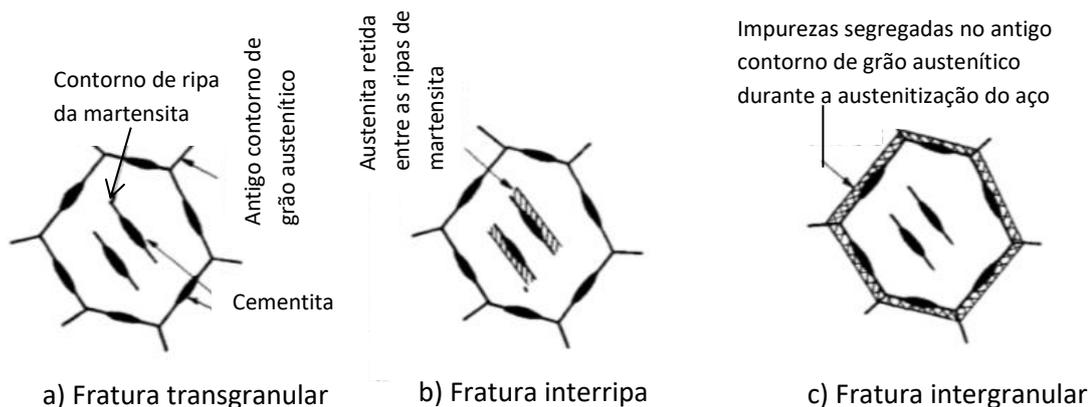


Figura 2.36: Mecanismos propostos pra explicar a fragilização da martensita revenida durante o revenimento (HORN, 1978).

Também contribuíram para fragilização da microestrutura as impurezas segregadas no contorno de grão austenítico, durante a austenitização do aço. O aumento do silício estabilizou o carboneto  $\epsilon$  e por isso a fragilização no aço 300M (maior teor de silício) ocorreu em temperaturas maiores que no aço SAE 4340. Horn (HORN, 1978) observou que quanto maior a quantidade de austenita retida no aço antes do revenimento, mais drástica era a FMR, medida em termos de queda de  $K_{Ic}$  (figura 2.37).

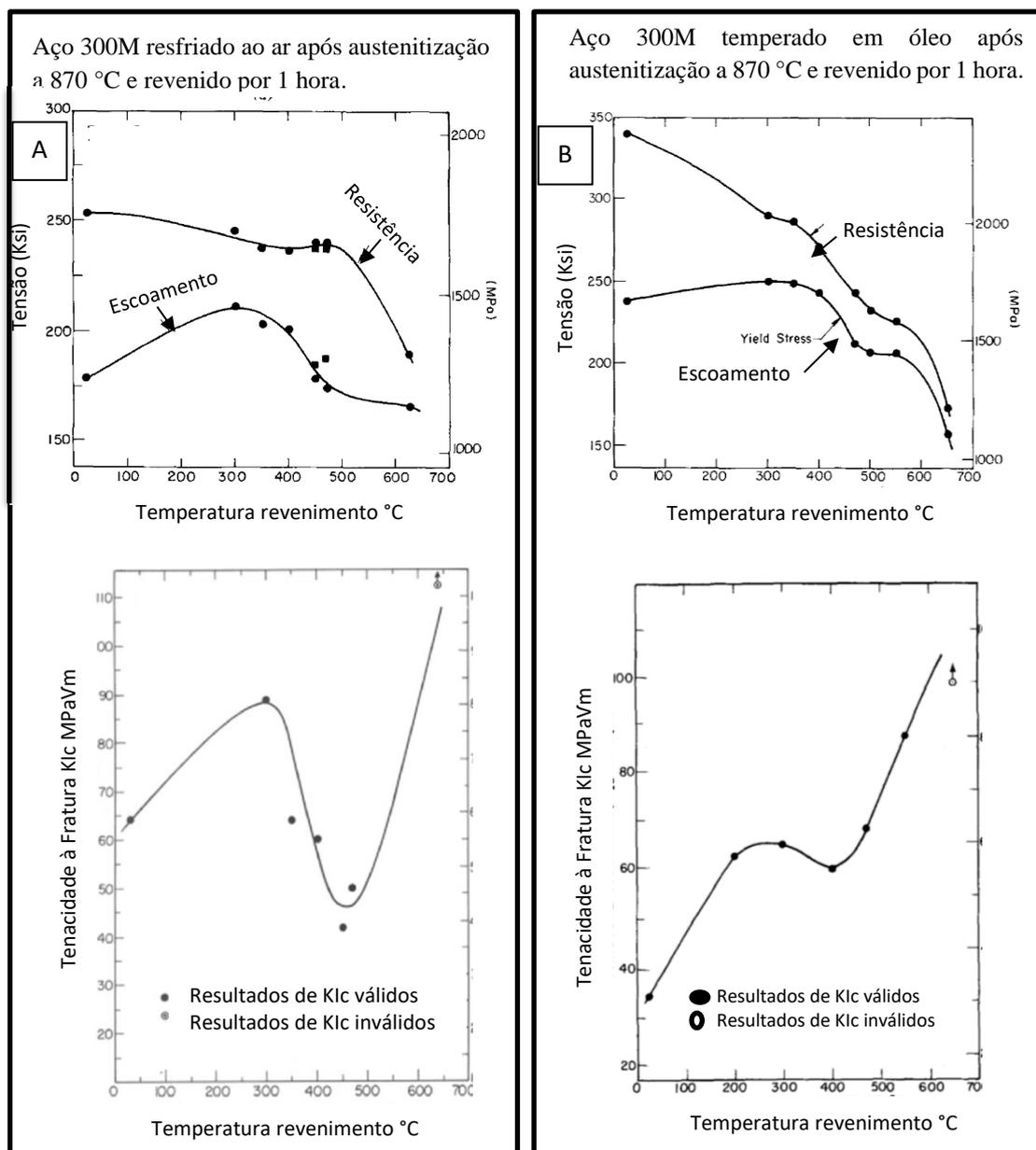


Figura 2.37: Efeito da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas dos aços 300M. (A) Resfriado ao ar (com 18% de austenita retida). (B) Temperado em óleo (com 5% de austenita retida). Tempo de revenimento de 1 hora em diferentes temperaturas para todas as amostras (HORN, 1978).

A precipitação do carboneto  $\epsilon$  nas temperaturas mais baixas de revenimento (até 300 °C) aumenta a resistência mecânica e a tenacidade do aço. Em temperaturas maiores o carboneto  $\epsilon$  transforma-se em cementita e a austenita retida, ao perder carbono, transforma-se em martensita. Esses dois fenômenos são os responsáveis pela fragilização do aço (HORN, 1978).

A precipitação de cementita na austenita retira o carbono da mesma, transformando-a em martensita não revenida, o que favorece a fragilização do aço (HORN, 1978). Ao reduzir o teor de carbono da austenita, a temperatura de início de formação da martensita eleva-se, favorecendo a formação desta fase (SILVA, 2006). Horn (HORN, 1978), também observou a redução da austenita retida ao aplicar tensão nas amostras revenidas, mostrando que tensões mecânicas também favorecem a transformação da austenita em martensita não revenida (figura 2.38).

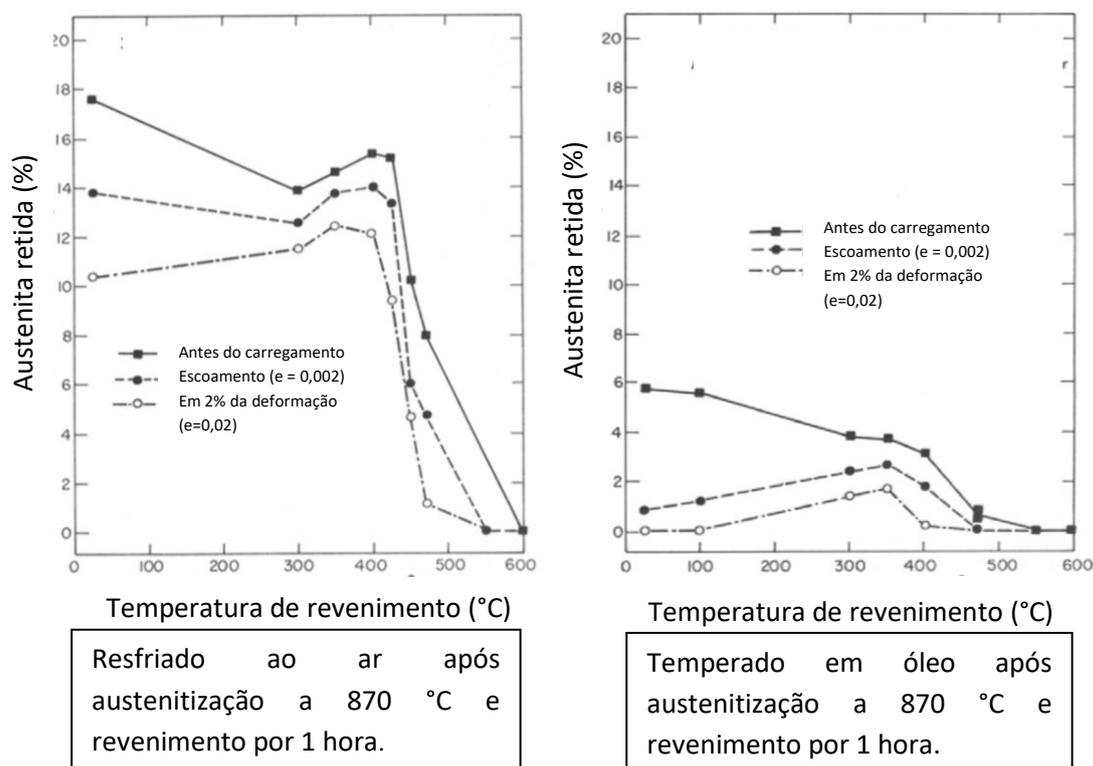


Figura 2.38: Redução da austenita retida no aço 300 M com aplicação de tensão no aço revenido. O revenimento foi por 1 hora em diferentes temperaturas em todas as amostras (HORN, 1978).

A tenacidade do aço SAE 4340 com alto fósforo (300 ppm) e baixo fósforo (30 ppm) foi estudada com ensaios de Charpy em V e K1c com corpos de prova temperados

e revenidos até 500 °C, onde ambos os aços mostraram características de fragilização após o revenimento entre 250 e 400 °C. A energia absorvida por todos os corpos de prova com baixo fósforo no ensaio de impacto foi da ordem de 10 Joules acima dos corpos de prova com alto fósforo para o mesmo tratamento térmico (figura 2.39) (MATERKOWSKI, 1979).

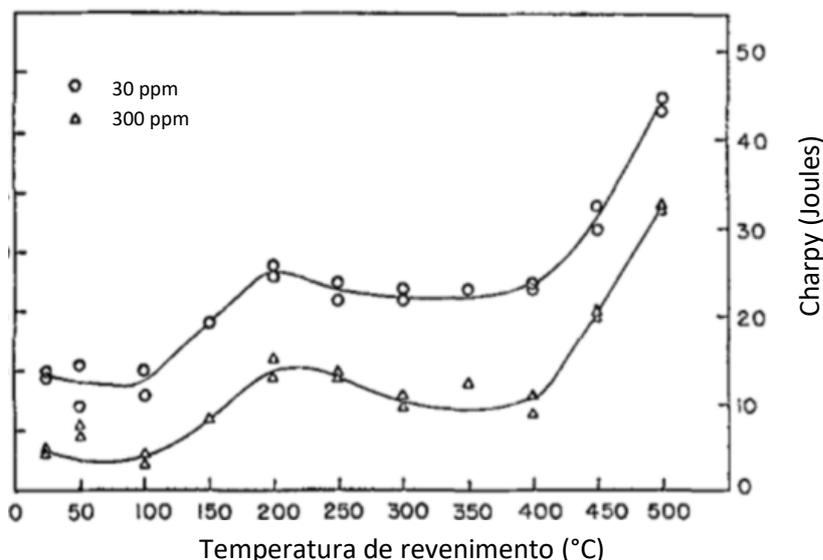


Figura 2.39: Energia absorvida no ensaio de Charpy na temperatura ambiente para o aço 4340 com 2 teores de fósforo. As amostras foram austenitizadas a 870 °C, temperado em óleo e revenido por 1 hora em diferentes temperaturas (MATERKOWSKI, 1979).

O micromecanismo de clivagem foi iniciado nas placas de cementita formadas na austenita retida e propagadas através das ripas de martensita de mesma orientação para amostras de baixo fósforo. A segregação de fósforo e formação de cementita na austenita provocou a fragilização em amostras com alto fósforo (MATERKOWSKI, 1979).

Ebrahim (EBRAHIM, 1984) trabalhando com aços de médio carbono (0,3% - 0,5%) com 0,002% e 0,02% de fósforo para cada nível de carbono, observou que todas as amostras apresentaram redução da energia absorvida no ensaio de Charpy entre as temperaturas de 200 a 400 °C, porém a redução de energia foi mais intensa nas amostras com menor teor de carbono. O aumento do teor de carbono reduziu a energia de impacto e a aparente severidade da FMR (figura 2.40). O fósforo reduziu uniformemente a tenacidade no impacto dos corpos de prova em todas as temperaturas, porém a FMR teve a mesma extensão para altos e baixos teores (0,02% e 0,002%), sendo o fenômeno da FMR independente do teor de fósforo (EBRAHIMI, 1984).

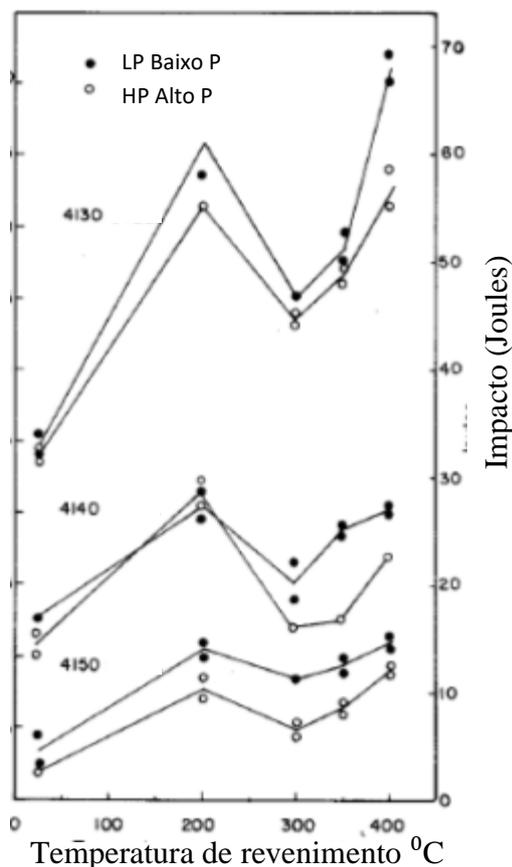


Figura 2.40: FMR nos aços SAE 4130, 4140 e 4150 para alto e baixo fósforo, com redução uniforme da tenacidade em relação ao teor de P em cada tipo de aço (EBRAHIM, 1984).

Lescano (LESCANO, 2011) observou que a adição de boro no aço 15B41 não impedia a fragilização após revenimento entre temperaturas de 200 a 400 °C (figura 2.41). Segundo Lescano (LESCANO, 2011) a fina dispersão de carbonetos  $\epsilon$  presentes no revenimento a 200 °C favorece a tenacidade do material, porém para temperaturas de 300 °C e 350 °C os carbonetos crescem até um tamanho crítico, suficiente para rápida propagação da fratura através do grão da austenita prévia ou enfraquecimento do contorno de grão por impurezas. Já para temperatura de 450 °C os carbonetos esferoidizam e também ocorre a formação de ferrita, que melhora a tenacidade e a fratura ocorrerá por progressão e junção das partes com microvazios.

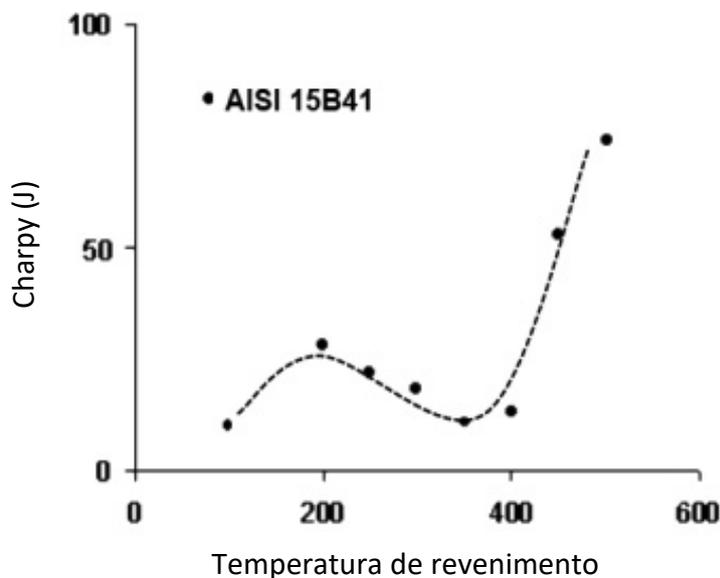


Figura 2.41: Resultado de ensaio Charpy em aço com boro (LESCANO, 2011).

## 2.9 Desgaste e microestrutura

O desgaste da roda ferroviária no contato roda trilho é mandatório para determinar a vida deste componente em serviço, logo a relação entre desgaste e microestrutura tem grande importância em desenvolvimentos de novos aços para rodas ferroviárias. Narayanaswamy (NARAYANASWAMY, 2016), realizou ensaios com 4 aços de microestruturas diferentes com a mesma faixa de dureza, as microestruturas analisadas foram: bainita (B), perlita (P), martensita revenida (MR) e martensita (M). A tabela 2.7 mostra a composição química dos aços, microestrutura e dureza em Vickers (HV).

Tabela 2.7: Composição química, microestrutura e dureza (NARAYANASWAMY, 2016).

Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co	ME*	HV**
A	0,261	1,61	3,51	1,05	0,275	1,69	0,78	0,49	B/MR	358/357
B	0,046	0,264	1,84	0,0078	0,251	0,0087	0,0702	0,0066	M	355
C	0,844	0,27	0,67	0,02	0,006	0,04	0,002	0,004	P	326

\* ME: Microestrutura \*\* HV: Dureza Vickers

Ensaio de desgaste feitos com pino contra lixa usando diferentes tamanhos de partículas abrasivas, demonstram que os melhores resultados (menor taxa de desgaste) foram obtidos com a bainita e a perlita (NARAYANASWAMY, 2016).

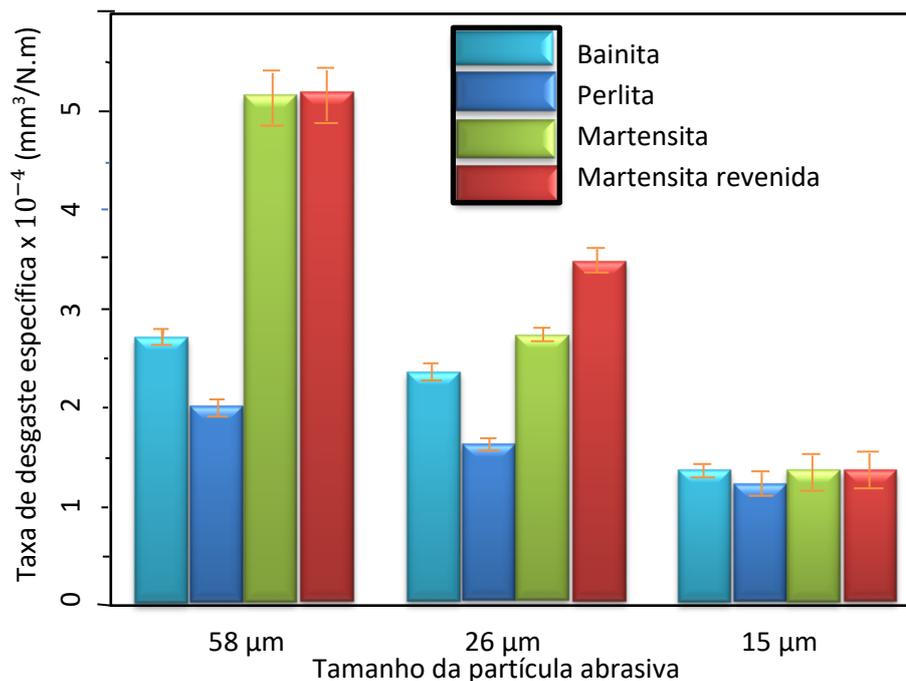


Figura 2.42: Taxas de desgastes específicas de diferentes microestruturas para rodas ferroviárias em função do tamanho da partícula abrasiva (adaptado NARAYANASWAMY, 2016).

Em geral as microestruturas consistem em fases dúcteis e frágeis, logo estruturas com mais de uma fase são mais eficientes na resistência à abrasão do que estruturas monofásicas. Os resultados da figura 2.43 revelam que estruturas como a perlita, que tem mais de uma fase (ferrita + lamelas de cementita) e a bainita (ferrita + cementita), possuem maior resistência a abrasão comparada com estruturas monofásicas (martensita). A fase frágil ou dura oferece mais resistência a ação da penetração da partícula abrasiva, por outro lado, a nucleação de trincas ou falhas é fortemente reduzida pela presença da fase dúctil. A figura 2.43 mostra a ação da partícula abrasiva em diferentes microestruturas. Geralmente microestruturas frágeis e únicas tendem a promover grandes deslocamentos no material, devido a homogeneidade dos seus constituintes. Quando uma partícula abrasiva penetra na microestrutura, ela encontra pouca resistência removendo uma camada grande de material por meio de grandes canais na superfície da peça. Ao contrário, microestrutura que combina as fases frágeis e dúcteis oferece uma resistência maior a penetração da partícula abrasiva, pois a fase dúctil provoca um efeito de amortecimento da carga de rolamento para fase frágil. O fenômeno da plasticidade relacionada aos constituintes da microestrutura está presente nas microestruturas com mais de uma fase a qual minimiza o efeito da falha ou trinca. As microestruturas tem

diferentes maneiras de remoção de material no processo de desgaste. Nas microestruturas com mais de uma fase há ação simultânea de riscamento e cunha formando mecanismos de desgaste com linhas estreitas e profundas onde menor quantidade de material é removida. Nas microestruturas monofásicas o processo de corte é responsável por mecanismo de desgaste com linhas largas e rasas, onde maior quantidade de material é removida (figura 2.44) (NARAYANASWAMY, 2016).

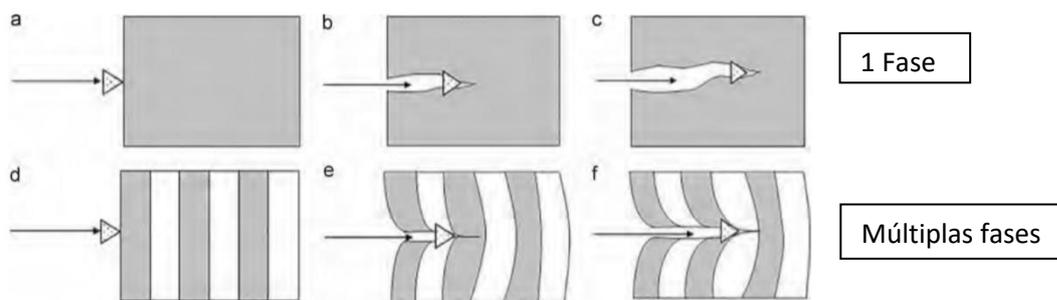


Figura 2.43: Microestruturas diferentes sob a ação de partícula abrasiva. (a - c) Microestrutura com uma fase. (d - f) Microestrutura com múltiplas fases (NARAYANASWAMY, 2016).

Kalousec (KALOUSEC, 1985), testou trilhos com microestruturas diferentes em máquina de disco contra disco para verificar o desgaste. Trilhos com microestrutura perlítica, bainítica e martensita revenida foram testados a seco, com graxa pura e com mistura de graxa e areia. Os trilhos foram testados com dureza na faixa de 38-45 HRC, onde as microestruturas de martensita revenida e bainita mostraram um aumento da resistência ao desgaste com o aumento da dureza para o teste a seco, enquanto a perlita não apresentou esta correlação, mantendo a resistência ao desgaste constante independentemente do valor da dureza. Os resultados de desgaste da perlita a seco demonstraram que não existe vantagem adicional em termos de desgaste com aumento da dureza acima de 38 HRC (353 BHN).

Desgaste entre rodas forjadas microligadas ao nióbio, AAR classe C, com microestrutura bainítica e perlítica também foi estudado por Resende (RESENDE, 2020), usando o método de duplo disco (*twin disc*). Discos retirados da pista de uma mesma roda foram austenitizados e temperados com resfriamento isotérmico à 350 e 650 °C, para obtenção de microestrutura bainítica e perlítica respectivamente. Os parâmetros do ensaio seguiram a norma AAR M107/206, anexo C para rodas classe D, com pressão máxima

de contato entre os discos de 2.200 MPa. Os resultados apontaram menor perda de massa para a microestrutura bainítica, bem como maior resistência à deformação plástica comparada com a perlita.

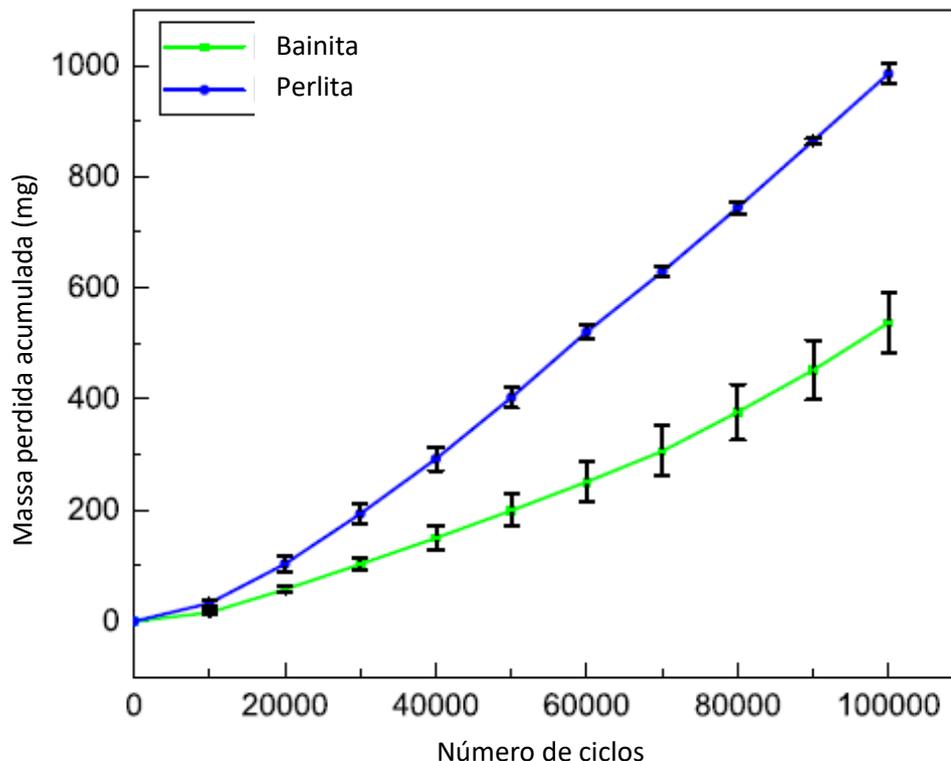


Figura 2.44: Massa perdida acumulada no ensaio de duplo disco entre as microestruturas perlítica e bainítica, obtidas por transformação isotérmica em roda microligada ao nióbio (RESENDE, 2020).

Trincas nos discos de microestrutura perlítica foram observadas até 110  $\mu\text{m}$  de profundidade da superfície dos discos, em maior número para perlita em relação à bainita. A bainita apresentou trincas até 40  $\mu\text{m}$  de profundidade da superfície. Este comportamento mostra que a bainita tem maior capacidade de absorver deformação plástica do que a perlita (RESENDE, 2020). Os resultados obtidos por Resende (RESENDE, 2020), coincidem com os relatados por Bhadeshia (BHADESHIA, 2005). A tabela 2.8 mostra a composição química do aço estudado.

Tabela 2.8: Composição química do aço microligado ao nióbio estudado por Resende (% em massa), (RESENDE, 2020).

C	Si	Mn	Cr	Cu	V	Mo+Nb
0,72	0,43	0,84	0,27	0,21	0,05	0,22

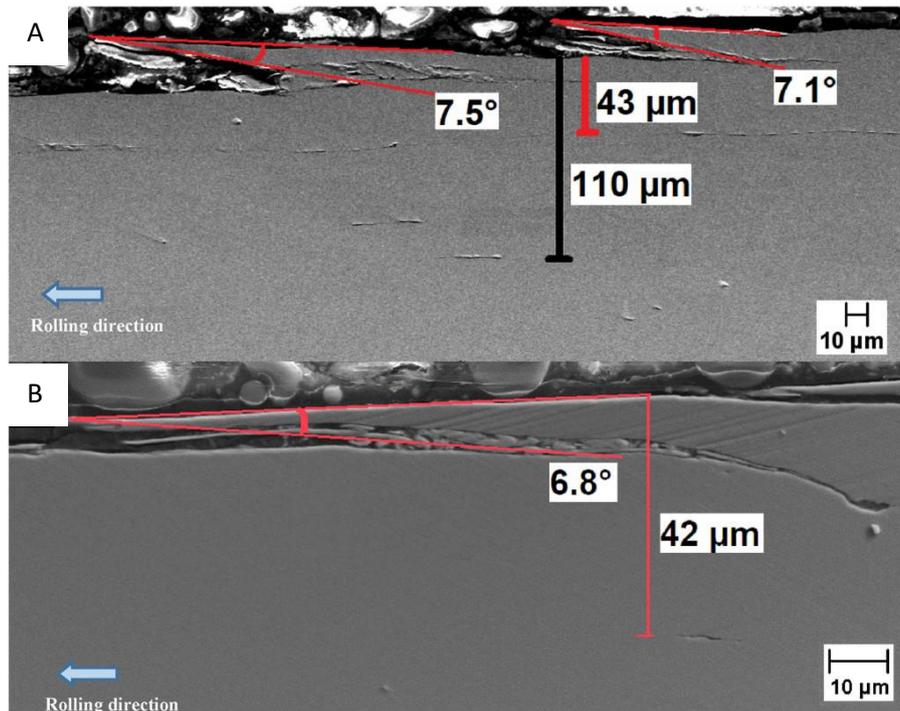


Figura 2.45: Micrografia em MEV da secção transversal dos discos mostrando a profundidade das trincas em relação a superfície. (A) perlita, (B) bainita (RESENDE, 2020).

O desenvolvimento de novos materiais e microestruturas para rodas ferroviárias tem sido prioridade para os fabricantes de rodas e para as ferrovias. O constante aumento das cargas por eixo nas ferrovias *heavy haul* apontam para esta necessidade. No Brasil, a Vale tem investido nas universidades no projeto “Cátedra da Vale”, que busca estudar e entender os fenômenos envolvidos no contato roda trilho, bem como, o modo de desgaste das rodas ferroviárias associados ao material e processo de fabricação. A revisão bibliográfica desta pesquisa, abordou os pontos importantes com relação as ligas, microestruturas e fenômenos, como a FMR, envolvidos no desenvolvimento de novas opções de microestruturas e de material para rodas ferroviárias, aplicadas no transporte *heavy haul*.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

O desenvolvimento do material desta pesquisa, tomou o cuidado não só de executar todos os ensaios mecânicos solicitados pela norma AAR para classe D, mas também outros ensaios complementares para garantir a segurança operacional do material e do produto, como por exemplo: tamanho de grão austenítico, diagrama CCT, faixa de temperatura de fragilização da martensita/bainita revenida. Todos os ensaios complementares, bem como os solicitados pela AAR, foram feitos em rodas acabadas, as quais passaram por todas as etapas do processo de fabricação. Este procedimento teve como objetivo assegurar a completa repetibilidade dos resultados com relação ao processo e material, considerando a possibilidade de fabricação da roda.

#### 3.1 Composição química

Rodas do tipo P 1628 da corrida E 8363 (aço Nb1) e outra, do mesmo tipo, da corrida E 8976 (aço Nb2) foram selecionadas para retirada dos corpos de prova. A corrida do aço Nb2 foi concebida após a reprovação do material Nb1 no ensaio de tração à temperatura ambiente para material AAR classe D. Para efeito de comparação, rodas do mesmo tipo (P 1628), AAR classe C (sem microligante) da corrida E 9038 foram ensaiadas para efeito de comparação. Todos os aços foram desgaseificados à vácuo, com concentração de hidrogênio menor que 2 ppm (partes por milhão), medidos no aço líquido antes do lingotamento (tabela 3.1).

Tabela 3.1: Composição química dos aços Nb1, Nb2 e C utilizados neste trabalho para roda tipo P1628.

Corrida	Aço	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Nb
E 8363	Nb1	0,71	0,78	0,67	0,008	0,02	0,36	0,15	0,11	0,018	0,017
E 8976	Nb2	0,72	0,78	0,31	0,008	0,02	0,38	0,18	0,21	0,014	0,020
E 9038	C	0,73	0,77	0,23	0,009	0,01	0,22	0,09	0,02	0,002	0,004

■ Elementos adicionados

O aço da corrida E 8363 será chamado de **Nb1**, o da corrida E 8976 de **Nb2** e o da corrida E 9038 de **C** ao longo desta pesquisa para facilitar as comparações.

### 3.2 Fluxograma da pesquisa

A parte prática desta pesquisa envolveu duas corridas de aço microligado ao nióbio conforme especificação AAR para classe D e uma corrida classe C sem adição de microligante. Os aços microligados podem ser considerados similares, pois pertencem à mesma classe D especificada na AAR. A corrida do aço Nb1 (tabela 3.1) foi concebida inicialmente para atender todas as propriedades mecânicas da AAR para classe D, porém como não atingiu o requisito mínimo de alongamento, foi utilizada apenas para comparação, junto com aço C. Em consequência da reprovação do material Nb1, a corrida do aço Nb2 foi desenvolvida posteriormente e conseguiu atender todas as propriedades mecânicas e metalográficas do aço microligado classe D. Todos os corpos de prova das corridas E 8363, E 8976 e da corrida E 9038 foram extraídos de rodas tipo P 1628 (figura 3.1) com a mesma forma geométrica para eliminar esta variável da pesquisa.

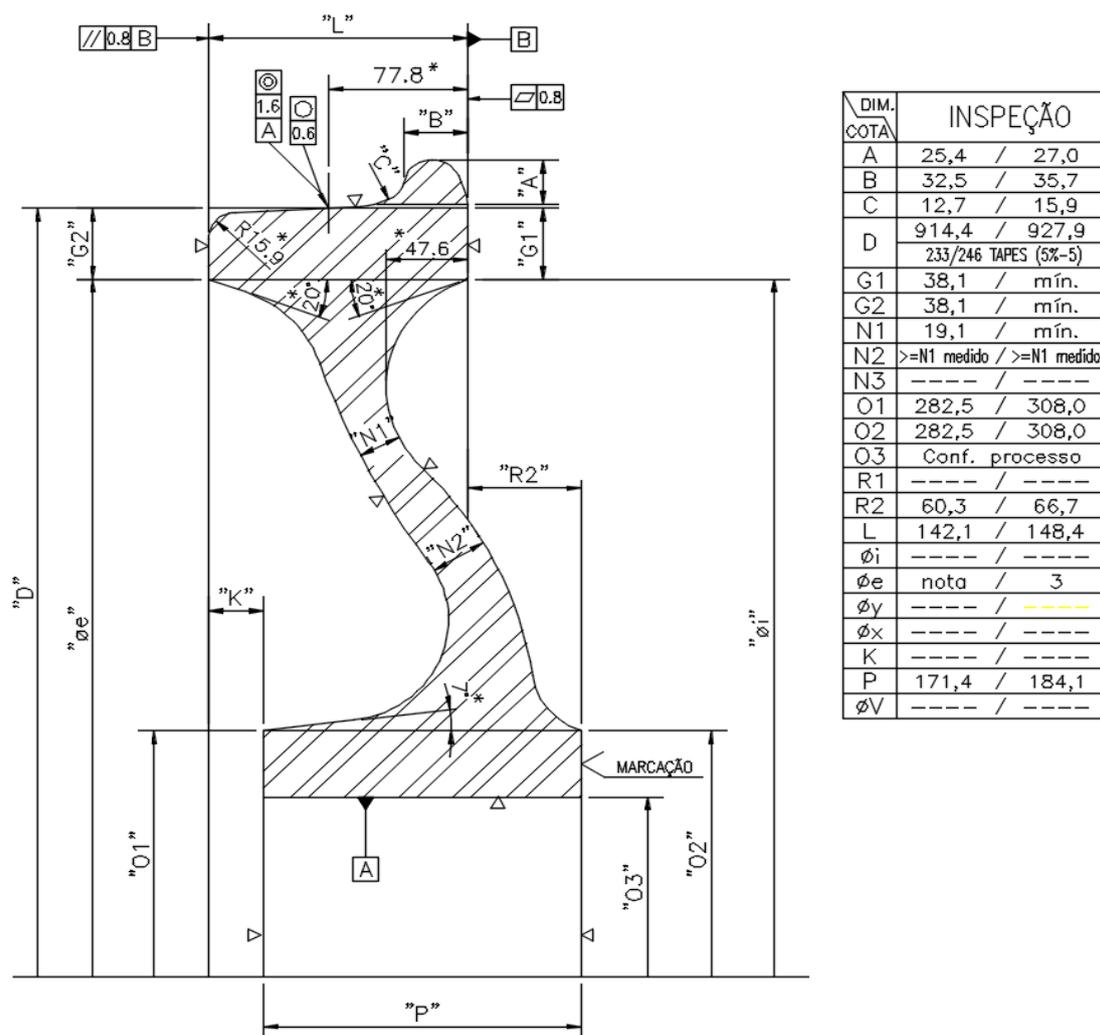


Figura 3.1: Desenho da roda P 1628 (MWL Brasil).

Conforme fluxograma das figuras 3.2 A e 3.2 B, para o aço classe C foram realizados os principais ensaios mecânicos à frio da AAR: mapa de dureza e tração à frio no aro. Ensaios complementares com o aço C também foram realizados: análise de microestrutura em microscópio eletrônico de varredura (MEV), ensaio de Charpy, para determinar a faixa de temperatura de fragilização do revenido, junto com a fractografia e tamanho de grão austenítico. O objetivo principal destes ensaios foi comparar as propriedades mecânicas e a microestrutura da classe C com os demais (Nb 1 e Nb2), visto que este aço era utilizado anteriormente no transporte de carga *heavy haul*. Para o aço Nb1, além da comparação das propriedades mecânicas e microestrutura com os mesmos ensaios da classe C, o levantamento da curva CCT foi importante para verificar o comportamento desta liga no tratamento térmico em relação ao aço Nb2. Para o aço Nb2 além de todos os ensaios feitos para a classe C e Nb1, foi realizado tenacidade à fratura no aro, tração à quente no aro e ensaio de fechamento (solicitados pela AAR). Nos ensaios complementares foi realizado adicionalmente aos já citados para a classe C e Nb1, verificação da microestrutura em microscópio eletrônico de transmissão (MET), com objetivo principal de definir melhor a microestrutura bainítica.

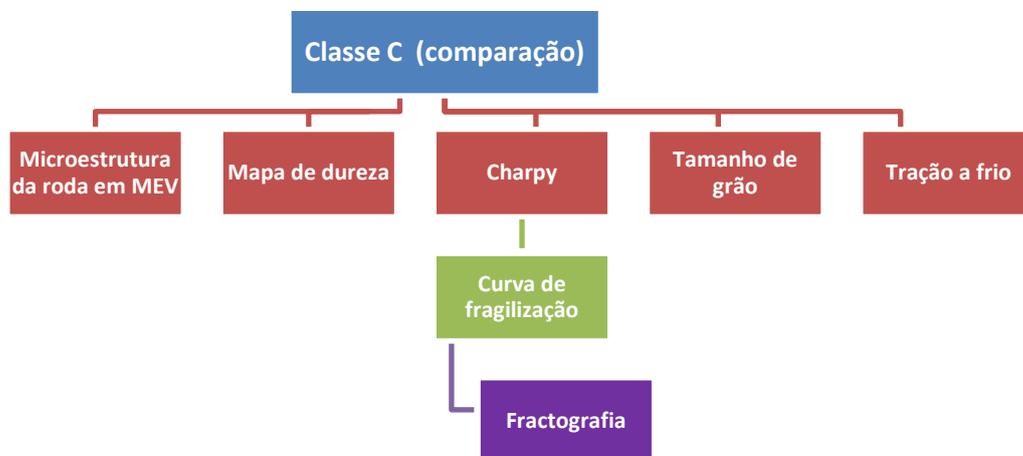


Figura 3.2 A: Fluxograma do desenvolvimento da parte prática para aço classe C.

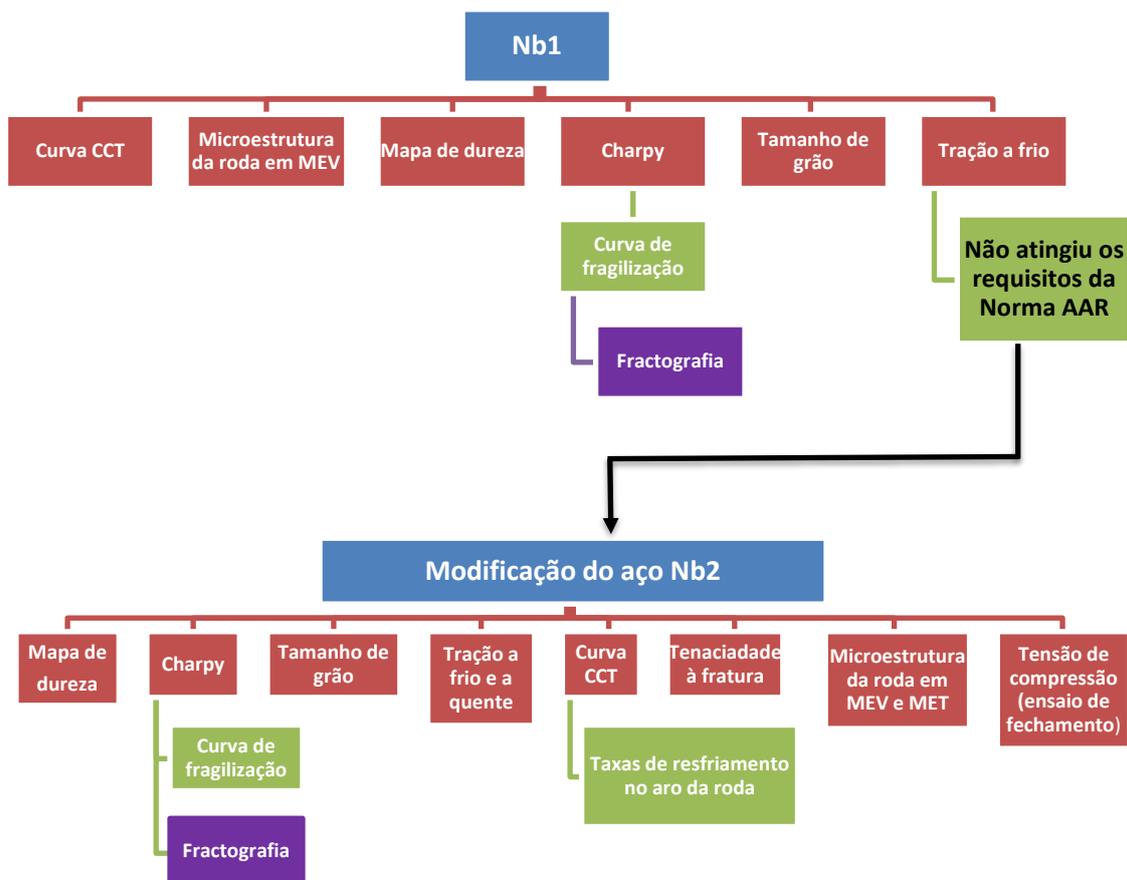


Figura 3.2 B: Fluxograma do desenvolvimento da parte prática para os aços Nb1 e Nb2.

O fluxograma de materiais e métodos da figura 3.3 mostra a metodologia do desenvolvimento para os três tipos de aços estudados, com os principais parâmetros de processo utilizados na fabricação de cada um deles. O aço Nb2 foi desenvolvido após o aço Nb1 ser reprovado no ensaio de tração à temperatura ambiente para classe D da AAR. Por este motivo, apenas o aço Nb2 passou por todos os ensaios de homologação da classe D especificados pela AAR. A microscopia eletrônica por transmissão também foi feita apenas para o aço Nb2 para melhor definição da microestrutura final da roda.



### 3.3 Processo de forjamento

Os lingotes recebidos da aciaria da MWL têm a forma cilíndrica com 490 mm de diâmetro e 2,5 metros de comprimento. Na primeira etapa do processo os lingotes são cortados em blocos por meio de serra de disco que consegue ajustar o comprimento do corte com o peso correto do bloco por um sofisticado sistema de scanner à laser (figura 3.4).

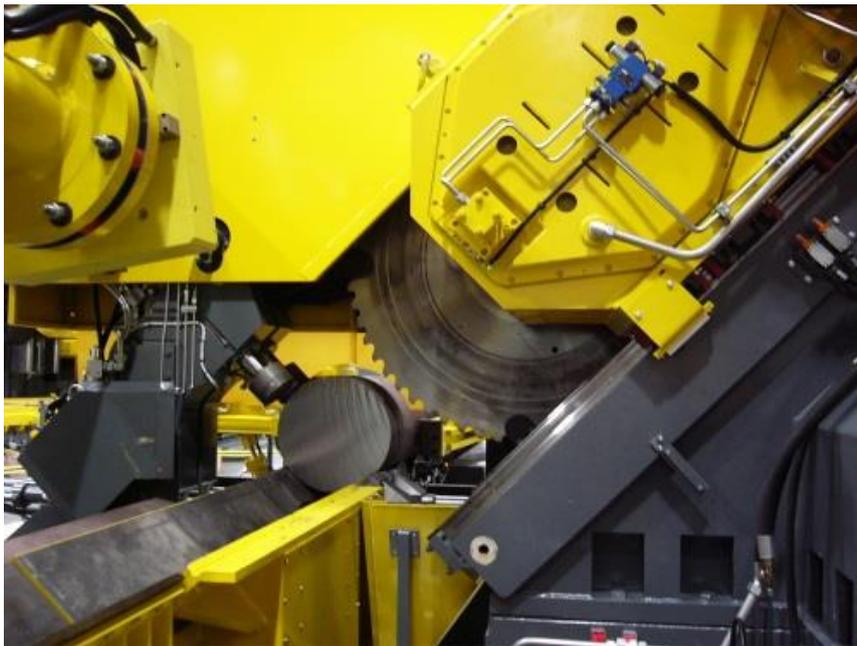


Figura 3.4: Serra para corte de lingote em blocos com sistema de laser para ajustar o comprimento do bloco ao peso.

Após o corte, os blocos são colocados em forno rotativo com 4 zonas de aquecimento permanecendo em média por 8 horas, onde atingem temperatura final de 1200 °C. A próxima fase é o forjamento em prensa hidráulica de 6.000 toneladas que forja a roda em duas etapas:

- Etapa 1

O bloco é centrado na matriz e prensado transformando o bloco original cilíndrico num disco (figura 3.5).

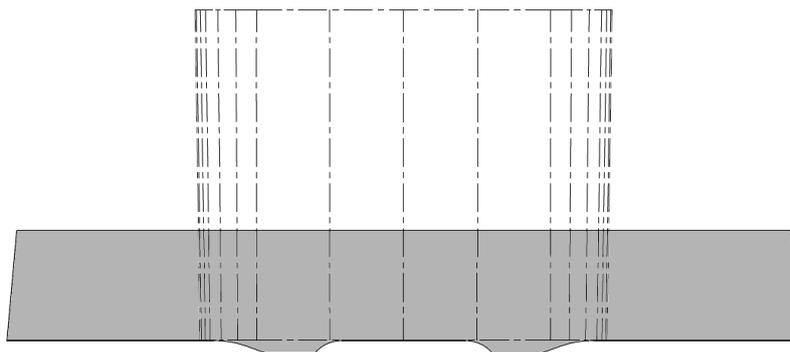


Figura 3.5: Primeira operação de forjamento, onde o bloco à 1200 °C é conformado formando um disco (esboço da roda) (VILLAS BOAS, 2010).

- Etapa 2

Na segunda etapa de forjamento, as matrizes superior e inferior são trocadas automaticamente e o disco formado na primeira etapa é forjado novamente onde se obtém um esboço da roda. Nesta etapa a pista, friso e aro da roda ainda não estão formados (figura 3.6).

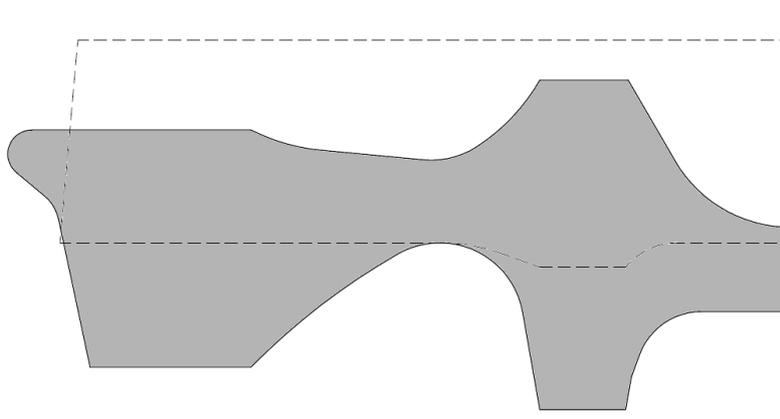


Figura 3.6: Segunda etapa de forjamento onde o esboço da roda é conformado novamente definindo as partes principais da roda (aro, disco e cubo) (VILLAS BOAS, 2010).

Na sequência a roda é laminada à quente em laminador vertical com 8 rolos. Nesta etapa temos a formação do friso, pista e dimensão final do aro da roda. As rodas tem que ser laminadas com o disco reto (figura 3.7).

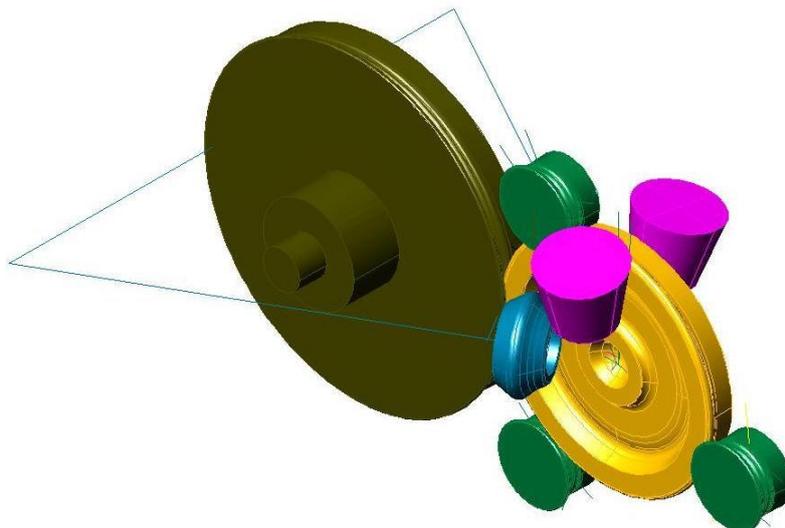


Figura 3.7: Laminação das rodas em laminador vertical com 8 rolos que desloca material do disco para região da pista, promovendo a formação do friso da roda e definindo a dimensão/forma geométrica final do aro, pista e friso da roda bruta (VILLAS BOAS, 2010).

Na última operação de forjamento a roda passa por uma prensa hidráulica de calibração com capacidade de 3.000 toneladas (figura 3.8). Nesta operação o disco da roda adquire a forma final e o furo central é obtido por puncionamento. Após a última operação, as rodas são identificadas à quente e colocadas em fossas refratárias para resfriamento lento por 10 horas antes de seguirem para o tratamento térmico.

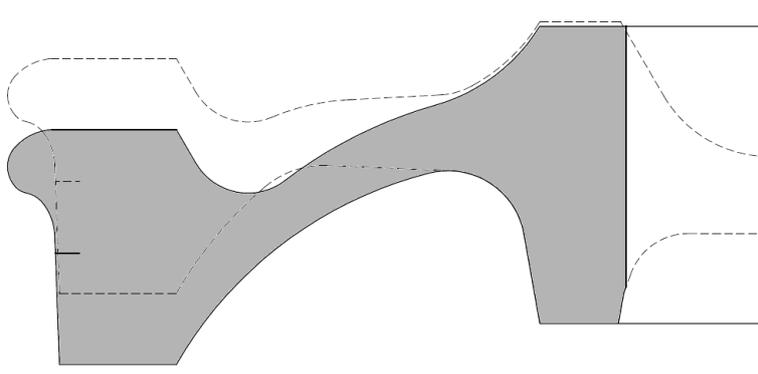


Figura 3.8: Última operação de forjamento onde é definida a forma geométrica final do disco (alma) da roda. Nesta conformação a prensa trava o cubo da roda, promovendo o deslocamento do disco e aro. Esta operação é chamada de calibração (VILLAS BOAS, 2010).

### 3.4 Preparação dos corpos de prova para determinar a FMR (Fragilização da Martensita Revenida)

O estudo FMR para o desenvolvimento do aço deste trabalho, teve como objetivo definir a região de fragilização para verificar se existia algum risco do uso da temperatura de revenimento das rodas a 500 °C, a qual é usada pela MWL no processo de fabricação das rodas.

Após o forjamento e antes do tratamento térmico, as rodas foram cortadas em várias amostras para ensaio, conforme figura 3.9.



Figura 3.9: Indicação dos cortes para retirada de várias secções da roda, que após passarem por tratamento térmico (têmpera em água), com revenimento em várias temperaturas, foram cortadas novamente para retirada dos corpos de prova de Charpy.

Após o corte as amostras foram fresadas com a finalidade de ficarem com a mesma largura conforme figura 3.10.

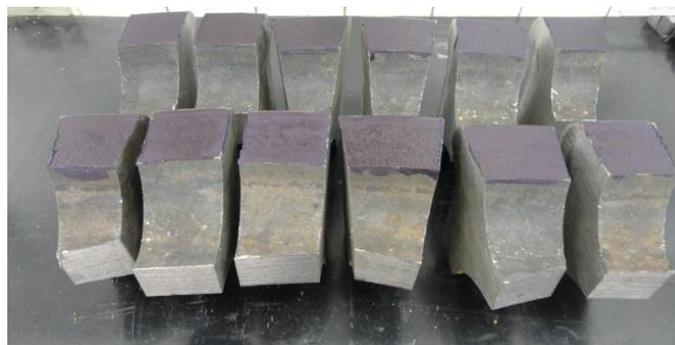


Figura 3.10: Material fresado para tratamento térmico com posterior retirada de corpos de prova de Charpy.

### 3.4.1 Tratamento térmico das amostras

Para simular o tratamento térmico da linha de produção da MWL, cada amostra de roda foi austenitizada e temperada individualmente com auxílio de forno mufla e tanque com recirculador de água. A temperatura de todas as amostras foi monitorada com termopar fixado em furo situado na parte central do aro de cada amostra. Mais dois furos auxiliares foram feitos para possibilitar sua fixação e alinhamento da peça durante a têmpera no tanque. O nível de água do tanque foi ajustado antes do tratamento de cada amostra para manter em 20 mm a porção da amostra mergulhada na água. A próxima etapa foi revenir cada amostra de roda em diferentes temperaturas para verificar a existência de fragilização na camada de martensita e bainita. As figuras 3.11 e 3.12 mostram os corpos de prova preparados para têmpera. O processo de tratamento térmico foi o mesmo para todas as amostras.

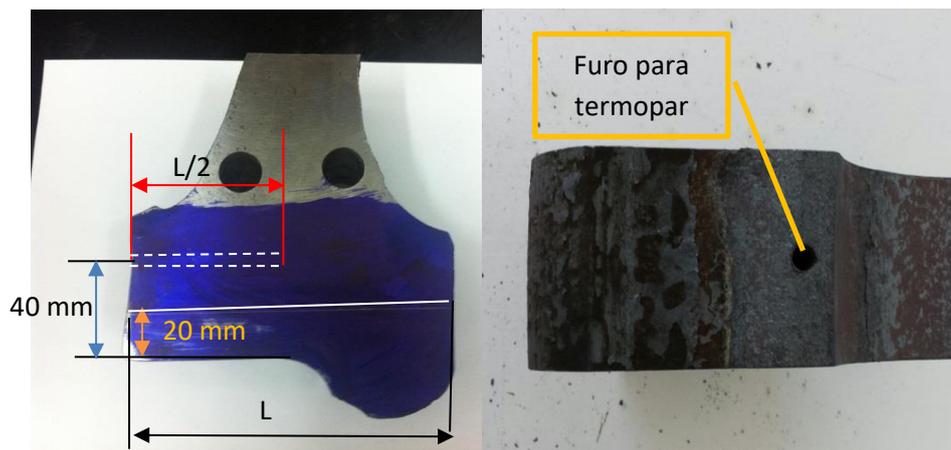


Figura 3.11: Detalhes das amostras de roda para têmpera, mostrando os furos utilizados para nivelar as amostras no tanque com água (esquerda) e furo para inserção de termopar para monitorar a temperatura (direita).



Figura 3.12: Forno mufla com secção de roda e termopar para monitorar a temperatura (esquerda). Tanque de água com recirculador e duas hastes utilizadas para nivelar as amostras durante a têmpera em água (direita).

### 3.4.1.1 Austenitização

Cada amostra de roda foi colocada no forno mufla e aquecida até 860 °C. Após atingir esta temperatura as peças foram mantidas no forno por mais 30 minutos para homogeneização. Controles feitos nesta etapa:

- Termopar situado no aro da roda para monitorar a temperatura e conectado ao registrador.
- Registrador ajustado para coletar a temperatura a cada 4 minutos.

O gráfico da figura 3.13 mostra a curva de austenitização típica obtida nesta etapa.

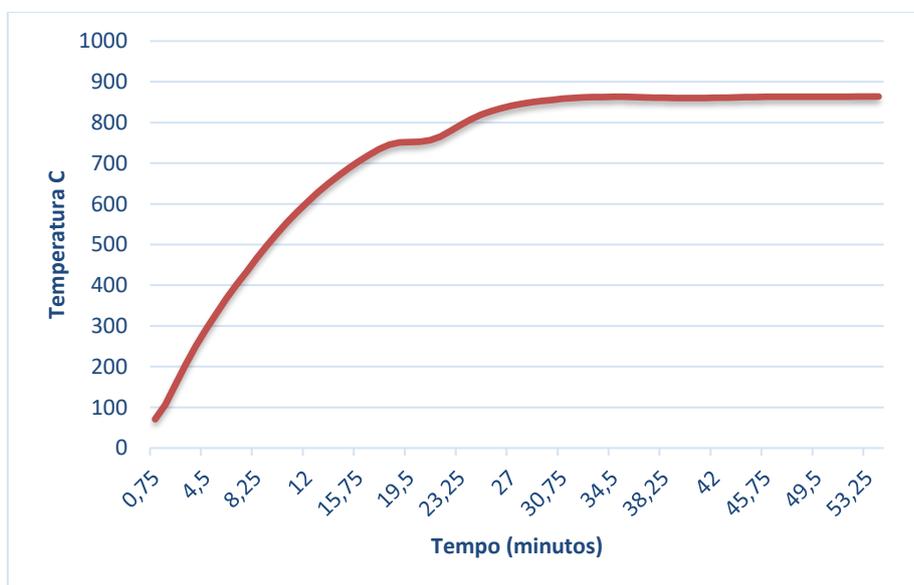


Figura 3.13: Variação da temperatura da amostra de aço microligado no forno mufla durante austenitização a 860 °C, obtido por termopar localizado no aro da roda. A curva mostra um patamar em torno de 723 °C referente a mudança de fase para austenita durante o aquecimento.

A tabela 3.2 mostra a variação de temperatura de cada amostra de roda durante os 30 minutos de patamar à 860 °C, no final do processo de austenitização.

Tabela 3.2: Variação típica de temperatura no patamar após austenitização.

Amostra	Aço Nb1		
	Temperatura máxima (°C)	Temperatura mínima (°C)	$\Delta T$ (°C)
1	863,2	861,1	2,1
2	860,5	859,8	0,7
3	864,2	860,8	3,4
4	861,5	860,3	1,2
5	861,4	858,9	2,5
6	863,6	862,0	1,6
7	867,8	858,9	8,9
8	865,7	861,7	4,0
9	863,9	861,1	2,8
10	865,4	860,1	5,3
11	862,5	860,8	1,7
12	863,7	859,8	3,9
13	864,6	861,9	2,7
14	864,8	859,8	5,0
15	861,5	860,0	1,5
16	862,4	860,2	2,2
17	863,4	861,7	1,70

Obs.: a variação da temperatura da água antes da têmpera e depois foi de 4 °C (30 °C – 34 °C)

#### 3.4.1.2 Têmpera em água

Cada amostra de roda foi temperada em água com a pista mergulhada numa profundidade de 20 mm por 4 minutos. O tempo de têmpera teve como base o processo de tratamento térmico da MWL para roda P1628. Após a têmpera, as amostras foram resfriadas ao ar até temperatura ambiente.

Controles feitos nesta etapa:

- Termopar no aro da roda para monitorar a temperatura.
- Registrador foi ajustado para coletar a temperatura a cada 3 segundos.
- Termômetro para verificar a temperatura da água.

A figura 3.14 mostra detalhes da têmpera em água das amostras, bem como o controle da porção da peça mergulhada na água.



Figura 3.14: Têmpera em água das amostras em tanque com recirculador, termômetro para monitoramento da temperatura da água e hastes para nivelar a amostra (esquerda). Secção de roda mostrando a camada temperada e a profundidade de 20 mm que foi mergulhada na água, com profundidade ajustada pelas hastes de nivelamento mostradas na figura da esquerda (direita).

#### 3.4.1.3 Revenimento

O processo de revenimento de todas as amostras foi executado com o seguinte processo:

- Tempo de revenimento de 2 horas e 40 minutos após a amostra atingir a temperatura especificada. O tempo de revenimento teve como base o processo de tratamento térmico da MWL para roda P1628.
- A temperatura de cada amostra de roda foi monitorada com termopar na mesma posição usada para monitoramento da têmpera.
- Após o revenimento as amostras foram resfriadas ao ar.

As temperaturas de revenimento seguiram a tabela 3.3, com os respectivos tempos para atingirem as temperaturas especificadas de cada amostra. Após atingirem as temperaturas de revenimento, cada amostra se manteve nesta temperatura por 2 horas e 40 minutos.

Tabela 3.3: Temperaturas típicas de revenimento do aço Nb1.

Amostra	Temperatura de Revenimento ( $^{\circ}\text{C}$ ) **	Tempo (Minutos)*
1	200	55
2	220	117
3	240	107
4	260	52
5	280	49
6	300	54
7	320	55
8	340	50
9	360	46
10	380	56
11	400	44
12	420	59
13	440	43
14	460	55
15	480	44
16	500	43
17	520	58

\*Tempo de aquecimento até a amostra atingir a temperatura especificada

\*\* Variação de temperatura +/- 2,5  $^{\circ}\text{C}$

Após o revenimento, 10 corpos de prova de impacto (Charpy) foram retirados de cada amostra com objetivo de verificar a FMR, os corpos de prova foram retirados conforme mostra a figura 3.15 em dois grupos denominados secção A e B.

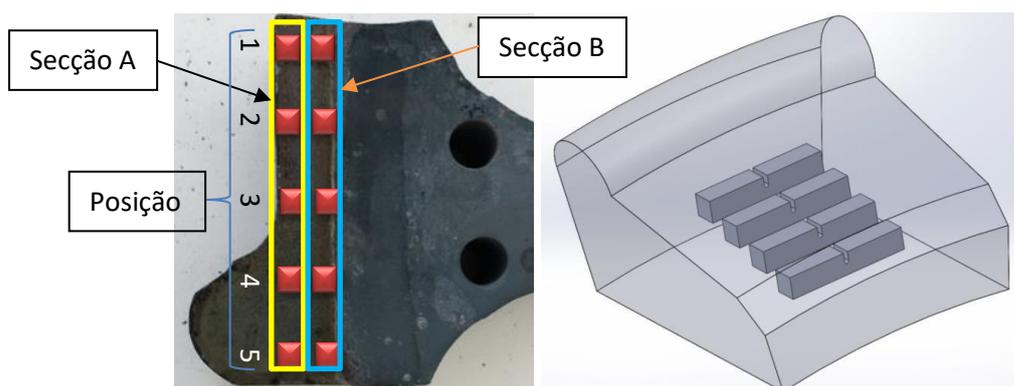


Figura 3.15: Posição dos corpos de prova de Charpy no aro da roda, dividido em duas secções (A e B), dentro da camada temperada (esquerda). Localização dos corpos de prova na secção da roda (direita).

Os ensaios de Charpy foram feitos no laboratório da MWL Brasil segundo a norma ASTM A370-12 em equipamento tipo pêndulo da Wekstoffprüfmaschinen, modelo PSW-30 com capacidade máxima de 294 J.

Os corpos de prova de Charpy tem as dimensões conforme figura 3.16.

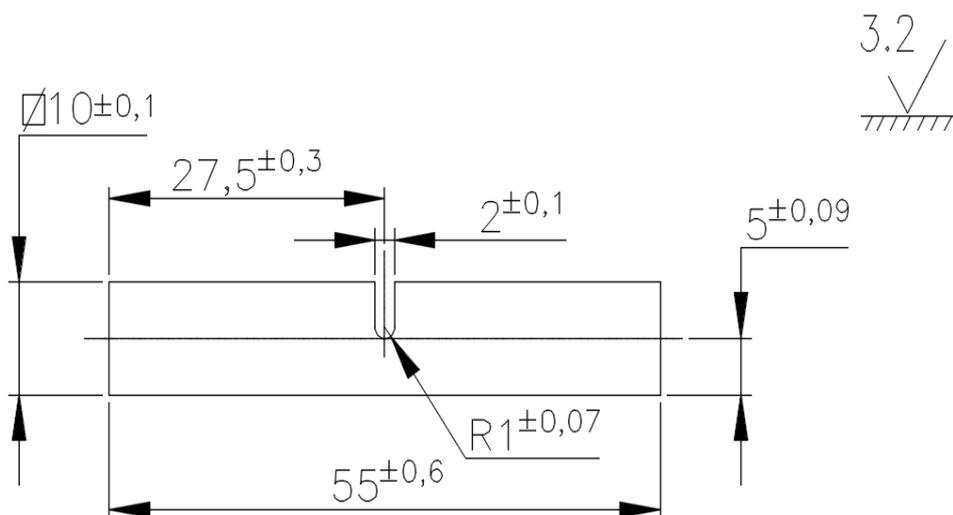


Figura 3.16: Corpos de prova para ensaio de Charpy confeccionados segundo norma ASTM A370-12.

### 3.5 Desenvolvimento do processo para atender a classe D (aço Nb2)

A norma AAR M107/208 no apêndice C especifica todas as propriedades mecânicas para rodas classe D, que em termos de composição química segue a classe C com adição de elemento microligante. A tabela 3.4 mostra as propriedades mecânicas exigidas pela AAR para rodas classe D.

Tabela 3.4: Propriedades mecânicas para rodas classe D (AAR).

Propriedades	Temperatura ambiente	538 °C (1.000 °F)
Dureza (BHN)	341- 415	Não aplicável
Limite de Resistência (MPa)	> 1083	>483
Limite de escoamento (MPa)	>760	>345
Alongamento (%)	>14	>20
Redução de área (%)	>15	>40
Tenacidade à Fratura (MPa√m)	>40	Não aplicável

Os requisitos para localização dos corpos de prova e execução dos ensaios também são contemplados pelo apêndice C da norma AAR, conforme segue.

### 3.5.1 Ensaios

#### 3.5.1.1 Tração no aro

Dois corpos de prova da mesma roda foram ensaiados em cada condição de temperatura, ambiente e à 538 °C (1.000 °F). Segundo a norma AAR, pelo menos 3,175 mm (1/8”) das extremidades dos corpos de prova continham parte da superfície da pista de rolamento da roda (figura 3.17). Os ensaios foram feitos segundo as normas ASTM E-21 (para 538°C) e ASTM A-370-12 para a temperatura ambiente.

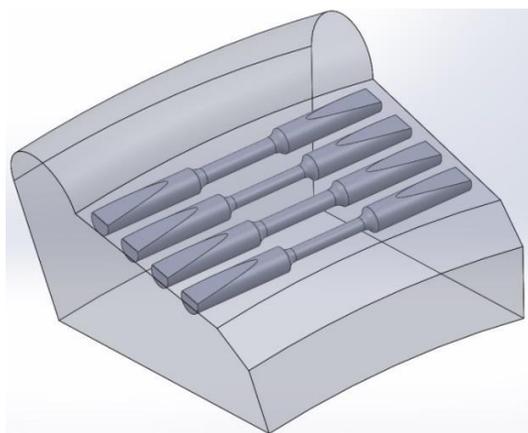


Figura 3.17: Localização dos corpos de prova de tração no aro conforme norma AAR M107/208. As extremidades do corpo de prova deverão ter marcas de usinagem da pista de rolamento da roda (FONSECA, 2015).

Os corpos de prova de tração a quente e à temperatura ambiente foram feitos conforme norma AAR M107/208 (figura 3.18).

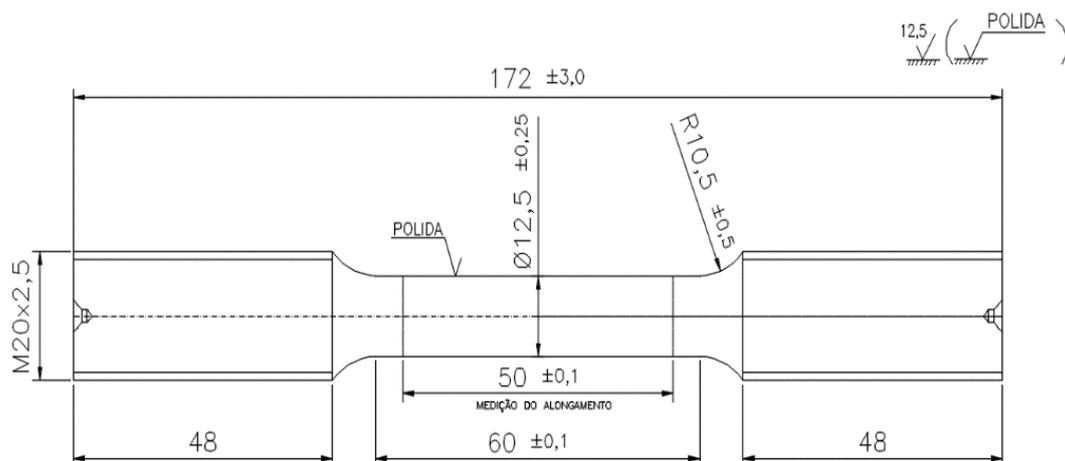


Figura 3.18: Corpo de prova de tração a quente e à temperatura ambiente segundo norma AAR M107/208.

Os ensaios de tração na temperatura ambiente foram feitos no laboratório da MWL Brasil em equipamento da Losenhausenwerk tipo UHP 40 com capacidade de 40 toneladas.

Os ensaios de tração a quente foram feitos em máquina universal da Tinius Olsen tipo MTR-006, no laboratório da Proact, com capacidade até 60 toneladas com auxílio de forno elétrico FEC 004 monitorado por 4 termopares.

Para o ensaio de tração foram utilizadas as mesmas rodas do ensaio de fechamento. Os corpos de prova foram retirados longe da região afetada pelo corte de maçarico, onde seguiram a orientação da norma AAR para rodas classe D (figura 3.19).



Figura 3.19: Localização dos corpos de prova de tração para ensaio a quente e à temperatura ambiente segundo AAR M107/208.

Para o ensaio de tração à quente, as temperaturas dos corpos de prova foram monitoradas por 3 termopares tipo K modelo EZ-Zone (figura 3.20).

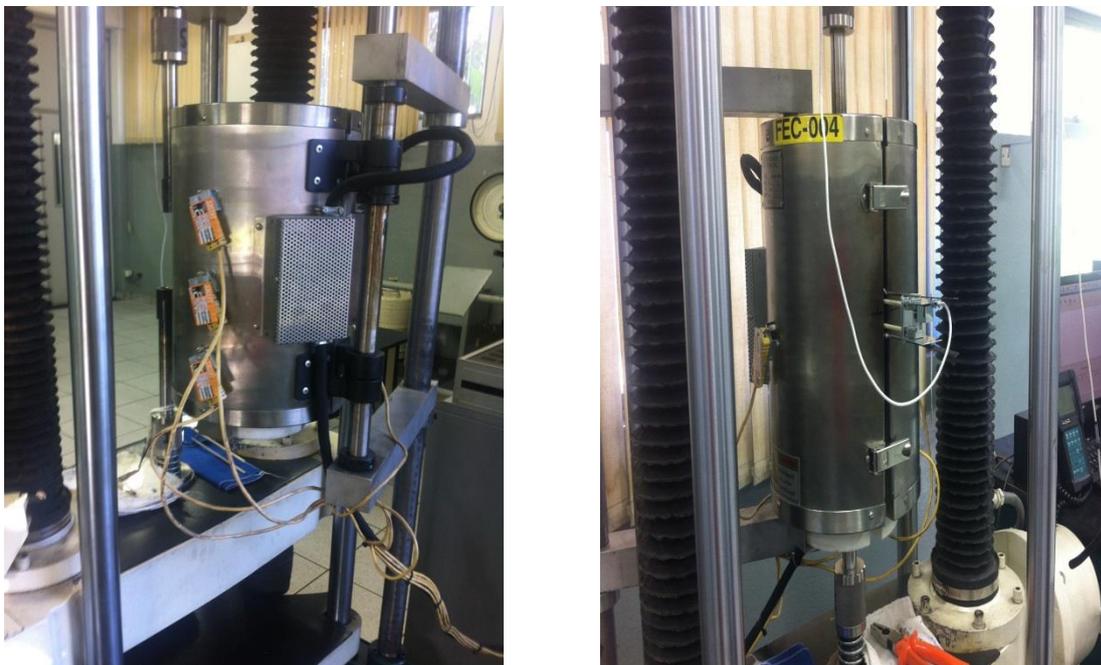


Figura 3.20: Equipamento para ensaio de tração a quente Tinus Olsen (Proact) com três termopares tipo K e cilindro com isolamento térmico.

### 3.5.1.2 Tenacidade à fratura no aro

Duas amostras foram retiradas de cada roda e ensaiadas conforme ASTM E-399-12, figura 3.21.

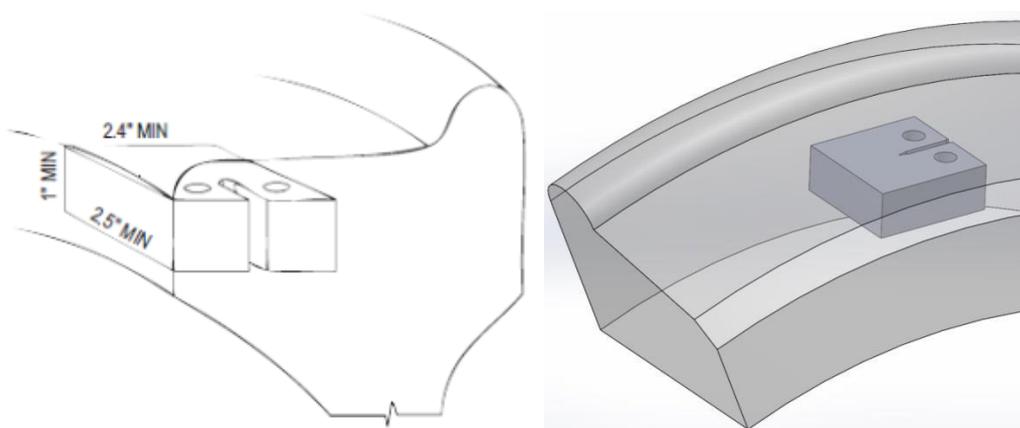


Figura 3.21: Localização do corpo de prova de tenacidade à fratura segundo AAR M107/208 para rodas classe D (FONSECA, 2015).

As dimensões dos corpos de prova de tenacidade à fratura utilizados nesta pesquisa seguiram a determinação da norma AAR M107/208 e a ASTM E399-12 (figura 3.22).

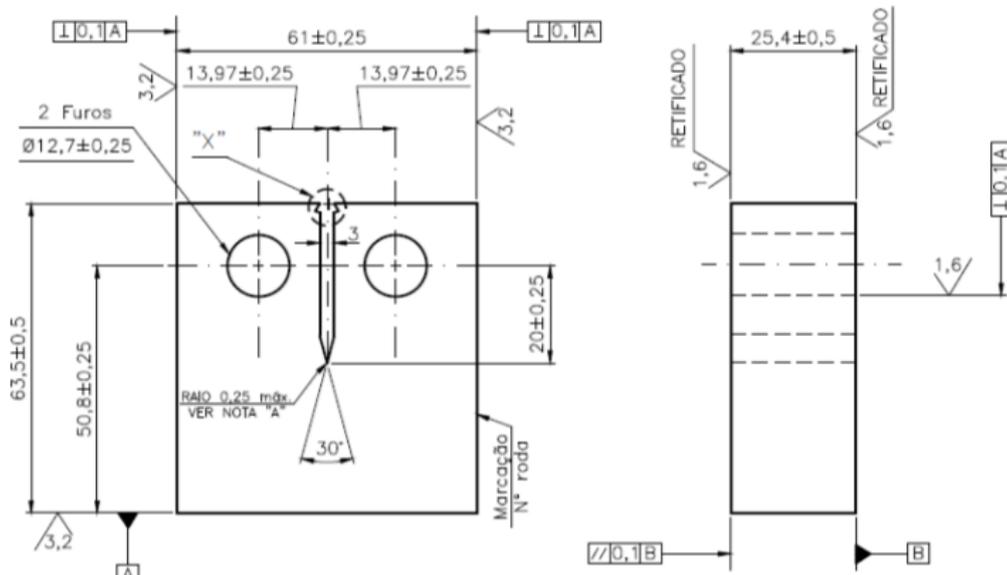


Figura 3.22: Corpo de prova de tenacidade a fratura a temperatura ambiente conforme AAR M107/208 e ASTM E399-12.

### 3.5.1.3 Tensão circunferencial de compressão (ensaio de fechamento)

A tensão de compressão no aro das rodas foi executada conforme norma AAR M107/208, anexo D. As rodas foram cortadas com maçarico do aro até o furo central, porém antes do corte dois pontos foram puncionados para medir a distância entre eles antes do corte (figura 3.23).

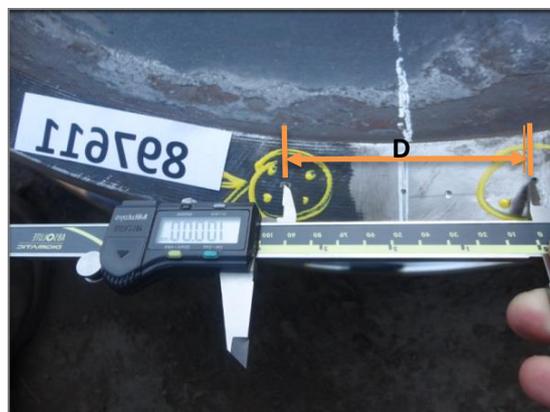


Figura 3.23: Distância antes do corte para ensaio de fechamento conforme AAR M107/208.

Na sequência foi executado corte com maçarico entre os pontos puncionados. Depois de uma hora a distância entre os pontos foi medida novamente. Para a roda ser aprovada a distância dos dois pontos, após o corte de maçarico, tem que fechar no mínimo 1 mm. Este ensaio tem como objetivo principal, verificar a eficiência do tratamento térmico, quanto à criação de tensões de compressão no aro da roda, as quais são fundamentais para suportar as tensões térmicas de tração geradas durante a frenagem das rodas. A tensão de compressão no aro da roda é mandatória para segurança das rodas em serviço (figura 3.24).



Figura 3.24: Medida do fechamento do aro após o corte e espera de no mínimo 1 hora para acomodação das tensões de compressão no aro da roda, segundo AAR M107/208.

#### *3.5.1.4 Mapa de dureza no aro*

O mapa de dureza do aro da roda deve ser executado conforme figura 3.25. Para rodas classe D a variação de dureza no mapa do aro pode ser de 321 a 415 Brinell ou 32 a 44 Rockwell C.

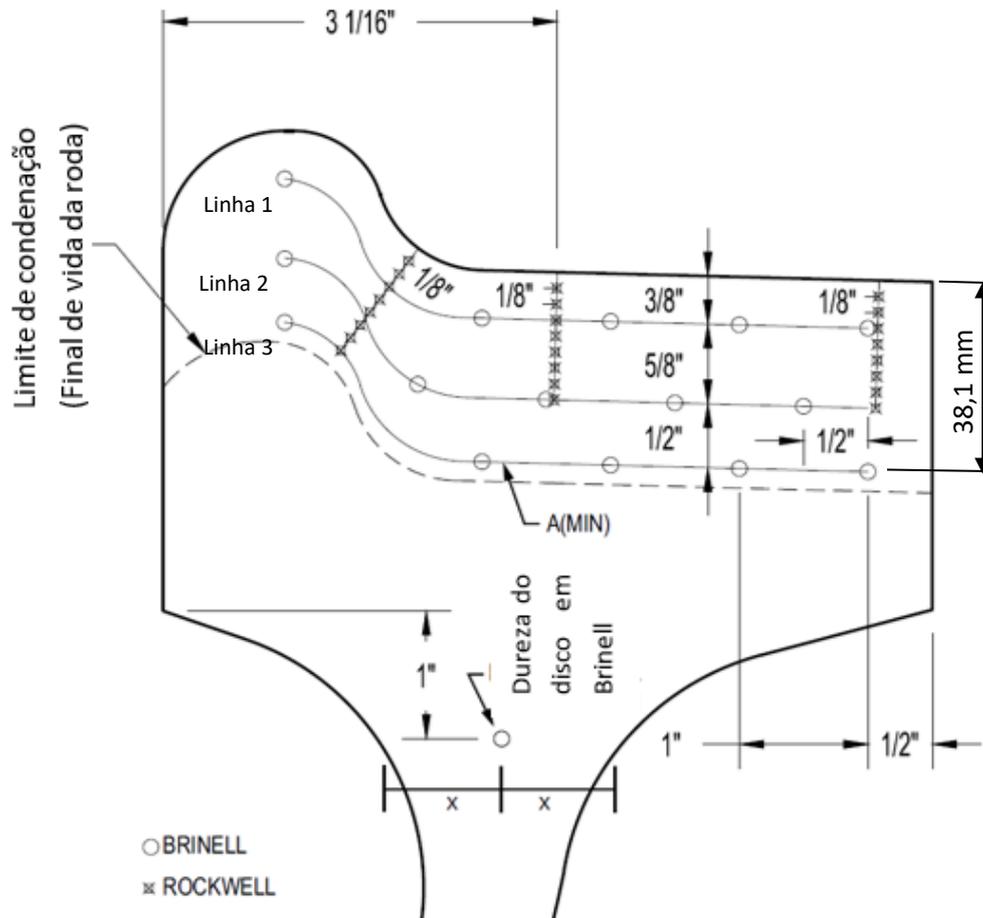


Figura 3.25: Mapa de dureza no aro externo da roda com medidas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208.

### 3.5.2 Tratamento térmico das rodas

Os parâmetros de processo tiveram como base o processo de tratamento térmico da MWL para roda P 1628 classe C (sem elementos microligantes) fabricada há muito tempo pela empresa. O processo de tratamento térmico de rodas consiste em austenitização, têmpera superficial em água e revenimento.

A temperatura de austenitização foi de 890 °C. O forno da MWL tem 4 zonas de aquecimento que foram reguladas com as seguintes temperaturas e tempo de residência:

Zona 1: 800 °C

Zona 2: 850 °C

Zona 3: 890 °C

Zona 4: 890 °C

Tempo de residência: 3 horas e 36 minutos

Para acompanhar a evolução da temperatura de austenitização na roda, um furo no meio do aro de uma das rodas foi executado para uso de termopar que monitorizou a roda dentro do forno durante todo o processo (figura 3.26).

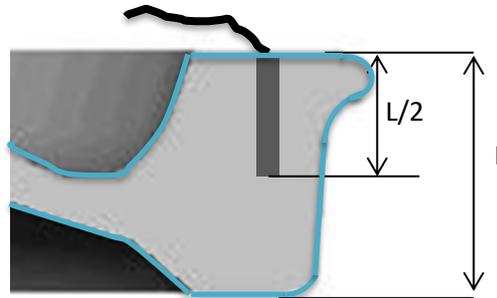


Figura 3.26: Localização do termopar no aro da roda para monitorar o aquecimento durante o processo de austenitização.

O rastreamento da temperatura da roda com termopar permitiu monitorar todo processo de austenitização da roda dentro do forno (figura 3.27).

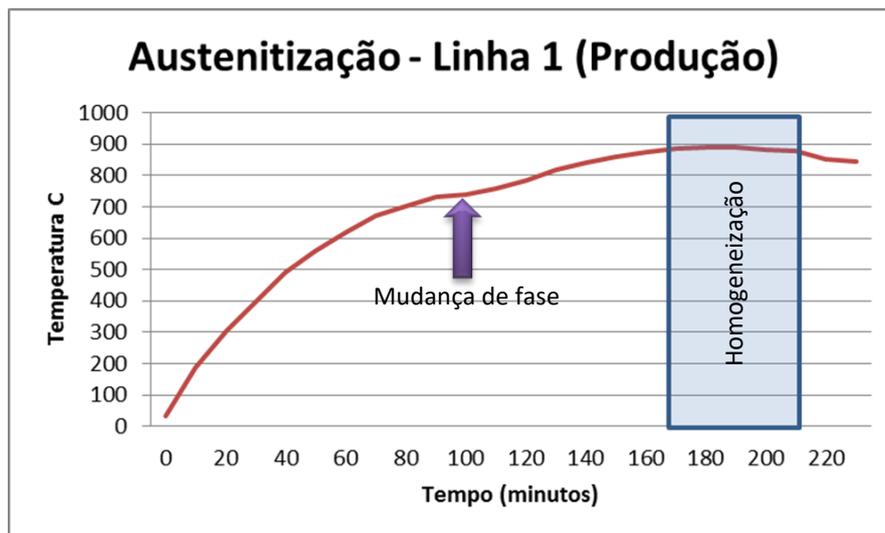


Figura 3.27: Austenitização da roda na linha de produção da MWL monitorada com termopar localizado no aro da roda durante a austenitização. O patamar indicado no gráfico mostra a mudança de fase para austenita durante a austenitização da roda.

Após a saída da roda do forno de austenitização, a roda foi transportada para um equipamento de têmpera superficial por resfriamento com água na pista e friso garantido um gradiente de dureza nesta região, que tem como funções principais aumentar resistência ao desgaste no contato roda trilho e criar tensão de compressão no aro (figura 3.28). Os parâmetros usados para têmpera foram:

- Tempo de exposição à água: 4 minutos
- Pressão da água: 0,25 MPa

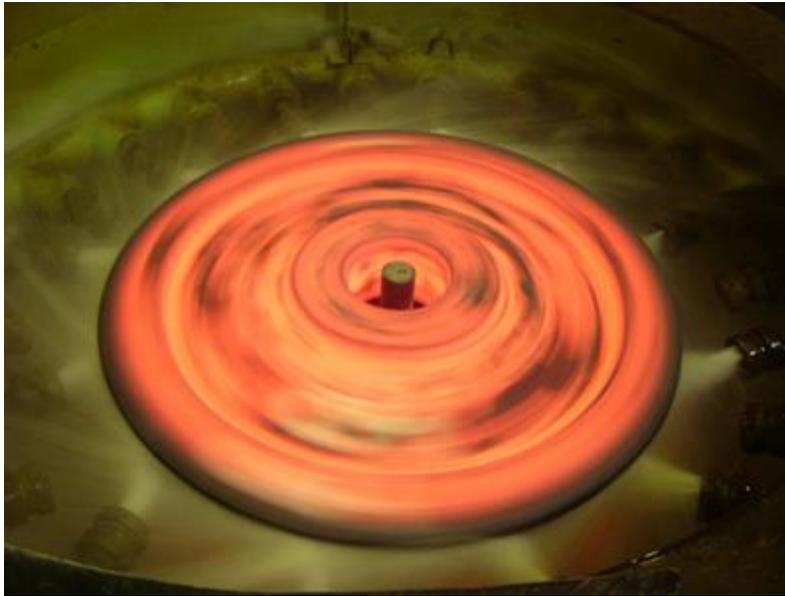


Figura 3.28: Têmpera da roda em água na pista de rolamento e friso. Neste equipamento a roda gira e os bicos de água são fixos, com regulagem de pressão e vazão da água.

A última etapa do tratamento térmico é o revenimento, que tem como função principal aliviar as tensões geradas no processo de têmpera e reduzir dureza. O forno de revenimento possui 4 zonas e foi ajustado com os seguintes parâmetros:

Zona 1: 500 °C

Zona 2: 500 °C

Zona 3: 500 °C

Zona 4: 500 °C

Tempo de residência: 2 horas e 40 minutos

### 3.6 Micrografia

As micrografias foram feitas em microscópio eletrônico de varredura (MEV), fabricado pela Zeiss modelo EVO MA 15 do Laboratório da FEM/Unicamp. Para micrografia as amostras foram cortadas, lixadas com lixas de granulometria de 320 a 1500 mesh, polidas com pasta de diamante e posteriormente atacadas com reagente Nital a 2% por 10 segundos.

### 3.7 Fractografia

As fractografias foram feitas no mesmo equipamento usado para as micrografias.

### 3.8 Tamanho de grão austenítico

O tamanho de grão austenítico foi determinado com têmpera parcial conforme ASTM E-112, que consiste em aquecer a amostra a 880 °C por 20 minutos em forno mufla, na sequência mergulhou-se uma das extremidades da amostra na água. Para este procedimento foi utilizado como amostra uma das extremidades do corpo de prova de tração à temperatura ambiente. Após este procedimento a amostra foi cortada no sentido longitudinal e preparada metalograficamente para ataque oxidativo e químico. O ataque oxidativo foi feito em forno mufla a 900 °C por 30 segundos, seguido de ataque químico com picral. Este procedimento revela o antigo contorno de grão austenítico. O fluxograma figura 3.29 A ilustra este procedimento, a figura 3.29 B mostra um exemplo do local exato da amostra para medir o tamanho de grão à partir da face temperada em água com aumento de 100 X (o material do exemplo não foi nenhum dos materiais utilizados nesta pesquisa).

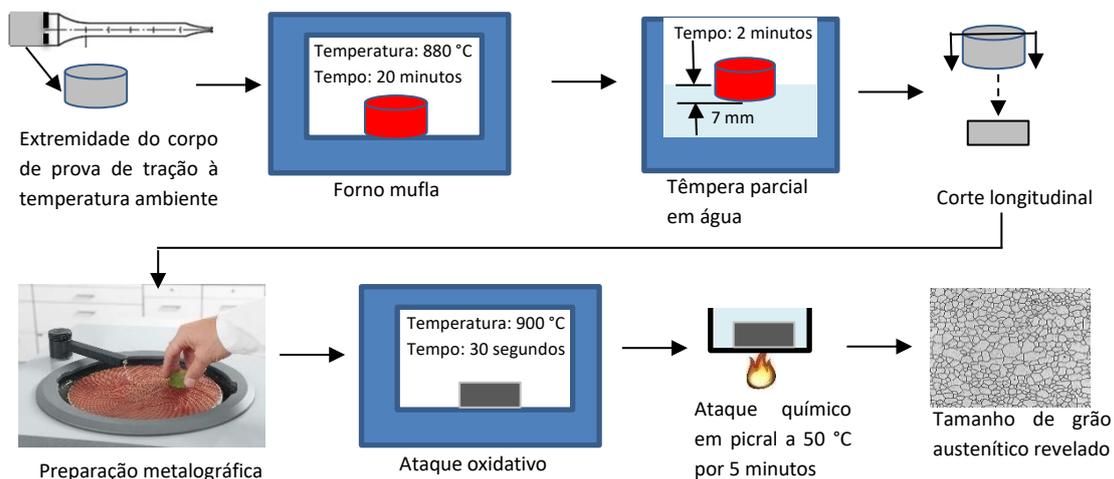


Figura 3.29 A: Fluxograma do procedimento para tamanho de grão austenítico segundo ASTM E-112.

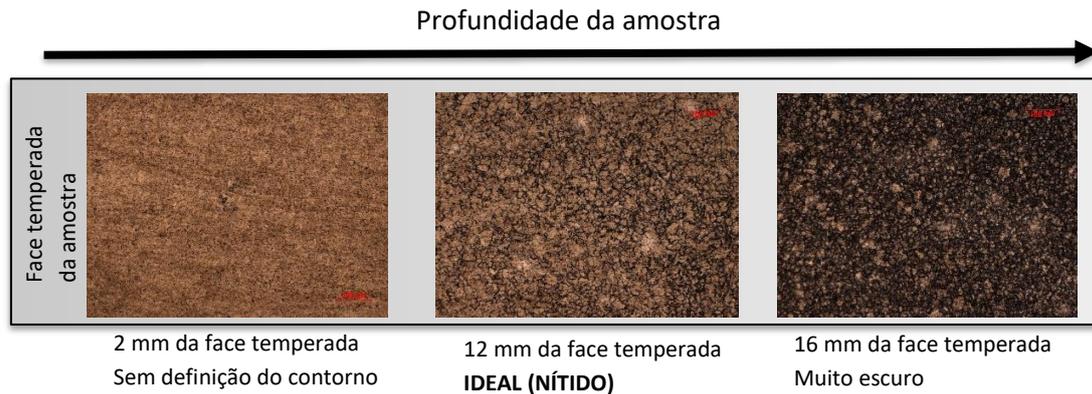


Figura 3.29 B: Localização ideal para medir tamanho de grão austenítico na amostra temperada com aumento de 100 X especificado pela ASTM E-112.

Conforme fluxograma, o resfriamento foi feito mergulhando-se apenas 7 mm de uma extremidade da amostra numa vasilha com água. O tempo de resfriamento foi de 2 minutos. O ataque para revelar o tamanho de grão austenítico foi realizado com 6 gramas de ácido pícrico (picral), 300 ml de água e 15 ml de sulfonato de sódio. A amostra foi colocada em um recipiente e coberta pela solução acima. Aqueceu-se o recipiente até 50 ° C e a partir dessa temperatura a amostra ficou por 5 minutos nessa solução. A foto do tamanho de grão foi obtida em microscópio óptico com aumento de 100 X.

As medidas do tamanho de grão foram determinadas através do método de interceptos lineares em 10 diferentes regiões, utilizando a Equação 3.1 (CUNHA, 2009).

$$D\gamma = \frac{Lt}{I.A} \quad \text{Equação 3.1}$$

Onde:

$D\gamma$  = diâmetro do grão austenítico

$Lt$  = comprimento da linha teste (60 mm)

$I$  = n° de intersecções entre a linha teste e os contornos de grão

$A$  = ampliação no microscópio

### 3.9 Curva CCT

#### 3.9.1 Dilatometria

Para construção da curva CCT (resfriamento contínuo) dos aços Nb1 e Nb2, foi utilizado um dilatômetro marca *TA Instruments* modelo DIL805 A/D, do Laboratório de Transformação de Fases da USP. Os corpos de prova utilizados tinham formato cilíndrico com diâmetro externo de 4 mm e comprimento de 10 mm. Os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa de 30°C/minuto até o patamar de temperatura de 880 °C e mantidos nessa temperatura por 5 minutos a fim de ocorrer a austenitização. A partir desse ponto, cada corpo de prova foi resfriado com 9 taxas diferentes e, quando necessário, foi aplicado um fluxo de gás hélio. As taxas de resfriamento foram de 0,05; 0,3; 0,5; 1; 2; 3; 5; 10; 20; 30; 50 e 100°C/s. Cada condição de ensaio foi repetida duas vezes e o termopar tipo S foi utilizado na aquisição dos dados pelo equipamento. A figura 3.30 mostra o ciclo térmico contínuo utilizado.

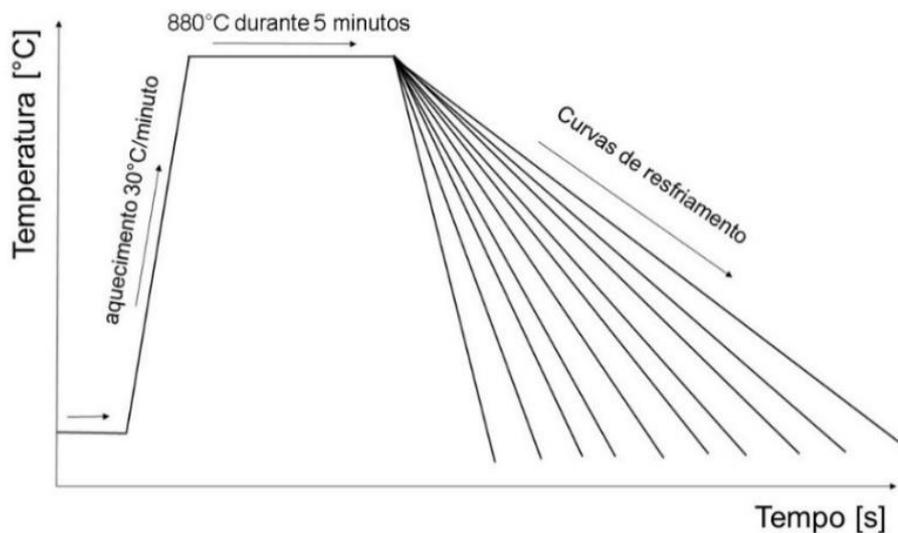


Figura 3.30: Ciclo térmico contínuo utilizado para levantamento das curvas CCT.

A figura 3.31 mostra uma curva típica de um ensaio de dilatometria com resfriamento contínuo para um aço AAR classe C (identificado como 7C) com taxa de resfriamento de 5 °C/s. A curva mostra pontos de inflexão, que são consequência das mudanças de fase, as quais estão relacionadas com a expansão ou contração do material. A contração ou expansão é verificada pela variação do comprimento  $\Delta L$  do corpo de prova. Nesta figura estão indicadas as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  relacionadas,

respectivamente, ao início e fim da transformação no aquecimento, enquanto que as temperaturas  $Ar_3$  e  $Ar_1$  estão relacionadas respectivamente ao início e fim da transformação no resfriamento. Para determinar as temperaturas de início e fim das transformações, foi utilizado o método das tangentes.

Para determinar a taxa de resfriamento de início de formação da bainita, foram feitas medições de microdureza com equipamento Shimadzu HMV – 2TQDW.

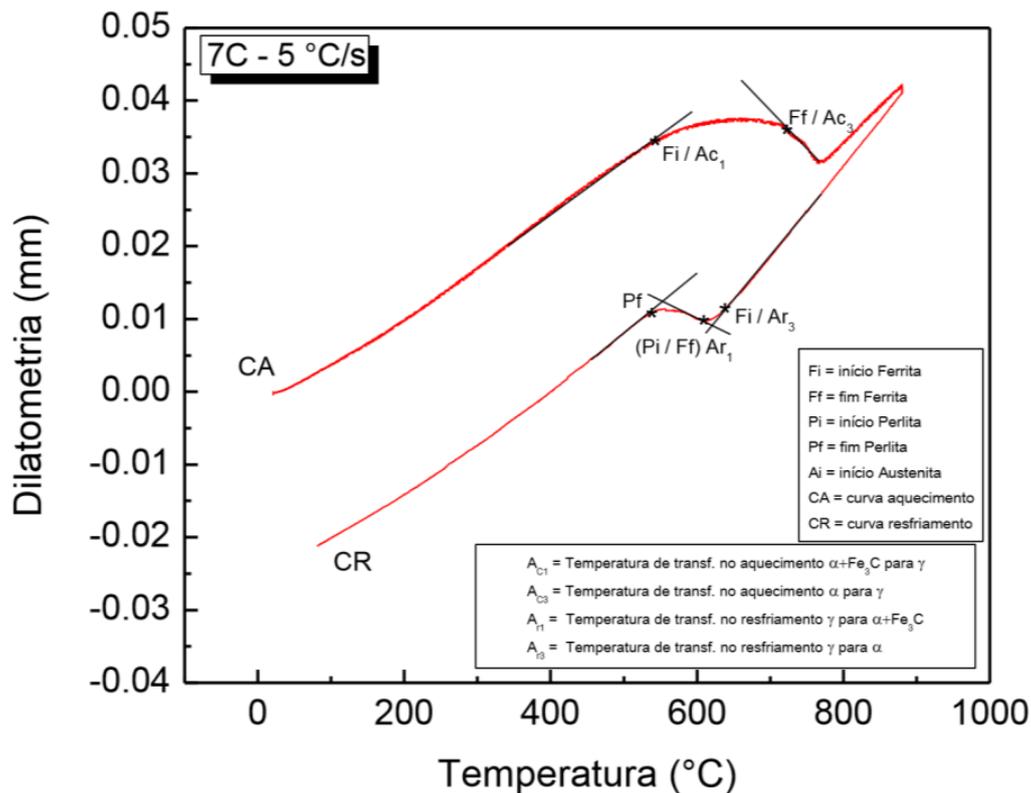


Figura 3.31: Curva de dilatométrica do aço AAR classe C com taxa de resfriamento de 5 °C/s. No aquecimento:  $Ac_1$  indica a transformação  $\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma$ ,  $Ac_3$  indica a transformação  $\alpha \rightarrow \gamma$ . No resfriamento:  $Ar_3$  indica a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  e  $Ar_1$  indica a transformação de  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$  (FONSECA, 2015).

Para análise de microestrutura as amostras foram polidas com solução de diamante até 1  $\mu m$  e atacadas com Nital a 2%, para posterior análise em microscópio óptico e MEV.

### 3.9.2 Análise de microestrutura

A análise da microestrutura foi feita em microscópio óptico, modelo Olympus BX 60M e também em MEV, modelo Philips XL 30, ambos pertencentes ao Laboratório de

Metalografia da USP. As amostras foram preparadas metalograficamente com polimento por meio de pasta de diamante de 1 $\mu$ m. Para revelar as microestruturas foi utilizado nital a 2%.

### 3.10 Taxa de resfriamento da roda bruta

Com a finalidade de se comparar a microestrutura encontrada nas rodas com aços Nb1 e Nb2 com a curva CCT, foi desenvolvido na MWL Brasil um dispositivo para medir a taxa de resfriamento durante a t $\acute{e}$ mpera da roda P1628, a mesma utilizada para os ensaios desta tese. Desta maneira, a vari $\acute{a}$ vel referente a geometria da roda foi eliminada durante a medi $\acute{c}$ o da taxa de resfriamento na t $\acute{e}$ mpera. Um suporte met $\acute{a}$ lico para acomodar um termopar conectado a dispositivo eletr $\acute{o}$ nico para coleta de dados com bateria, foi instalado na roda durante a t $\acute{e}$ mpera, o termopar foi colocado no aro da roda bruta (condi $\acute{c}$ o da roda no tratamento t $\acute{e}$ rmico) em 3 posi $\acute{c}$ oes a partir a pista de rolamento. As taxas de resfriamento foram medidas com press $\acute{o}$  de  $\acute{a}$ gua de 0,25 MPa, a mesma press $\acute{o}$  usada no tratamento t $\acute{e}$ rmico da P1628. O sobremetal da roda bruta na pista  $\acute{e}$  de 5 mm em rela $\acute{c}$ o  $\grave{a}$  roda acabada, desta forma, a posi $\acute{c}$ o de 5 mm referente ao termopar mais externo, representa a taxa de resfriamento na pista de rolamento da roda ap $\acute{o}$ s a usinagem, ou seja, da roda acabada.

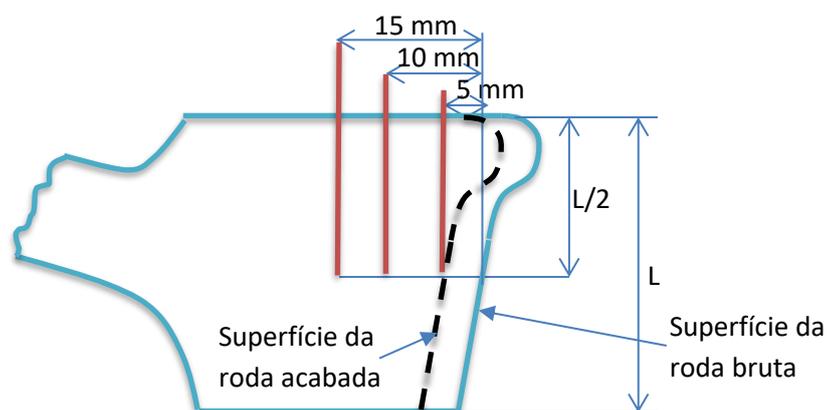


Figura 3.32: Posi $\acute{c}$ o dos termopares para coleta das taxas de resfriamento durante a t $\acute{e}$ mpera em 3 posi $\acute{c}$ oes no aro da roda.

A figura 3.33 mostra o termopar montado na roda junto com o dispositivo fazendo a coleta da taxa de resfriamento por meio de registrador ligado  $\grave{a}$  bateria durante a t $\acute{e}$ mpera

da roda em água. Todo o dispositivo foi montado em suporte fixado na roda e todo conjunto girou junto com a roda para fazer a aquisição dos dados.



Figura 3.33: Dispositivo para coleta da taxa de resfriamento na máquina de têmpera.

### 3.11 Microscopia eletrônica de transmissão (MET)

Para avaliar melhor a microestrutura e definir a região de martensita e bainita, foi utilizado microscópio de transmissão FEI, modelo TECNAI G<sup>2</sup> F20 HRTEM do Laboratório de Materiais da Universidade Federal de São Carlos. Para esta análise foram selecionados 3 corpos de prova de Charpy do aço Nb2 (corrida 8976) da secção B, nas posições 5,4 e 1 da figura 3.15. As amostras foram atacadas e polidas na seguinte sequência:

- Solução 75 % etanol + 25 % ácido perclórico
- Lavagem: Etanol + Etanol + Acetona
- Polimento eletrolítico
- Limpeza em plasma por 3 minutos antes da análise no microscópio

Os corpos de prova passaram por polimento eletrolítico em solução de 75 % etanol e 25 % ácido perclórico. A lavagem foi feita com etanol e acetona. A tabela 3.5 mostra os parâmetros do polimento eletrolítico.

Tabela 3.5: Parâmetros do polimento eletrolítico.

<b>Amostra</b>	<b>V*</b>	<b>I*</b>	<b>Photosens</b>	<b>Fluxo</b>	<b>Aspecto Amostra</b>
<b>Amostra 897606 – 6.07 B5 (280 °C)</b>					
2A	13	2	5	5	Furo no centro pouco irregular
2B	13	2	5	5	Furos pequenos e nas laterais
2C	18	2,5	5	4	Furo no centro e vários pequenos nas laterais
2D	25	5	4	5	Furo central bastante irregular
<b>Amostra 897606 – 6.02 B4 (300 °C)</b>					
5A	18	2,5	5	4	Furo no centro redondo
5B	20	2,5	5	5	Fendas nas laterais
5C	21	3	5	5	Furo central bastante irregular
5D	25	5	4	5	Furo central bastante irregular
<b>Amostra 897606 – 6.06 B1 (500 °C)</b>					
6A	22	3,4	5	6	Furo central irregular e nas laterais
6B	20	5	4	5	Furo central e lateral irregular
6C	25	5	4	5	Furo central irregular

V\* - Voltagem (V) / I\* - Corrente (A)

### 3.12 Dureza Vickers

Os corpos de prova de Charpy foram analisados com elaboração de mapas de dureza feitos em microdurômetro Vickers, marca LECO, modelo LM100AT disponível no CPM/ LNNano. O equipamento tem uma base eletrônica que se movimenta nos eixos x e y automaticamente. No equipamento é informado o número de pontos que se deseja medir nos eixos x e y, juntamente com os parâmetros e o equipamento faz a endentação. Um microscópio acoplado faz as medidas da marca endentada e registra numa tabela, que em seguida pode ser convertida em um gráfico por meio de software que adota diferentes cores para as diversas faixas de dureza. Os parâmetros usados para obter os mapas foram:

- Espaçamento entre pontos - 200 microns
- Carga 200 g
- Tempo de 15 segundos

#### 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta pesquisa foram estudados três aços, classe C (apenas para comparação), Nb1 (não atingiu as propriedades da classe D) e o Nb2 que foi o desenvolvimento final e atendeu todos os requisitos da classe D da AAR. Desta forma, o único material que passou por todas as etapas do desenvolvimento foi o Nb2. A faixa de revenimento dos corpos de prova dos aços Nb1 e C foi de 200 – 520 °C, do aço Nb2 foi de 280 – 550 °C. O motivo desta diferença foi que o aço Nb2 foi desenvolvido após a determinação das curvas de fragilização do Nb1, fato que propiciou o conhecimento antecipado das temperaturas e do poço de fragilização deste tipo de aço. O poço de fragilização pode ser definido como a faixa de temperatura de revenimento crítica, onde a energia de impacto diminui, em consequência da fragilização do material. Desta forma, os ensaios do aço Nb2 iniciou um pouco antes da região de fragilização, já conhecida, até um pouco acima da temperatura de revenimento das rodas. A fractografia foi realizada nos corpos de prova da secção “A” dos aços Nb1 e Nb2 e C que apresentaram menor valor de Charpy. Corpos de prova da mesma secção com valores mais altos de Charpy e perto da temperatura de revenimento das rodas (500 °C), também foram estudados. A micrografia por transmissão foi feita apenas nos corpos de prova de Charpy da secção “B” do aço Nb2, pois esta secção foi a mais representativa em termos de microestrutura, possibilitando definir melhor a bainita no material Nb2. Os ensaios mecânicos completos exigidos pela AAR para o aço classe D foi feito apenas para o aço Nb2, pois este foi o único que atendeu todos os requisitos da norma.

Todos os ensaios solicitados pela AAR para o aço classe D, junto com procedimentos complementares desta tese, possibilitaram conhecer as principais características das três ligas estudadas, bem como, comparar suas propriedades mecânicas e metalográficas.

## 4.1 Aço C

### 4.1.1 Otimização da temperatura de revenimento

Observa-se que para o aço sem microligantes não ocorreu uma região de fragilização após o revenimento, isto se deve a microestrutura na região da pista da roda formada predominantemente de perlita, que não é sensível ao processo de fragilização da martensita revenida (tabela 4.1 e figura 4.2).

Tabela 4.1: Resultados de Charpy para o aço C para diferentes temperaturas de revenimento.

Temperatura de revenimento (°C)	Energia absorvida (J)										MÉDIA A	DESVIO	MÉDIA B	DESVIO
	A1	A2	A3	A4	A5	B1	B2	B3	B4	B5	A	PADRÃO	B	PADRÃO
200	11	13	10	7	6	14	14	8	10	10	9,4	2,9	11,2	2,7
220	10		7	7	6	10		8	8	15	7,5	1,7	10,3	3,3
240	9	14	13	9	6	10		10	12	7	10,2	3,3	9,8	2,1
260	10	10	10	12	8	7	7	10	7	16	10,0	1,4	9,4	3,9
280	9	14	12	13	12	7	8	14	12	12	12,0	1,9	10,6	3,0
300	10	12	12	10	6	7	8	12	10	16	10,0	2,4	10,6	3,6
320	12	13	12	16	10	10	8	8	10	8	12,6	2,2	8,8	1,1
340	10	15	10	12	10	8	8	13	9	13	11,4	2,2	10,2	2,6
360	13	15	8	12	12	6	9	10	12	8	12,0	2,5	9,0	2,2
380	14		14	15	11	7	8	12	12	13	13,5	1,7	10,4	2,7
400	11	12	8	16	12	7	15	14	8	14	11,8	2,9	11,6	3,8
420	8	16	15	11	13	7	12	10		11	12,6	3,2	10,0	2,2
440	15	18	16	16	16	13	10	10	8	14	16,2	1,1	11,0	2,4
460	17	12	17	16	16	14	13	11	12	16	15,6	2,1	13,2	1,9
480	18	18	17	20	17	12	10	11	8	10	18,0	1,2	10,2	1,5
500	17	12	17	10	18	10	9	9	12	10	14,8	3,6	10,0	1,2
520	18	18	18	20	20	10	10	10	14	16	18,8	1,1	12,0	2,8

■ Corpos de prova descartados por problema de dimensional no ensaio de Charpy

As fractografias, da secção A dos corpos de prova de Charpy, foram analisadas em 3 regiões, conforme figura 4.1.

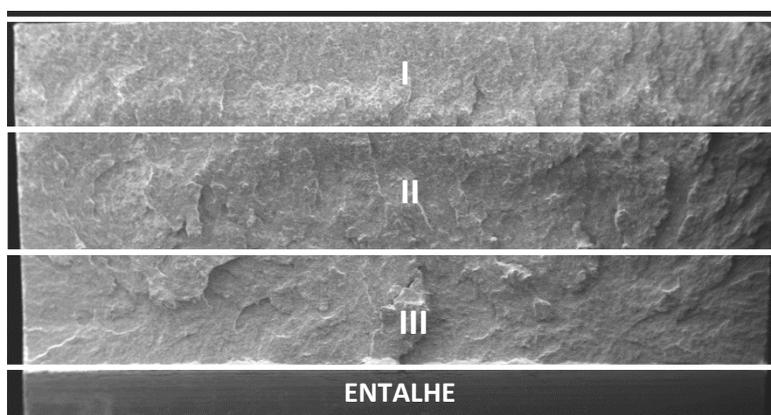


Figura 4.1: Regiões analisadas nas fractografias dos corpos de prova de Charpy.

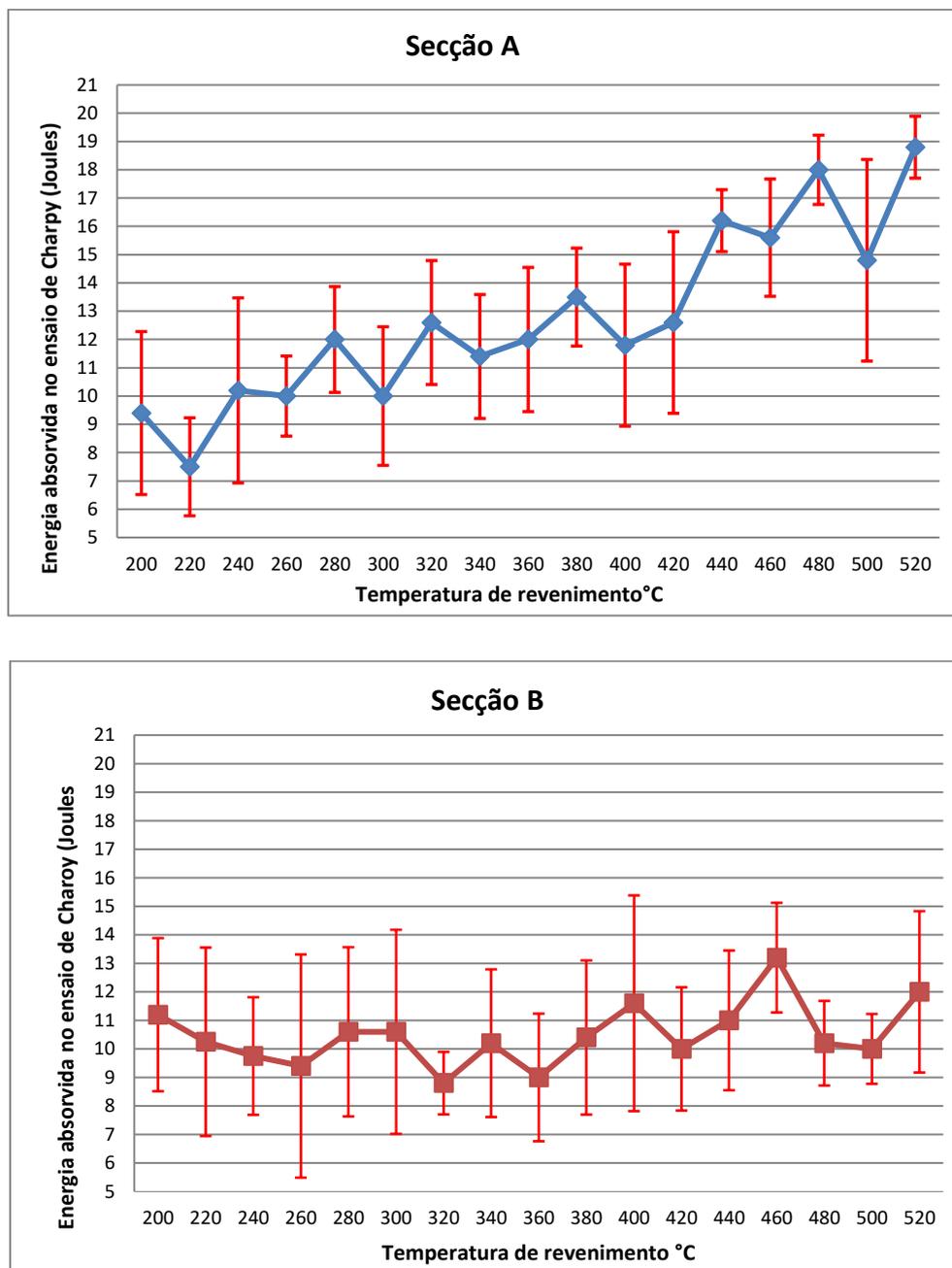
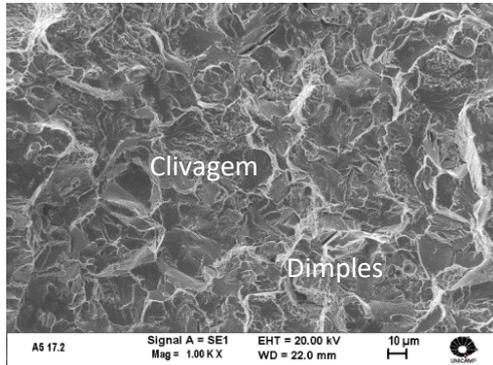


Figura 4.2: Ensaio de Charpy do aço C (sem microligantes), austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido em diferentes temperaturas nas secções “A” e “B”, para determinar a região de FMR.

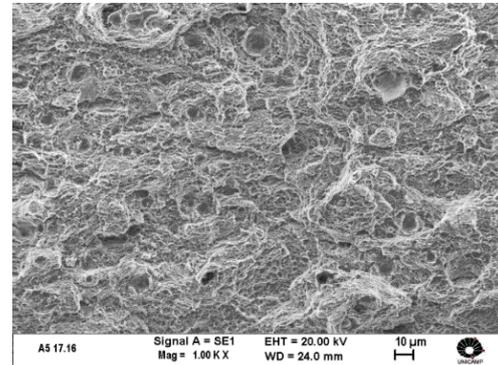
Tomando-se como referência a tabela 4.1, os corpos de prova de Charpy da secção “A” revenidos a 220 °C foram os que apresentaram menor energia absorvida no ensaio, motivo pelo qual, foram analisados em MEV com a finalidade de determinar o

micromecanismo de fratura. Para efeito de comparação, os corpos de prova revenidos a 500 °C, temperatura normal de revenimento na MWL, também foram analisados. As fractografias mostram 3 regiões de cada corpo de prova de Charpy, conforme figura 4.3.

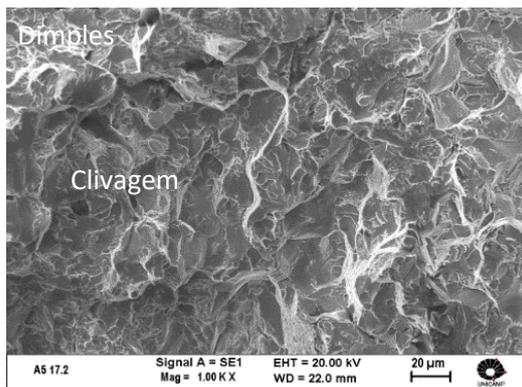
CP posição A5 revenido 220 °C (6 Joules). CP posição A5 revenido 500 °C (18 Joules).



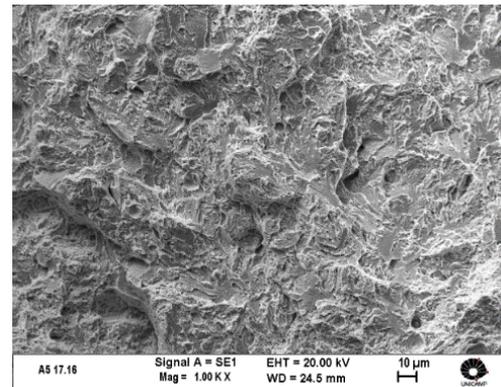
Região I: Predominância de clivagem com poucos Dimples.



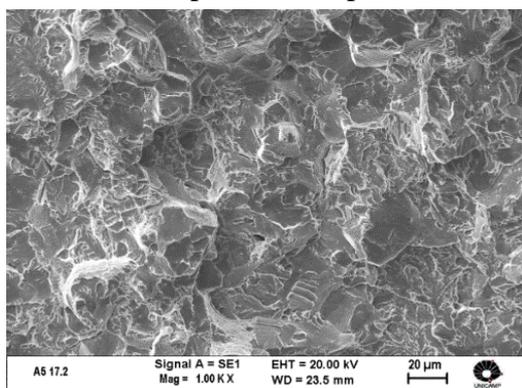
Região I: Dimples.



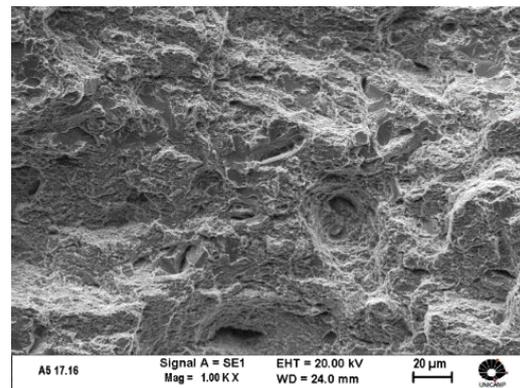
Região II: Predominância de clivagem com poucos Dimples.



Região II: Clivagem um pouco degenerada.



Região III: Clivagem.



Região III: Predominantemente Dimples.

Figura 4.3: Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço classe C, das regiões I, II e III, na posição A5, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenidos a 220 e 500 °C.

Os corpos de prova revenidos a baixa temperatura com 220 °C, apresentaram micromecanismo de fratura com clivagem e dimples, os revenidos na temperatura de 500 °C, apresentaram apenas dimples como micromecanismos de fratura, característico de fratura dúctil. Estes micromecanismos de fratura estão compatíveis com os resultados do aço classe C que não foi sensível a FMR por causa de sua microestrutura predominantemente perlítica. O micromecanismo de fratura dimples é característico de fratura dúctil, onde existe grande deformação plástica durante a propagação da trinca, com alta absorção de energia, motivo pelo qual os corpos de prova com esta característica absorveram 18 J de energia no Charpy. O micromecanismo de fratura por clivagem é característico de fratura frágil, onde a fratura se propaga rápido, com pouca deformação plástica e pouca energia absorvida, motivo pelo qual os corpos de prova revenidos em temperaturas mais baixas, absorveram apenas 6 J de energia, embora em algumas regiões houvesse a ocorrência de pequenas áreas de dimples, porém, com predomínio das áreas de clivagem.

Os gráficos não mostram a ocorrência de poço de fragilização. Na secção B os valores de Charpy permanecem constante com aumento da temperatura de revenimento, característico de microestrutura totalmente perlítica. Na secção A, começam reduzidos em temperaturas baixas de revenimento, crescendo continuamente com o aumento das temperaturas de revenimento, caracterizando a predominância de microestrutura perlítica com algumas ilhas de bainita.

#### 4.1.2 Propriedades mecânicas do aço C

Os corpos de prova foram retirados seguindo a mesma orientação do ensaio de tração da AAR, item 3.5.1.1, quanto à posição em relação a pista de rolamento da roda cujos resultados encontram-se na tabela 4.2.

Tabela 4.2: Resultados do ensaio de tração no aro da roda aço C.

Roda	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	R. Área (%)
903813	799	1166	14	34
	780	1131	12	34
903814	788	1145	14	34
	762	1126	14	33
<b>Média</b>	<b>782 ± 16</b>	<b>1142 ± 18</b>	<b>13 ± 1</b>	<b>34 ± 0,5</b>

O mapa de dureza foi elaborado segundo especificação da AAR M107/208, com durezas em Brinell e Rockwell C, lembrando que para rodas classe C a faixa de dureza para o mapa é de 301 – 363 BHN e 30 – 42 RC. Os resultados atendem as especificações da norma AAR para classe C, porém não atendem as da classe D, servindo apenas como parâmetro de comparação com os aços Nb1 e Nb2 com adição de microligas (figura 4.4).

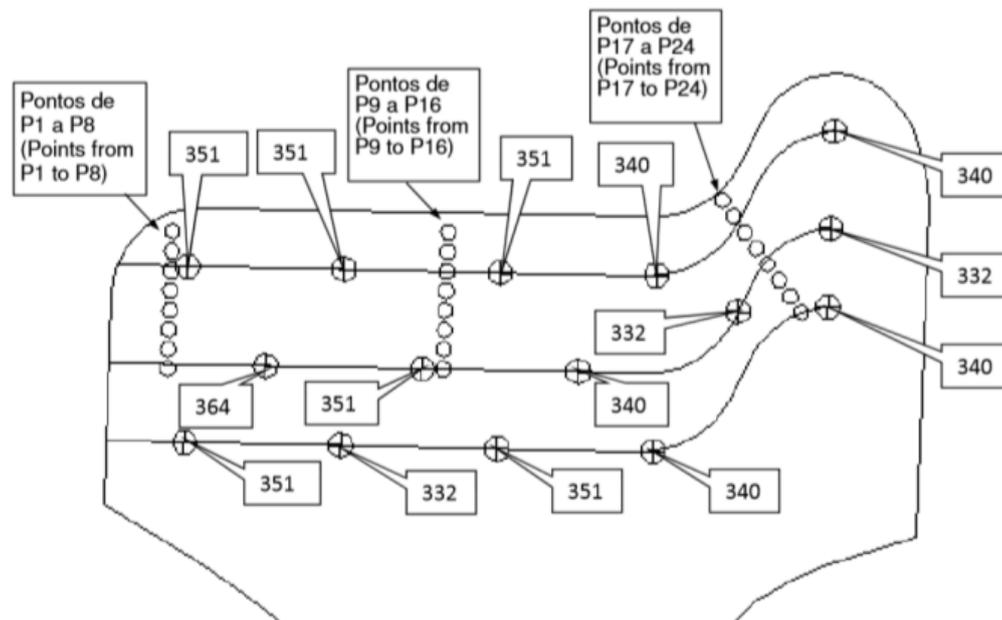


TABELA DE PONTOS - DUREZA HRc (TABLE OF POINTS - HARDNESS HRc)					
P1 =	37	P9 =	34	P17 =	37
P2 =	37	P10 =	33	P18 =	35
P3 =	36	P11 =	36	P19 =	36
P4 =	37	P12 =	35	P20 =	35
P5 =	35	P13 =	34	P21 =	36
P6 =	36	P14 =	35	P22 =	34
P7 =	36	P15 =	33	P23 =	35
P8 =	36	P16 =	34	P24 =	37

Figura 4.4: Mapa de dureza em Brinell e Rockwell C da roda 903814 do aço C, após austenitização, têmpera em água por 4 minutos e revenimento a 500 °C, segundo AAR M107/208.

#### 4.1.3 Microestrutura da roda C

O tamanho de grão austenítico do aço classe C na região do corpo de prova de tração (pista da roda) foi de  $37,8 \pm 0,8$  Microns (Figura 4.5).

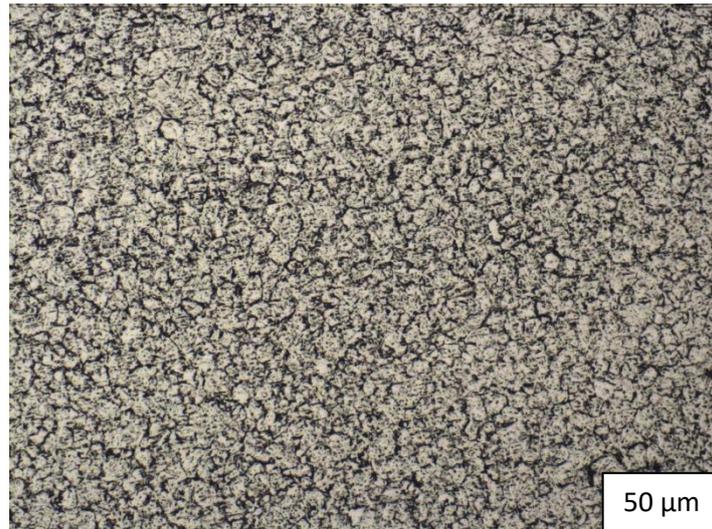


Figura 4.5: Tamanho de grão austenítico do aço C, segundo ASTM E-112 e ataque com picral.

O tamanho de grão austenítico do aço C, obtido pelo método de intercêptos lineares (equação 3.1, item 3.8), é compatível com aço classe C da AAR sem adição de microligantes. Este tipo de aço não tem o efeito da precipitação de carbonetos que restringem o crescimento de grão austenítico, melhorando a dureza e propriedades mecânicas.

As micrografias foram retiradas da pista da roda acabada, tendo como referência a superfície da pista de rolamento até uma profundidade 6 mm com incrementos de 1 mm (figura 4.6 e figuras 4.7 a 4,12) .

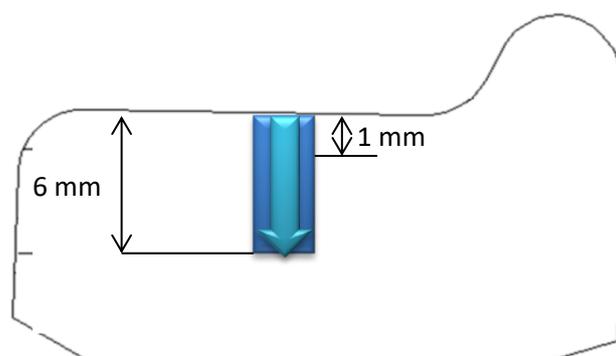


Figura 4.6: Posição das amostras para micrografia retiradas da pista da roda até a profundidade de 6 mm, com incremento de 1 mm, a partir da pista de rolamento.

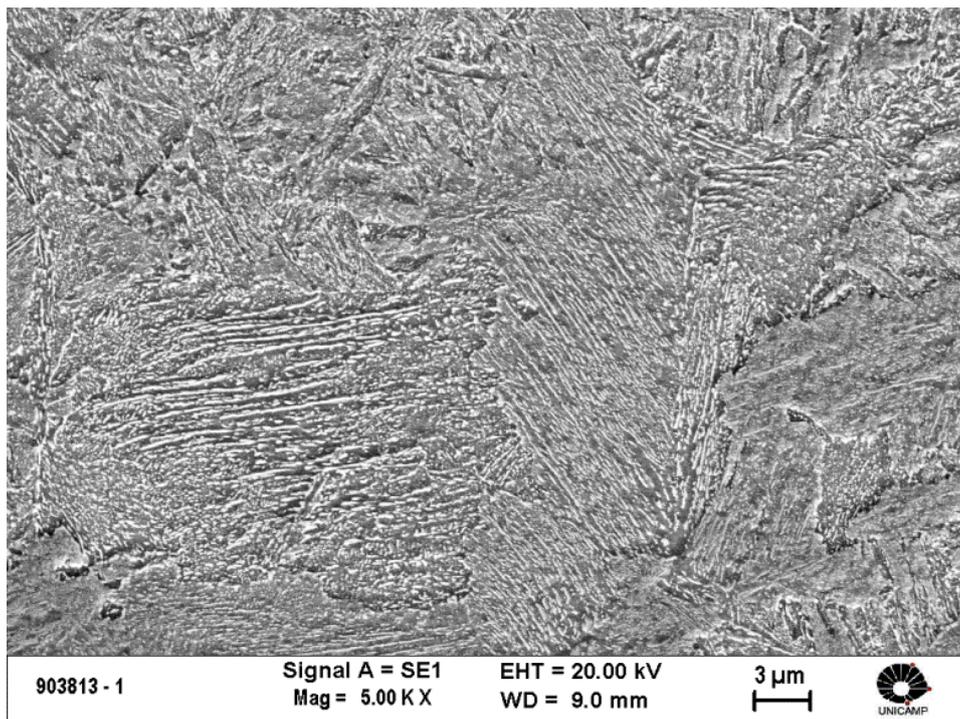


Figura 4.7: Microestrutura a 1 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.

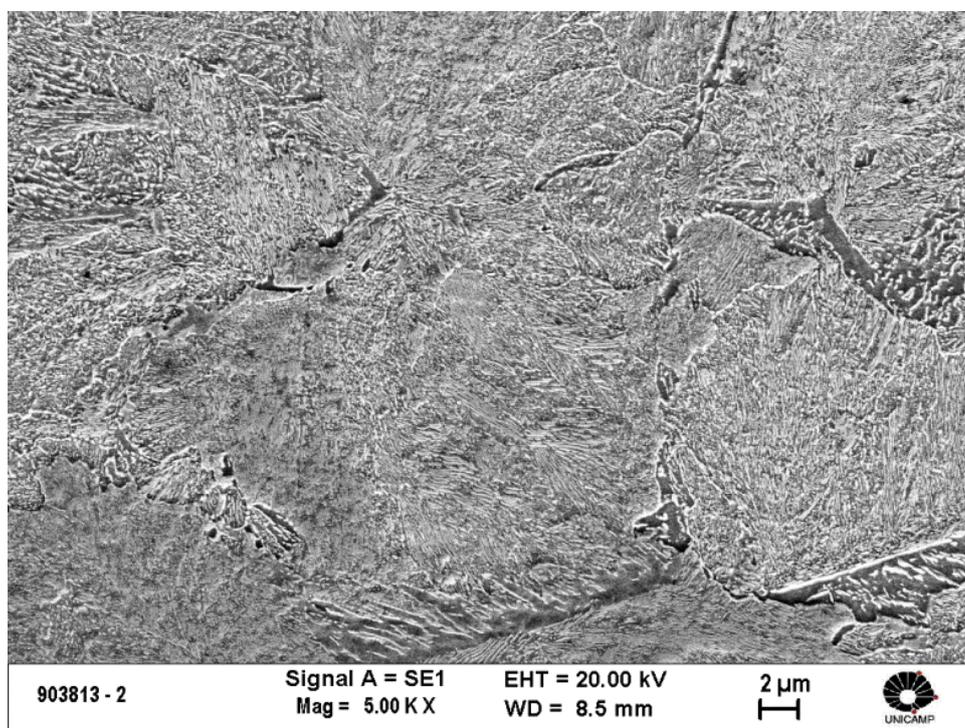


Figura 4.8: Microestrutura a 2 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.

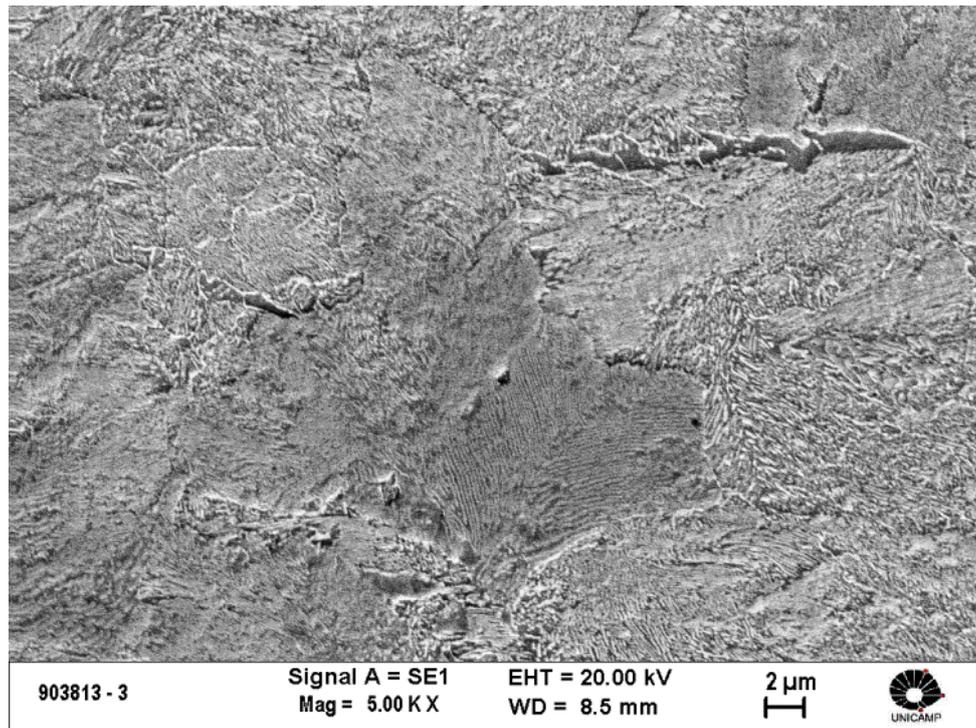


Figura 4.9: Microestrutura a 3 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.

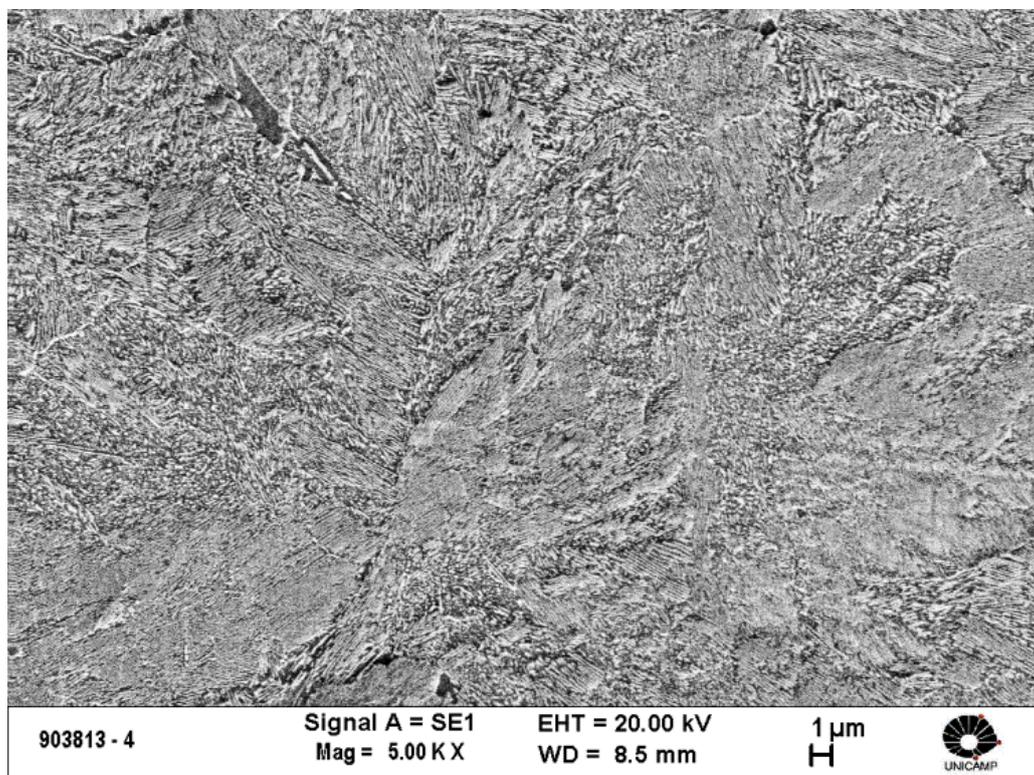


Figura 4.10: Microestrutura a 4 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.

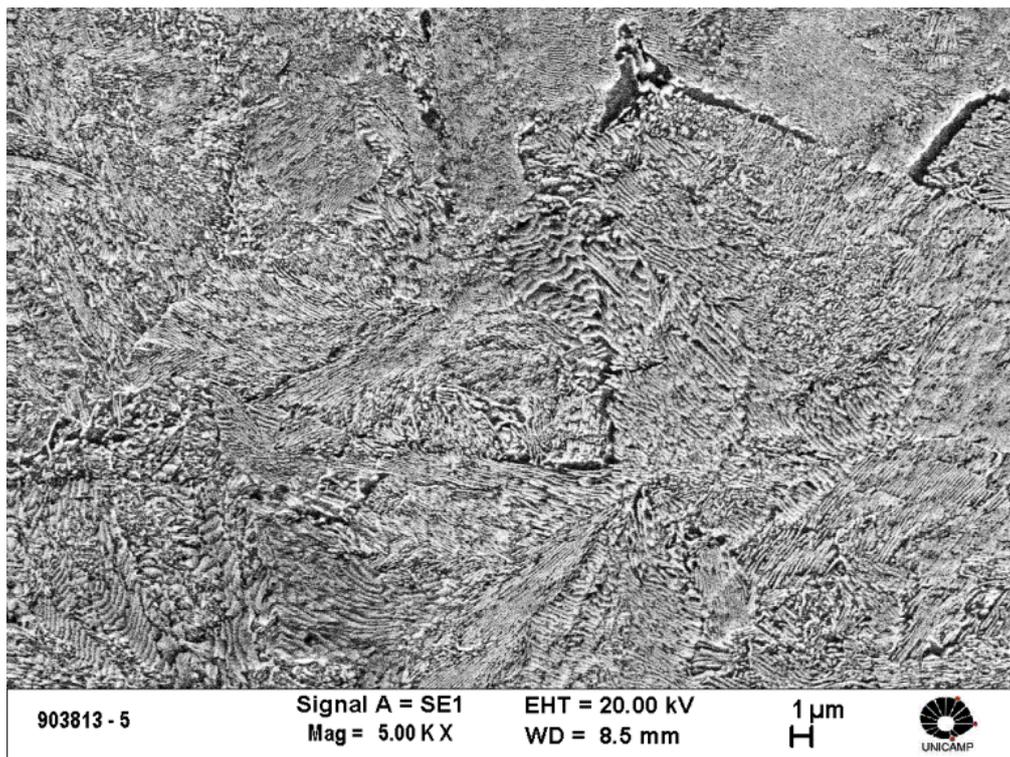


Figura 4.11: Microestrutura a 5 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.

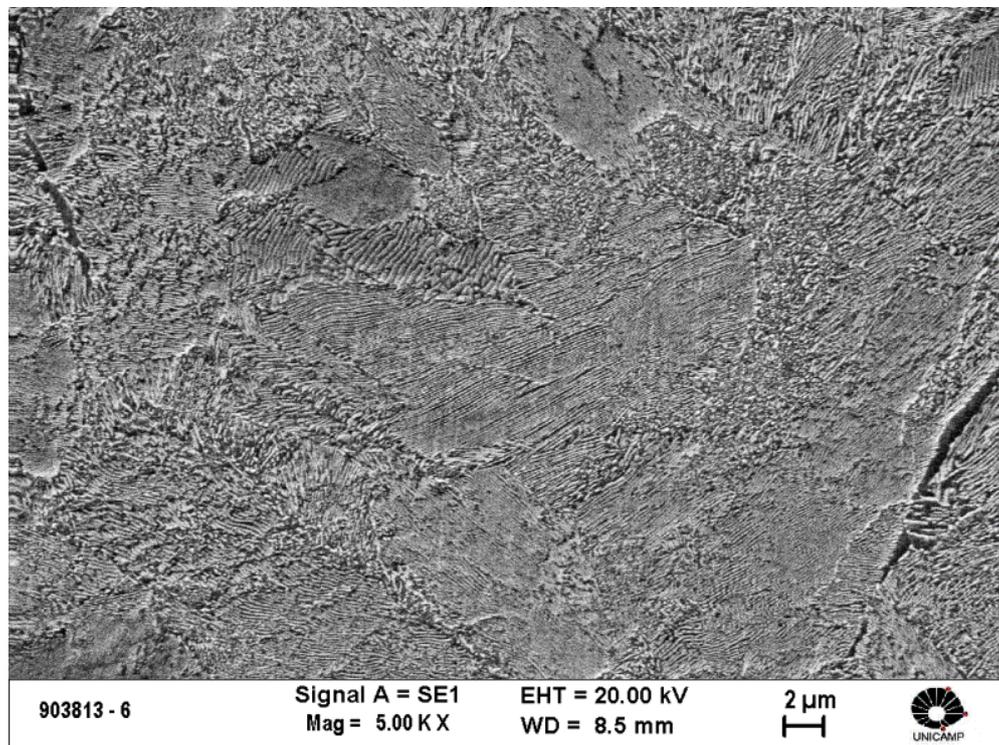


Figura 4.12: Microestrutura a 6 mm de profundidade da pista (perlita). Aço C, ataque com nital 2% por 10 s.

A microestrutura do aço classe C é totalmente perlítica, resultado esperado para um aço sem adição de microligantes. A perlita, até o momento, é a microestrutura ideal para rodas ferroviárias, pois é composta de ferrita, dúctil e tenaz, combinada com a cementita, alta dureza aliada a resistência mecânica e desgaste. A combinação destas fases fazem que a perlita tenha ótima performance nas rodas ferroviárias de carga e passageiro, onde resistência ao desgaste e alta capacidade de deformação são requisitos importantes para suportarem as altas tensões no contato roda trilho, bem como, as temperaturas geradas pelas sapatas de freio na pista das rodas. O aço classe C foi tratado com as mesmas taxas de resfriamento das demais ligas estudadas, Nb1 e Nb2, porém não apresentou formação de microestrutura bainítica, fato que reforça a necessidade dos microligantes para aumento da temperabilidade, com conseqüente aumento da dureza, tenacidade e resistência.

## 4.2 Aço Nb1

### 4.2.1 Otimização da temperatura de revenimento

A tabela 4.3 mostra os resultados do ensaio de Charpy para as rodas com o aço Nb1 nas secções A e B (figura 3.15).

Tabela 4.3: Resultados de Charpy do aço Nb1 para diferentes temperaturas de revenimento.

Temperatura de revenimento (°C)	Energia absorvida (J)										MÉDIA A	DESVIO	MÉDIA B	DESVIO
	A1	A2	A3	A4	A5	B1	B2	B3	B4	B5	A	PADRÃO	B	PADRÃO
200	8	8	10	9	7			10	10	8	8,4	1,1	9,3	1,2
220	8	10	10	10	7	11	14	14	14	14	9,0	1,4	13,4	1,3
240	9	9	8	10	8	12	15	12	14	12	8,8	0,8	13,0	1,4
260	7	8	8	10	7			14	12	12	8,0	1,2	12,7	1,2
280	8	9	10	11	10	11	14	15	14	14	9,6	1,1	13,6	1,5
300	7	8	8	8	7	8	10	10	10	8	7,6	0,5	9,2	1,1
320	6	7	6	8	7	10	8	10	8	8	6,8	0,8	8,8	1,1
340	6	7	6	9	8	10	10	10	10	10	7,2	1,3	10,0	0,0
360	8	8	9	8	8			10	10	10	8,2	0,4	10,0	0,0
380	8	10	12	10	10	12	12	10	10	10	10,0	1,4	10,8	1,1
400	10	11	10	10	12	12	11	10	10	10	10,6	0,9	10,6	0,9
420	12	11	12	11	12	11	9	12	11	11	11,6	0,5	10,8	1,1
440	11	12	12	12	12	11	10	10	10	11	11,8	0,4	10,4	0,5
460	13	14	13	14	14			11	10	10	13,6	0,5	10,3	0,6
480	13	14	14	14	14			10	10	10	13,8	0,4	10,0	0,0
500	14	14	15	15	14	12	11	11	11	13	14,4	0,5	11,6	0,9
520	15	16	16	16	15	10	12	12	12	13	15,6	0,5	11,8	1,1

Obs: A1, A2, A3, A4, A5, B1, B2, B3, B4 e B5 posição do CP no ensaio de Charpy.

■ Corpos de prova descartados por problema de dimensional no ensaio de Charpy

Os gráficos da figura 4.13 mostram a relação entre a média dos resultados de Charpy das secções A e B em função das temperaturas de revenimento, indicando que existe uma faixa de fragilização. Esta faixa de fragilização coincide com a esperada para o fenômeno da FMR, 260 – 370 °C. Esta faixa de temperatura esta de acordo com as pesquisas de Krauss, (KRAUSS, 1985).

O aço Nb1 tem adição de silício, que estabiliza a formação do carboneto  $\epsilon$  durante o revenimento, atrasando a precipitação da cementita. Este processo aumenta a temperatura crítica de FMR durante o revenimento, pois a fragilização ocorre com a precipitação da cementita oriunda da decomposição da austenita retida (MARCOMINI, 2012).

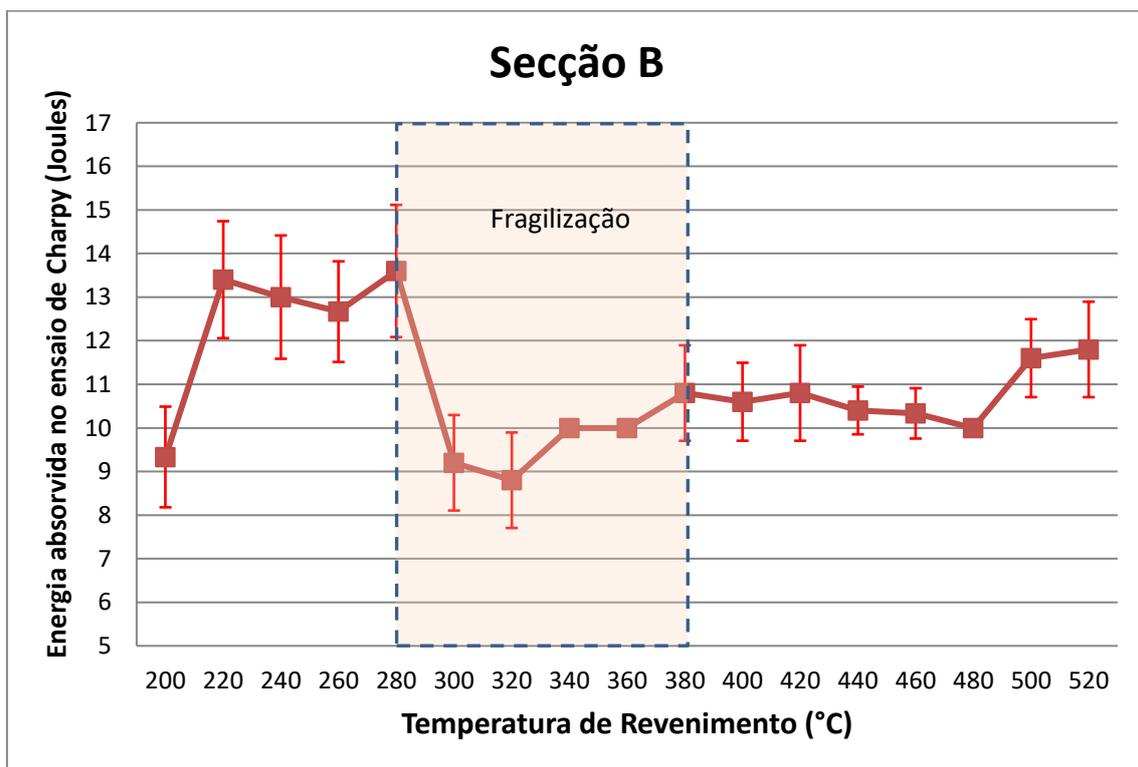
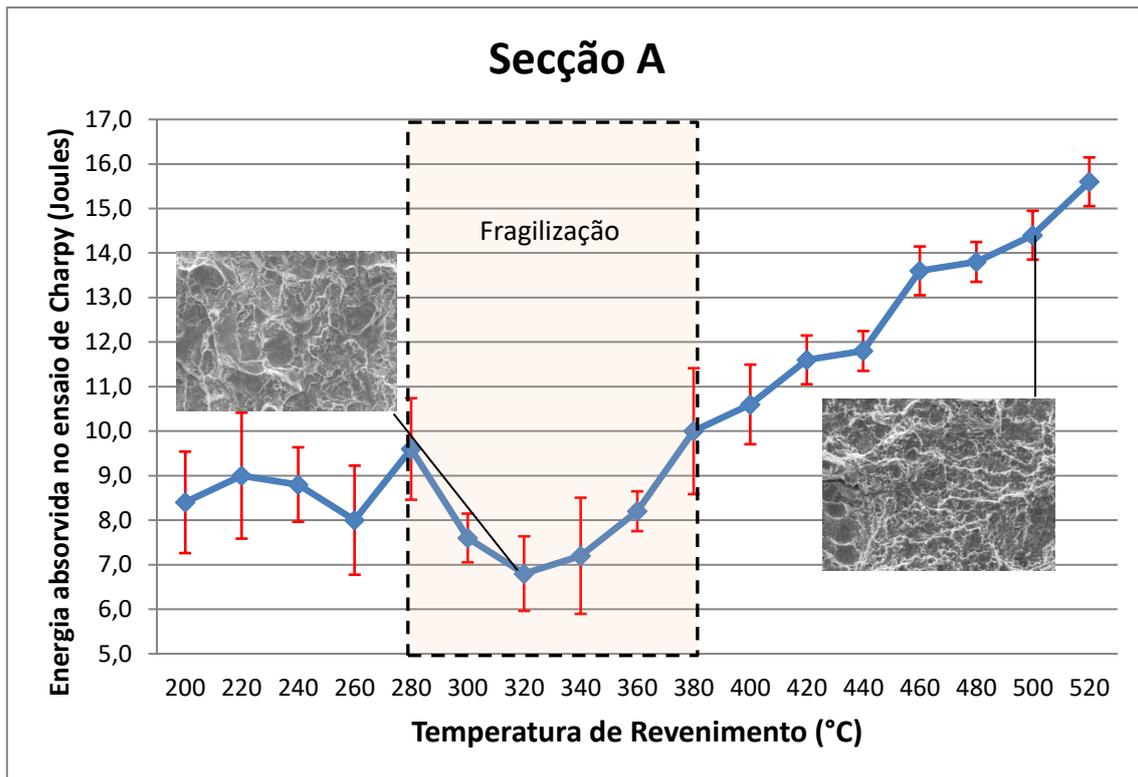


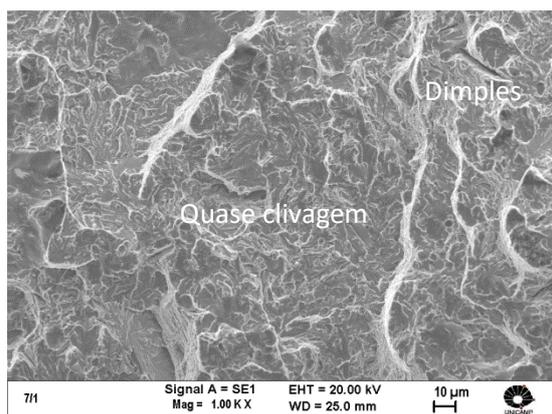
Figura 4.13: Ensaio de Charpy do aço Nb1 (com microligantes), austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido em diferentes temperaturas nas secções “A” e “B”, para determinar a região de FMR.

Os corpos de prova das secções “A” e “B” apresentaram fragilização ao revenido na mesma faixa de temperatura (280 – 380 °C), porém foi um pouco mais acentuada na secção “A” onde a energia média mínima no Charpy foi de 6,8 J, enquanto que na secção “B” foi de 8,8 J na mesma temperatura (320 °C). A absorção de maior energia média de impacto nos corpos de prova da secção “B”, está relacionado ao fato desta secção ter microestrutura com predomínio de bainita (maior tenacidade), enquanto a secção “A” tem predomínio de martensita. Estes resultados mostram que neste tipo de aço microligado, além da martensita, a bainita também é sensível a fragilização ao revenido, em conformidade com as pesquisas de Park (PARK, 2013) e Hu (HU, 1991). Um possível motivo para fragilização é a precipitação de cementita durante o revenimento, a qual ocorre pela decomposição da austenita retida entre os pacotes e inter ripas de martensita (HORN, 1978; KRAUSS, 1980). Este aço também possui austenita retida, evidenciada na curva CCT onde conseguimos determinar apenas  $M_1$ .

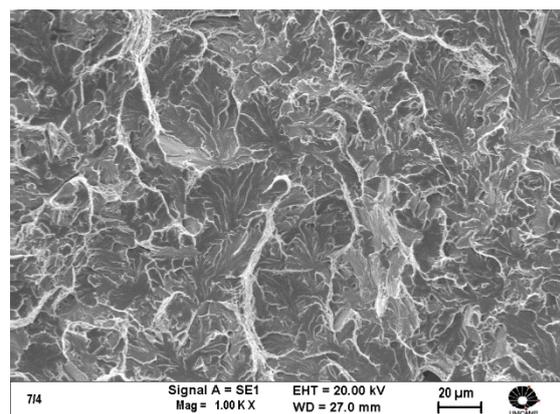
Tomando-se como referência a tabela 4.3, os corpos de prova de Charpy, da secção “A”, revenidos a 320 °C foram os que apresentaram maior fragilização (menor energia absorvida no Charpy), motivo pelo qual, foram analisados em MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) com a finalidade de determinar o micromecanismo de fratura. Para efeito de comparação corpos de prova da secção “A”, revenidos a 520 °C, que apresentaram o melhor resultado no ensaio de Charpy, também foram analisados.

CP posição A1 revenido 320 °C (6 Joules)

CP posição A4 revenido 320 °C (8 Joules)



Região I: quase clivagem com pequenas regiões com “dimples” (alvéolos).

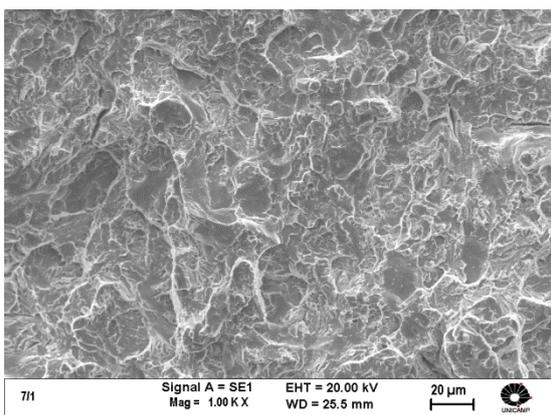


Região I: quase clivagem com aparência de facetas de clivagem.

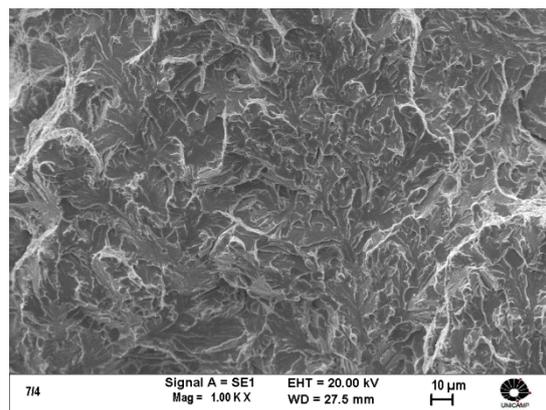
Figura 4.14: Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb1 da região I, nas posições A1 e A4, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenidos a 320 °C.

CP posição A1 revenido 320 °C (6 Joules)

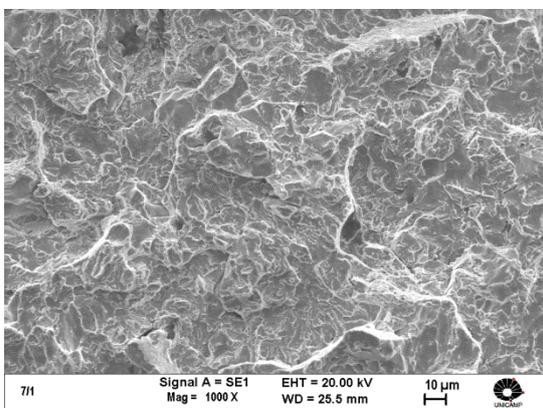
CP posição A4 revenido 320 °C (8 Joules)



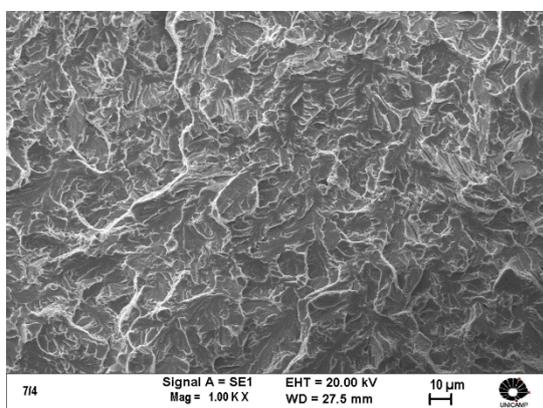
Região II: quase clivagem.



Região II: quase clivagem com aparência de facetas de clivagem.



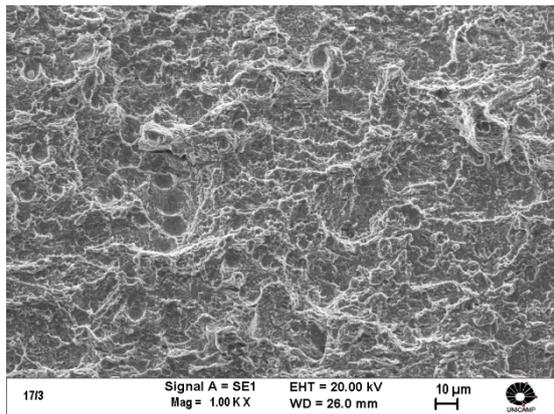
Região III: quase clivagem.



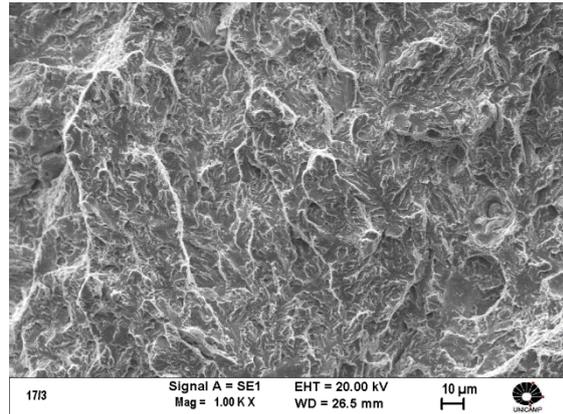
Região III: quase clivagem com aparência de facetas de clivagem.

Figura 4.15: Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb1, das regiões II e III, nas posições A1 e A4, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenidos a 320 °C.

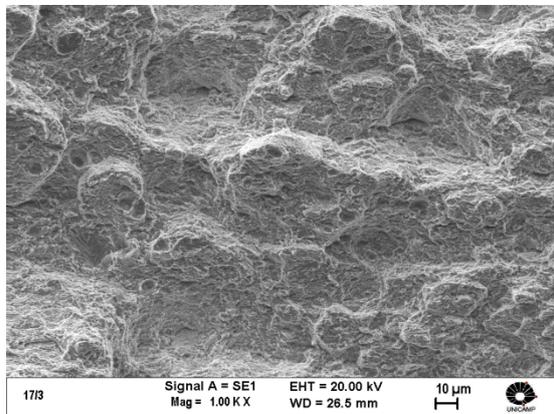
CP posição A3 revenido 520 °C (16 Joules).



Região I: dimples.



Região II: dimples.



Região III: dimples.

Figura 4.16: Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb1, das regiões I, II e III, na posição A3, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 520 °C.

Podemos observar que existem diferenças de micromecanismos de fratura entre as regiões revenidas a 320 °C e 520 °C. Há uma mudança de micromecanismo de fratura de quase clivagem, nas proximidades da fragilização, para dimples, longe dessa região, fato que justifica as diferenças de energia de impacto do Charpy dessas regiões; 6 a 8 J, na região de fragilização, para 16 J, fora desta região. O micromecanismo de fratura de quase clivagem caracteriza a fratura frágil, típica da região de revenimento à 320 °C que apresenta FMR. Provavelmente a FMR nesta região ocorreu por decomposição da austenita retida em filmes de cementita, conforme observado por Marcomini (MARCOMINI, 2012). A fratura por clivagem observada nos corpos de prova de Charpy com fragilização é transgranular, característica do fenômeno de FMR.

#### 4.2.2 Propriedades mecânicas do aço Nb1

Foram extraídos da roda 2 corpos de prova de tração no aro conforme item 3.5.1.1, os resultados de tração no aço Nb1 após o tratamento térmico, estão na tabela 4.4.

Tabela 4.4: Resultados do ensaio de tração no aro na temperatura ambiente do aço Nb1.

Roda	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	R. Área (%)
836308	1065	1280	12	31
	968	1126	12	29
Média	1016 ± 69	1203 ± 109	12 ± 0	30 ± 1
AAR	>760	>1083	>14	>15

Os resultados do ensaio de tração mostraram que o alongamento de 14% especificado para material classe D, não foi atingido, fato que invalida este aço como classe D. A adição de silício no aço Nb1 pode ter auxiliado no aumento da resistência, mas prejudicou a tenacidade.

A mesma roda utilizada para o ensaio de tração, foi também utilizada para se obter o mapa de dureza do aro (figura 4.17).

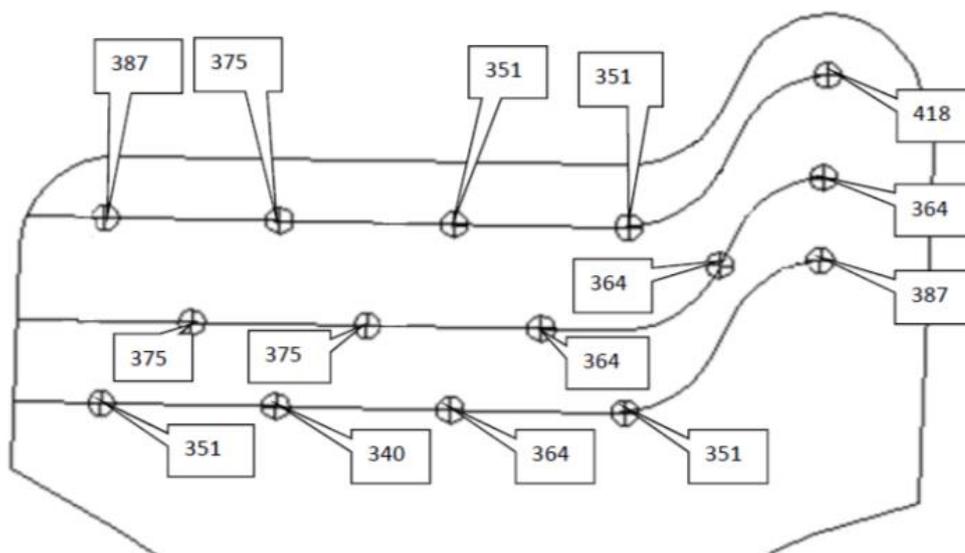


Figura 4.17: Mapa de dureza em Brinell da roda 836308 com aço Nb, após revenimento a 500 °C, conforme AAR M107/208.

As durezas encontradas no mapa, conforme norma AAR, estão dentro dos valores especificados para classe D (321 a 415 Brinell), com exceção de um ponto na extremidade do friso com valor de 418 Brinell.

Apesar do aço Nb1 não ter conseguido atingir o escoamento da classe D, os resultados foram muito superiores a classe C. A adição de 0,017% Nb no aço com 0,71% C, atende a faixa ideal de solubilização do nióbio na austenita para aços de alto carbono (JANSTO, 2014). O aumento da dureza e das propriedades mecânicas do aço Nb1 foi, em parte, consequência do nióbio estar em solução sólida na austenita, retardando o crescimento de grão pela redução da temperatura de recristalização (MEI, 1983). A roda forjada tem processos intensos de recristalização na sua fabricação (forjamento e laminação à quente), fato que contribui na redução do tamanho de grão, com consequente melhoria da dureza e das propriedades mecânicas (SILVA, 2006). A adição de silício para aumentar a resistência e a dureza, de certa forma, prejudicou a tenacidade e a ação do nióbio, pois o silício reduz a solubilidade do nióbio na austenita, prejudicando o efeito da redução do tamanho de grão austenítico. Isto pode ter interferido a tenacidade, dificultando atingir o alongamento mínimo de 14% solicitado para o material classe D, atrapalhando a ação plena do nióbio na liga.

#### 4.2.3 Microestrutura da roda

O tamanho de grão austenítico na região do aro da roda (amostra retirada na extremidade do CP de tração) do aço Nb1 foi de  $16 \pm 0,4$  microns (figura 4.18).

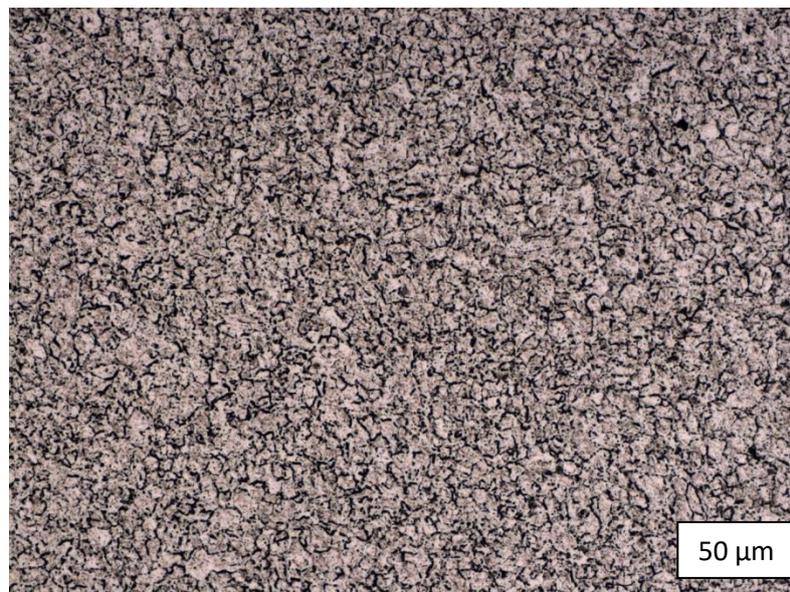


Figura 4.18: Tamanho de grão austenítico do aço Nb1 segundo ASTM E – 112 e ataque com picral.

O tamanho de grão austenítico do aço Nb1 comparado com o aço C, mostra uma redução significativa (50%) de 37,8 para 16 microns, graças a ação dos elementos microligantes, como molibdênio, nióbio e silício, acrescentados nesta liga. A redução do tamanho de grão austenítico, aumenta a temperabilidade, tenacidade e dureza do material.

As amostras para verificar a microestrutura da roda, foram retiradas da pista de rolamento da roda acabada (usinada), as quais foram analisadas em MEV, em diferentes profundidades, tendo sempre como referência a superfície da pista de rolamento, onde M é martensita, B é bainita e P é perlita (figuras 4.19 e 4.20 a 4.23).

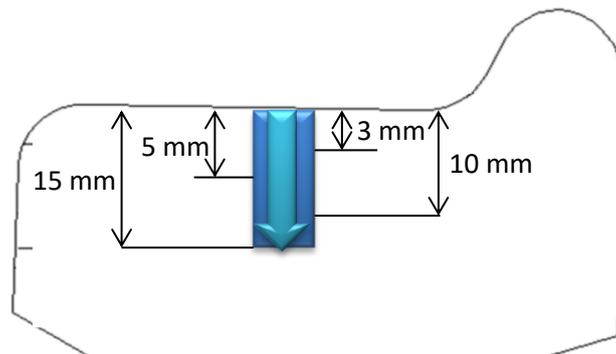


Figura 4.19: Posição das amostras para micrografia retiradas da pista da roda até a profundidade de 15 mm, com início em 3 mm, a partir da pista de rolamento.

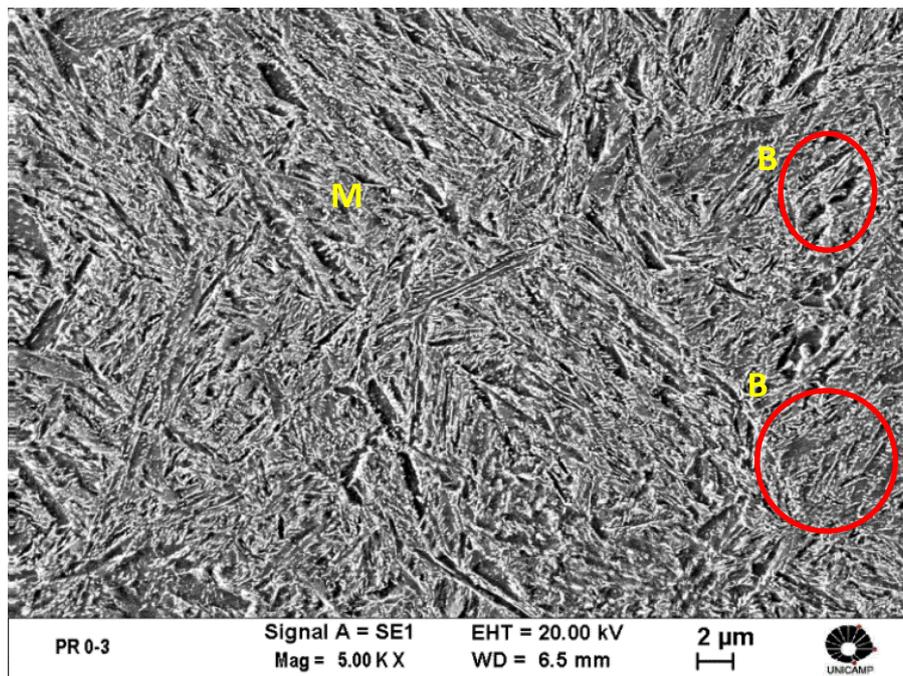


Figura 4.20: Micrografia a 3 mm da pista (M = martensita e B = bainita), aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.

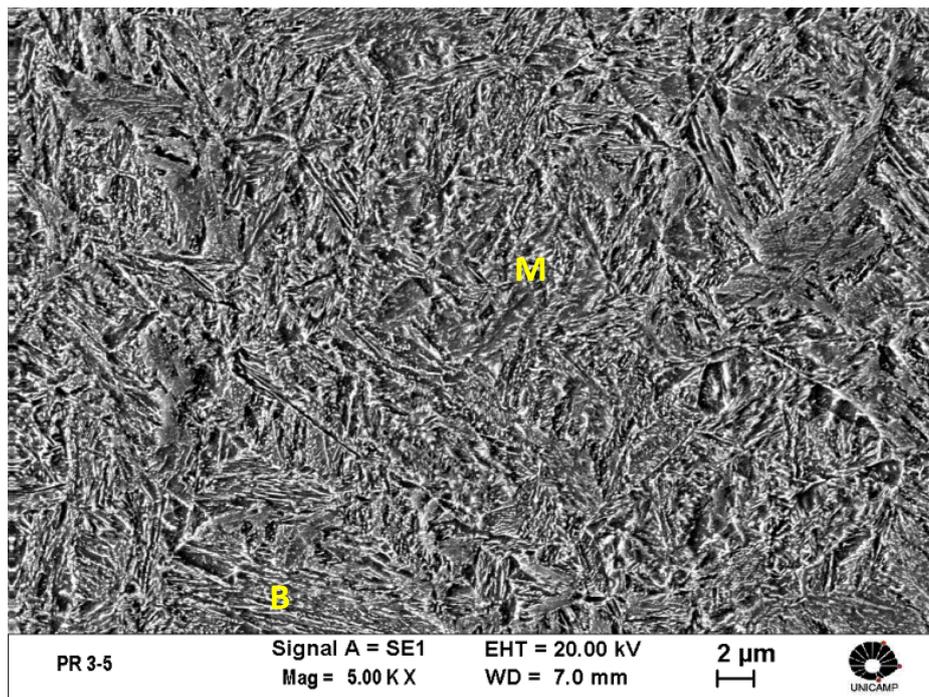


Figura 4.21: Micrografia a 5 mm de profundidade (M = martensita e B = bainita) do aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.

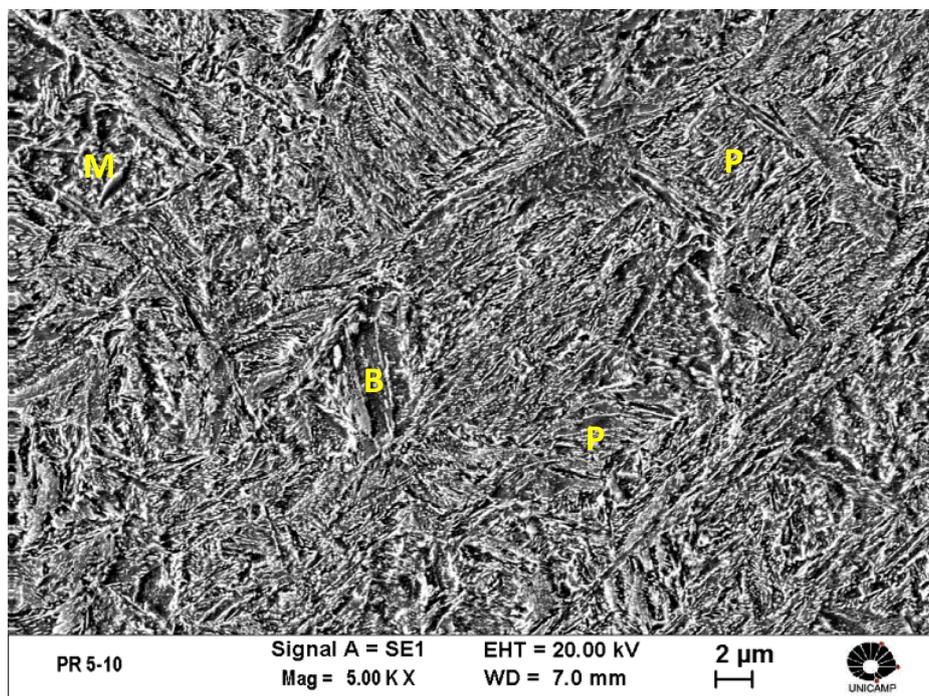


Figura 4.22: Micrografia a 10 mm de profundidade (M = martensita, B = bainita e P = Perlita) do aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.

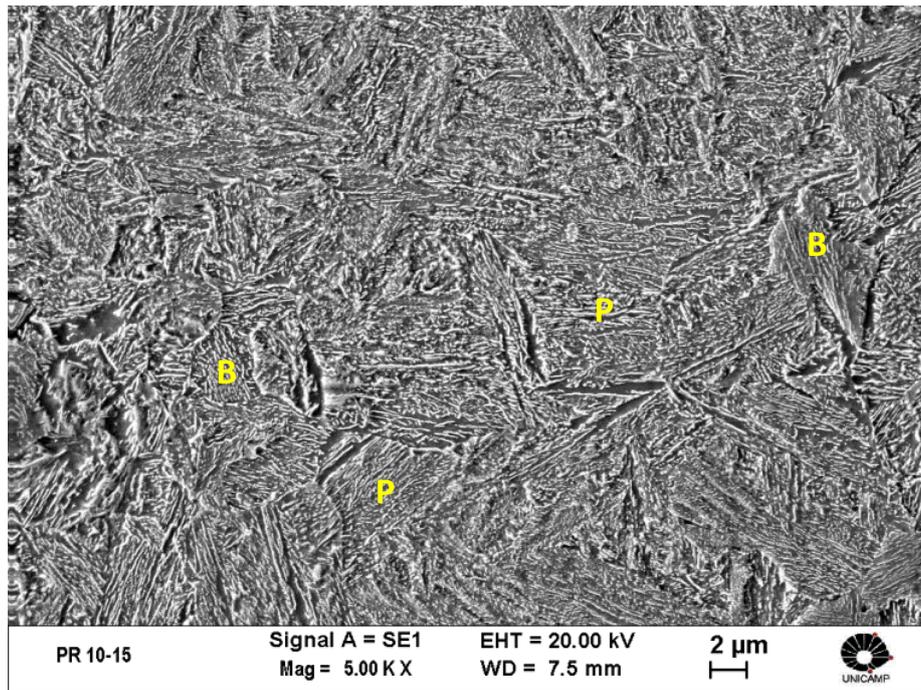


Figura 4.23: Micrografia a 15 mm de profundidade (P = perlita e B = bainita) do aço Nb1, ataque com nital 2% por 10 s.

O aço Nb1 apresentou microestrutura com martensita e bainita até 10 mm de profundidade em relação à pista de rolamento. Este resultado não é ideal em termos de profundidade de martensita, pois devido à sua fragilidade e alta dureza pode intensificar o processo de shelling nas rodas dedicadas ao transporte *heavy haul* (STONE, 1992). A mudança da microestrutura do aço C (sem microligante) para o aço Nb1 foi significativa, a perlita começou a aparecer com 15 mm de profundidade no Nb1, enquanto no aço C ela está presente em todo perfil do aro desde a superfície da pista. A Bainita junto com a martensita teve início à 3 mm de profundidade da pista, mostrando o aumento da temperabilidade da liga Nb1 em relação ao aço C, pela adição de nióbio, molibdênio e silício.

#### 4.2.4 Obtenção da curva CCT

A curva CCT do aço Nb1 foi obtida com auxílio de dilatômetro acompanhado de microscopia óptica e MEV. Análise de microdureza também foi empregada para determinar a formação da bainita. As curvas de dilatométrica para cada taxa de resfriamento são mostradas nas figuras 4.24 e 4.25 onde é possível verificar os pontos de inflexão durante o resfriamento e determinar as temperaturas  $M_1$ ,  $A_{r1}$  e  $A_{r3}$ .

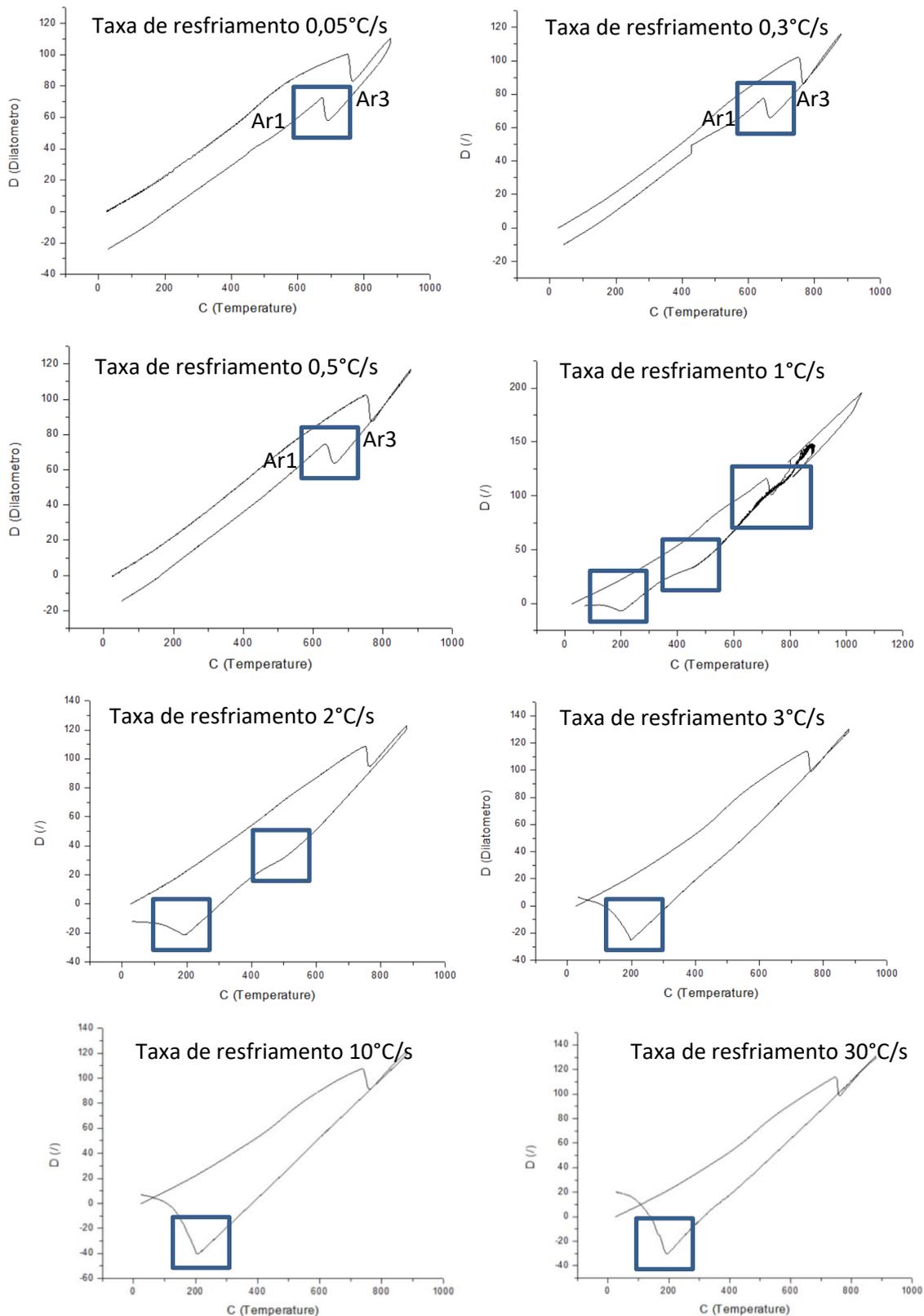


Figura 4.24: Taxas de resfriamento de: 0,05 °C/s; 0,3 °C/s; 0,5 °C/s; 1 °C/s; 2 °C/s; 10 °C/s; 30 °C/s e 3 °C/s, para levantamento da curva CCT do aço Nb1.

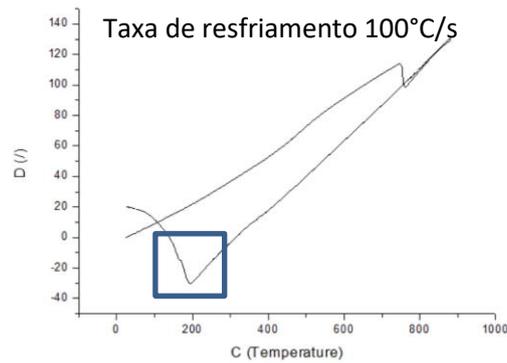


Figura 4.25: Taxa de resfriamento de 100 °C/s, para levantamento da curva CCT do aço Nb1.

Nos gráficos correspondentes as taxas de resfriamento de 1 °C/s até 100 °C/s, onde existe a formação de martensita, notamos que é possível determinar apenas a temperatura de início de formação da martensita ( $M_I$ ). Em aços de alto carbono a temperatura final de formação da martensita ( $M_F$ ) é subzero, fato que confirma a existência de austenita retida no material (FONSECA, 2015).

Na taxa de resfriamento de 1 °C/s o gráfico apontou 3 possíveis mudanças de fase, com alguma interferência em torno da temperatura de 700 °C, na transformação de fase de austenita para ferrita e perlita. O gráfico também aponta uma inflexão na faixa de temperatura de 490 °C, na possível transformação de fase de austenita para bainita. As micrografias analisadas posteriormente, não evidenciaram esta segunda mudança de fase, logo, para taxa de resfriamento de 1 °C/s foi considerado apenas microestrutura perlítica com base na microestrutura analisada. A terceira mudança de fase para esta taxa foi de austenita para martensita na faixa de 200 °C, que também não foi observada na análise de microestrutura.

A figuras 4.26 a 4.32, apresentam as micrografias em MEV para cada taxa de resfriamento, visando identificar as microestruturas e construir a curva CCT para o aço Nb1.

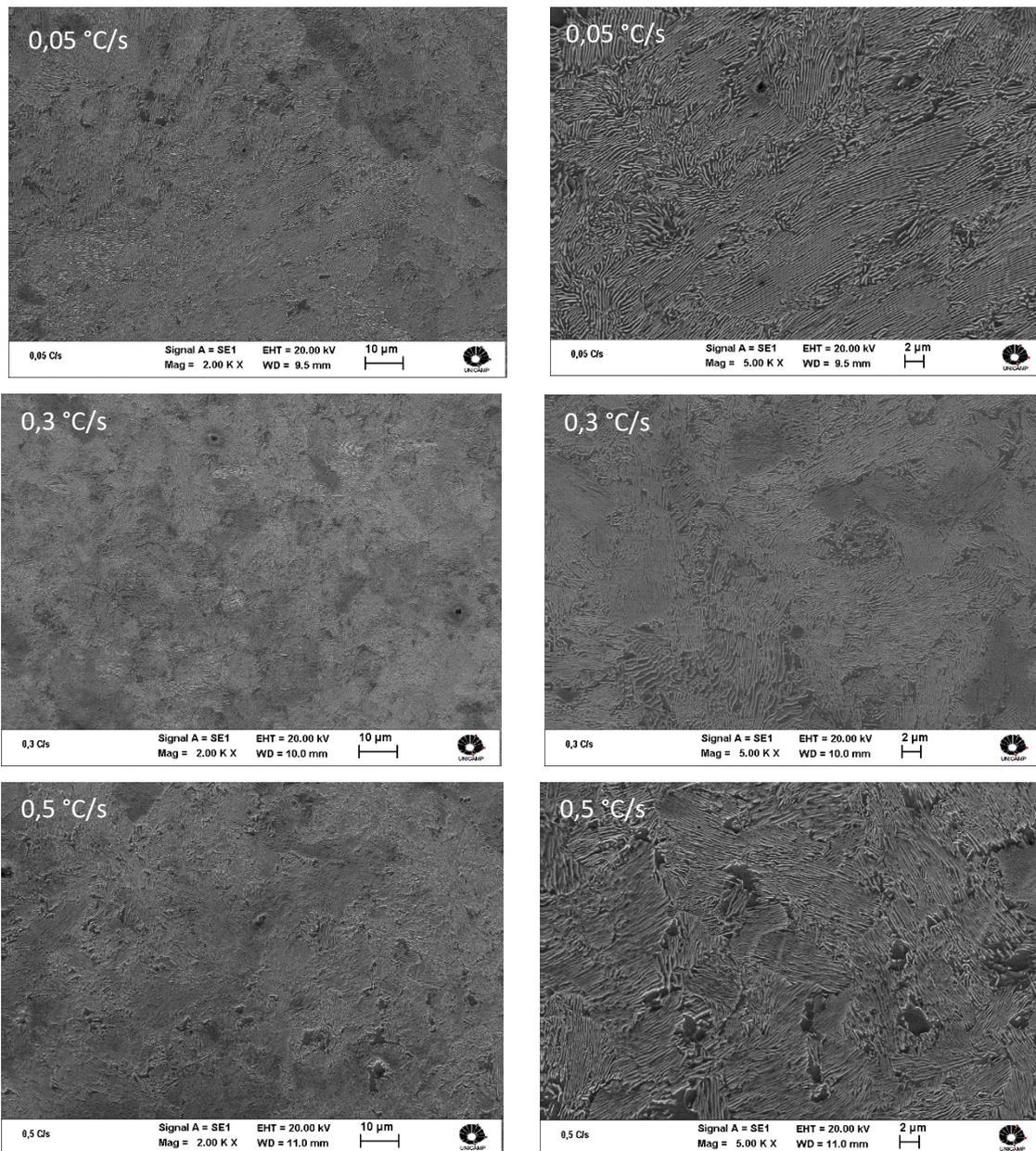


Figura 4.26: Microestruturas com ferrita e perlita para as taxas de resfriamento de 0,05 °C/s à 0,5 °C/s para o aço Nb1.

Até a taxa de resfriamento de 0,5 °C/s a microestrutura do aço Nb1 é composta apenas de perlita e ferrita. As micrografias mostram a existência de perlita fina com taxas muito baixa de resfriamento, resultado da adição de microligantes, como o nióbio, que reduz a temperatura de formação da perlita, atrasando a sua nucleação e reduzindo o espaçamento interlamelar.

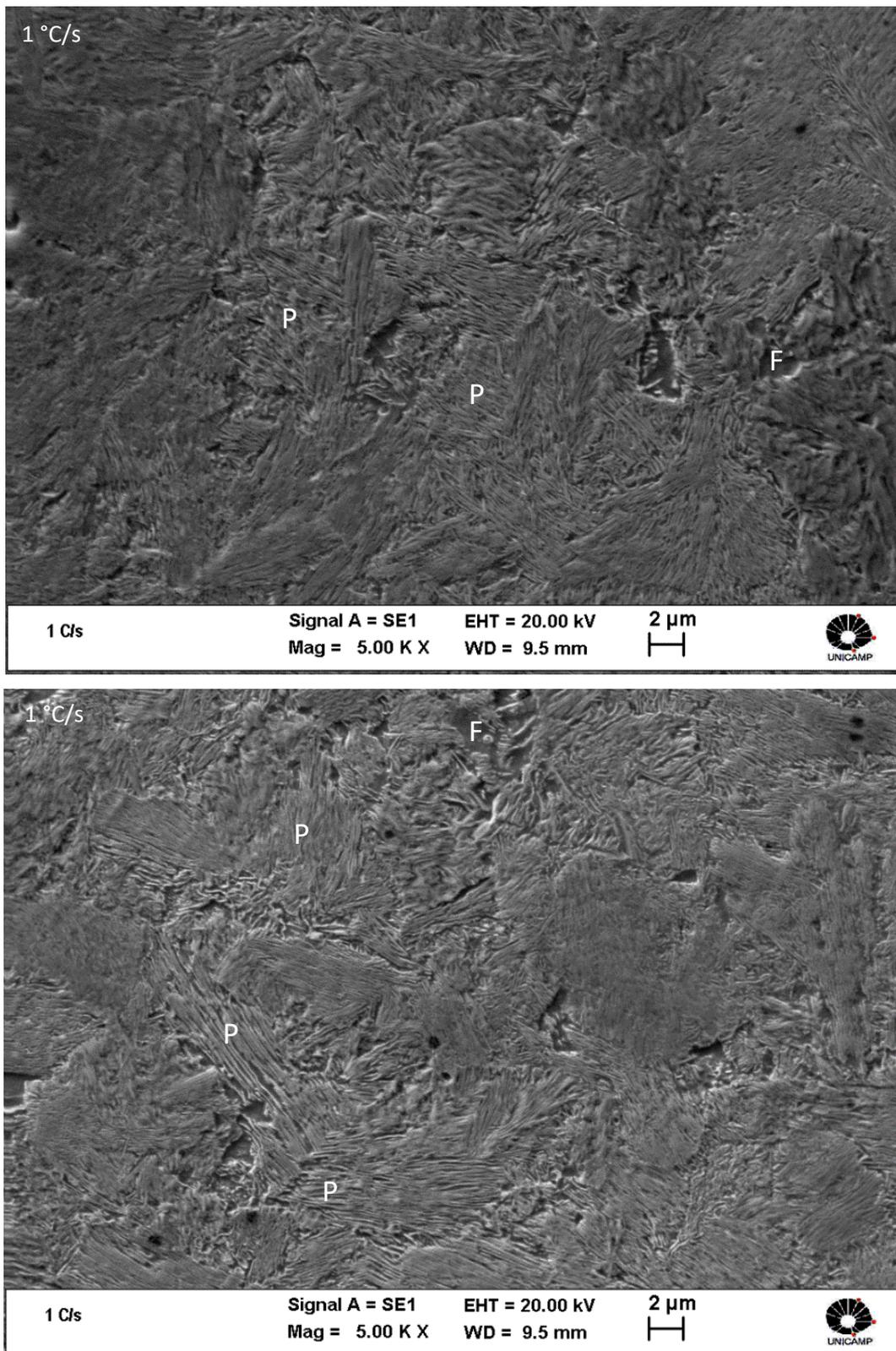


Figura 4.27: Microestrutura com perlita e ferrita para taxa de 1 °C/s para o aço Nb1 (P = perlita, F = ferrita).

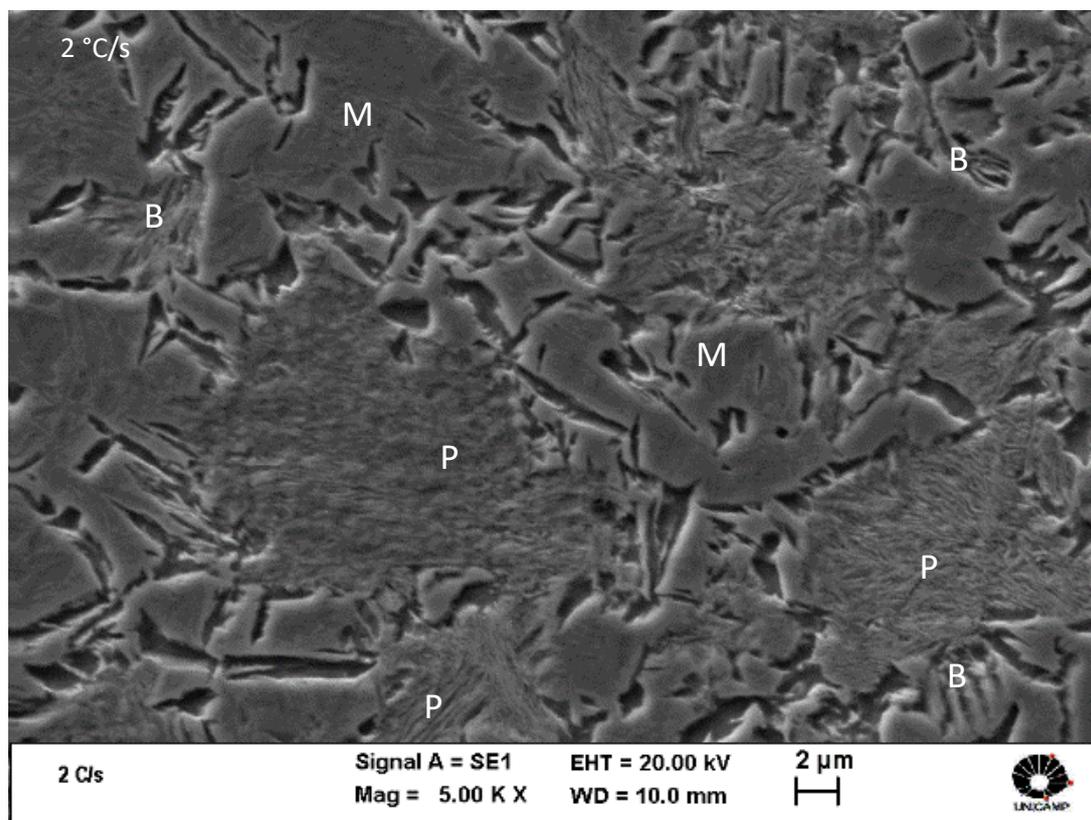
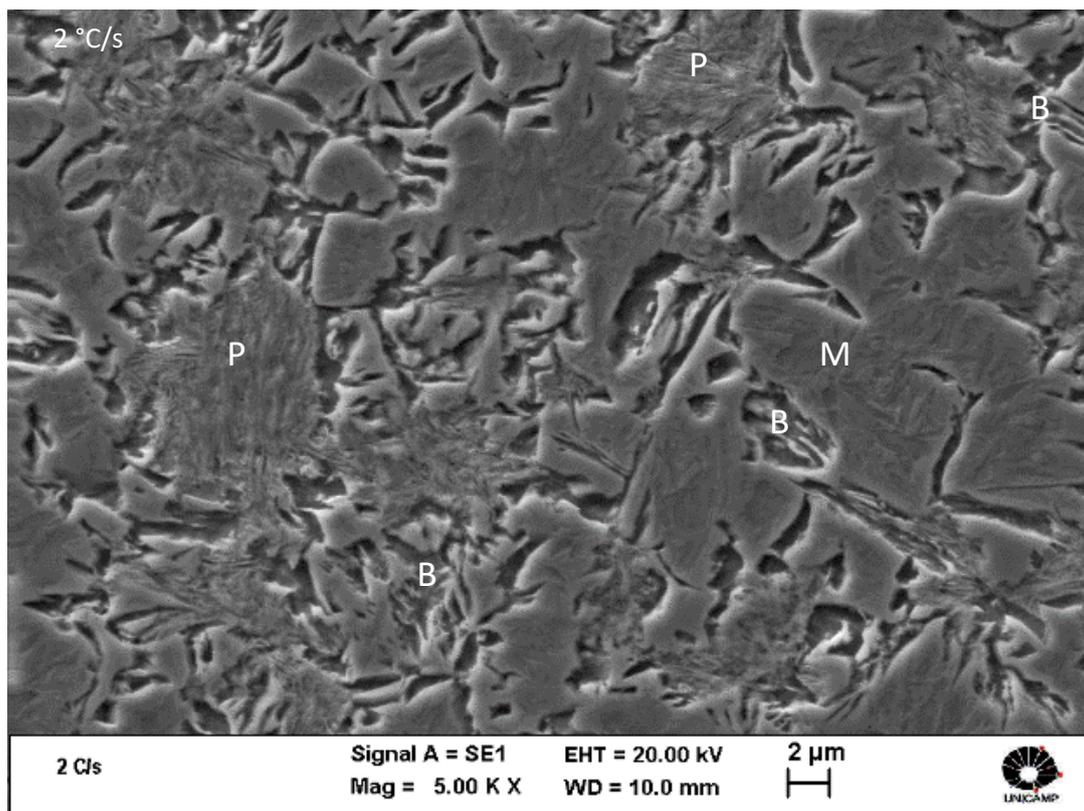


Figura 4.28: Microestrutura mista com perlita, bainita e martensita para taxa de 2 °C/s para o aço Nb1 (P = Perlita, B = bainita e M = martensita).

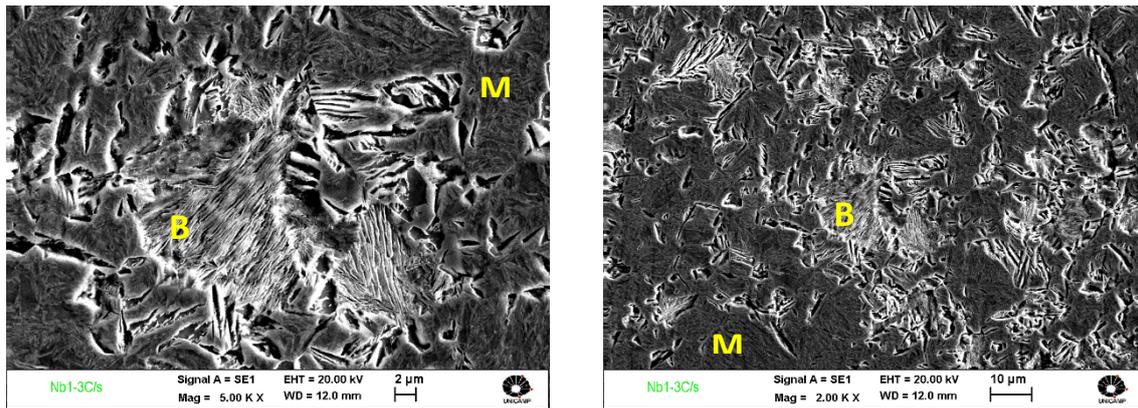


Figura 4.29: Microestrutura mista bainita e martensita para taxa de 3 °C/s para o aço Nb1 (M = martensita e B = bainita).

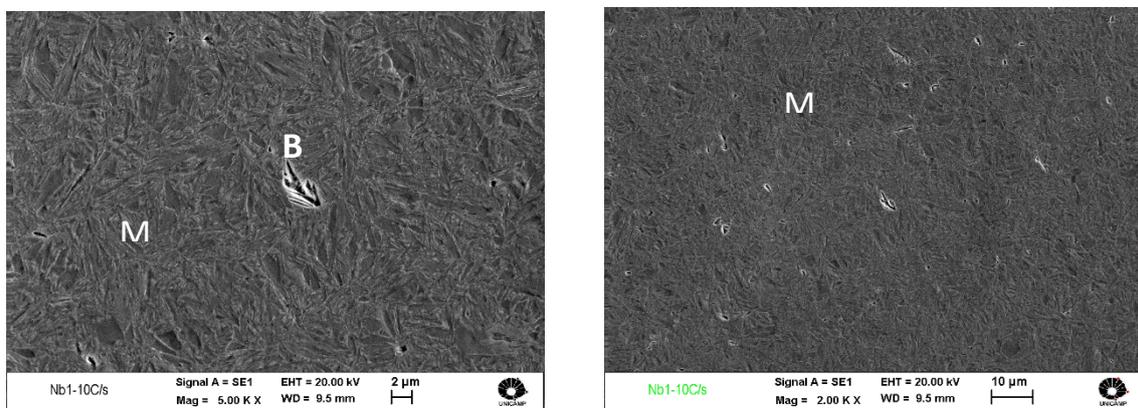


Figura 4.30: Microestrutura mista bainita e martensita para taxa de 10 °C/s para o aço Nb1 (M = martensita e B = bainita).

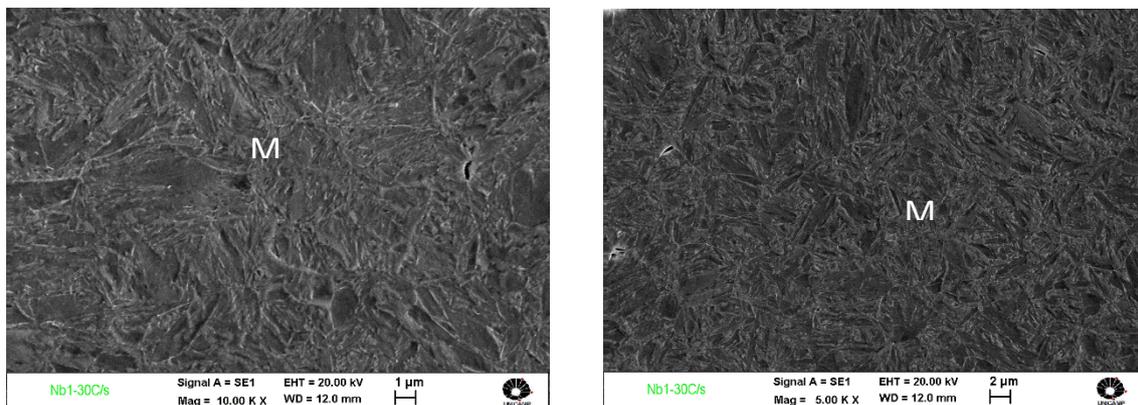


Figura 4.31: Microestrutura com martensita para taxa de 30°C/s para o aço Nb1 (M = Martensita).

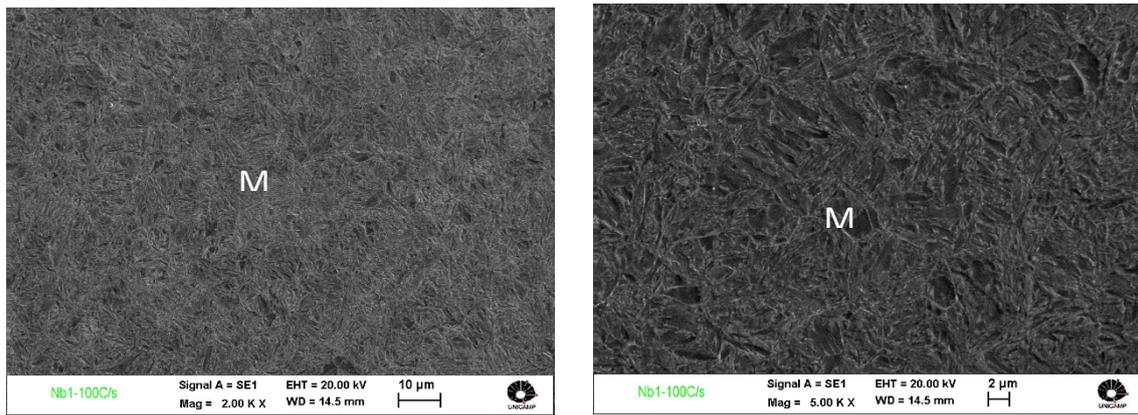


Figura 4.32: Microestrutura com martensita para taxa de  $100^{\circ}\text{C/s}$  para o aço Nb1 (M = Martensita).

As micrografias mostram que até a taxa de resfriamento de  $1^{\circ}\text{C/s}$  temos a formação apenas de perlita fina, com espaçamento lamelar reduzido, que resulta em dureza elevada nesta microestrutura. Embora a curva de resfriamento do corpo de prova com taxa de  $1^{\circ}\text{C/s}$  tenha mostrado uma pequena inflexão entre as temperaturas  $A_{r1}$  e  $M_s$ , sugerindo a ocorrência de uma mudança de fase, esta não se confirmou nas micrografias, porém foi considerada na tabela 4.5. A martensita junto com a bainita se forma nas taxas de resfriamento de 2 até  $10^{\circ}\text{C/s}$ , com maior intensidade entre 2 e  $3^{\circ}\text{C/s}$ , graças a adição de nióbio e molibdênio, que reduziram o tamanho de grão austenítico pelo atraso na temperatura de recristalização do material após o forjamento e laminação da roda. Na taxa de  $10^{\circ}\text{C/s}$  ainda podemos notar a formação de pequenas ilhas de bainita, com predomínio da martensita. Acima de  $10^{\circ}\text{C/s}$  a microestrutura formada é apenas martensita. A curva CCT do aço Nb1 mostra que existe formação de perlita e perlita com bainita até a taxa de resfriamento de  $2^{\circ}\text{C/s}$ .

Com as micrografias e as curvas obtidas no dilatômetro para cada taxa de resfriamento, foi possível montar a tabela 4.5 com as temperaturas críticas e identificação das fases.

Tabela 4.5: Temperaturas críticas do aço Nb1 para curva CCT.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	M <sub>r</sub> (°C)	Ar <sub>3</sub> (°C)	Ar <sub>1</sub> (°C)
0,05	-	700	673
0,3	-	674	672
0,5	-	669	625
1	214	690 497	591 337
2	200	507	386
3	203	-	-
10	212	-	-
30	200	-	-
100	214	-	-

Nos corpos de prova de dilatométrica, foi determinada a dureza Vickers para auxiliar na identificação das microestruturas e construção do gráfico CCT (figura 4.33). Em cada corpo de prova foram realizadas 5 medidas de dureza.

Tabela 4.6: Dureza Vickers do aço Nb1.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	Microdureza Média (HV)	Desvio Padrão	Microestrutura
0,05	265	± 14	F + P
0,3	285	± 10	F + P
0,5	316	± 7	F + P
1	353	± 14	P
2	558	± 60	P + B + M
3	624	± 47	B + M
10	747	± 99	B + M
30	826	± 20	M
100	831	± 24	M

Obs: F=Ferrita, P = Perlita, B = Bainita e M = Martensita

Os valores de dureza mostraram dispersões grandes para taxas de resfriamento de 2 °C/s, 3 °C/s e 10 °C/s, fato que caracteriza a existência de microestruturas diferentes no mesmo corpo de prova.

A tabela 4.7 elaborada com a compilação de dados da literatura, relaciona dureza com microestrutura para diversos aços similares aos estudados nesta tese, (FONSECA, 2015).

Tabela 4.7: Dados da literatura de dureza da ferrita, perlita, bainita e martensita em aços carbono com e sem adição de vanádio e nióbio + molibdênio (FONSECA, 2015).

Referência	Elementos						Dureza (HV)				
	Ano	C	Si	Mn	Nb	V	Outros	Ferrita	Perlita	Bainita	MA*
Miller 2010	0,80	0,25	0,48	-	-	-	Cr-0,20	-	415-430	-	-
Miller 2011	0,80	0,24	0,50	-	0,07	-	Cr-0,20	-	400-430	-	-
Abbaszadeh 2012	0,47	0,26	0,76	-	0,11	-	Cr-0,20 / Mo-0,93	-	-	390-480	740-750
Ren 2010	0,75	0,63	0,91	-	-	-	-	-	300-359	-	705-787
Voort 1991	0,76	0,22	0,29	-	-	-	-	-	200-389	-	916-926
Ollilainen	0,36	0,53	1,45	-	0,005	-	Cr-0,18	-	210	-	-
Ollilainen	0,36	0,60	1,23	-	0,085	-	Cr-0,13	-	300	-	-
Bhadeshia 2001	0,69	-	-	-	-	-	-	-	210-355	250-650	-
Shipway 1997	0,45	2,08	2,69	-	-	-	-	-	-	420-600	750-770
Han 2001	0,76	0,23	0,72	-	-	-	-	-	260-340	-	-
Han 2001	0,79	0,22	0,62	-	0,20	-	-	-	350-400	-	-
Cunha 2013	0,52	0,32	0,64	-	-	-	Cr-0,13	-	258-274	-	-
Cunha 2013	0,49	0,31	0,67	0,034	-	-	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	0,050	-	-	Cr-0,22 / Mo-0,13	-	274-302	-	-
Villas Boas 2010	0,75	0,30	0,79	-	-	-	Cr-0,23	-	318-328	-	-
Villas Boas 2010	0,74	0,30	0,83	0,050	-	-	Cr-0,22 / Mo-0,12	-	338-358	-	-
Mei 1983	0,20	-	1,00	-	-	-	-	105-135	-	-	-
Mei 1983	0,20	-	1,02	0,030	-	-	-	120-145	-	-	-
Mei 1983	0,40	-	1,01	-	-	-	-	110-140	230-250	-	-
Mei 1983	0,40	-	1,02	0,031	-	-	-	110-180	210-300	-	-
Mei 1983	0,80	-	1,03	-	-	-	-	-	280-340	-	-
Mei 1983	0,80	-	1,01	0,031	-	-	-	-	290-370	-	-
Nutal 2010	0,70	0,50	1,50	-	-	-	Cr-0,20	-	280-380	-	-
Bakshi 2013	0,83	1,90	2,30	0,020	0,11	-	Co-1,55 / Cr-1,44 / Mo-0,24	-	370-390	610-635	730-750

\* MA: Martensita com austenita retida

Os valores da tabela 4.8 podem ser comparados com valores obtidos na literatura para aços similares com aplicação em rodas ferroviárias, sendo o aço 7C material AAR classe C sem microligantes e 7V aço AAR classe C microligado com vanádio.

Tabela 4.8: Composição química e dureza Vickers (Adaptado FONSECA, 2016).

Aço	Composição Química (% peso)					Dureza Vickers (HV)			Referência
	C	Si	Mn	V	Nb	Perlita	Bainita	Martensita	
7C	0,68	0,34	0,83	-	-	260-440	450-750	760-950	Fonseca, 2016
7V	0,68	0,55	0,88	0,13	-	300-450	450-750	760-900	Fonseca, 2016
Nb1	0,71	0,67	0,78	-	0,017	265-353	550 -750	760 - 830	Este trabalho

Os valores de dureza para perlita do aço Nb1 estão próximos ao aço 7C, classe C sem adição de microligante, isto significa que o espaçamento interlamelar da perlita nos dois aços é próximo, fato que pode ter acontecido pela adição de silício que reduziu a solubilidade do nióbio na austenita, interferindo na redução do espaçamento interlamelar do aço Nb1 pelo efeito da adição de nióbio. Analisando a tabela 4.6 e a figura 4.28 verificamos que existe formação de bainita para o aço Nb1 com taxa de resfriamento de

2 °C/s, enquanto no material 7V (com adição de vanádio) o início da formação da bainita ocorre com taxa de resfriamento de 4 °C/s e no 7C (sem microligantes) a bainita se forma com taxa de 10 °C/s (FONSECA, 2016). Estes resultados mostram que a adição do nióbio reduziu a temperatura de início de formação da bainita e aumentou a temperabilidade para o aço Nb1.

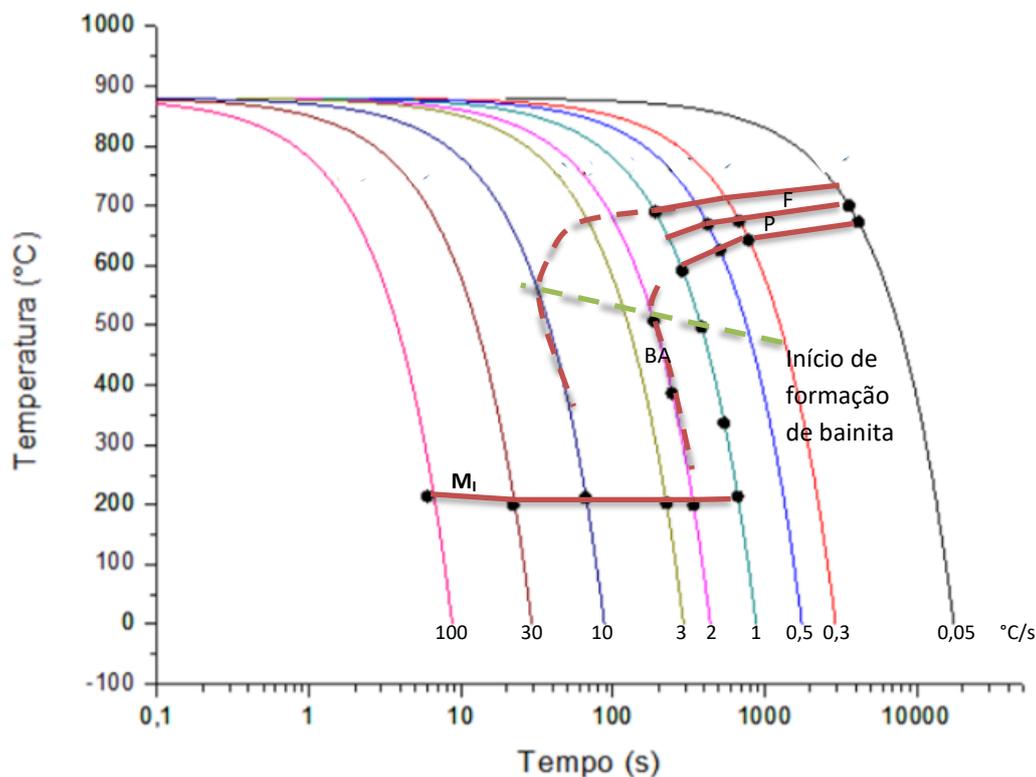


Figura 4.33: Curva CCT do aço Nb1 com 0,71 % C e adição de 0,67 %Si, 0,11 %Mo e 0,017 % Nb.

Pela dilatometria a bainita terminaria na taxa de resfriamento de 2 °C/s, porém as durezas apontam que até 10 °C/s pode haver formação de bainita.

#### 4.2.5 Análise de resultado do aço Nb1

O aço Nb1 não atendeu aos requisitos da norma AAR M107/208 para aços microligados classe D. Apresentou uma alta resistência mecânica (limite de escoamento de 1016 MPa, contra 760 MPa exigido pela norma AAR M107/208 e limite de resistência de 1203 MPa contra 1083 MPa solicitado pela norma). Entretanto, a alta resistência obtida, comprometeu sua ductilidade (alongamento de 12% contra 14% previsto na

norma), embora sua redução de área tenha ficado muito acima do especificado (30% contra 15% previsto na norma).

Em função disto, um novo aço precisou ser desenvolvido, aqui denominado de Nb2, mantendo os mesmos teores de carbono, manganês, fósforo e enxofre, o teor de silício foi reduzido pela metade (0,67% no Nb1 para 0,31% no Nb2) com a finalidade de reduzir a resistência mecânica, a dureza e aumentar a tenacidade e solubilidade do nióbio na austenita. O silício restringe a formação da austenita e favorece a expansão do campo ferrítico, aumentando a dureza da ferrita por solução sólida, além de mudar a cinética de precipitação dos carbonetos. Dobrou-se o teor de molibdênio (0,11% no Nb1 para 0,21% no Nb2) e elevou-se o nióbio (0,017% no Nb1 e 0,020% no Nb2), que são fortes formadores de carbonetos, os quais restringem o crescimento de grão austenítico durante o processo de forjamento e laminação a quente da roda, tendo como consequência aumento na tenacidade e ductilidade. O aumento nos teores de molibdênio, além de proporcionar um aumento da resistência mecânica e elevar a dureza do aço, também exerce efeito sobre o revenimento, pois através da sua capacidade de formar carbonetos, o molibdênio combinado com cromo e nióbio é muito eficiente em atrasar a perda de resistência durante o revenimento, enquanto aumenta a tenacidade à fratura. A função do nióbio de reduzir o tamanho de grão austenítico pela redução da temperatura de recristalização e atrasar a formação da perlita, pela redução da temperatura de início de formação desta microestrutura, pode ter sido prejudicado pelo silício, que reduz a solubilidade do nióbio na austenita. Este fato reduziu a eficiência do nióbio na liga Nb1. O silício endurece por solução sólida e, ao mesmo tempo, diminui a tenacidade (MARCOMINI, 2012).

### 4.3 Aço Nb2

#### 4.3.1 Otimização da temperatura de revenimento

A tabela 4.9 apresenta os resultados do ensaio de Charpy para as rodas com o aço Nb2 nas secções “A” e “B” (figura 4.34).

Tabela 4.9: Resultados do ensaio de Charpy do aço Nb2 para diferentes temperaturas de revenimento.

Temperatura de revenimento (°C)	Energia absorvida (J)										MÉDIA A	DESVIO	MÉDIA B	DESVIO
	A1	A2	A3	A4	A5	B1	B2	B3	B4	B5	A	PADRÃO	B	PADRÃO
280	9	10	10	9	8	10	10	9	10	10	9,2	0,84	9,8	0,45
300	8	8	7	8	7	8	8	8	7	8	7,6	0,55	7,8	0,45
320	8	9	8	8	8	8	8	8	7	8	8,2	0,45	7,8	0,45
340	8	9	8	8	8	8	10	9	8	8	8,2	0,45	8,6	0,89
360	9	9	10	10	9	11	10	10	9	9	9,4	0,55	9,8	0,84
500	14	14	13	14	13	16	14	12	13	14	13,6	0,55	13,8	1,48
550	18	18	18	18	19	15	16	15	16	18	18,2	0,45	16	1,22

Obs: A1, A2, A3, A4, A5, B1, B2, B3, B4 e B5 posição do CP no ensaio de Charpy.

O aço Nb2 tem a composição química similar ao aço Nb1, motivo pelo qual os ensaios de Charpy iniciaram a 280 °C, pois esta foi a temperatura de início de fragilização para o aço Nb1.

Os gráficos da figura 4.34 mostram a relação entre a média dos resultados de Charpy das secções “A” e “B” em função das temperaturas de revenimento, indicando que existe uma faixa de fragilização. Esta faixa de fragilização coincide com a esperada para o fenômeno da FMR, 260 – 370 °C, ocorrida com o material Nb1. Esta faixa de temperatura esta de acordo com as pesquisas de Krauss, (KRAUSS, 1985) e Marcomini (MARCOMINI, 2012).

No aço Nb2 foi reduzida pela metade a adição de silício e aumentada a de molibdênio e nióbio. A redução do silício provoca diminuição da temperatura de fragilização, porém a faixa de temperatura crítica permanece a mesma, pelo fato da FMR ser um fenômeno metalurgico, envolvendo formação de cementita pela decomposição da austenita retida na faixa de temperatura crítica de revenimento.

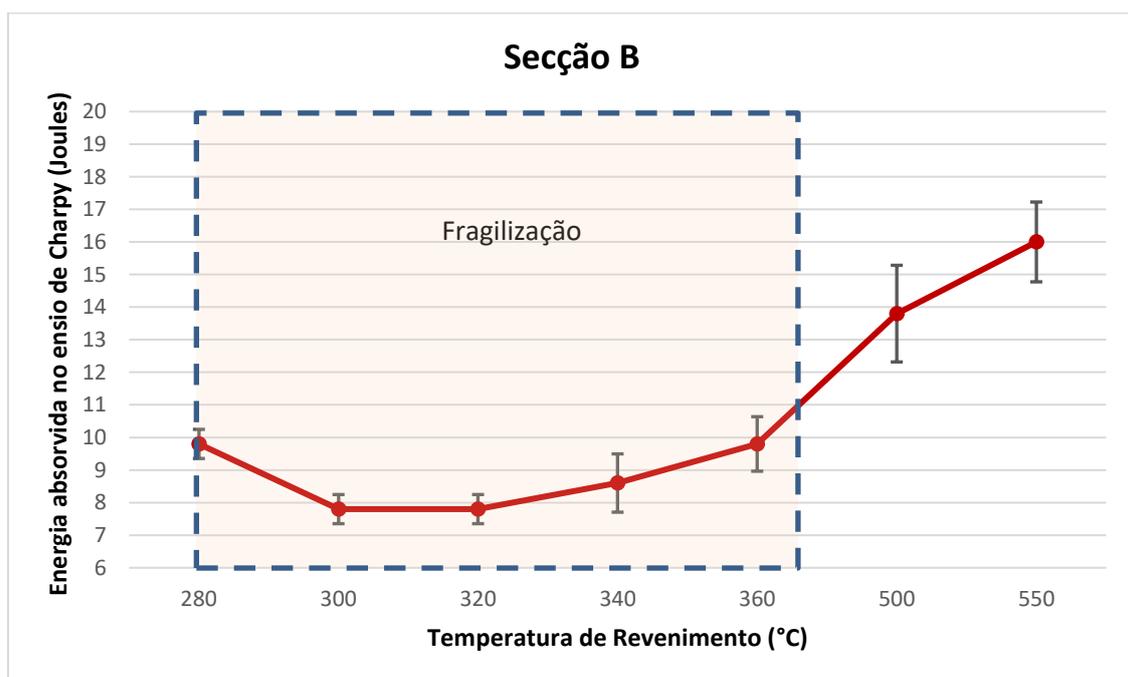
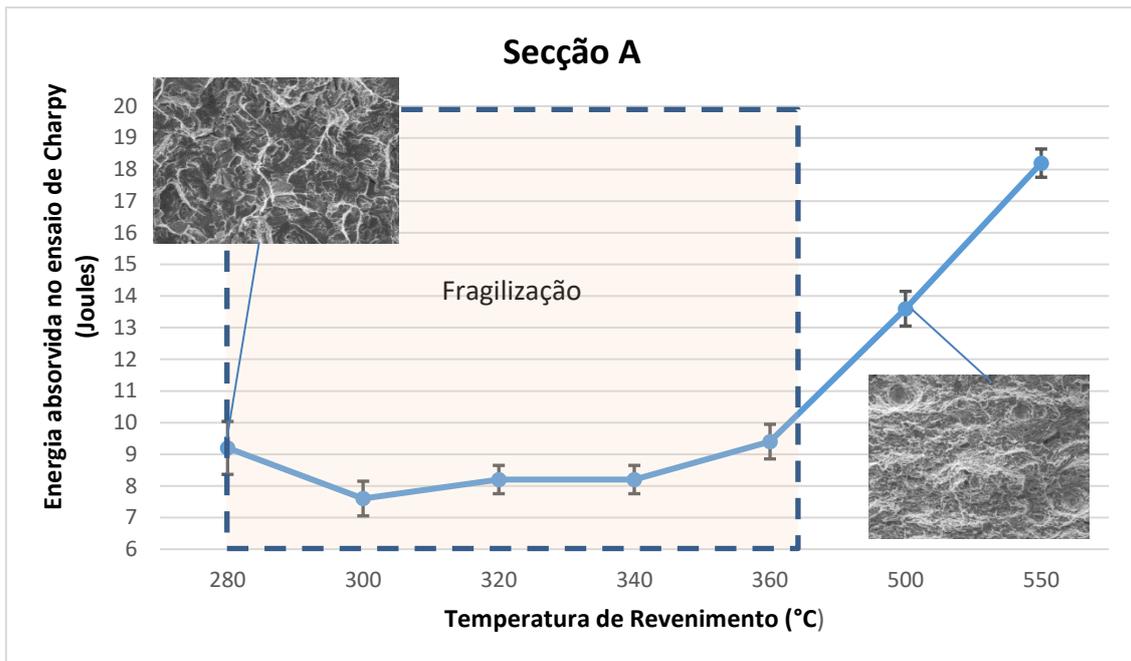
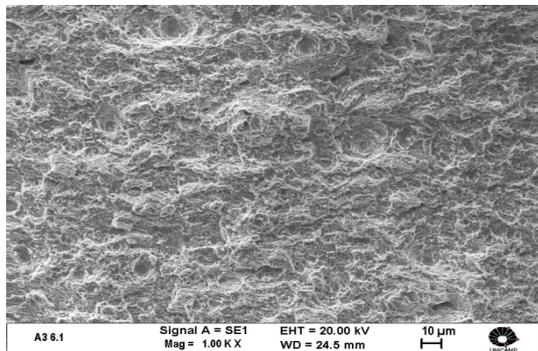


Figura 4.34: Ensaio de Charpy do aço Nb2 (com microligantes), austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido em diferentes temperaturas nas secções “A” e “B”, para determinar a região de FMR.

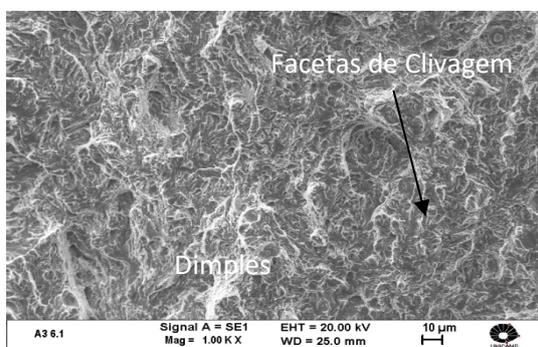
Tomando-se como referência a tabela 4.9, os corpos de prova de Charpy revenidos a 300 °C foram os que apresentaram maior fragilização (menor energia absorvida no Charpy), motivo pelo qual, foram analisados em MEV com a finalidade de determinar o micromecanismo de fratura. Para efeito de comparação, corpos de prova revenidos a 500

°C, temperatura normal de revenimento de roda na MWL, também foram analisados. As fractografias mostram 3 regiões de cada corpo de prova de Charpy, conforme figura 4.35.

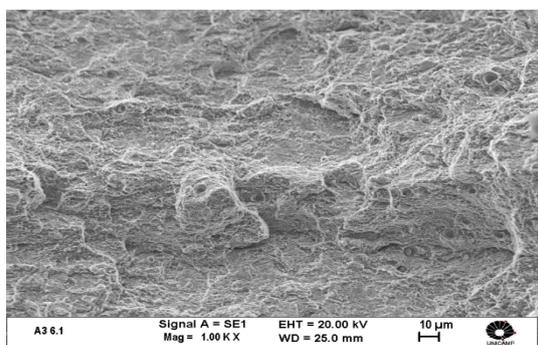
CP posição A1 revenido 500 °C (14 Joules). CP posição A3 revenido 300 °C (7 Joules).



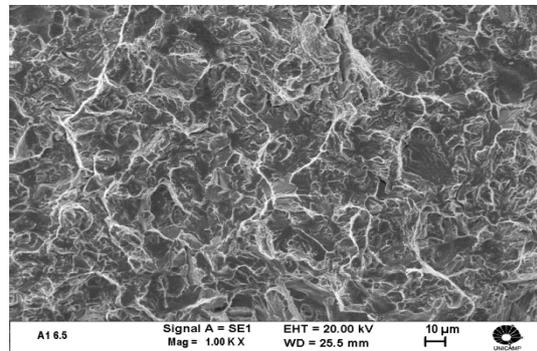
Região I: Predominância de Dimples.



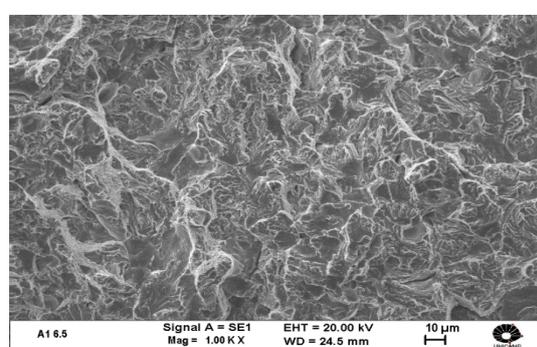
Região II: Dimples com facetas de clivagem.



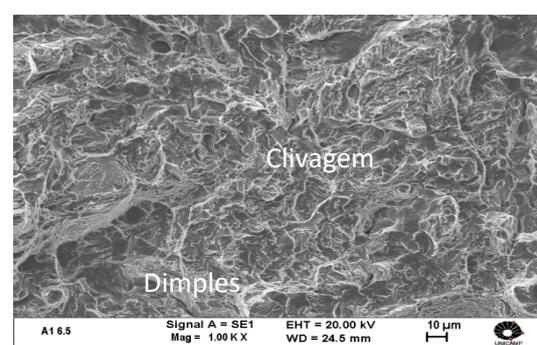
Região III: Dimples.



Região I: Predominância de clivagem.



Região II: Clivagem.



Região III: Clivagem e Dimples.

Figura 4.35: Fractografia dos corpos de prova de Charpy do aço Nb2, das regiões I, II e III, nas posições A1 e A3, austenitizados a 860 °C, temperados em água por 4 minutos e revenido a 500 e 300 °C, respectivamente.

O comportamento do aço Nb2 quanto a FMR foi similar ao Nb1 com faixa de fragilização entre 280 – 360 °C. Para o aço Nb2 a temperatura de revenimento com maior redução da energia de impacto foi de 300 °C, enquanto que no Nb1 foi de 320 °C. O menor valor médio de Charpy foi similar para as duas secções, 7,6 J para secção A e 7,8

J para secção B (bainita). O silício contribui para que o aço fragilize em temperaturas maiores, logo a adição de 0,67 %Si no aço Nb1 contra 0,31 %Si no material Nb2, pode explicar a diferença de 20 °C a mais na temperatura mínima de fragilização ao revenido do aço Nb1 (HORN, 1978). O silício estabiliza o carboneto  $\epsilon$ , responsável pela FMR quando se transforma em cementita, retardando a sua precipitação. Com a adição de silício esta precipitação ocorre em temperaturas mais altas, aumentando a temperatura de ocorrência da FMR (MARCOMINI, 2012). Na composição química dos aços Nb1 e Nb2, o teor de fósforo é de 0,02%, o mesmo estudado por Ebrahim (EBRAHIM, 1984) em aços com 0,3 %C e 0,6%C. Segundo o autor, esta concentração de fósforo na composição química foi suficiente para segregação em contorno de grão provocar FMR. Na microscopia de transmissão não foi possível observar este tipo de segregação em contorno de grão no material Nb2, porém esta possibilidade não pode ser descartada e necessita de maiores investigações, as quais não fazem parte do escopo desta pesquisa.

#### *4.3.2 Microscopia eletrônica de transmissão (MET)*

Algumas amostras dos corpos de prova de Charpy foram analisadas em microscópio eletrônico de transmissão da Universidade Federal de São Carlos. Os corpos de prova analisados foram da secção “B” (tabela 4.9) pelo fato desta secção ser mais representativa, em termos de microestrutura que a secção “A”, a qual no processo de usinagem da roda em grande parte é removida. Os corpos de prova foram selecionados nas temperaturas de 280 °C (início da fragilização), 300 °C (poço de fragilização) e 500 °C (temperatura de revenimento das rodas na MWL). Todos os corpos de prova foram preparados conforme item 3.11 com polimento eletrolítico.

O tratamento térmico das secções de rodas, de onde foram extraídos os corpos de prova e as amostras para análise em MET, foram tratados termicamente no laboratório de ensaios da MWL Brasil, reproduzindo os processos de austenitização, têmpera em água e revenimento executados na linha de produção de rodas, conforme item 3.4. As amostras para micrografia em MEV, retiradas da roda acabada, mostram a correlação de microestrutura entre o tratamento executado em laboratório e o executado na linha de produção de rodas.

- Corpo de prova B5 (280 °C): temperatura de início do “poço de fragilização”, o corpo de prova B5 apresentou o maior valor de Charpy (10 J) nesta temperatura.

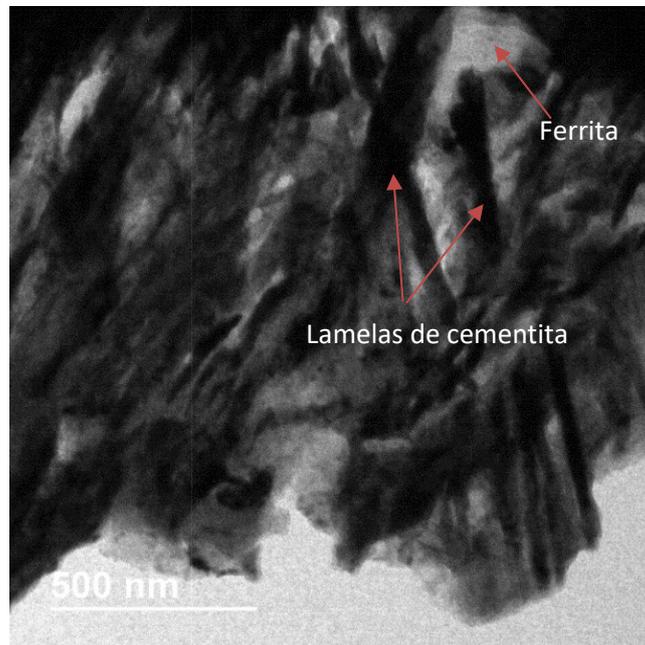


Figura 4.36: Corpo de prova B5 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 280 °C (início da fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.

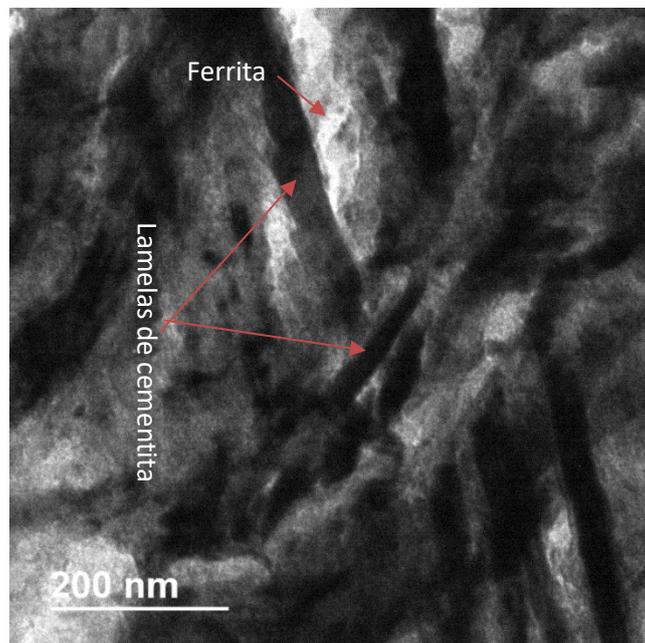


Figura 4.37: Corpo de prova B5 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 280 °C (início da fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.

- Corpo de prova B4 (300 °C): temperatura de maior fragilização, o corpo de prova B4 apresentou o menor valor de Charpy (7 J) nesta temperatura.

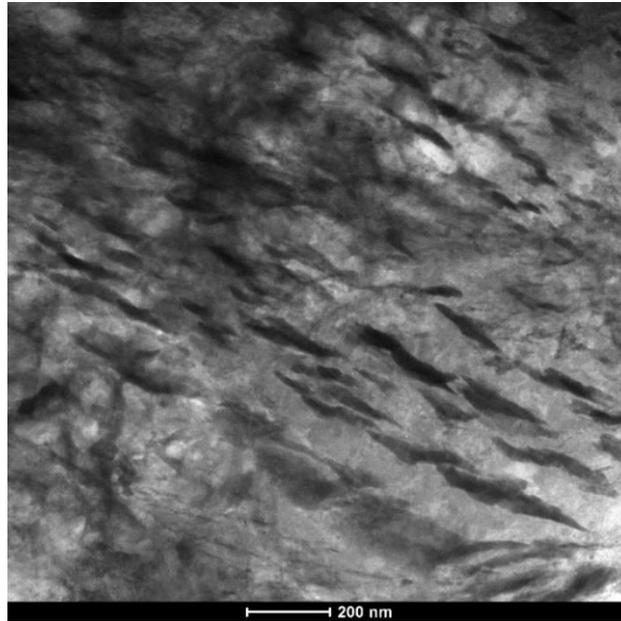


Figura 4.38: Corpo de prova B4 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 300 °C (região de maior fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.

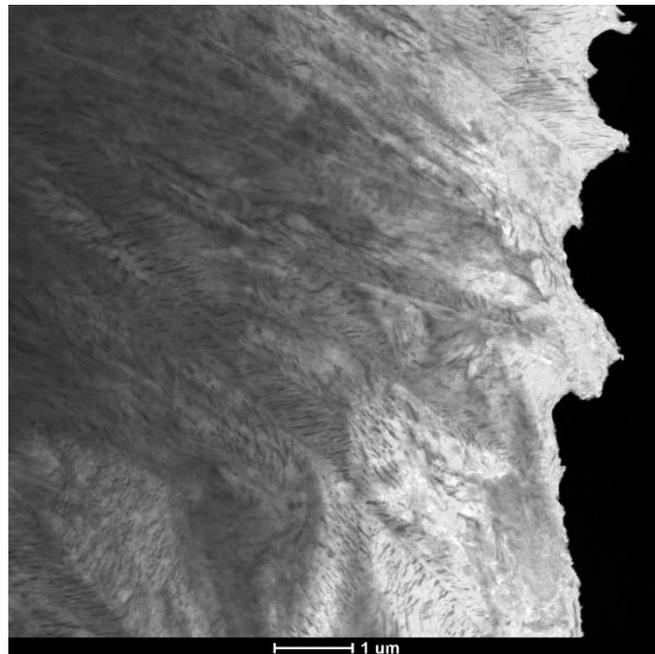


Figura 4.39: Corpo de prova B4 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 300 °C (região de maior fragilização). Microestrutura com bainita inferior, MET.

- Corpo de prova B1 (500 °C): temperatura típica de revenimento das rodas da MWL. O corpo de prova B1 foi o que apresentou maior valor de Charpy (16J) nesta temperatura.

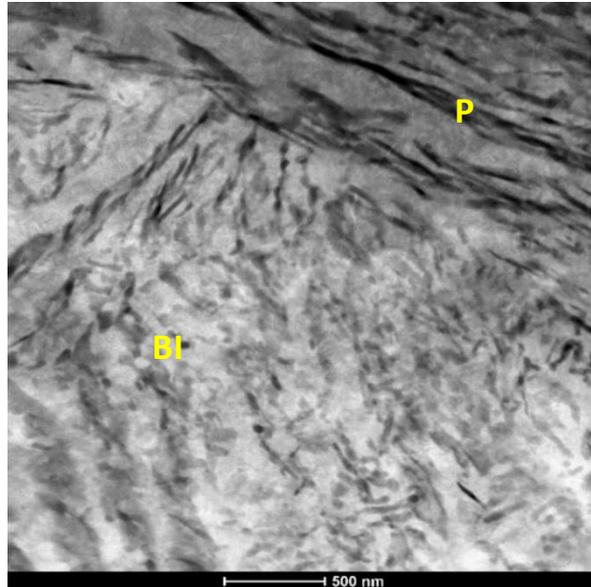


Figura 4.40: Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). Microestrutura com perlita (P) e bainita inferior (BI), MET.

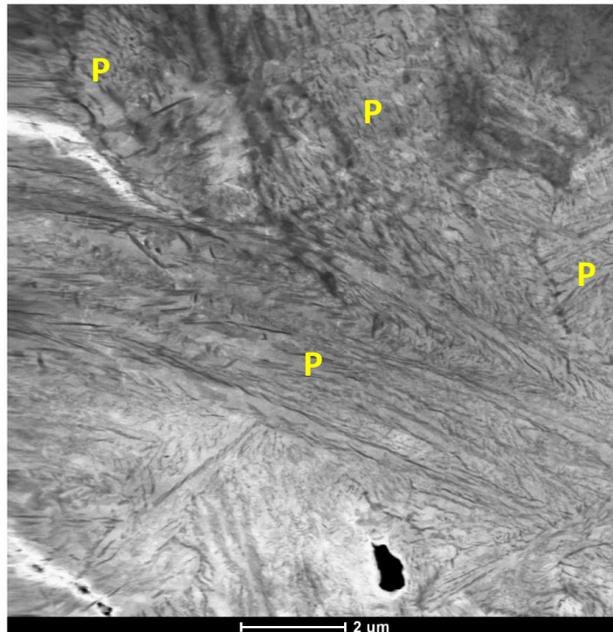


Figura 4.41: Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). Microestrutura com perlita (P), MET.

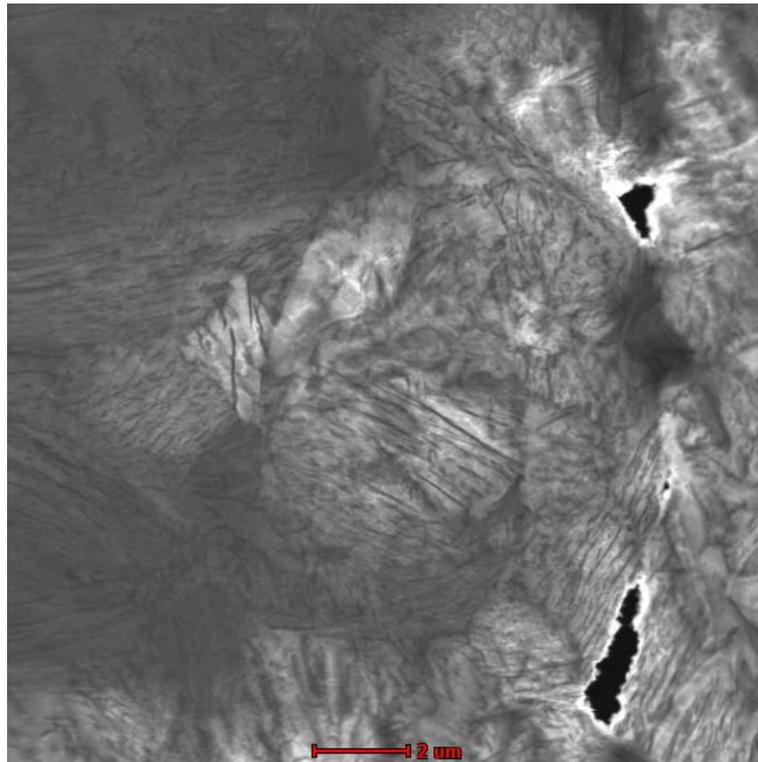


Figura 4.42: Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). Microestrutura com perlita, MET.

A microestrutura bainítica pode ser comparada ao estudo feito em trilhos e rodas ferroviárias por Sharma (SHARMA, 2016) (figura 4.43), onde é possível observar as lamelas de cementita, relacionadas com bainita inferior, idênticas as encontradas nas micrografias do material Nb2 analisadas em MET.

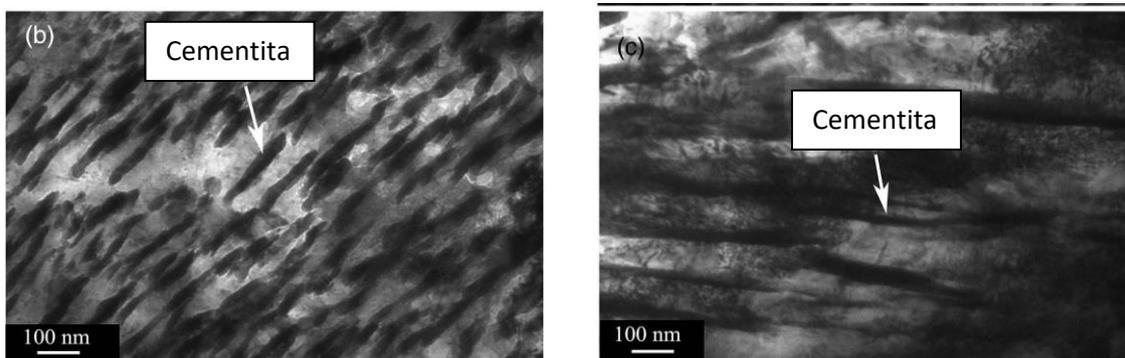


Figura 4.43: Microestrutura bainítica do aço com 0,71% C, 0,35% Si, 0,027% P, 0,026% S, 1,15% Mn, 0,59% Cr, 0,40% Cu e 0,20 Ni (SHARMA, 2016).

### 4.3.3 Microdureza

Os corpos de prova analisados no MET foram submetidos a ensaio de microdureza no laboratório LNNano em duas regiões distintas. O microdurômetro possui programa que faz a varredura de dureza na amostra e classifica as faixas de dureza por cores, via *software*.

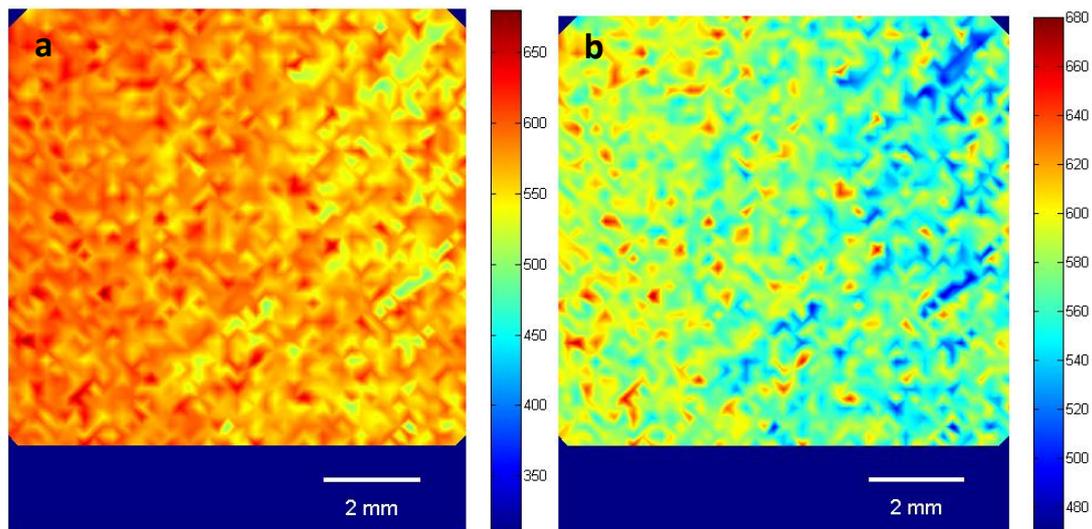


Figura 4.44: Corpo de prova B5 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 280 °C (início de fragilização). (a) dureza de 310 a 680 HV (294 – 637 Brinell). (b) dureza de 470 a 680 HV (443 – 637 Brinell).

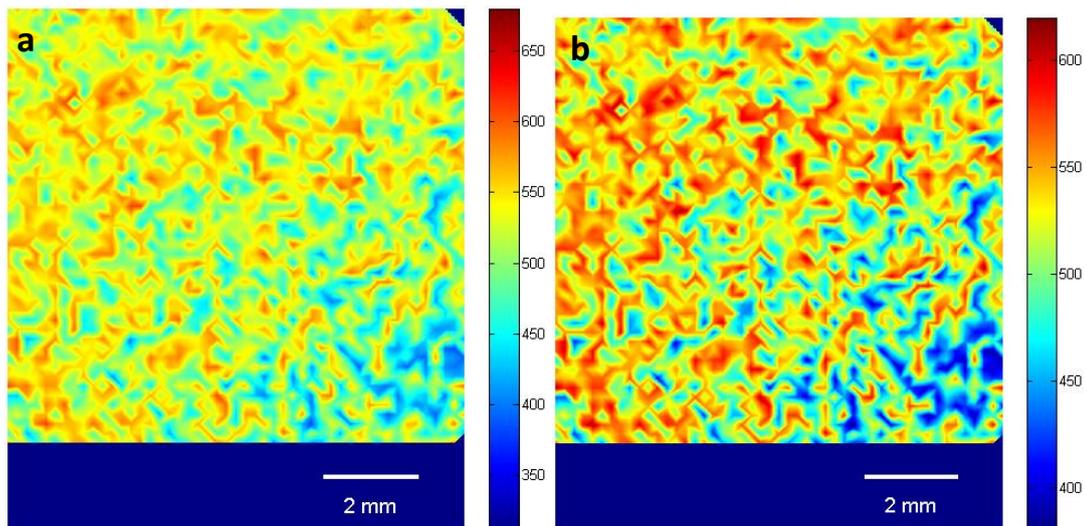


Figura 4.45: Corpo de prova B4 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 300 °C (região de fragilização). (a) dureza de 310 a 680 HV (294 – 637 Brinell). (b) dureza de 380 a 620 HV (360 – 583 Brinell).

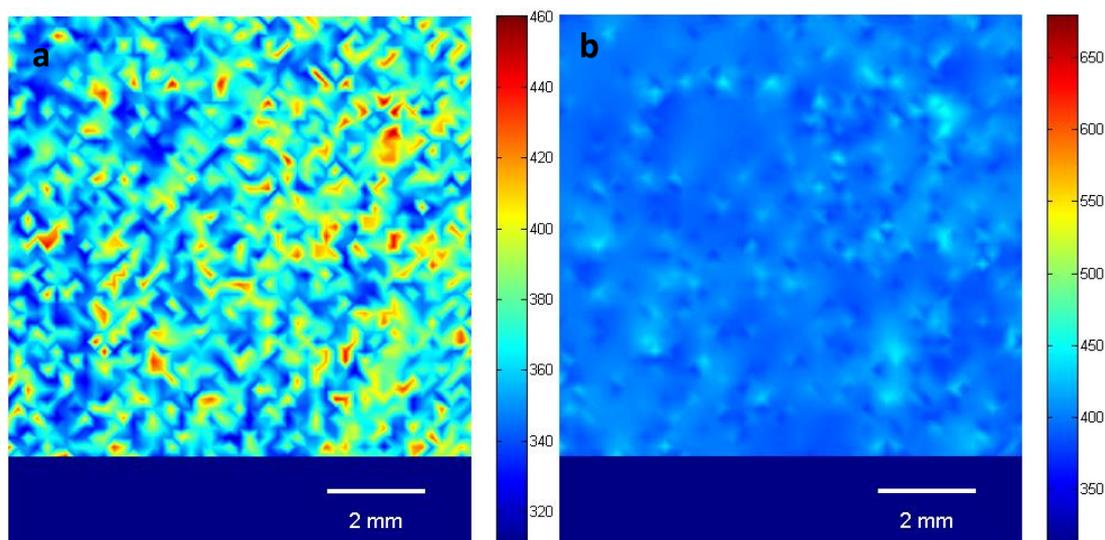


Figura 4.46: Corpo de prova B1 do material Nb2, austenitizado a 860 °C, temperado em água por 4 minutos e revenido a 500 °C (sem fragilização). (a) dureza de 310 a 460 HV (294 – 434 Brinell). (b) dureza de 310 a 460 HV (294 – 434 Brinell).

As durezas estão compatíveis com as microestruturas. A região de fragilização correspondente às figuras 4.44 e 4.45 apresentam valores compatíveis de dureza com a bainita e a perlita, enquanto as durezas da figura 4.46, fora da região de fragilização, apresentam durezas compatíveis com a perlita, resultados que podem ser comprovados pela tabela 4.10, que tem como base valores de dureza e microestrutura de outros aços microligados para rodas ferroviárias relacionados na tabela 4.8, incluindo o aço Nb1 desta pesquisa.

Tabela 4.10: Microdureza e microestrutura do aço Nb2.

Base de referência	Temperatura de revenimento °C	Dureza (HV) / Microestrutura		
		Perlita	Bainita	Martensita
7C (FONSECA, 2015)	-	260-440	450-750	760-950
7V (FONSECA, 2015)	-	300-450	450-750	760-900
Nb1 (Este trabalho)	-	265-353	550 -750	760 – 830
Nb2 – LNNano	280 (Fragilização)	310 – 680		-
Nb2 – LNNano	300 (Fragilização)	310 – 680		-
Nb2 – LNNano	500 (Sem fragilização)	310 – 460	-	-

Analisando a tabela 4.10, percebemos que a faixa de dureza para perlita do aço Nb2 (microligado com nióbio) é similar à do aço 7V, microligado com vanádio. Isto nos permite concluir que o espaçamento interlamelar da perlita para os dois aços são próximos, isto é, com microligantes diferentes os resultados foram similares para perlita.

#### 4.3.4 Propriedades mecânicas

Após o levantamento da curva de fragilização para o aço Nb2, as rodas foram tratadas termicamente conforme parâmetros do item 3.5.2, com objetivo de atingir as propriedades mecânicas do material classe D da AAR. Em seguida foi realizado ensaio de fechamento cujos valores encontrados são apresentados na tabela 4.11.

Tabela 4.11: Resultado do ensaio de fechamento do aço Nb2.

<b>Roda</b>	<b>Fechamento (mm)</b>
8976 11	1,89
8976 13	2,78
8976 04	3,22

O ensaio de fechamento das 3 rodas atendeu o requisito da AAR para rodas classe D, que segundo a norma AAR deve fechar, no mínimo, 1 mm na região do corte de maçarico, provando desta forma que a roda está com tensão de compressão na região do aro. Durante a frenagem da roda, a sapata de freio entra em contato com a pista da roda gerando calor com dilatação térmica por efeito da temperatura. Em condições normais esta temperatura fica em torno de 350 °C. A tensão de compressão na região do aro é fundamental para segurança operacional da roda, pois impede sua ruptura durante o ciclo de aquecimento no processo de frenagem, tratando-se de uma tensão contrária à de tração gerada no processo de frenagem.

A tabela 4.12 apresenta os resultados do ensaio de tração na temperatura ambiente do aço Nb2, onde se observa que eles atendem os requisitos da norma AAR para rodas classe D. A tabela 4.13 apresenta os resultados do ensaio de tração à quente (538 °C), onde se observa que o aço Nb2 também atende aos parâmetros da norma AAR para material classe D.

Tabela 4.12: Resultado do ensaio de tração à temperatura ambiente no aro das rodas do aço Nb2.

Roda	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
897611	889	1144	15,8	41
897611	869	1148	15,3	42
897613	1031	1228	15,0	39
897613	885	1139	14,5	42
897604	845	1118	15,5	40
897604	847	1132	14,2	39
<b>Média</b>	<b>894 ± 70</b>	<b>1151 ± 39</b>	<b>15 ± 1</b>	<b>40 ± 1</b>
<b>AAR</b>	<b>&gt; 760</b>	<b>&gt;1083</b>	<b>&gt;14</b>	<b>&gt;15</b>

Tabela 4.13: Resultados do ensaio de tração a quente (538 °C) no aro das rodas do aço Nb2.

Roda	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
897611	589	662	22	76
897611	512	617	25	76
897613	544	628	27	78
897613	519	614	24	76
897604	458	607	23	75
897604	468	618	26	75
<b>Média</b>	<b>515 ± 49</b>	<b>624 ± 20</b>	<b>24 ± 2</b>	<b>76 ± 1</b>
<b>AAR</b>	<b>&gt; 345</b>	<b>&gt; 483</b>	<b>&gt; 20</b>	<b>&gt; 40</b>

Comparando os resultados do ensaio de tração à temperatura ambiente do aço Nb2 com o Nb1, notamos que o limite de resistência do Nb1 (1203 MPa) é maior que o Nb2 (1151 MPa). Esta diferença pode ser atribuída a adição maior de silício no material Nb1 que aumenta a resistência mecânica por solução sólida e ao mesmo tempo reduz a tenacidade. O limite de escoamento do Nb1 (1016 MPa), também é maior que o aço Nb2 (894 MPa). As propriedades relacionadas a tenacidade, alongamento e redução de área, são maiores no aço Nb2, com melhora significativa na redução de área do Nb2 de 40% contra 30% do Nb1. O aumento das propriedades referentes a tenacidade no aço Nb2, está relacionada com o aumento na adição de nióbio e molibdênio, bem como, a redução na adição de silício. Este último, reduz a solubilidade do nióbio na austenita, prejudicando seu efeito na diminuição do tamanho de grão austenítico pela redução da temperatura de recristalização.

Não foi feito ensaio de tração à quente no aço Nb1, porém, seria esperado que o limite de resistência do aço Nb1 também fosse melhor que o Nb2, idêntico ao comportamento do ensaio em temperatura ambiente, pois o silício aumenta a resistência mecânica em alta temperatura.

Os mapas de dureza das rodas foram elaborados conforme norma AAR, que especifica durezas em Brinell e Rockwell C (figuras 4.47 a 4.49).

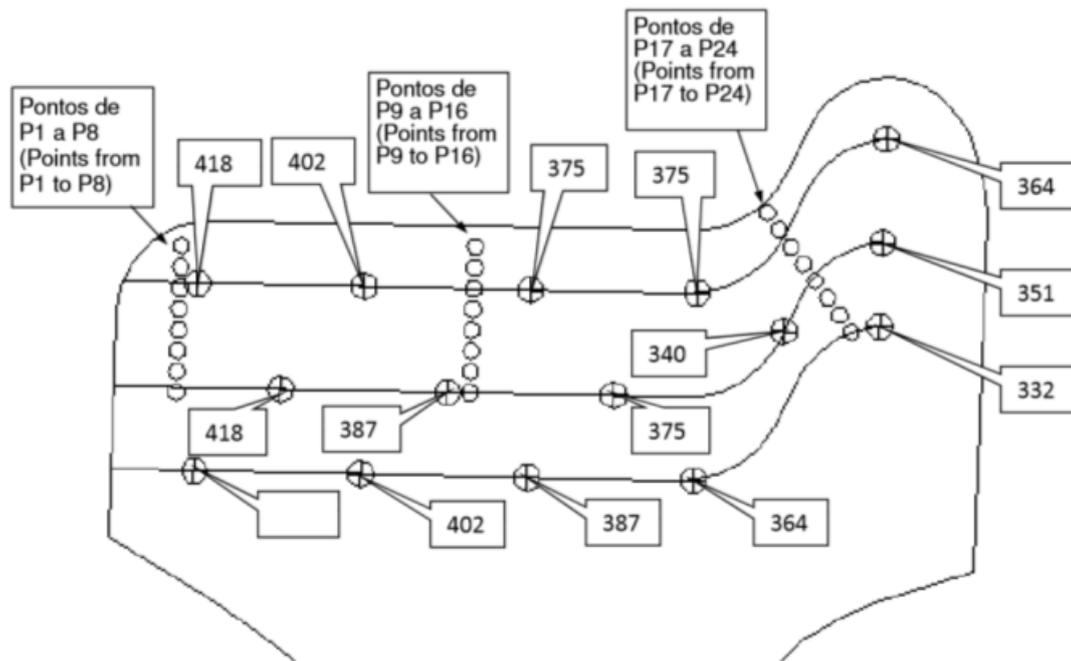


TABELA DE PONTOS - DUREZA HRc (TABLE OF POINTS - HARDNESS HRc)		
P1 = 43	P9 = 39	P17 = 35
P2 = 42	P10 = 37	P18 = 35
P3 = 44	P11 = 37	P19 = 35
P4 = 44	P12 = 40	P20 = 36
P5 = 44	P13 = 38	P21 = 34
P6 = 44	P14 = 38	P22 = 36
P7 = 43	P15 = 39	P23 = 34
P8 = 44	P16 = 40	P24 = 36

Figura 4.47: Mapa de dureza da roda E 897604 do aço Nb2. Durezas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208

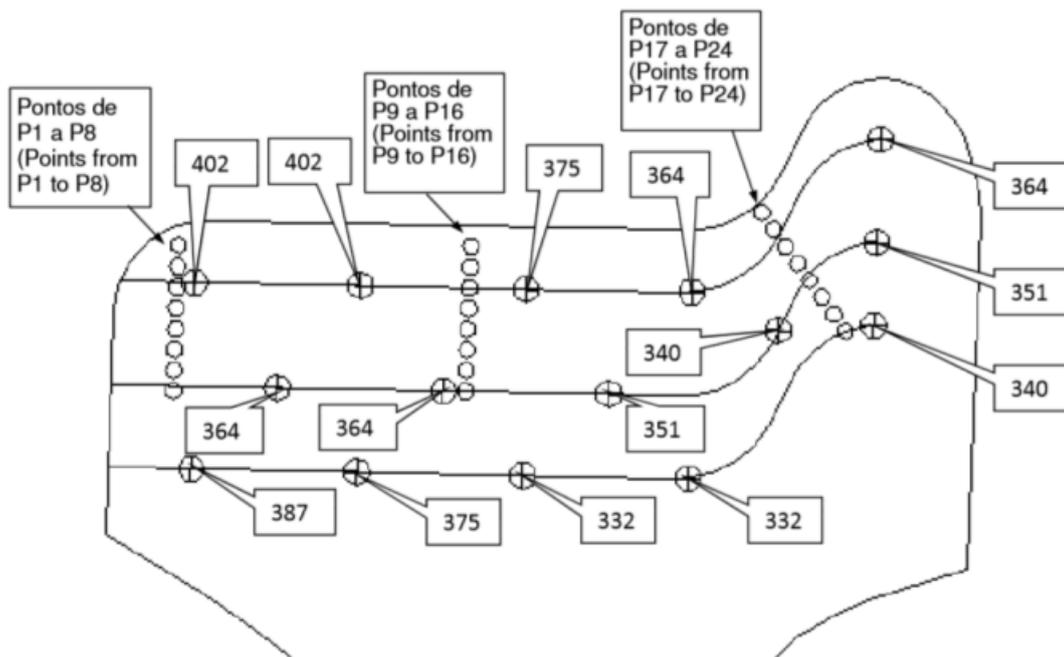


TABELA DE PONTOS - DUREZA HRc (TABLE OF POINTS - HARDNESS HRc)					
P1 =	42	P9 =	39	P17 =	38
P2 =	43	P10 =	43	P18 =	37
P3 =	42	P11 =	42	P19 =	38
P4 =	43	P12 =	38	P20 =	35
P5 =	42	P13 =	39	P21 =	35
P6 =	42	P14 =	37	P22 =	34
P7 =	42	P15 =	36	P23 =	35
P8 =	42	P16 =	37	P24 =	35

Figura 4.48: Mapa de dureza da roda E 897604 do aço Nb2. Durezas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208

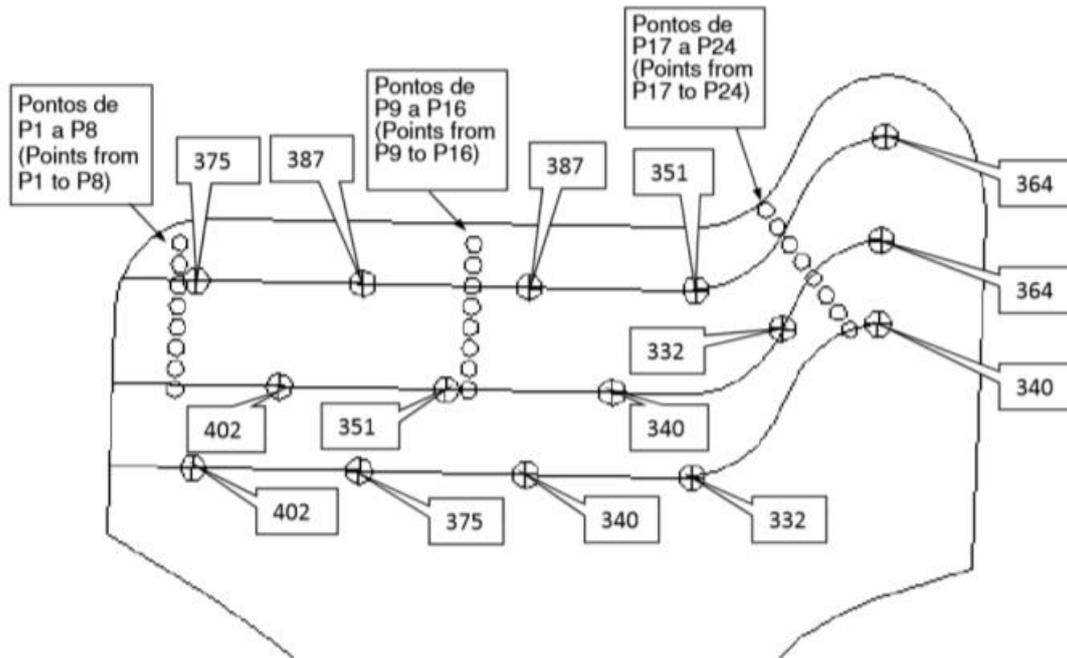


TABELA DE PONTOS - DUREZA HRc (TABLE OF POINTS - HARDNESS HRc)					
P1 =	41	P9 =	42	P17 =	39
P2 =	41	P10 =	41	P18 =	38
P3 =	42	P11 =	40	P19 =	35
P4 =	43	P12 =	38	P20 =	36
P5 =	41	P13 =	37	P21 =	35
P6 =	42	P14 =	36	P22 =	35
P7 =	42	P15 =	37	P23 =	35
P8 =	43	P16 =	35	P24 =	34

Figura 4.49: Mapa de dureza da roda E 897604 do aço Nb2. Durezas em Brinell e Rockwell C, conforme AAR M107/208

Todos os mapas de dureza atendem as especificações da AAR para material classe D, pois segundo a norma AAR M107/208 a faixa de dureza deste material na região do mapa tem que estar entre 321 a 415 Brinell. O mapa da roda 897611 possui 2 pontos com 418 BHN, porém a dureza Rockwell C está dentro da faixa exigida pela AAR classe D (32 - 44 HRC). O mapa de dureza deve atender pelo menos uma das faixas da norma. A tabela 3.4 especifica faixa de dureza para classe D entre 341 – 415 Brinell, porém esta dureza se refere a medida realizada na face externa do aro, à 25 mm da pista de rolamento da roda acabada, a qual é mandatória na linha de inspeção final de rodas para constar no certificado do produto.

Amostras do aro das rodas foram extraídas para ensaio de tenacidade à fratura conforme item 3.4.1.2. Foram ensaiados 3 corpos de prova de cada roda a 120°,

denominados de A, B e C, todos atenderam os valores da norma AAR que especifica um valor mínimo de  $40 \text{ MPa}\sqrt{m}$  (Tabela 4.14).

Tabela 4.14: Resultados do ensaio de tenacidade à fratura do aço Nb2.

Roda	A ( $\text{MPa}\sqrt{m}$ )	B ( $\text{MPa}\sqrt{m}$ )	C ( $\text{MPa}\sqrt{m}$ )
897604 (Nb2)	60	52	55
897611 (Nb2)	62	76	72
897613 (Nb2)	75	70	62
<b>Média</b>	<b><math>66 \pm 7</math></b>	<b><math>66 \pm 10</math></b>	<b><math>63 \pm 7</math></b>
<b>AAR (<math>\text{MPa}\sqrt{m}</math>)</b>	<b><math>&gt; 40</math></b>		

Os carbonetos de nióbio em contorno de grão são responsáveis pela diminuição do tamanho de grão austenítico por meio da redução da temperatura de recristalização (LIU,2011). Este efeito foi importante no forjamento e laminação das rodas, onde o processo de recristalização é significativo. O silício reduz a solubilidade do nióbio na austenita (SILVA, 2006), tornando-o menos eficiente na redução do tamanho de grão. Isto pode ter contribuído para melhora da tenacidade e propriedades mecânicas do aço Nb2, o qual tem menos da metade da adição de silício do aço Nb1. O aumento da adição de molibdênio também ajudou na dureza e propriedades mecânicas, por ser um forte formador de carboneto (CLARK, 2008). O controle da temperatura de austenitização no tratamento térmico com termopar no aro da roda, possibilitou encharque homogêneo com controle do tamanho de grão austenítico (importante para os aços microligados com nióbio), ajudando na uniformidade das propriedades mecânicas e dureza (JANSTO, 2015).

#### 4.3.5 Microestrutura da roda

O tamanho de grão austenítico na região do aro da roda (amostra retirada na extremidade do CP de tração) do aço Nb2 foi de  $11,2 \pm 0,5$  microns.



Figura 4.50: Tamanho de grão austenítico do aço Nb2 (ataque com picral).

O tamanho de grão austenítico do aço Nb2 comparado com o aço Nb1, mostra uma redução de 30 % de 16 para 11 microns, graças ao aumento da adição dos elementos microligantes, como molibdênio, nióbio, e a redução do silício.

As amostras para verificar a microestrutura da roda, foram retiradas da pista de rolamento da roda acabada (usinada), as quais foram analisadas em MEV, em diferentes profundidades, tendo sempre como referência a superfície da pista de rolamento, onde M é martensita, B é bainita e P é perlita. Para o aço Nb2, as amostras foram analisadas em profundidades de 1 em 1 mm em relação a superfície da pista até atingirem a profundidade de 6 mm, quando passaram a ser analisadas a cada 5 mm até 25 mm na roda 8976 11, conforme figura 4.51 e figuras 4.52 a 4.69.

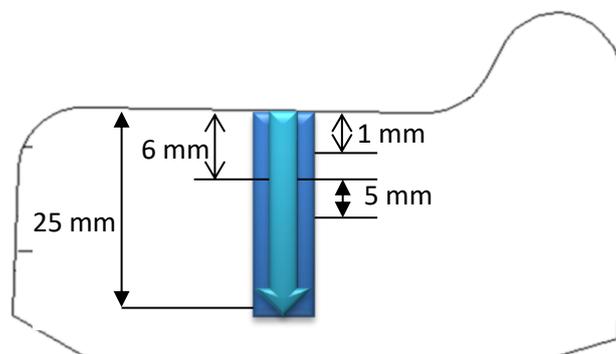


Figura 4.51: Posição das amostras para análise em MEV do aço Nb2.

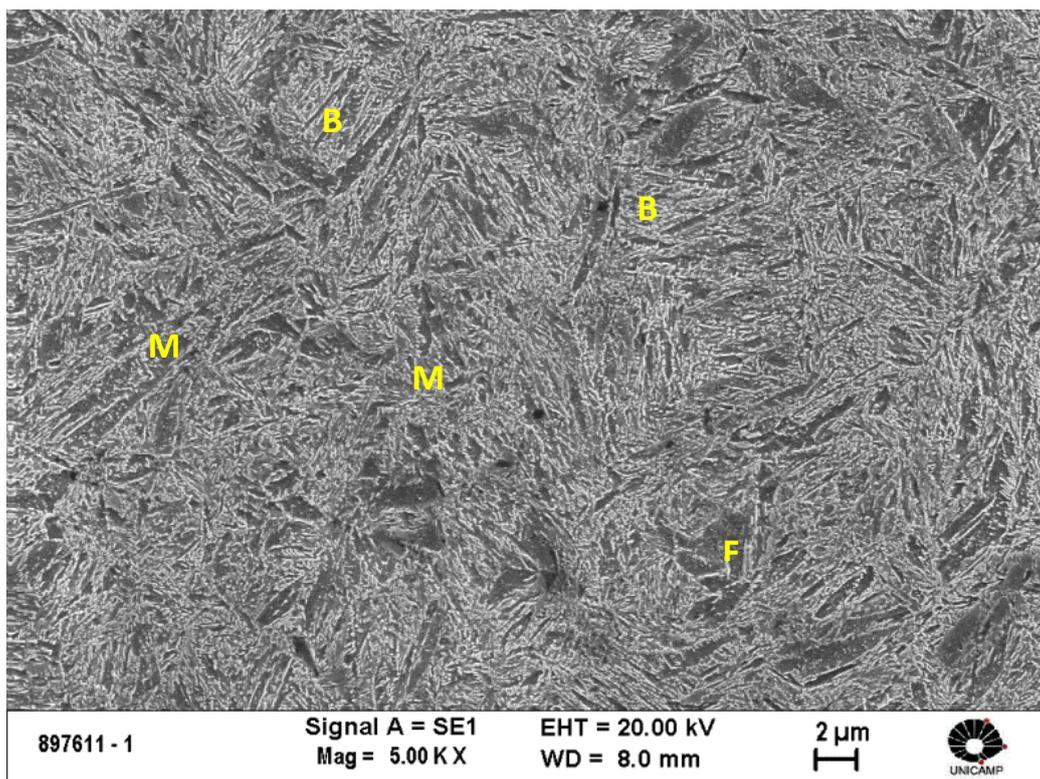


Figura 4.52: Micrografia a 1 mm de profundidade da pista (B = Bainita, M = martensita e F = ferrita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

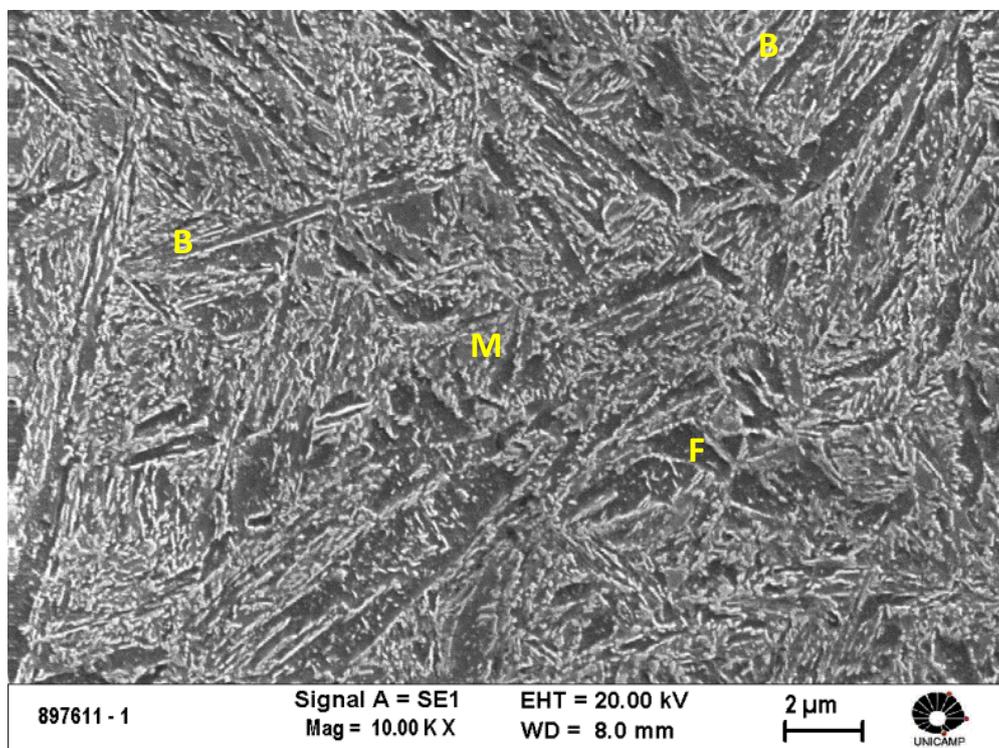


Figura 4.53: Micrografia a 1 mm de profundidade da pista (B = Bainita, M = martensita e F = ferrita), do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

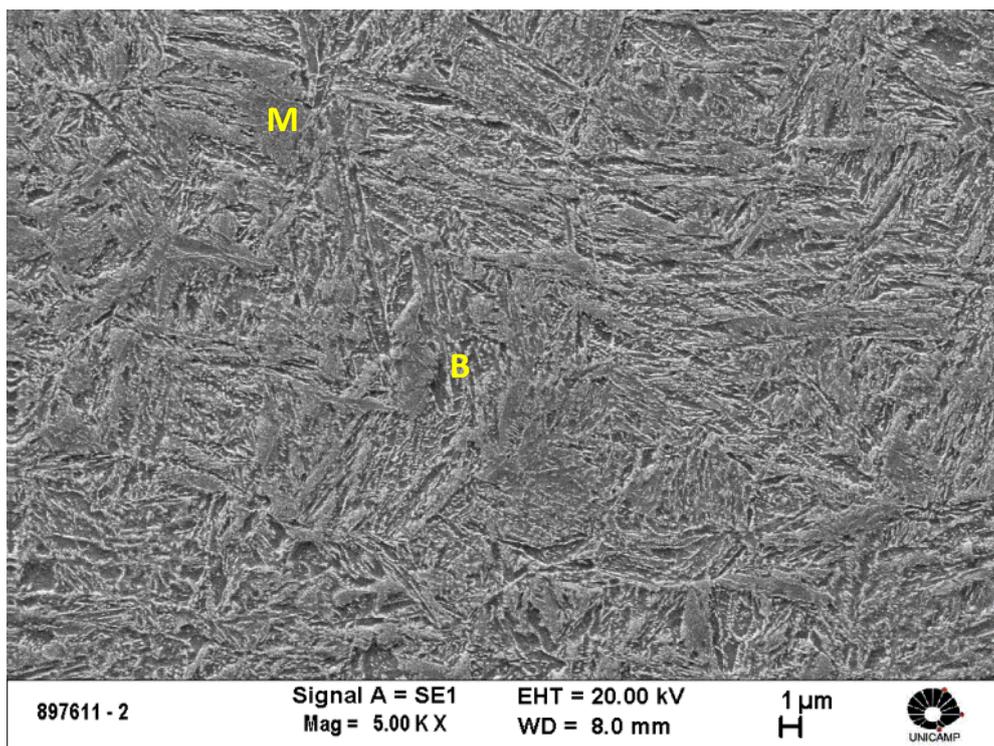


Figura 4.54: Micrografia a 2 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

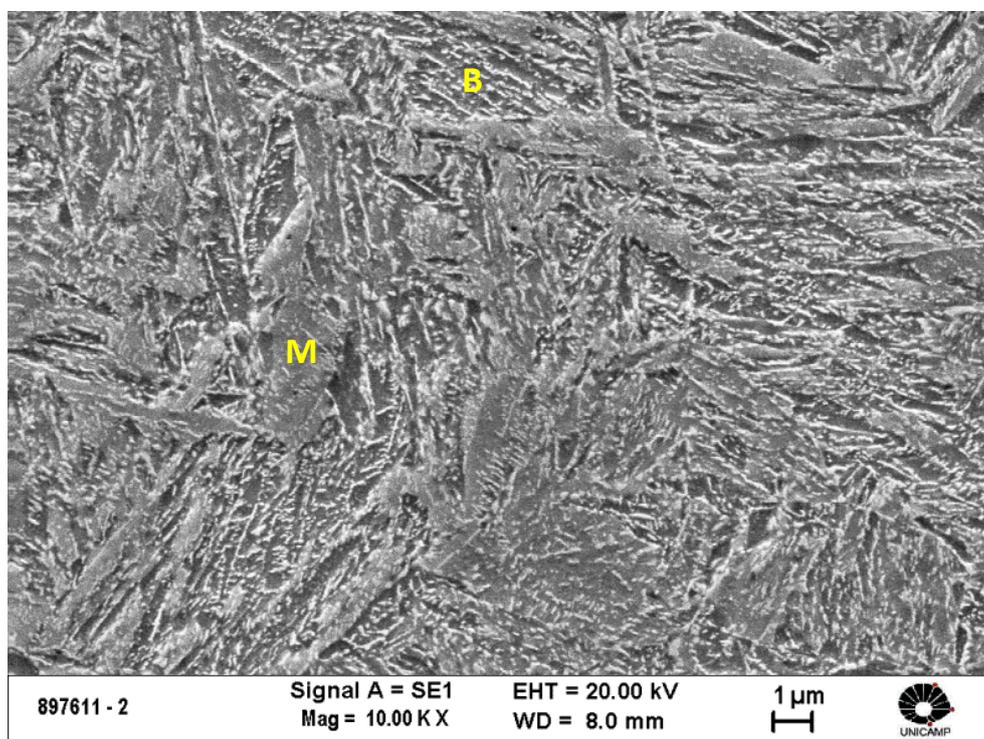


Figura 4.55: Micrografia a 2 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

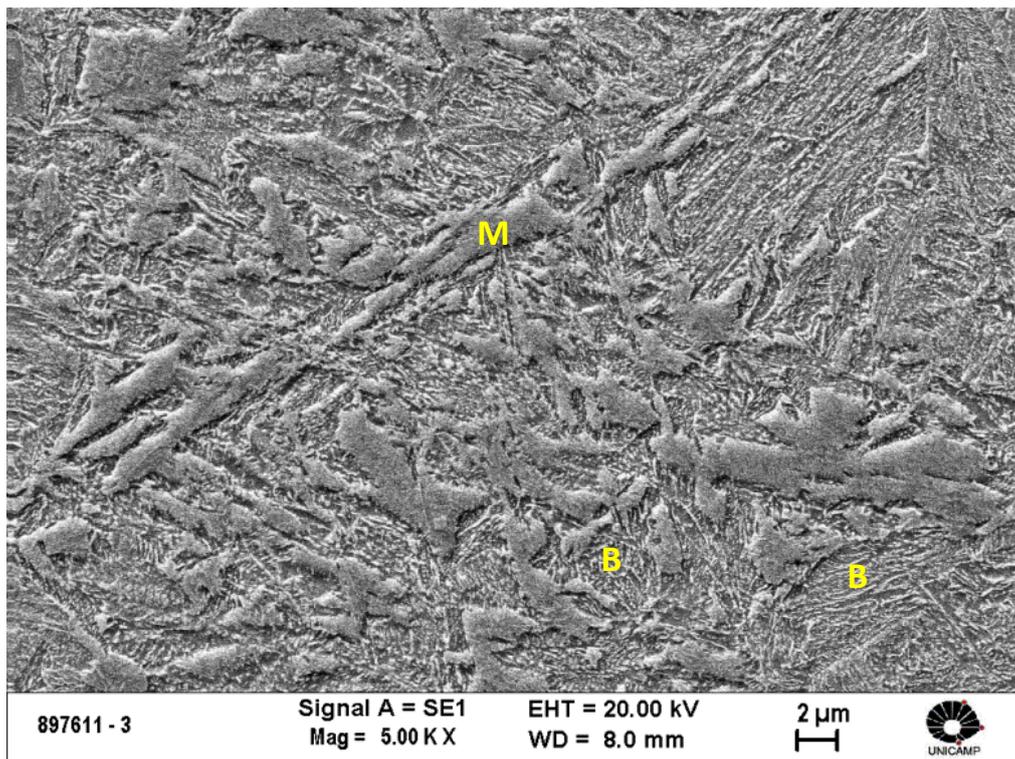


Figura 4.56: Micrografia a 3 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

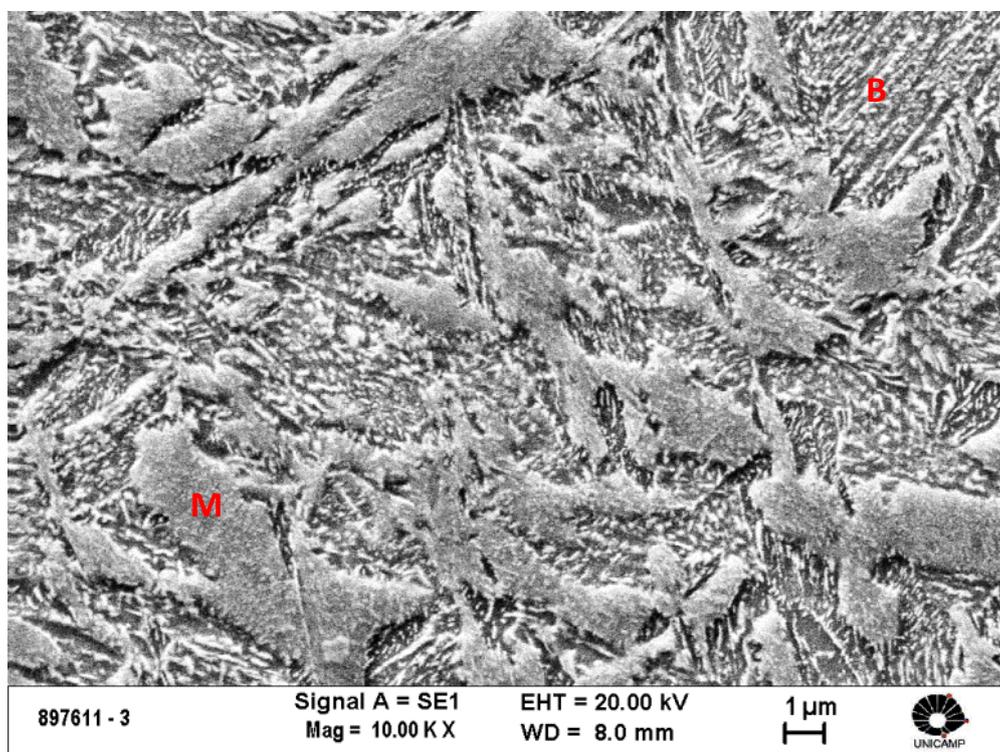


Figura 4.57: Micrografia a 3 mm de profundidade da pista (M = martensita e B = bainita), do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

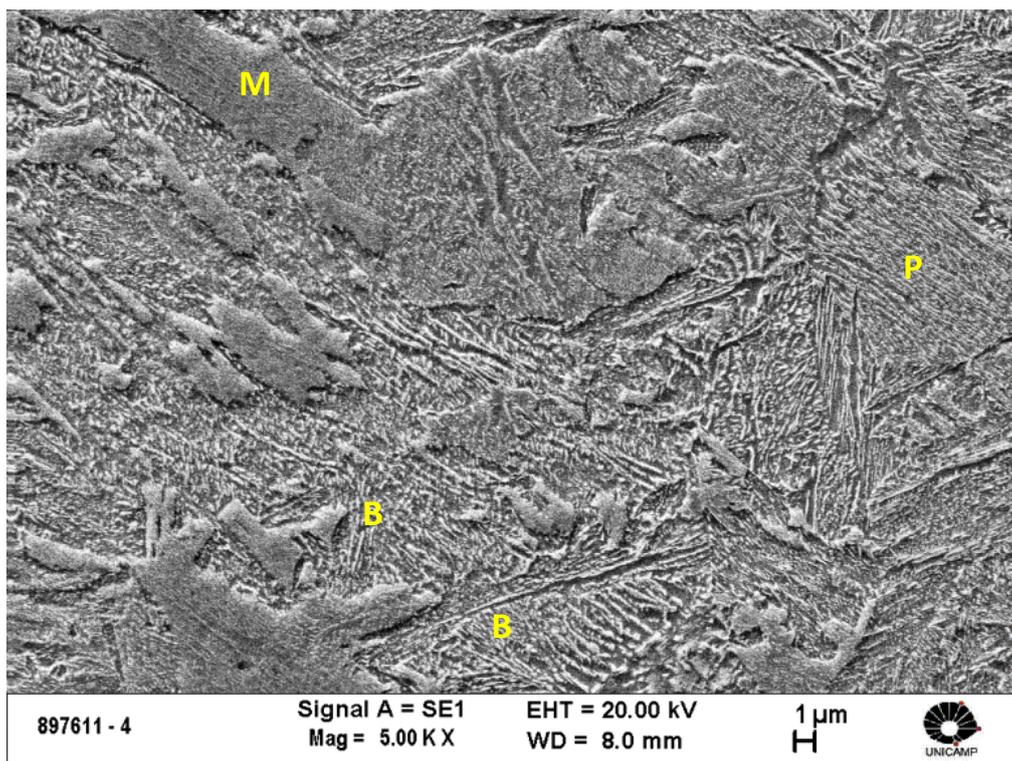


Figura 4.58: Micrografia a 4 mm de profundidade da pista (M = martensita, B = bainita e P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

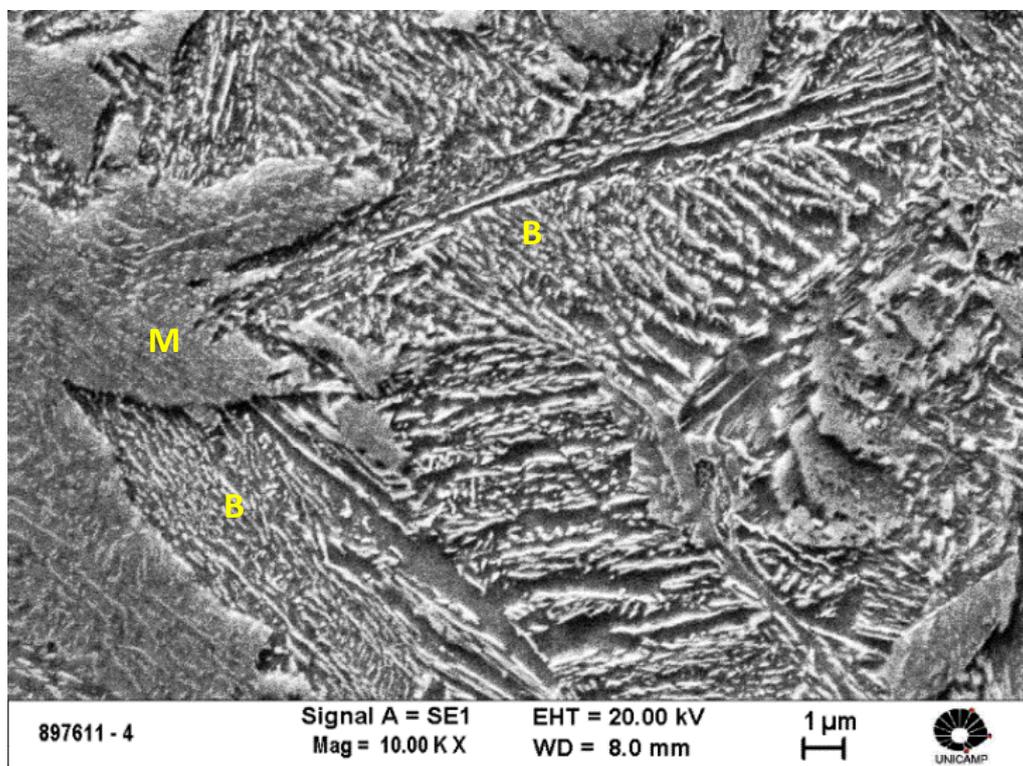


Figura 4.59: Micrografia a 4 mm de profundidade da pista (B = bainita, M = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

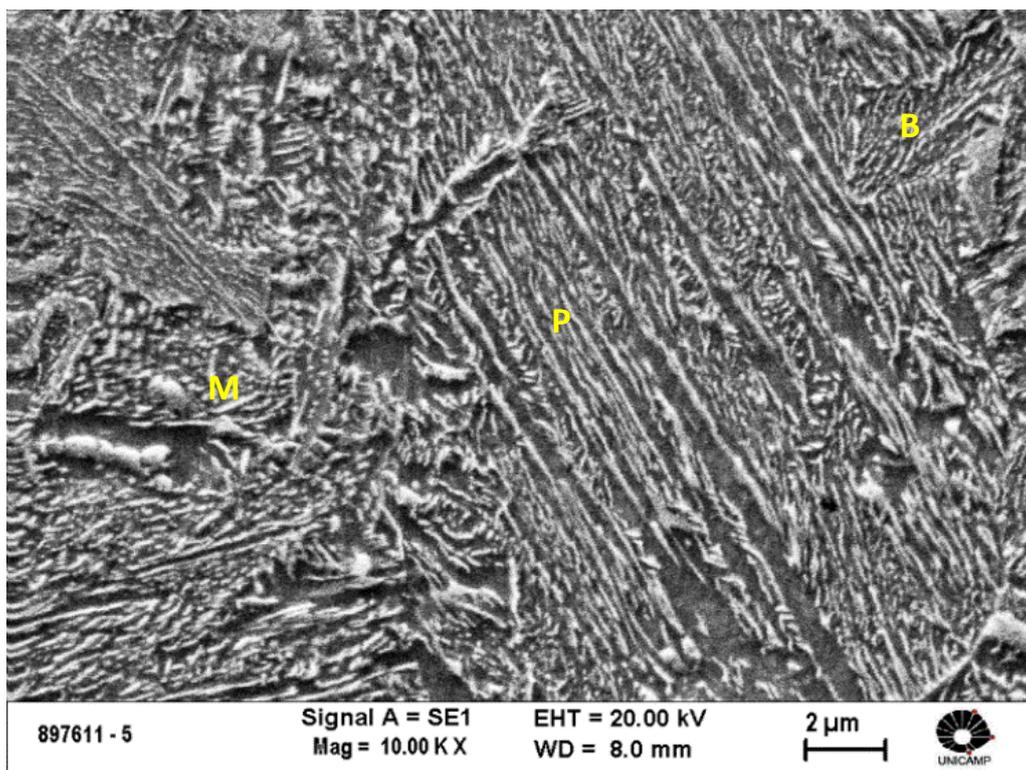


Figura 4.60: Micrografia a 5 mm de profundidade da pista (B = bainita, P = perlita e M = martensita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

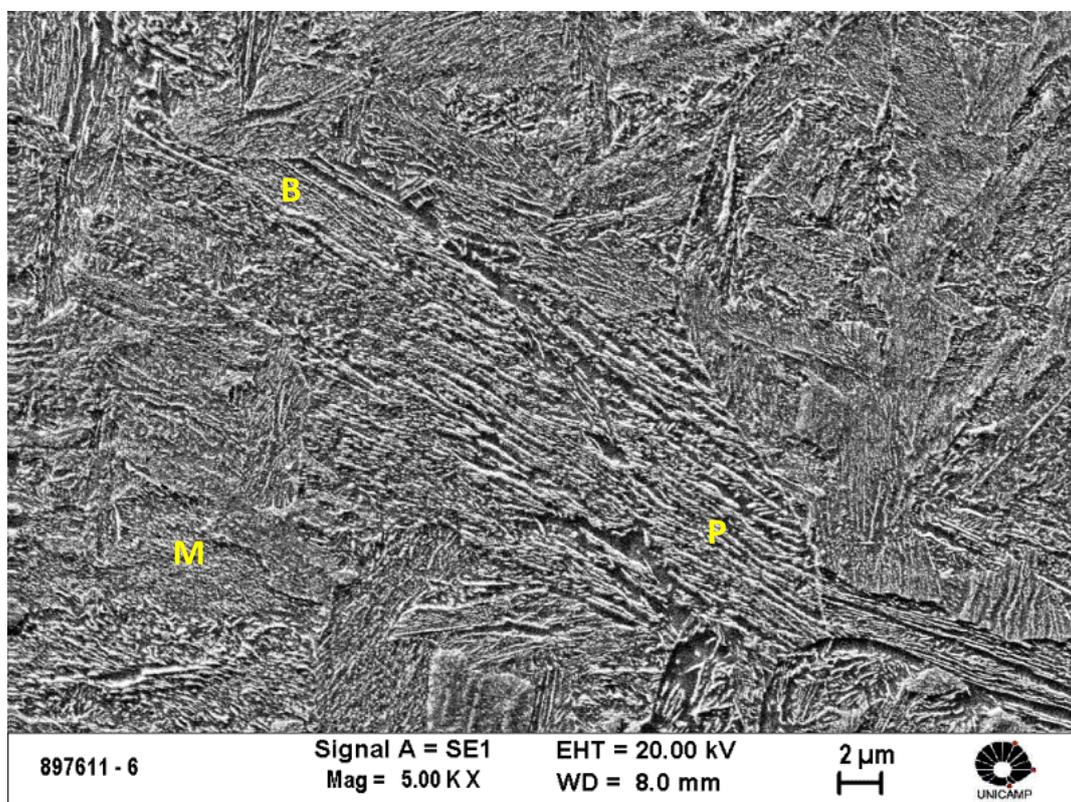


Figura 4.61: Micrografia a 6 mm de profundidade da pista (B = bainita, P = perlita e M = martensita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

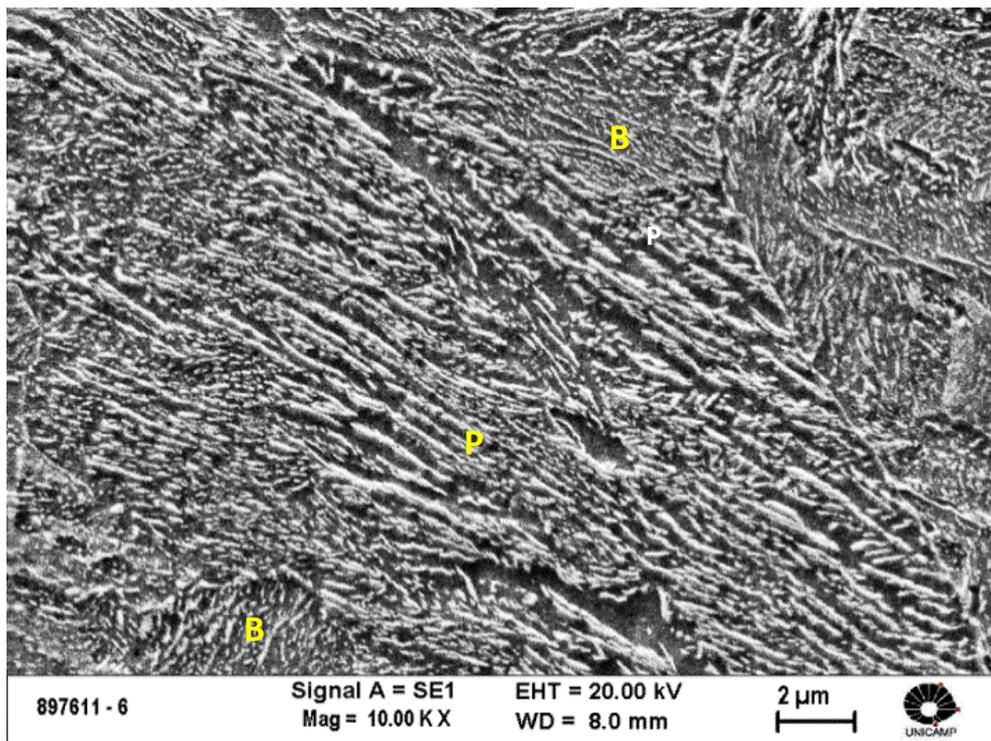


Figura 4.62: Micrografia a 6 mm de profundidade da pista (B = bainita e P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

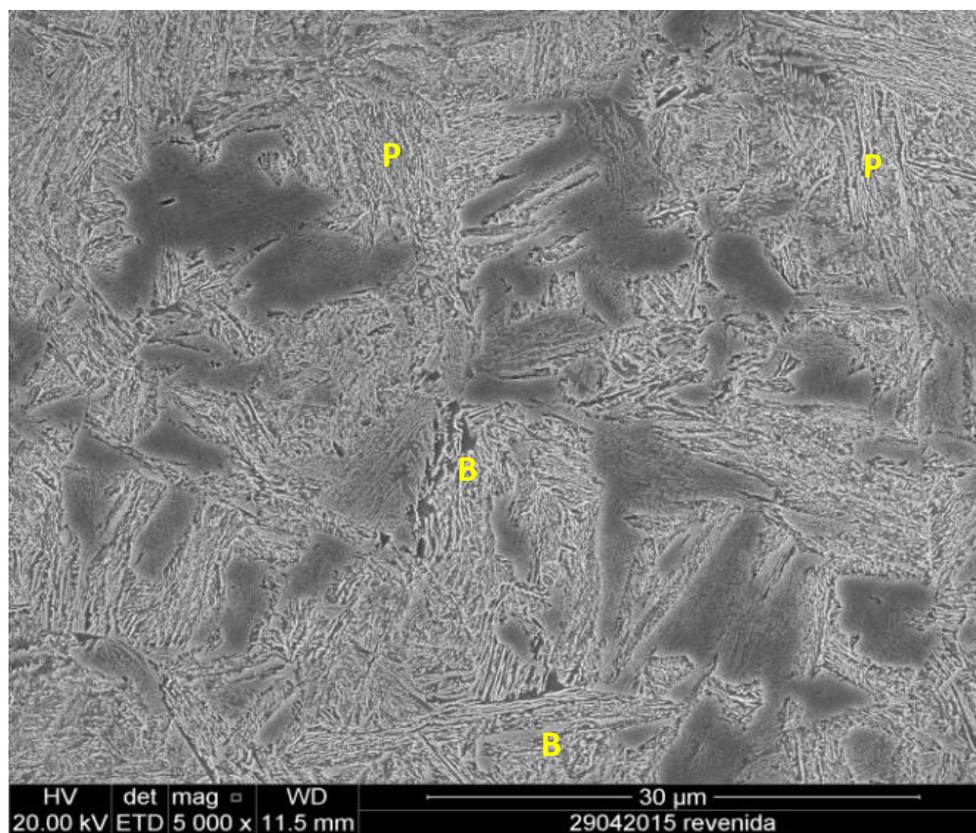


Figura 4.63: Micrografia a 10 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

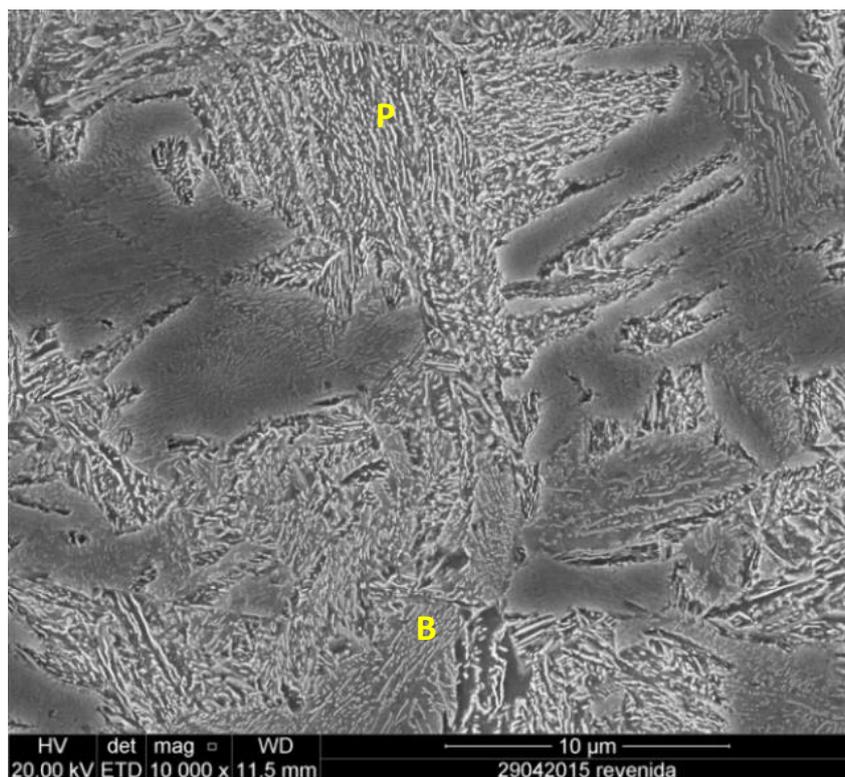


Figura 4.64: Micrografia a 10 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

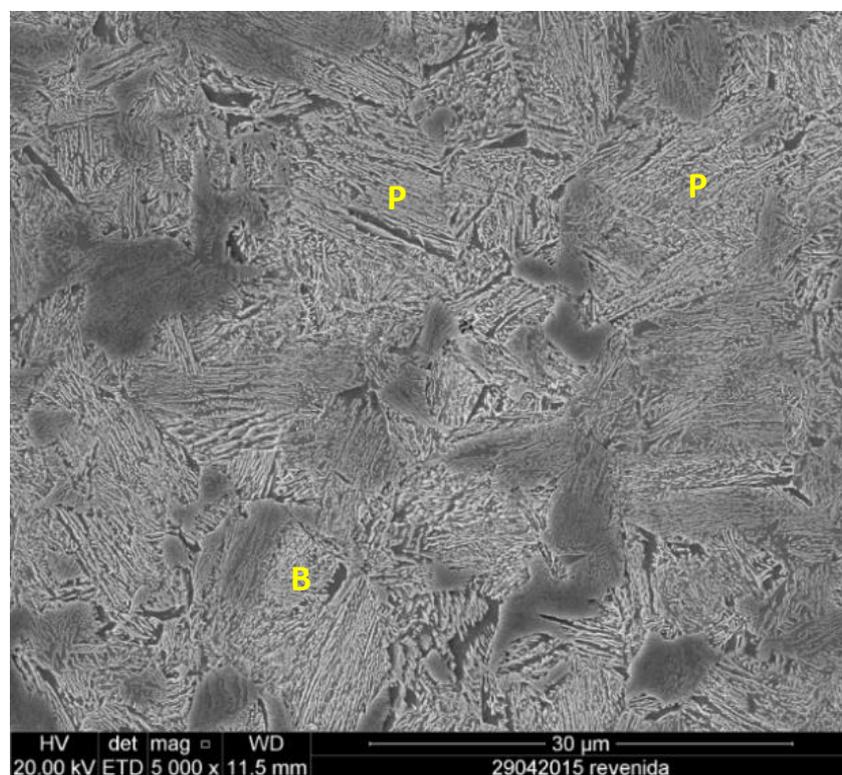


Figura 4.65: Micrografia a 15 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

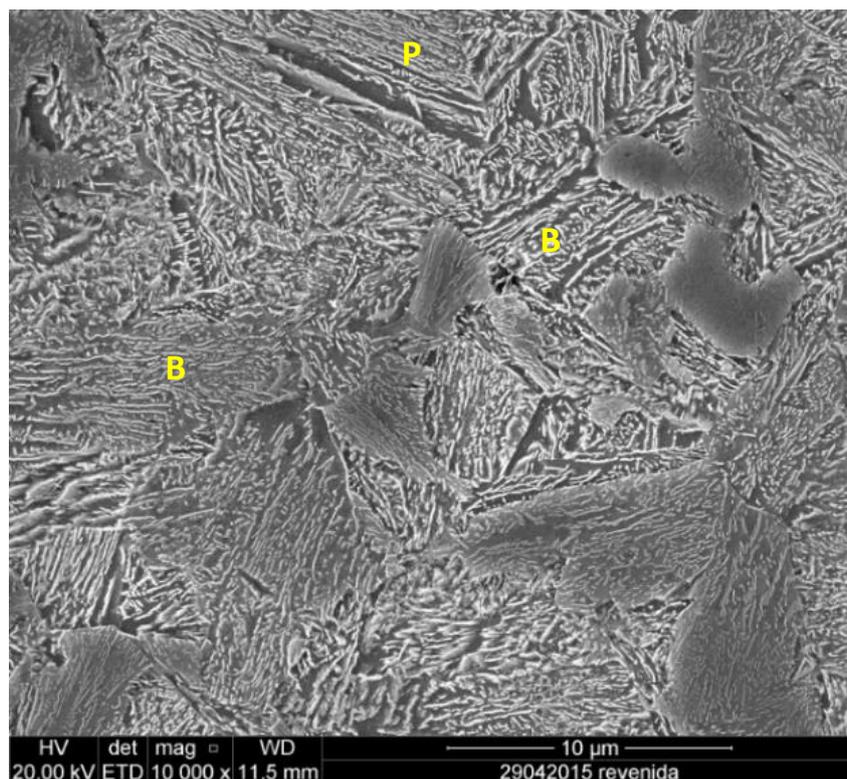


Figura 4.66: Micrografia a 15 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

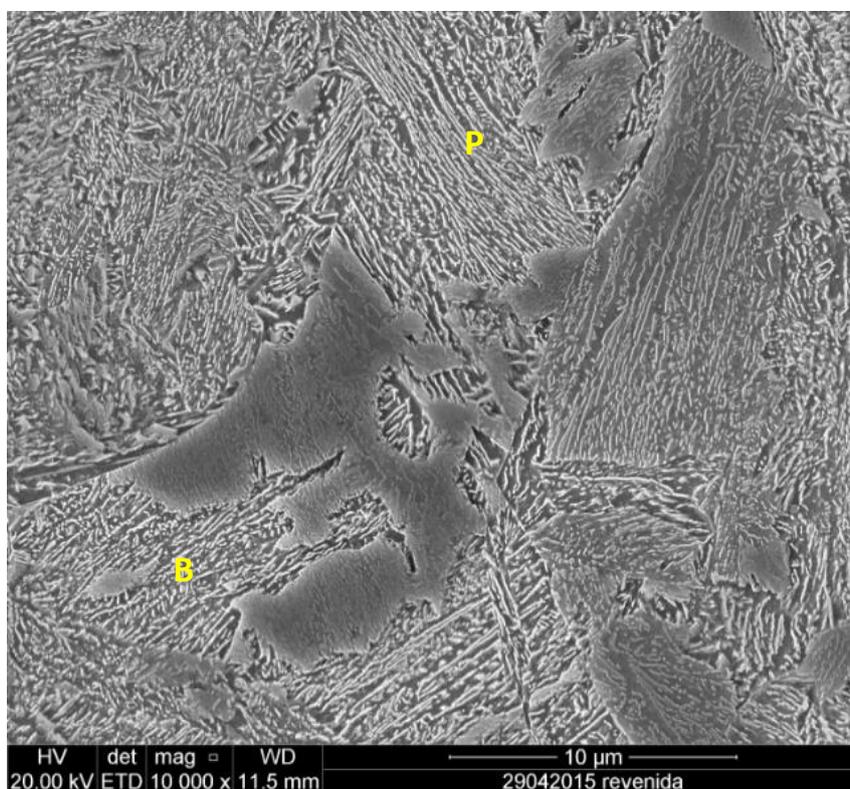


Figura 4.67: Micrografia a 20 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

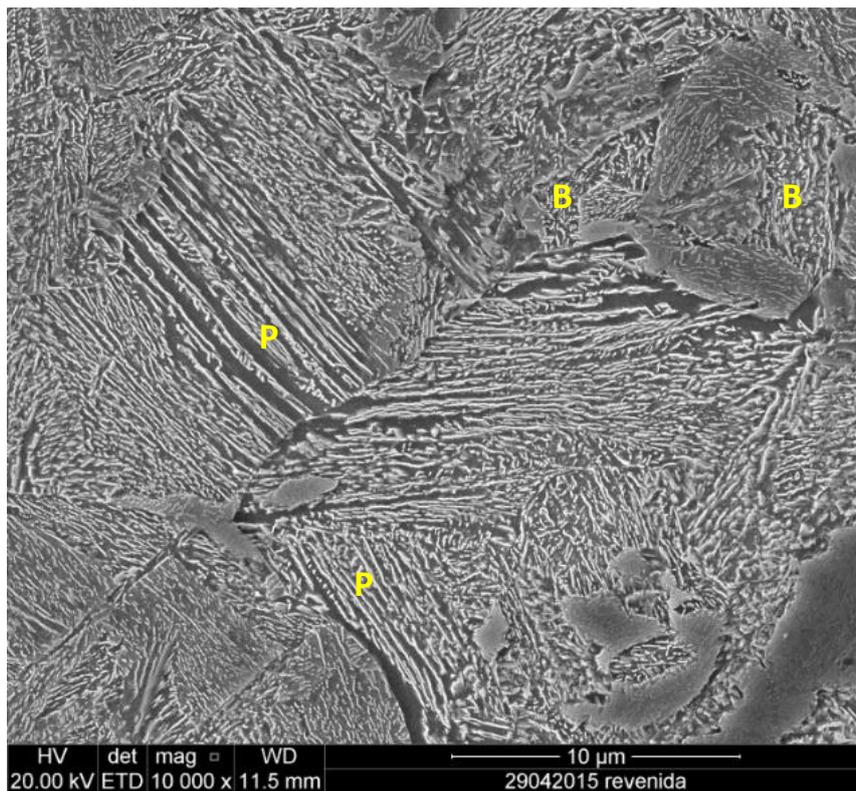


Figura 4.68: Micrografia a 20 mm de profundidade da pista (P = perlita e B = bainita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

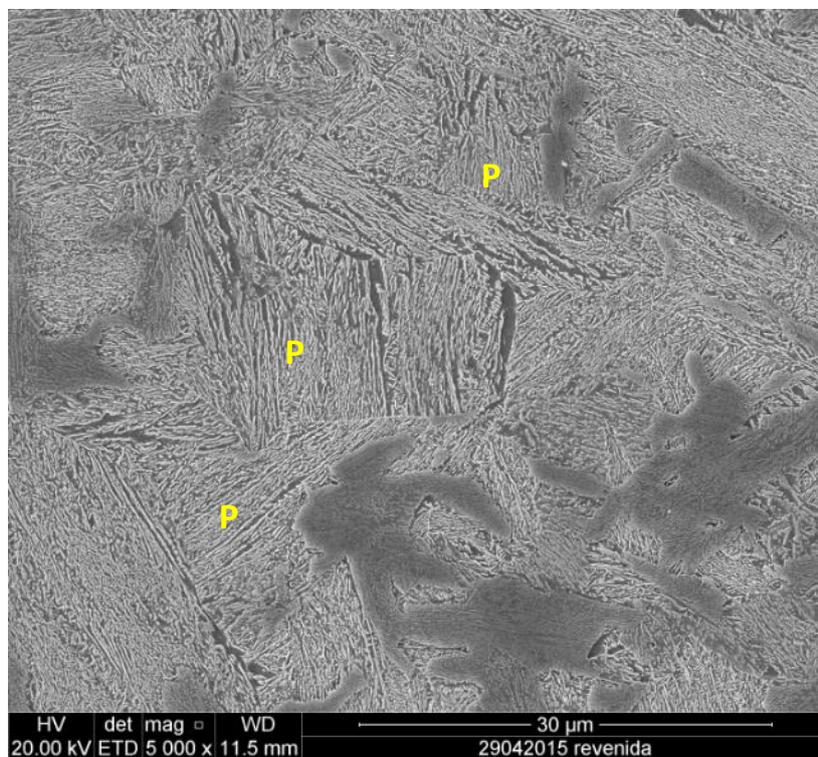


Figura 4.69: Micrografia a 25 mm de profundidade da pista (P = perlita) do aço Nb2, ataque com nital 2% por 10 s.

As amostras do aço Nb2 apresentaram martensita revenida e bainita perto da superfície da pista (1 mm), seguindo com a mesma microestrutura até 3 mm; martensita, bainita, perlita até 6 mm e bainita com perlita até 25 mm. No aço Nb2 a martensita aparece até a profundidade de 3 mm junto com a bainita e até 6 mm junto com a bainita e perlita, resultado melhor que o aço Nb1 que apresentou martensita e bainita até 10 mm de profundidade. Para o transporte *heavy haul* a martensita tem que ser evitada, possui baixa tenacidade e baixo limite de escoamento, provocando trincas superficiais seguidas de *shelling* (STONE, 1992).

#### 4.3.6 Obtenção da curva CCT

Conforme descrito no item 3.9 do capítulo anterior, a curva CCT do aço Nb2 foi obtida com auxílio do dilatômetro acompanhado de microscopia óptica e MEV. Análise de microdureza também foi empregada para ajudar na definição das microestruturas. As curvas de dilatométrie para cada taxa de resfriamento são mostradas nas figuras 4.70 e 4.71, onde é possível verificar os pontos de inflexão durante o resfriamento e as temperaturas  $M_I$ ,  $A_{r1}$  e  $A_{r3}$ .

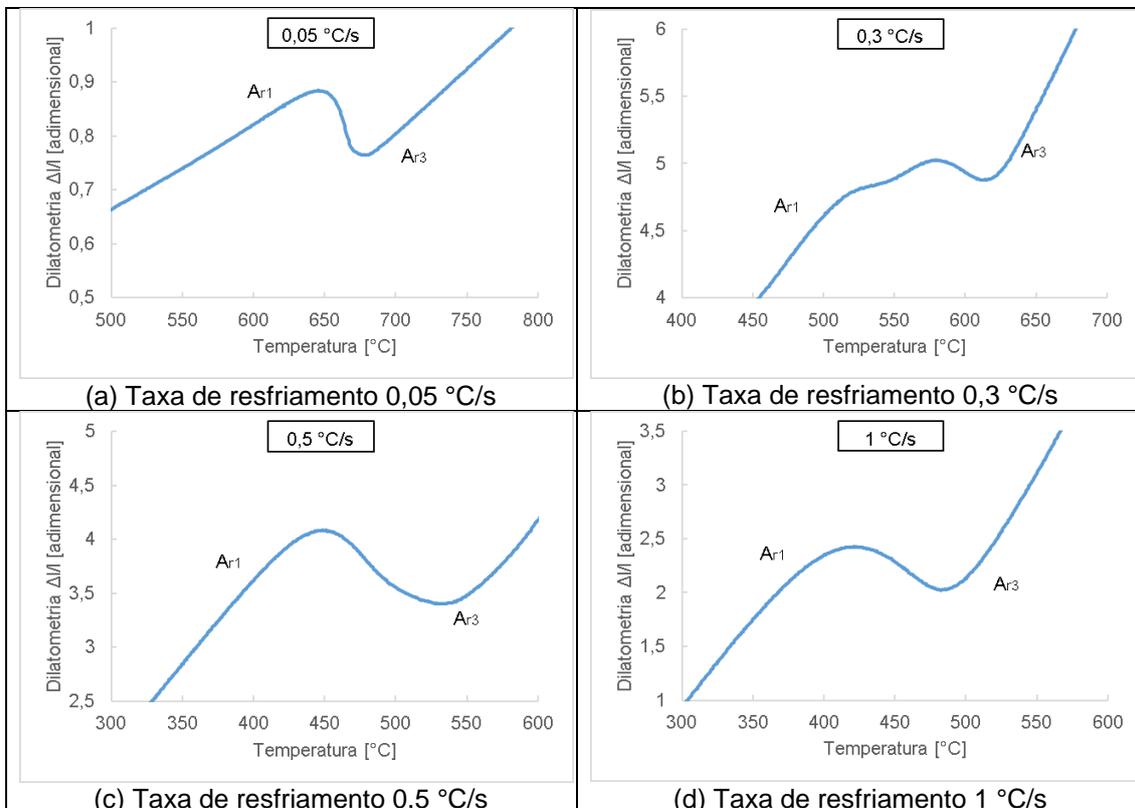


Figura 4.70: Taxas de resfriamento de: 0,05 °C/s; 0,3 °C/s; 0,5 °C/s e 1 °C/s para levantamento da curva CCT do material Nb2.

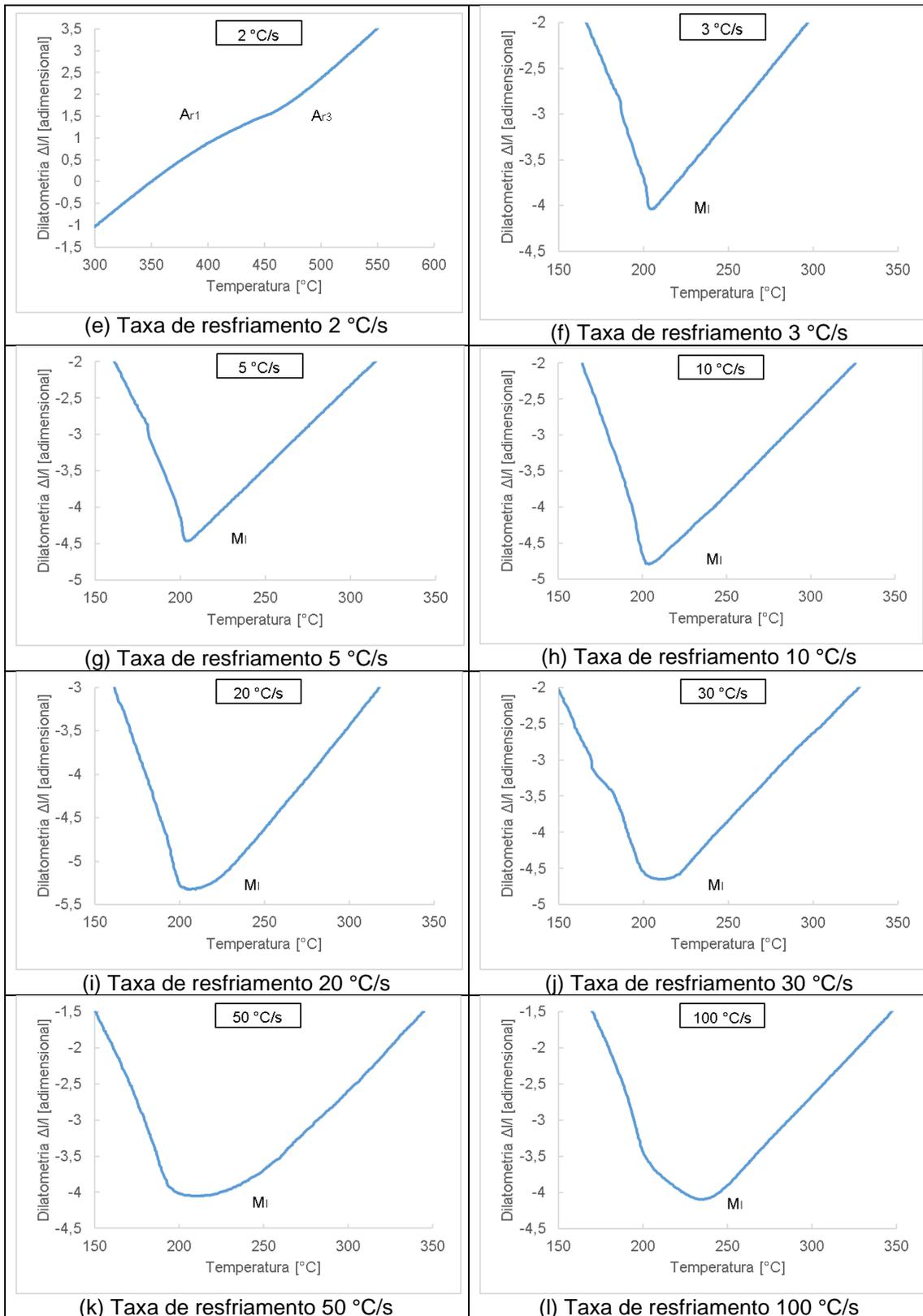


Figura 4.71: Taxas de resfriamento de: 2 °C/s; 3 °C/s; 5 °C/s; 10 °C/s; 20 °C/s; 30 °C/s; 50 °C/s e 100 °C/s para levantamento da curva CCT do material Nb2.

Assim como no aço Nb1, nos gráficos correspondentes as taxas de resfriamento de 3 °C/s até 100 °C/s, onde existe a formação de martensita, notamos que é possível determinar apenas a temperatura de início desta fase ( $M_I$ ), evidenciando a presença de austenita retida (FONSECA, 2015). Apenas com a taxa de resfriamento de 0,3 °C/s foi possível verificar claramente o início da precipitação da ferrita e da perlita. Para outras taxas não foi possível identificar esta precipitação.

As figuras 4.72 A, 4.72 B e 4.73 a 4.80 mostram, respectivamente, as imagens em microscópio óptico e MEV das amostras obtidas no dilatômetro.

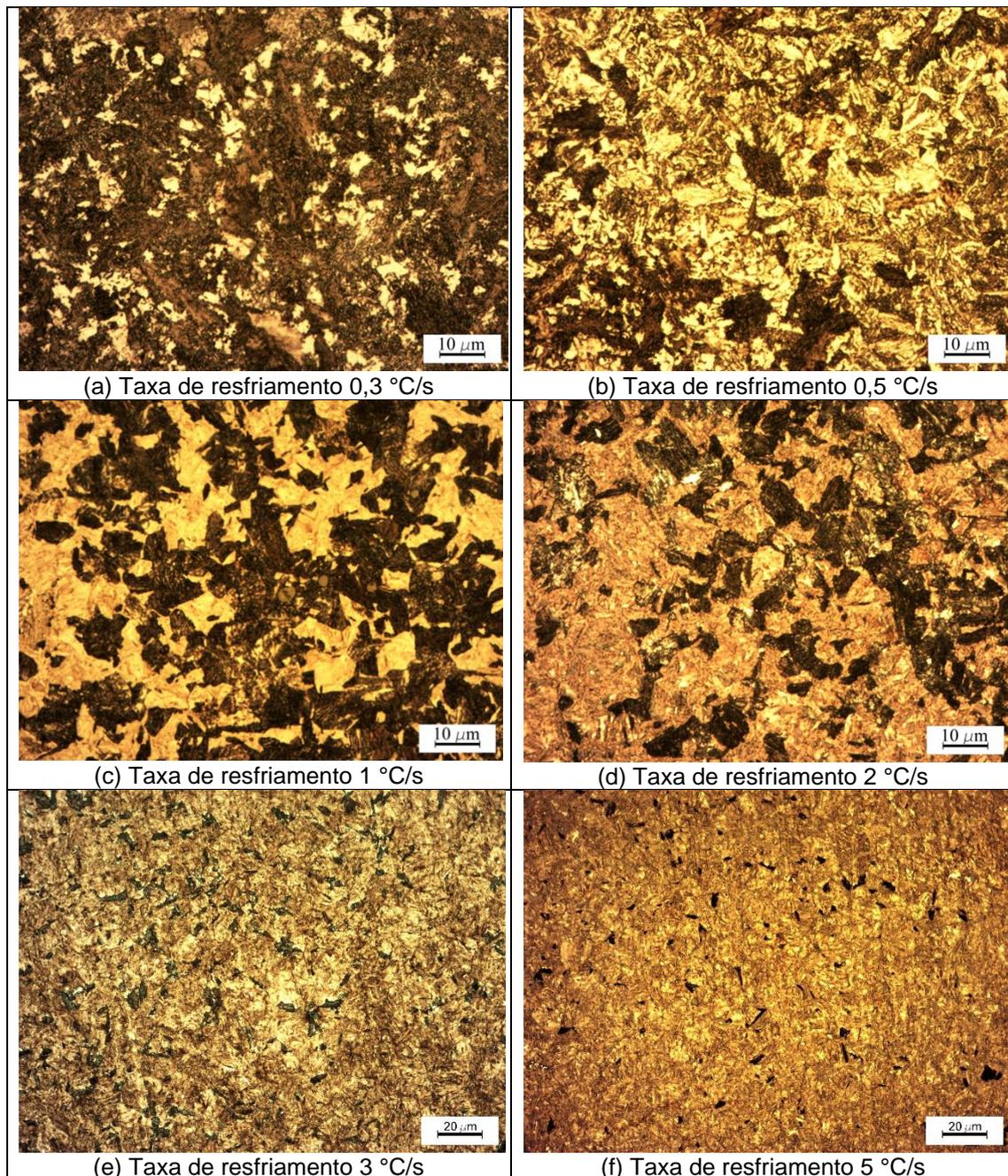


Figura 4.72 A: Microestruturas em microscópio óptico do aço Nb2 com nital à 2%.

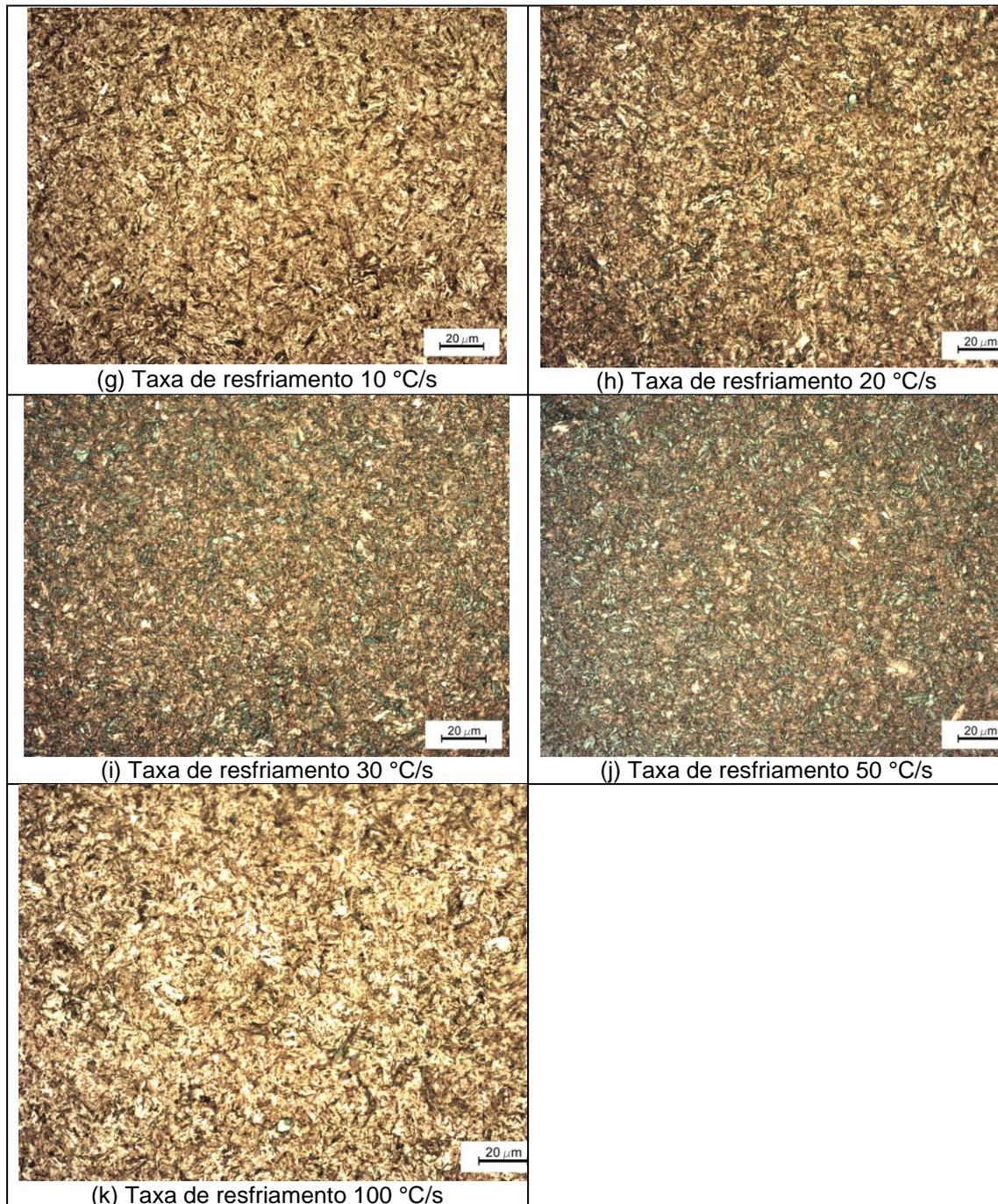


Figura 4.72 B: Microestruturas em microscópio óptico do aço Nb2, ataque com nital à 2%.

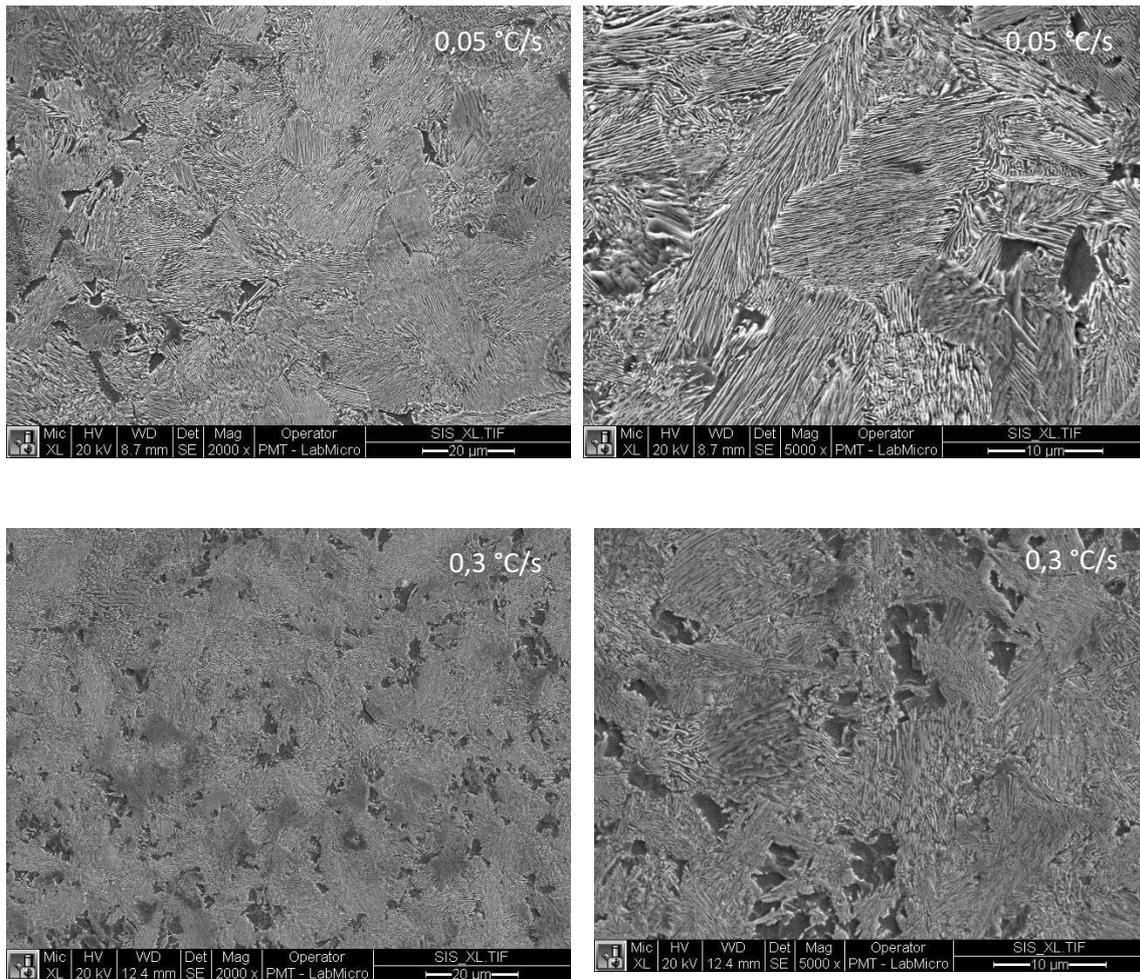


Figura 4.73: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxas de resfriamento de 0,05 °C/s e 0,3 °C/s (Ferrita + Perlita).

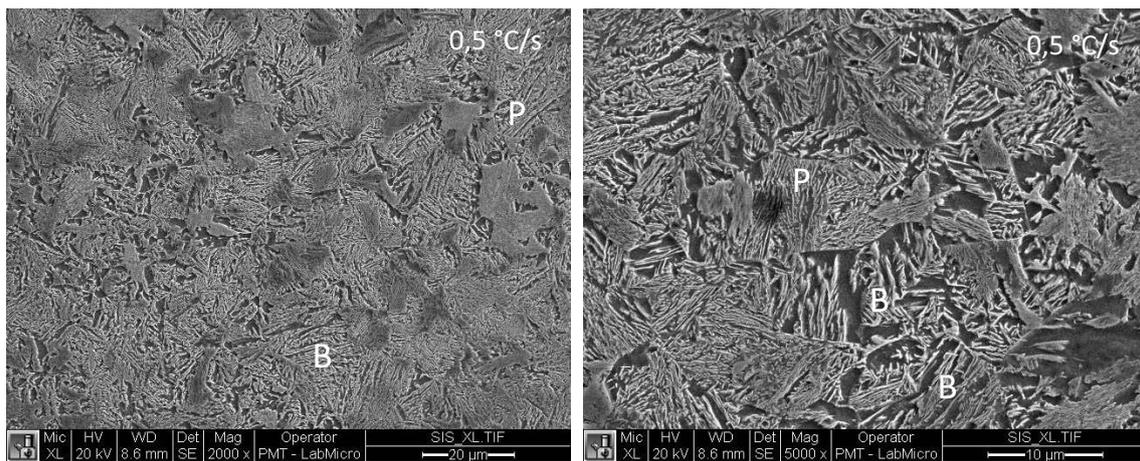


Figura 4.74: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 0,5 °C/s (P = Perlita, B = Bainita).

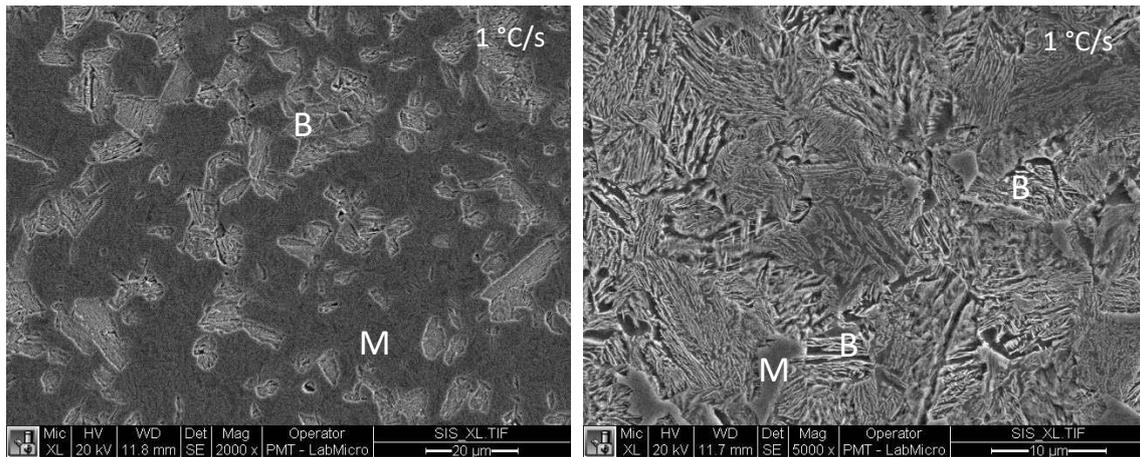


Figura 4.75: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 1 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).

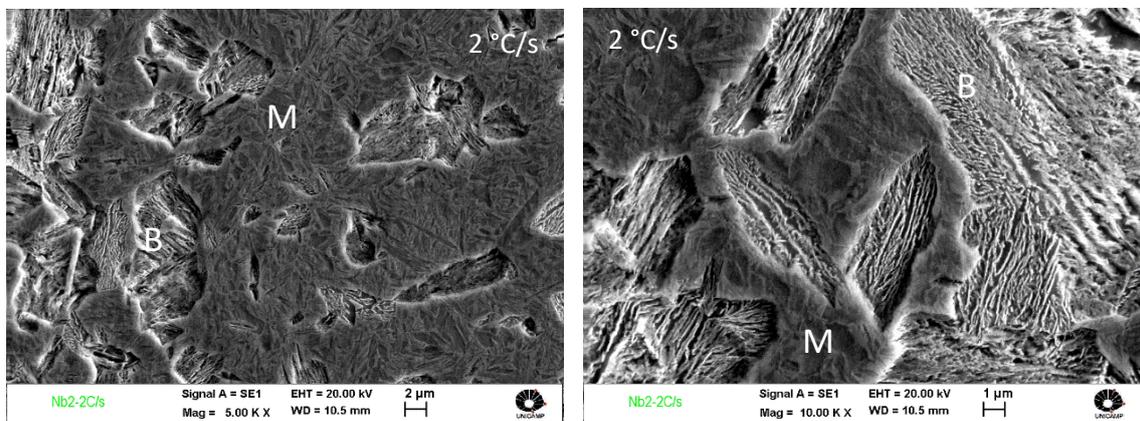


Figura 4.76: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 2 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).

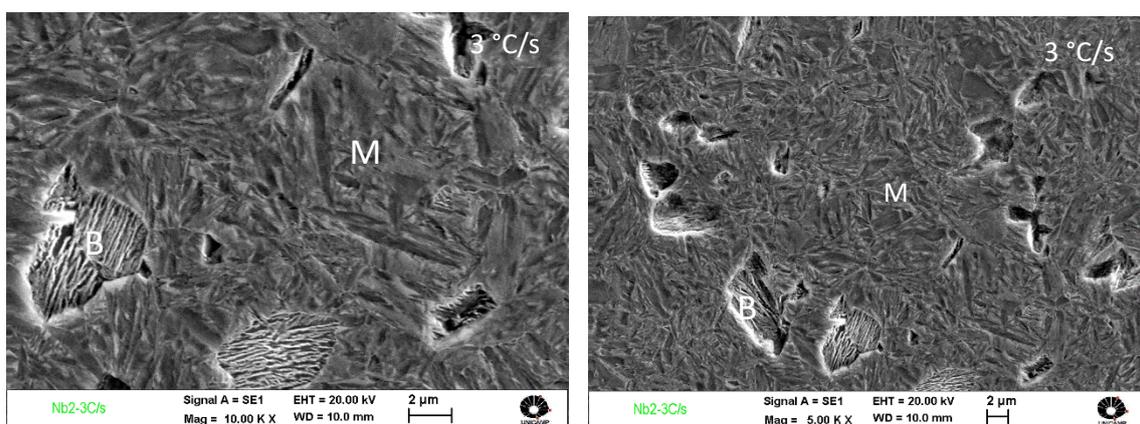


Figura 4.77: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 3 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).

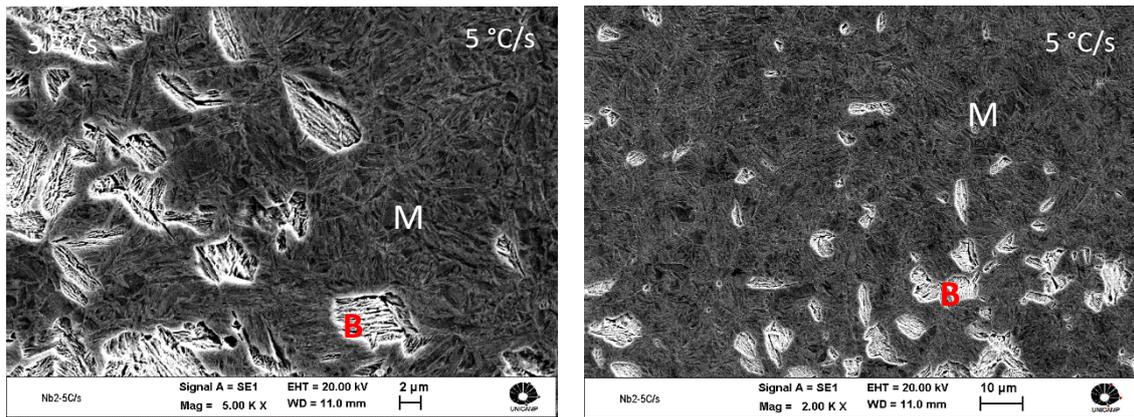


Figura 4.78: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxa de resfriamento de 5 °C/s (B = Bainita, M = Martensita).

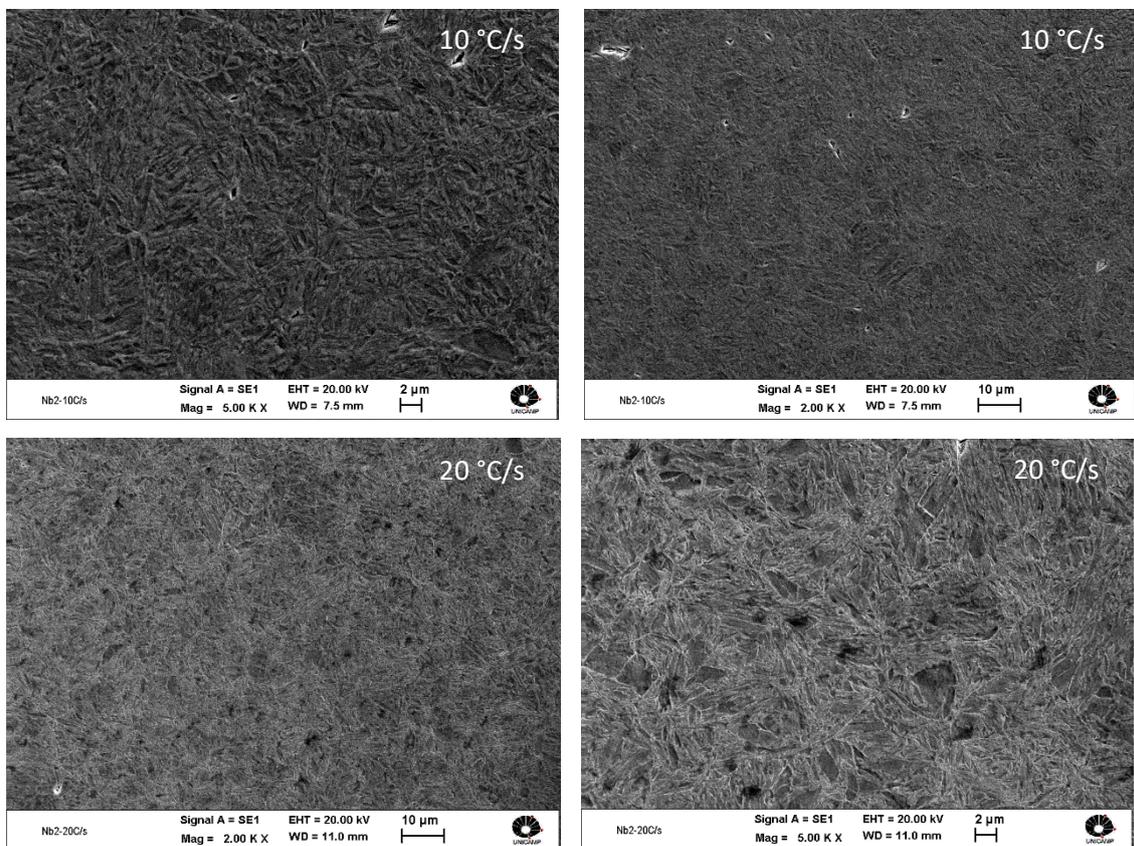


Figura 4.79: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxas de resfriamento de 10 e 20 °C/s (Martensita).

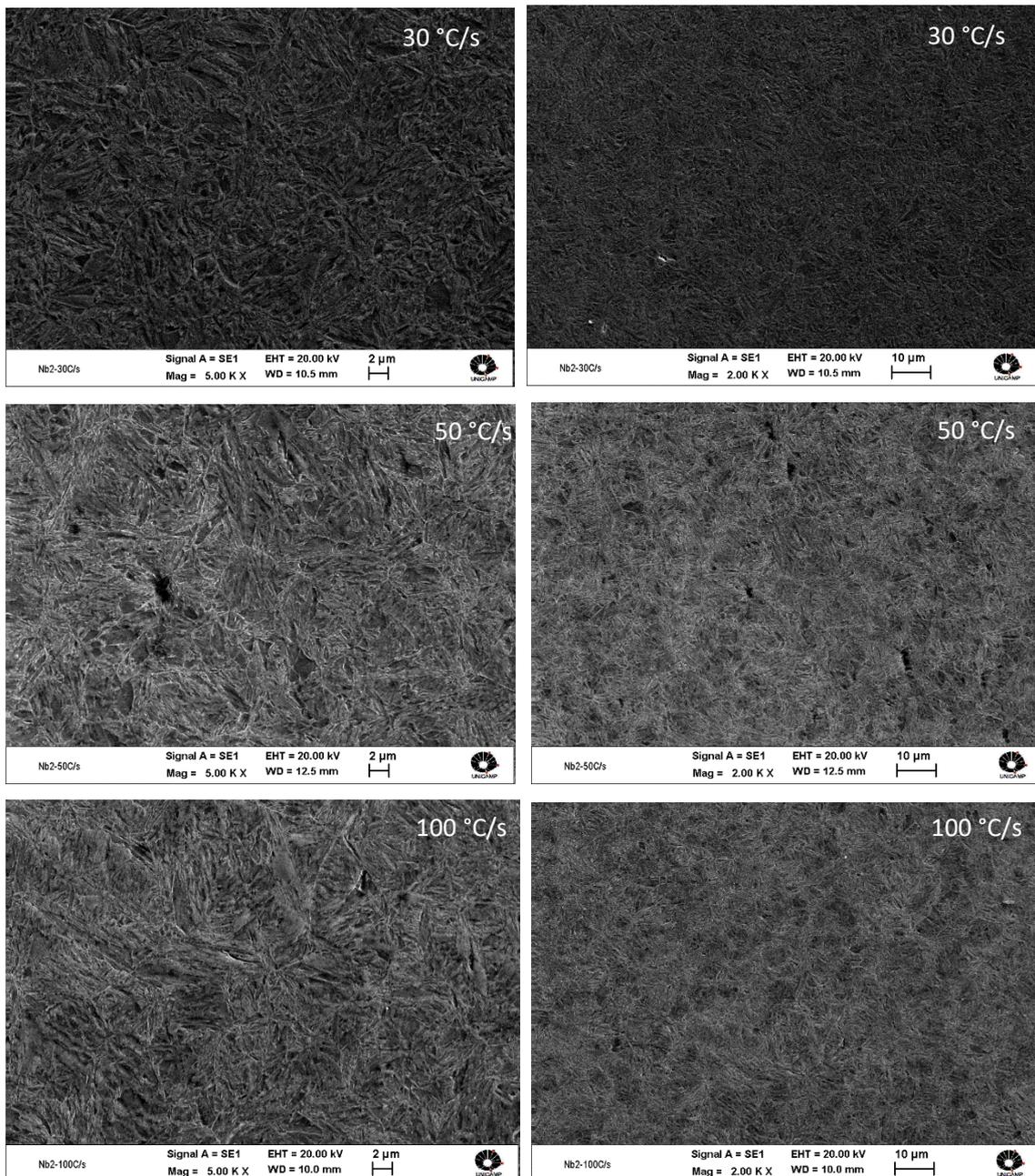


Figura 4.80: Microestrutura em MEV do aço Nb2, ataque com nital 2% para taxas de resfriamento de 30, 50 e 100 °C/s (Martensita).

Com auxílio dos resultados da dilatométrica mostrados nas figuras 4.70 e 4.71, foi possível montar a tabela 4.15 com as temperaturas críticas para cada taxa de resfriamento. Pelas micrografias notamos que a formação de bainita começa com taxa de resfriamento de 0,05 °C/s e termina na taxa de 5 °C/s, evidenciando a maior temperabilidade do aço Nb2 comparado ao Nb1, onde a bainita começa com taxa de 2 °C/s e termina em 10 °C/s.

Tabela 4.15: Temperaturas críticas do aço Nb2.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	M <sub>I</sub> (°C)	Ar <sub>3</sub> (°C)	Ar <sub>1</sub> (°C)
0,05	-	686	625
0,3	-	629	570 431
0,5	-	596	409
1	210	509	359
2	209	490	358
3	209	-	-
5	208	-	-
10	213	-	-
20	222	-	-
30	218	-	-
50	250	-	-
100	254	-	-

A tabela 4.16 mostra que, em relação ao aço Nb1, o aumento da adição de nióbio reduziu a temperatura de início da ferrita ( $T_{Fi}$ ) e de final de transformação da perlita ( $T_{Pf}$ ) do aço Nb2, exemplo para taxa de resfriamento de 0,05 °C/s. Outra possibilidade é que a adição de silício no aço Nb1, pode ter aumentado a temperatura Ac1 por efeito termodinâmico, ou mais provavelmente, a interação dos dois efeitos.

Tabela 4.16: Redução das temperaturas de início das fases difusionais.

Material	Taxa Resfriamento (°C/s)	T <sub>Fi</sub> (°C)	T <sub>Pf</sub> (°C)	Redução
Nb1	0,05	700	673	T <sub>Fi</sub> = 14 °C
Nb2		686	625	T <sub>Pf</sub> = 48 °C

O nióbio quando está em solução sólida, reduz a temperatura de início da ferrita e final de transformação da perlita, reduzindo o espaçamento interlamelar da perlita e o tamanho de grão austenítico. Este atraso na transformação da perlita, apontado na tabela 4.16, reduziu o espaçamento lamelar da perlita no aço Nb2 em relação ao Nb1 (SILVA, 2006).

Com objetivo de se comparar os resultados obtidos na dilatométrica com a literatura, a temperatura de início de formação da martensita foi calculada segundo critério estudado por Resende (RESENDE, 2020) com materiais utilizados na fabricação de rodas ferroviárias. O valor real obtido coincide com o do aço 7NbMo de composição química próxima ao aço Nb2.

Tabela 4.17: Composição química dos aços 7NbMo e Nb2.

Aço	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	V
<b>Nb2</b>	0,72	0,31	0,78	0,02	0,008	0,21	0,02	-
<b>7NbMo</b>	0,71	0,43	0,84	0,017	0,008	0,203	0,02	-

Tabela 4.18: Temperatura estimada para início da martensita ( $M_I$ ), relacionada apenas com o C, Mn e Si e a temperatura real  $M_I$  com resfriamento a 20 °C/s (RESENDE, 2020).

Aço	Critério				Real (°C)
	Trzaska (°C)	Capdevila (°C)	Kunitake (°C)	Média (°C)	
7C	213	238	226	226	221
7NbMo	221	244	236	234	210
7V	231	250	246	242	214
<b>Nb2*</b>	<b>221</b>	<b>245</b>	<b>235</b>	<b>234</b>	<b>222</b>

\* Material desta tese

$M_I = 491 - 302,6 C - 30,6 Mn - 14,5 Si$  (Capdevila)

$M_I = 560 - 407,3 C - 37,8 Mn - 7,3 Si$  (Kunitake)

$M_I = 541 - 401 C - 36 Mn - 10,5 Si$  (Trzaska)

Média = (Ms (Capdevila) + Ms (Trzaska) + Ms (Kunitake)) / 3

Adições de vanádio, molibdênio e nióbio diminuem a temperatura inicial de formação da martensita ( $M_I$ ), bem como, as adições de carbono, manganês e silício. (RESENDE, 2020). Conforme a tabela 4.18, a temperatura de início de formação da martensita que mais se aproximou da real obtida no diagrama CCT, foi o critério de Trzaska para os aços com microligantes (7NbMo, 7V e Nb2). Para o aço classe C o critério de Kunitake foi que mais se aproximou do valor real. Observando as fórmulas para cada critério, observamos que Trzaska atribui peso intermediário para o silício, comparando com os outros dois critérios, talvez este seja o motivo para maior aproximação ao valor real dos aços microligados. O critério de Kunitake é o que atribui menor peso ao silício, logo, como aço 7C não tem adição de liga e o silício tem uma influência baixa neste aço, este foi o motivo para melhor aproximação do resultado real. Todas as fórmulas adotadas nestes critérios são empíricas, porém servem para balizar os valores reais encontrados.

A tabela 4.19 mostra os valores de microdureza obtidos conforme as taxas de resfriamento e as microestruturas das amostras do aço Nb2.

Tabela 4.19: Microdureza Vickers do aço Nb2.

Taxa de Resfriamento (°C/s)	Microdureza (HV)	Desvio Padrão	Microestrutura
0,05	284	21	Perlita + Ferrita
0,3	339	7	Perlita + Ferrita
0,5	360	12	Perlita + Bainita
1	468	84	Bainita + Martensita
2	592	81	Bainita + Martensita
3	714	23	Bainita + Martensita
5	807	20	Bainita + Martensita
10	816	22	Martensita
20	818	28	Martensita
30	826	16	Martensita
50	849	45	Martensita
100	869	33	Martensita

Apesar da dispersão de dureza ser pequena para as taxas de resfriamento de 3°C/s e 5 °C/s, similares as dispersões de dureza com apenas uma fase, as análises em MEV evidenciaram a existência de bainita e martensita. A tabela 4.19 mostra que o aço Nb2 tem formação de bainita à partir da taxa de resfriamento de 0,5 °C/s, inferior ao material Nb1 que apontou o início de formação de bainita para taxa de resfriamento de 2 °C/s. A formação de bainita com taxas mais baixas no aço Nb2, mostra o benefício das mudanças nas adições na do nióbio, molibdênio e silício neste material em relação ao aço Nb1.

A figura 4.81 mostra a curva CCT do material Nb2 construída pela interpretação das curvas dilatométricas, análise de microestrutura e microdureza.

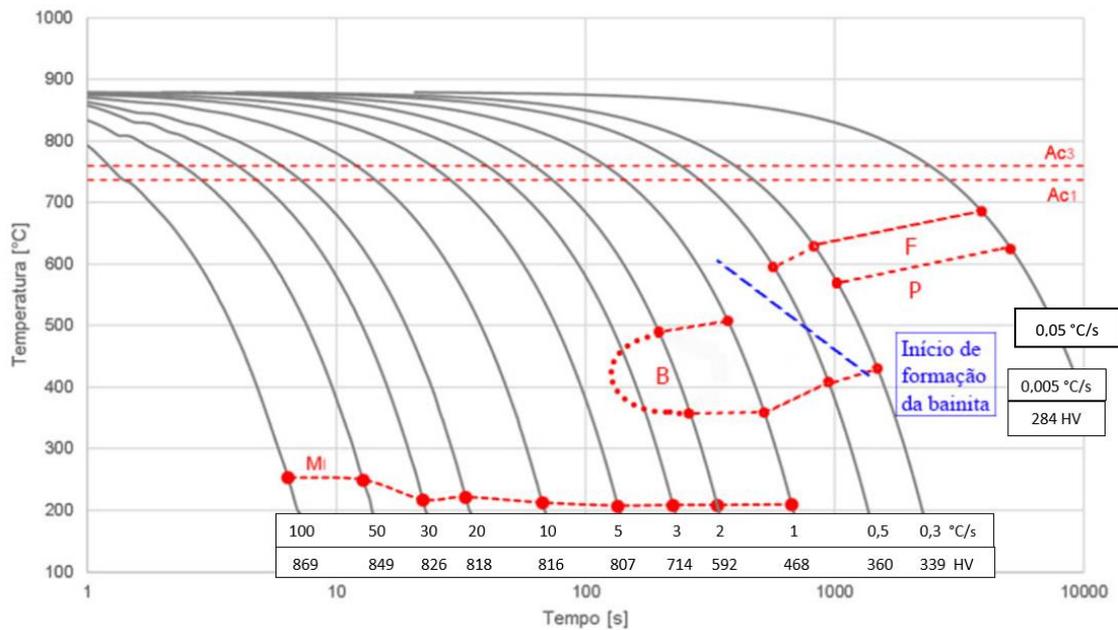


Figura 4.81: Curva CCT do aço Nb2 com 0,72 %C, adição de 0,31 % Si, 0,21 % Mo e 0,02 % Nb.

A curva CCT do aço Nb2, mostra que a partir de 0,5 °C/s tem início a formação de bainita, que se prolonga até a taxa de 5 °C/s. A formação de bainita com taxas tão baixas de resfriamento, tem como justificativa a redução do tamanho de grão austenítico pelo aumento da adição de nióbio e molibdênio, que são fortes formadores de carbonetos. O nióbio também atrasa a formação da perlita e seu espaçamento interlamelar, que pode ser comprovado pelas micrografias com taxa de resfriamento de 0,05 e 0,3 °C/s. A redução do silício também foi fundamental para atingir os resultados da curva CCT, formando bainita com baixas taxas de resfriamento.

#### 4.3.7 Taxas de Resfriamento

Conforme item 3.9 do capítulo 3 as taxas de resfriamento na roda P 1628, contemplada nesta pesquisa, foram medidas com termopar durante a têmpera com água na pista de rolamento da roda bruta com profundidades de: 5,10 e 15 mm. Os gráficos obtidos e as taxas de resfriamento do aço Nb2 para cada profundidade são apresentados nas figuras 4.82 a 4.84.

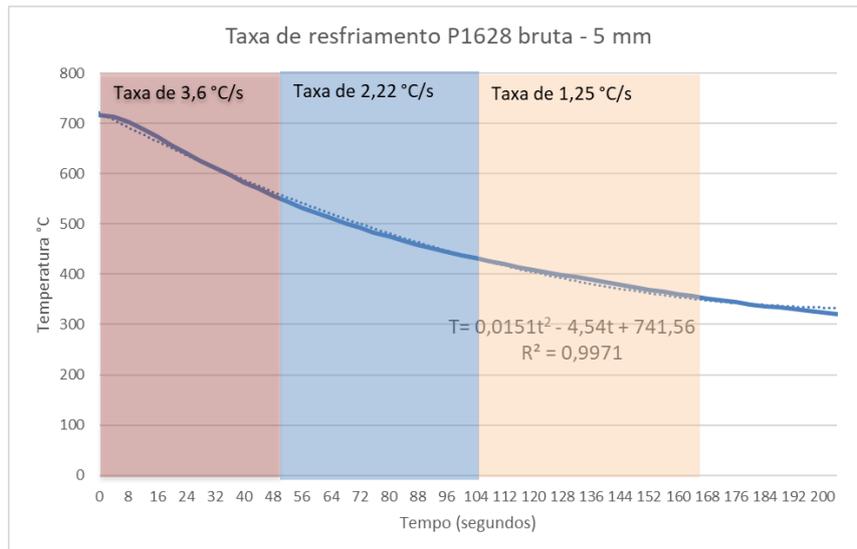


Figura 4.82: Gráfico de resfriamento na têmpera à 5 mm da superfície da pista, correspondente à superfície da roda acabada.

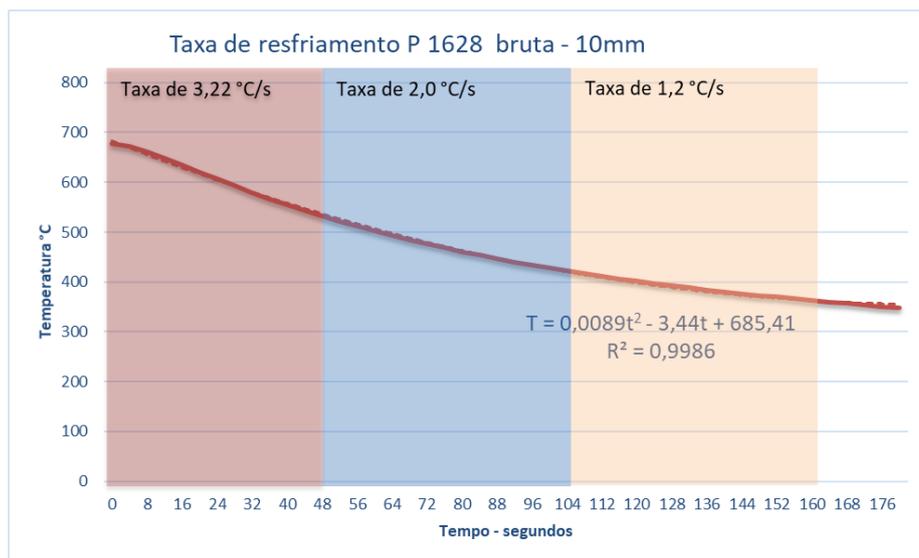


Figura 4.83: Gráfico de resfriamento na têmpera à 10 mm da superfície da pista, correspondente à 5 mm da pista da roda acabada.

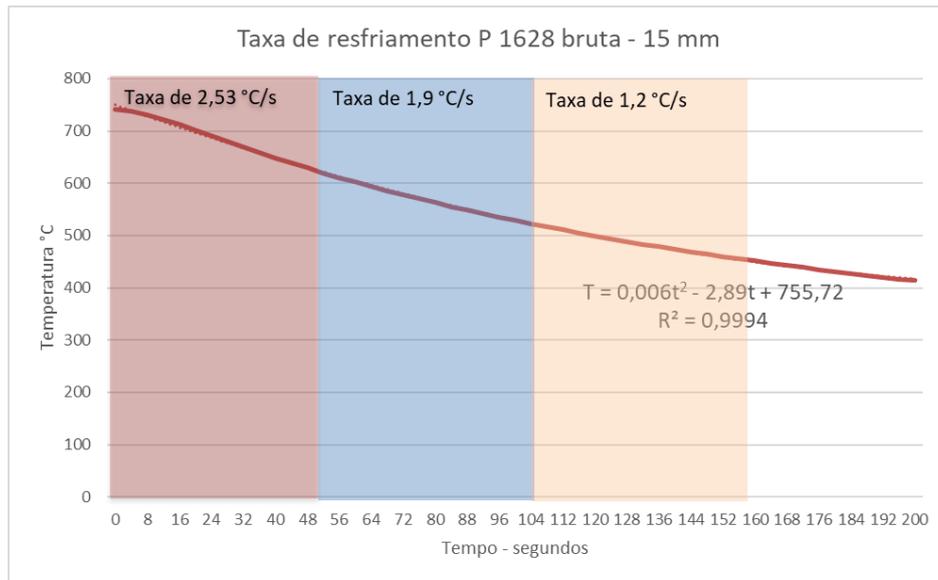


Figura 4.84: Gráfico de resfriamento na temperatura à 15 mm da superfície da pista, correspondente à 10 mm da pista da roda acabada.

As microestruturas encontradas no diagrama CCT do aço Nb2 estão compatíveis com as taxas de resfriamento levantadas nas rodas durante a têmpera. Considerando a roda acabada (sem 5 mm de sobremetal), a taxa de resfriamento na superfície da pista é de 3,6 °C/s - 1,25 °C/s e à 10 mm da pista é de 2,53 °C/s - 1,2 °C/s. Comparando estas taxas com o diagrama CCT, notamos que elas estão dentro da faixa de formação da bainita (0,5 °C/s – 5 °C/s), sendo portanto compatível com a microestrutura encontrada na roda.

#### 4.4 Comparação entre os aços microligados (classe D) com o não microligado (classe C)

Observa-se na figura 4.85 que o aço Nb2 apresentou menor tamanho de grão que os aços Nb1 e C. Os maiores teores de molibdênio e nióbio do aço Nb2 em relação ao Nb1, contribuíram para redução do tamanho de grão austenítico. A solubilidade do nióbio na austenita para os aços Nb1 e Nb2 é de 0,013%, considerando carbono de 0,72% e temperatura de 1200 °C do forno rotativo antes do forjamento (item 3.3) (NORDBERG, 1968). Neste caso, o nióbio fica em solução sólida e também precipita carboneto em contorno de grão, o qual restringe seu crescimento durante a recristalização no forjamento e na laminação. A adição de quantidade maior de nióbio e molibdênio no aço Nb2, com redução do silício, garante uma restrição maior ao crescimento de grão, em comparação com o aço Nb1, refinando ainda mais a microestrutura. O aço classe C, por não ter adição

destes elementos, apresentou um maior tamanho de grão austenítico que os aços Nb1 e Nb2.

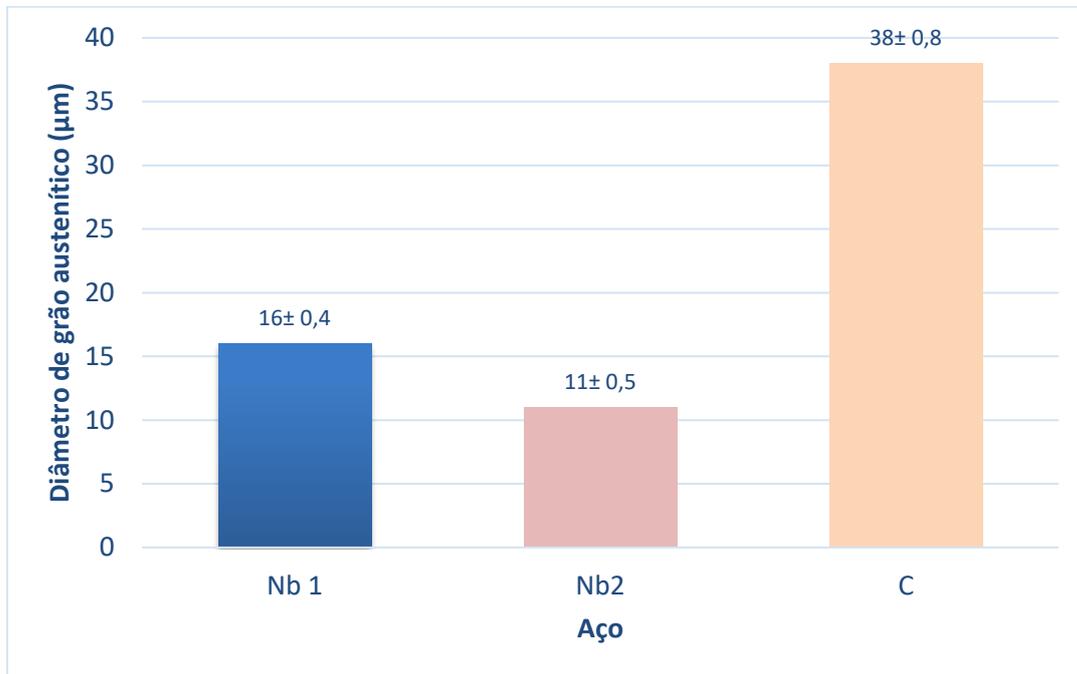


Figura 4.85: Tamanho de grão austenítico dos aços C, Nb1 e Nb2, segundo ASTM E – 112.

A figura 4.86 mostra os resultados dos ensaios de tração à temperatura ambiente dos 3 aços estudados. O aço Nb1 apresentou valores de resistência mecânica e escoamento maiores que o aço Nb2 devido a adição maior de silício, porém o aço Nb1 não atendeu o alongamento mínimo exigido pela norma AAR para material classe D. O silício aumenta a resistência mecânica e a dureza por solução sólida, porém reduz a tenacidade e a solubilidade do nióbio na austenita, prejudicando o efeito da redução do tamanho de grão austenítico. Se compararmos o aço Nb2 com o aço classe C convencional da AAR, percebemos que o ganho em algumas propriedades é muito expressivo, como por exemplo: aumento do limite de escoamento em 14%, redução de área em 18% e alongamento em 15%. Os microligantes adicionados nos aços Nb1 e Nb2, comparados com o aço C, mostram seus efeitos na melhora das propriedades mecânicas pela redução do tamanho de grão austenítico devido, principalmente a precipitação de carbonetos em contorno de grão. A maior resistência mecânica do aço Nb1 é devido a adição maior de silício que aumentou a resistência mecânica e a dureza por solução sólida.

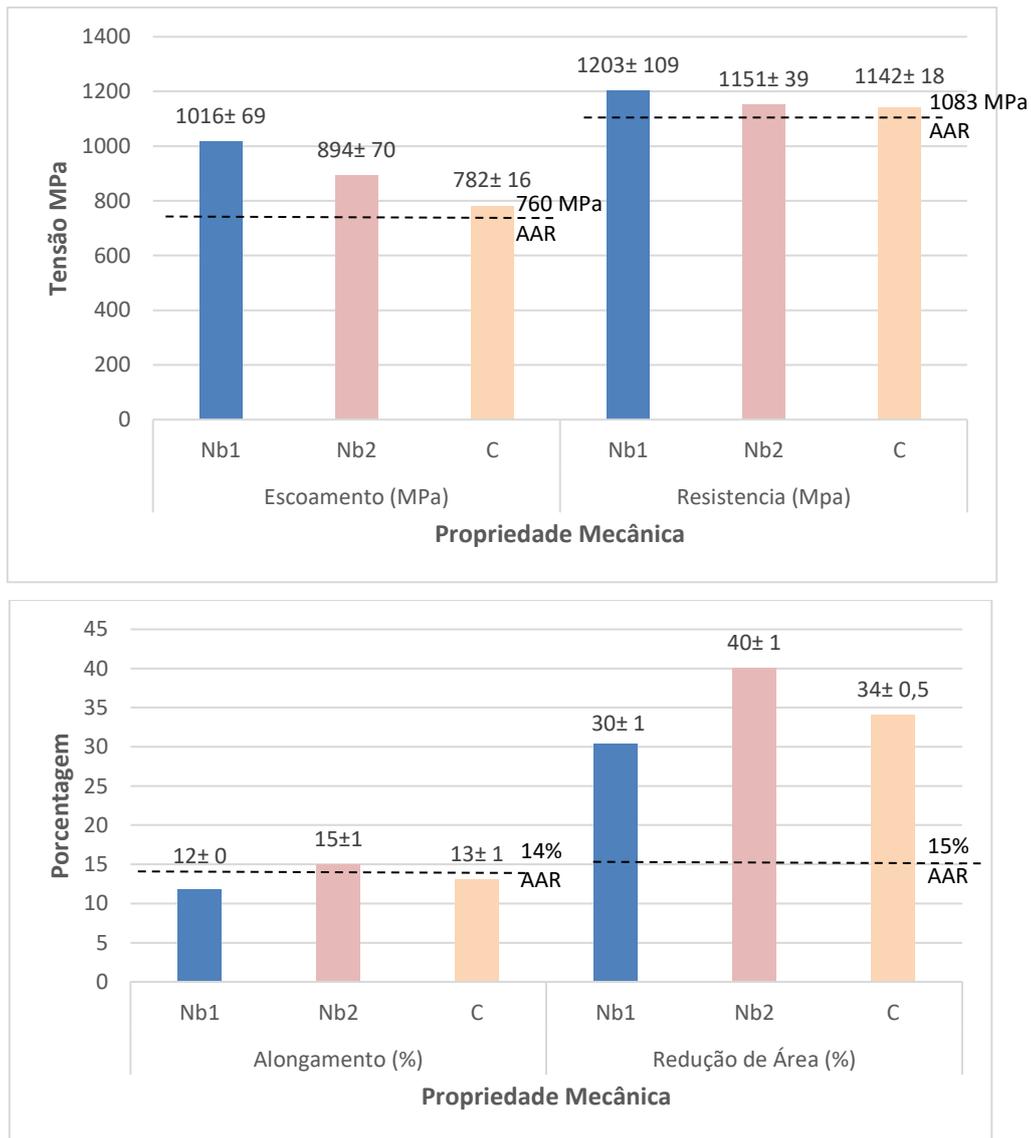


Figura 4.86: Propriedades do ensaio de tração à temperatura ambiente dos aços C, Nb1 e Nb2, segundo AAR M107/208 e ASTM A – 370-12.

#### 4.4.1 Dureza Brinell

A figura 4.87 mostra a comparação de dureza na primeira linha dos mapas dos aços pesquisados. A dureza do aço Nb2 é maior que o Nb1 e o aço classe C nos pontos 2,3 e 4 (parte central da pista de rolamento, onde o contato roda trilho é mais intenso) graças a redução do espaçamento interlamelar da perlita provocado pelo nióbio e molibdênio, evidenciado na tabela 4.16 com a redução das temperaturas de início de transformação da ferrita e final de transformação da perlita. No ponto 5, o aço Nb1 teve uma dureza maior, acima do permitido para classe D, porém esta região de transição entre

o friso e a pista sofre com a turbulência da água, fator que pode ter contribuído para isto. Novamente o aço Nb2 atendeu todos os requisitos de dureza para rodas AAR classe D.

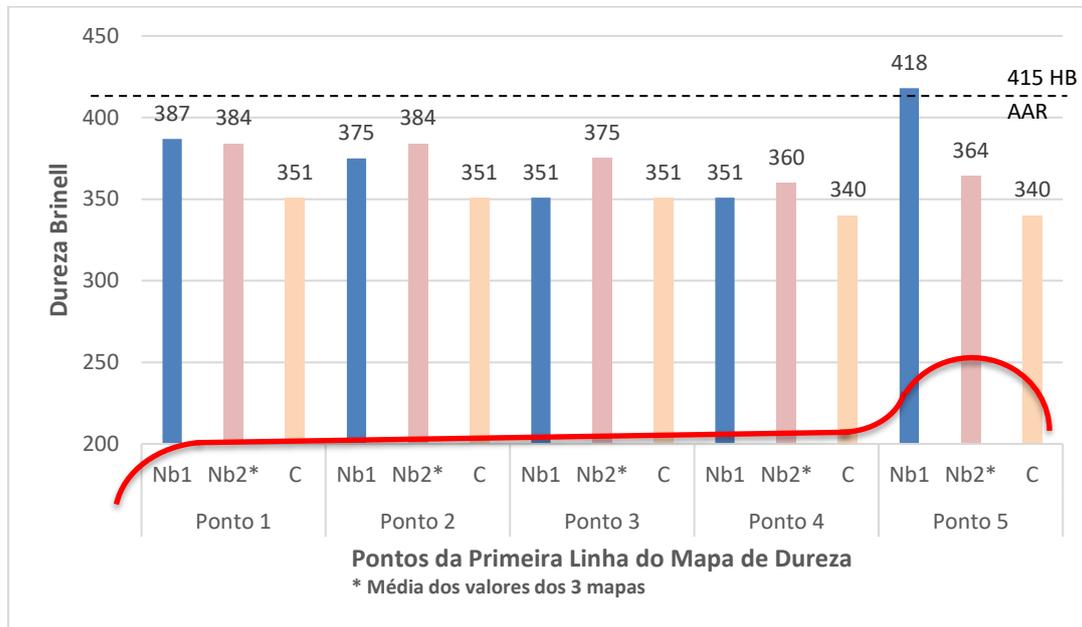


Figura 4.87: Dureza Brinell dos aços C, Nb1 e Nb2, conforme AAR M107/208.

#### 4.5 Estudo da fragilização

Após austenitização a 860 °C e têmpera em água por 4 minutos, os corpos de prova foram revenidos a temperaturas de 200 a 550 °C seguindo-se os ensaios de Charpy. Os aços Nb1 e Nb2 apresentaram fragilização entre 280 e 380 °C, e no aço classe C não foi observado a FMR, pois este aço tem apenas microestrutura perlítica. Durante a pesquisa não foi encontrado motivo evidente que pudesse justificar a fragilização ao revenido nos materiais Nb1 e Nb2. A explicação mais provável é que tenha ocorrido por causa da bainita presente na microestrutura do corpo de prova fragilizado à 300 °C, evidenciado pela microscopia em MET, a qual também é sensível ao fenômeno da fragilização ao revenido, que pode ser atribuído à precipitação da cementita formada pela decomposição da austenita retida em finas camadas nos contornos de grão da bainita, ou entre ilhas de martensita e austenita retida, durante a permanência na temperatura de revenimento (HU, 1991). Bainita junto com predomínio de perlita foi notada nos corpos de prova revenidos à 500 °C, que não apresentaram fragilização. Neste caso a perlita junto com a bainita pode ter conferido maior tenacidade a microestrutura, evitando a fragilização. Outra possibilidade seria segregação de fósforo no contorno de grão

austenítico, pois a concentração de 0,02% P nos aços Nb1 e Nb2 é a mesma que causou FMR em aços carbono pesquisados por Ebrahim (EBRAHIM, 1984) e Viswanathan (VISWANATHAN, 1975), porém esta evidência não foi comprovada na microscopia de transmissão. No aço classe C a microestrutura é perlítica, logo, este tipo de fenômeno não ocorre.

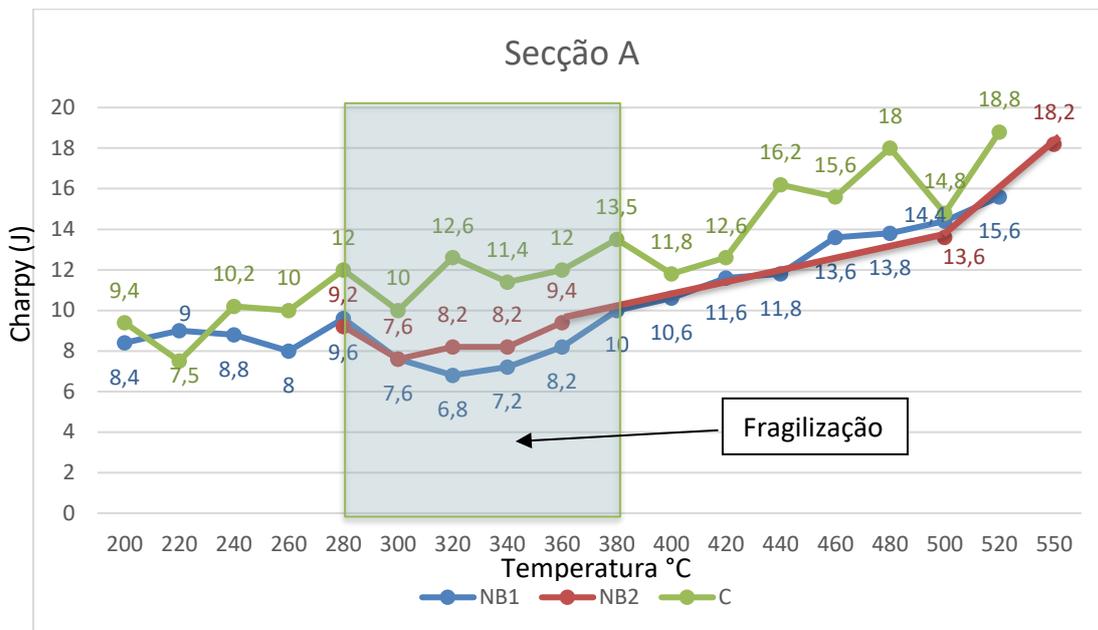


Figura 4.88: Resultado de Charpy na secção A em função da temperatura de revenimento para os aços Nb1, Nb2 e C.

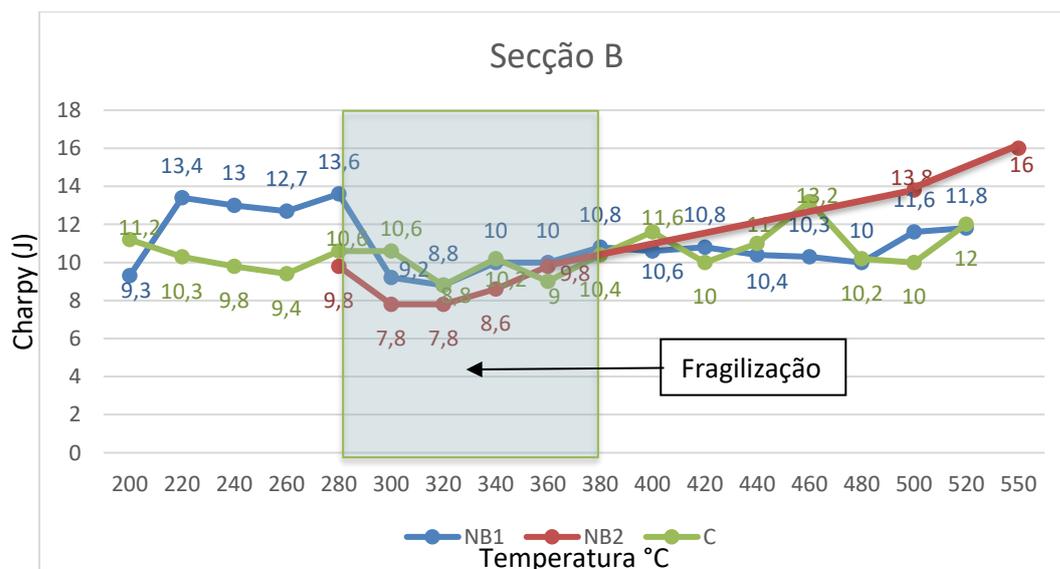


Figura 4.89: Resultado do ensaio Charpy na secção B em função da temperatura de revenimento para os aços Nb1, Nb2 e C.

O fluxograma da figura 4.90 mostra um resumo dos resultados desta pesquisa, comparando os três aços estudados.

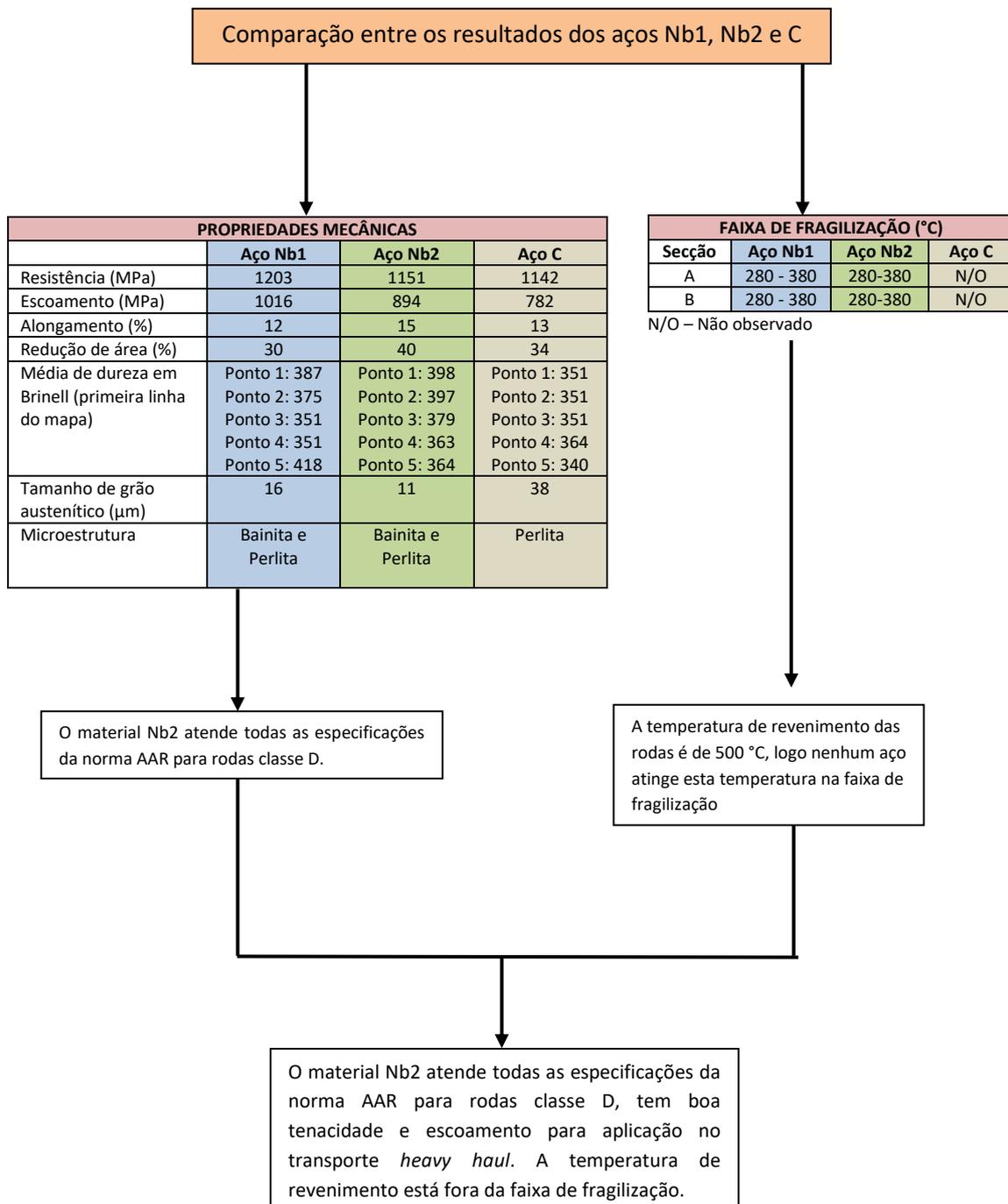


Figura 4.90: Fluxograma dos resultados e conclusões envolvendo os aços C, Nb1 e Nb2.

O aumento da adição de nióbio, molibdênio e a redução do silício no aço Nb2 foram os responsáveis pela redução do tamanho de grão austenítico, que teve como consequência aumento da tensão de escoamento e do alongamento, fazendo com que este

aço atendesse todos os requisitos do classe D da AAR. As taxas de resfriamento levantadas no processo de têmpera das rodas, mostram variação de 3,6 °C/s (na superfície da pista de rolamento) a 1,2 °C/s à 10 mm de profundidade da pista. Analisando as curvas CCT no material Nb1 e Nb2, notamos que as microestruturas esperadas para estas taxas de resfriamento para os aços Nb1 e Nb2 seria bainita e martensita para taxa mais alta, até perlita com bainita para taxa mais baixa. As microestruturas encontradas nas rodas e nos corpos de prova de dilatométrica, estão em conformidade com as curvas CCT, porém para o material Nb1 a perlita esta presente na microestrutura até a taxa de 2 °C/s e no Nb2 até 0,5 °C/s. Este fato comprova o aumento da temperabilidade do material Nb2, comparado ao Nb1, devido ao aumento da adição de molibdênio e nióbio, com redução do silício. O insucesso do material Nb1 teve como causa principal a adição excessiva de silício, que além de reduzir a tenacidade, prejudicou a ação do nióbio na redução do tamanho de grão austenítico pelo efeito da diminuição de sua solubilidade na austenita.

Um aço microligado ao nióbio similar ao aço Nb2, foi produzido pela MWL Brasil, e utilizado em tese de doutorado na UNESP de Guaratinguetá (OLIVEIRA, 2013) para avaliar a resistência à fadiga comparando com o aço classe C forjado e fundido. Na figura 4.91 observa-se que o aço microligado com nióbio obteve a maior resistência à fadiga que o aço tipo C, evidenciado na curva S-N dos materiais. Como colocado anteriormente, a fadiga é a maior causa de defeito em rodas ferroviárias, logo um aço com alta resistência à fadiga é de extrema importância para aplicação em rodas ferroviárias. Na tabela 4.20 observa-se a composição química dos aços usados por Oliveira (OLIVEIRA, 2013) e o aço Nb2 utilizado neste trabalho.

Tabela 4.20: Composição química dos aços usados por Oliveira (OLIVEIRA, 2013) e o deste trabalho (Nb2).

	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%Nb	%Mo	%Al	%Cu
<b>C Forjado</b>	0,71	0,81	0,016	0,013	0,27	0,18	-	-	0,009	0,12
<b>C Fundido</b>	0,72	0,73	0,02	0,012	0,55	0,04	-	-	0,009	0,02
<b>Forjado Microligado</b>	0,75	0,79	0,01	0,02	0,315	0,25	0,009	0,129	0,017	0,07
<b>Aço Nb2</b>	0,72	0,78	0,02	0,008	0,31	0,38	0,02	0,21	0,014	0,23

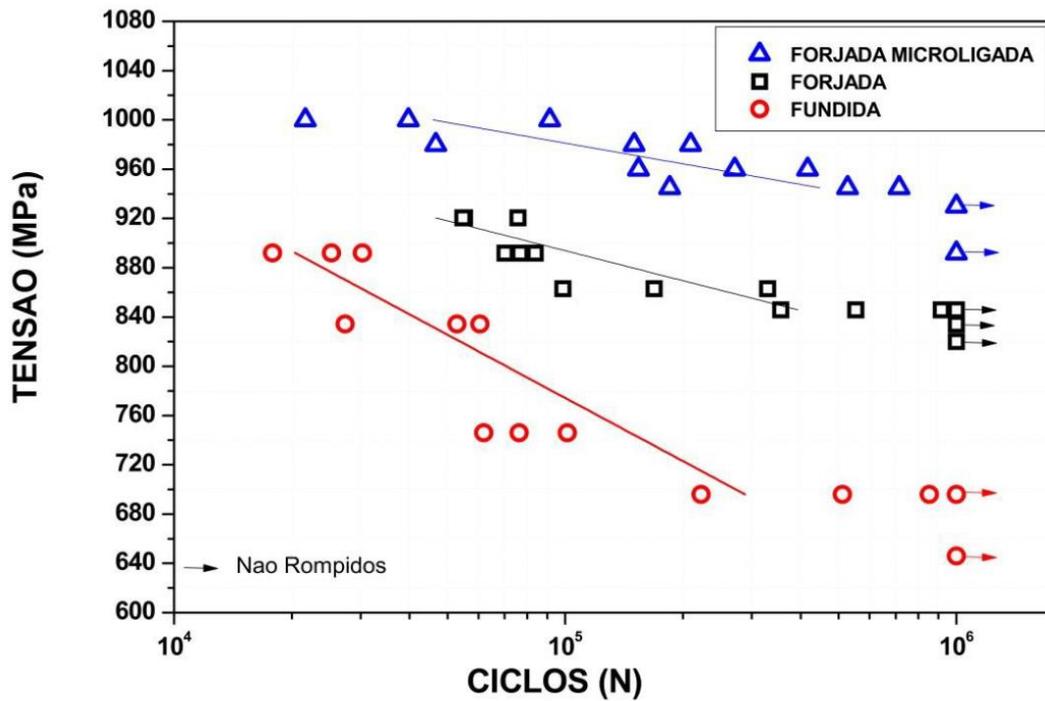


Figura 4.91: Comportamento em fadiga para aços de rodas ferroviárias estudados por Oliveira (OLIVEIRA, 2013).

Segundo Oliveira (OLIVEIRA, 2013) a superioridade do aço microligado se deve à redução do tamanho de grão austenítico, o que dificulta a propagação da trinca. A tabela 4.21 mostra os valores obtidos para tensão em vida infinita para cada uma das rodas pesquisadas (OLIVEIRA, 2013).

Tabela 4.21: Tensão para vida infinita (OLIVEIRA, 2013)

Tipo de Roda	Tensão para Vida Infinita (MPa)
Fundida – Classe C	646
Forjada – Classe C	834
Forjada - Microligada com Nb	930

## 5 CONCLUSÃO

A pesquisa mostrou todas as etapas de desenvolvimento do aço microligado AAR classe D para aplicação em rodas ferroviárias para o mercado *heavy haul*. O aço Nb2, que atendeu todas as especificações da AAR classe D, é inovador tanto na composição química (com adição de nióbio e molibdênio), quanto na microestrutura com predomínio de perlita e bainita na região de maior desgaste da roda, obtida por resfriamento contínuo durante a têmpera. A pesquisa mostrou que a adição excessiva de silício no aço Nb1 com o objetivo de aumentar a resistência mecânica e a dureza, acabou prejudicando a ação do nióbio, levando o material à reprovação para classe D da AAR. No aço Nb2, o aumento na adição de molibdênio e nióbio com a redução na adição de silício pela metade, fez com que o nióbio fosse mais eficaz na redução de grão austenítico, possibilitando aliar alta dureza junto com a tenacidade exigida para o material.

Este trabalho desenvolveu uma liga com microestrutura composta de perlita e bainita, esta última sensível ao fenômeno da fragilização ao revenido, obtida por resfriamento contínuo. Normalmente as pesquisas com microestrutura bainítica em rodas ferroviárias são obtidas com tratamento isotérmico, de alto custo, tornando o produto inviável economicamente. O fenômeno da fragilização da martensita revenida e da bainita foram estudados com ensaios de Charpy em corpos de prova extraídos do aro da roda, os quais determinaram a faixa de temperatura de fragilização da martensita revenida e da bainita, propiciando segurança ao processo de tratamento térmico de modo a evitar esta faixa de temperatura para o revenimento das rodas.

As análises de microestrutura realizadas em MEV e MET comprovaram a microestrutura composta de perlita e bainita. As curvas CCT levantadas para os aços Nb1 e Nb2, junto com as micrografias e microdureza, comprovaram a correlação entre as taxas de resfriamento do produto na linha de produção e as microestruturas encontradas nas rodas. A comparação dos aços Nb1 e Nb2 com o aço classe C (sem microligantes), comprovou a superioridade dos aços desenvolvidos neste trabalho quanto a temperabilidade, dureza e propriedades mecânicas. O aço Nb2 atendeu também o objetivo final da microestrutura composta de bainita e perlita no aro da roda acabada.

O aço Nb2 está pronto para ser fabricado e aplicado nas ferrovias *heavy haul*, pois todas as etapas de fabricação foram contempladas nesta tese.

## **6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS**

Para complementar o trabalho desenvolvido nesta tese e comprovar a eficiência do material Nb2 face aos seus concorrentes, seria conveniente realizar testes de desgaste, disco contra disco, comparando o Nb2 com seus concorrentes forjados e fundidos que usam vanádio como microligante.

## 7 TRABALHOS PUBLICADOS PELO AUTOR

### 7.1 Tese de mestrado

MINICUCCI, D. J. Avaliação de tensões por ultrassom no aro de rodas ferroviárias forjadas novas – Classe C – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

### 7.2 Trabalhos apresentados em congressos

AMORIM, G. A.; RESENDE, A. B.; MINICUCCI, D.J.; et al. Efeito da adição de vanádio no desgaste por rolamento com deslizamento em rodas ferroviárias, 9º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Joinville, 2017.

FREITAS, I. M.; MINICUCCI, D. J.; VIEIRA, E. A. Comparative study of the mechanical properties of railway wheels connected micro allot cast and forged. International Wheelset Congress, Chengdu, 2016.

MINICUCCI, D. J. New ultrasonic machine of MWL Brasil. Rail Wheels Mechanical Congress, Chicago, 1999.

MINICUCCI, D. J. New machines for wheels inspection line. Brakes and Wheel Congress, Paris, 2000.

MINICUCCI, D. J.; SANTOS, A. A.; ANDRINO, M. H. Stress evaluation on forged wheels by ultrasonic testing. International Wheelset Congress, Orlando, 2003.

MINICUCCI, D. J.; VILLAS BOAS, R. L. The noise ring developed for New York City Transit wheels. Brakes and Wheel Congress, Paris, 2004.

MINICUCCI, D. J.; VILLAS BOAS, R. L. Stress evaluation on railroad wheels. International Heavy Haul Congress, Rio de Janeiro, 2005.

MINICUCCI, D. J.; SANTOS, A. A.; ANDRINO, M. H. Avaliação de tensões por Ultrassom em Rodas Forjadas Classe C. Congresso de Ensaio Não Destrutivos, CONAEND, São Paulo, 2004.

MINICUCCI, D. J. The noise ring development for New York City Transit. ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition (IMECE, 2006-13090), Chicago, 2006.

MINICUCCI, D. J.; MILAGRES, M. G. R.; VILLAS BOAS, R. L. Ensaio de tenacidade à fratura em rodas ferroviárias. Congresso SAE Brasil, v. 1, p. 2584, São Paulo, 2007.

MINICUCCI, D. J.; SANTOS, A. A.; ANDRINO, M. H. Determining the acoustoelastic constant to evaluate stress by ultrasonic test in railway wheels. SAE Technical Paper Series, v.36, p. 301, 2008.

MINICUCCI, D. J.; MILAGRES, M. G. R.; BOAS, R. L. V. Fracture toughness test in railroad wheels. International Wheelset Congress, Cape Town, 2010.

MINICUCCI, D. J. New generation of vacuum degassed equipment for railroad area. International Wheelset Congress, Cape Town, 2010.

MINICUCCI, D. J.; BOAS, R. L. V.; OLIVEIRA, L. G. Microalloy wheel with niobium for heavy haul application. International Wheelset Congress, Chengdu, 2016.

OLIVEIRA, L. G.; GUIMARÃES, V. A.; MINICUCCI, D. J. Comparison behavior between forged and cast wheel. International Wheelset Congress, Kiev, 2013.

RESENDE, 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, v. 391, p. 66-73, Switzerland, 2019.

SANTOS E. F.; MINICUCCI, D. J.; BARBOSA, R. S.; PADOVESE, L. Inspection forged railway wheels with non-destructive testing magnetic Barkhausen noise to evaluate residual stress of manufacturing. International Wheelset Congress, Chengdu, 2016.

### 7.3 Artigos em Periódicos Indexados

MINICUCCI, D. J.; SANTOS, A. A.; ANDRINO, M. H.; SANTOS, F. C. Stress evaluation of railroad forged wheels by ultrasonic testing. ASME Journal of Testing and Evaluation, v.35, p.66-74, 2007.

MINICUCCI, D. J.; FONSECA, S. T.; BOAS, R. L. V.; GOLDENSTEIN, H; MEI, P. R. Development of niobium microalloyed steel for railway wheel with pearlitic bainitic microstructure. Materials Research, v. 22, n. 6, 2019.

### 7.4 Livros

BRANCO, J. E. C.; FERREIRA, R.; et al. “Tratado de Estradas de Ferro – Volume I” (MINICUCCI, D. J. **Autor do capítulo 4 “Material Rodante”**). Rio de Janeiro: Reflexus Estúdio de Produção Gráfica, 2000, 437p.

BRANCO, J. E. C.; FERREIRA, R.; et al. “Tratado de Estradas de Ferra – Volume II” (MINICUCCI, D. J. **Autor do capítulo 3 “Integridade de Rodas e Eixos”**). Rio de Janeiro: Reflexus Estúdio de Produção Gráfica, 2002, 534p.

MINICUCCI, D. J. “Rodas e Eixos Ferroviários – Conceitos Básicos”. Caçapava: MWL Brasil Rodas & Eixos Ltda, 2011, 146p.

## 7.5 Apostilas

MINICUCCI, D. J. “Rodas e Eixos Ferroviários.” 2019, 316p.

<https://drive.google.com/file/d/1epnv7stGUICbU56MtlQ5Wxwv6O8PjDVq/view?ts=5d945c8c>

(Acesso em 14/05/2020)

MINICUCCI, D. J. “Metalurgia Ferroviária – IME (Instituto Militar de Engenharia)” 2020, 271p.

<https://drive.google.com/file/d/1MBjm7QoOxrfBpfNglhxl--HSVMi0HZqH/view?usp=sharing>

(Acesso em 10/7/20)

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AAR – Association of American Railroads – Manual of Standards and Recommended Practices Section G – Wheels and Axles, M-107/M208, 2016.

ALVAREZ, S. W.; PICKERING, E. J.; BHADSHIA, H. K. D. H. Degradation of nanostructured bainitic steel under rolling contact fatigue. *Materials & Science Engineering A*, v.617, p. 156-164, 2014.

ANTF – Agência Nacional dos Transportadores Ferroviários – Informações do Setor, <http://www.antf.org.br/images/2015/informacoes-do-setor/numeros/balanco-do-transporte-ferroviario-de-2014-v130815.pdf>, (Acessado em 20/3/2020).

ANTF – Agência Nacional dos Transportadores Ferroviários – Matrizes de transporte de carga, <https://www.antf.org.br/informacoes-gerais/>, (Acessado em 20/3/2020).

BAKSHI, S. D.; SHIPWAY, P. H.; BHADSHIA, H. K. D. H. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. *International Journal on the Science and Technology of Friction Lubrication and Wear*, v. 308, p. 46-53, 2013.

BAUMANN, G; FECHT, H. J.; LIEBELT, S. Formation of white etching layers on rail treads. *Wear*, v. 191, p. 133- 40, 1996.

BHADSHIA, H. K. D. H. Martensite and bainite in steels: transformation mechanism & mechanical properties. *Colloque C5 Supplément au Journal de Physique IV*, p. C5 (367) – C5 (376), Novembre 1997.

BHADSHIA, H. K. D. H. *Bainite in Steels - Transformation, Microstructures and Properties*. Second edition IOM Communications Limited, London 2001. 454 p.

BHADSHIA, H. K. D. H. High performance bainitic steels. *Materials Science Forum*, p 63-74, 2005. London.

BHADSHIA, H. K. D. H. *Bainite in Steels - Transformation, Microstructures and Properties*. Third edition IOM Communications Limited, London 2006. 586 p.

BHADSHIA, H. K. D. H. *Bainite in Steels – Theory and Practice*. Third edition IOM Communications Limited, London 2015. 589 p.

BRANCO, J. E. C.; FERREIRA, R. *Tratado de Estradas de Ferro – Material Rodante*, Primeira edição, Reflexus Estúdio de Produção gráfica, Rio de Janeiro, 2000, 438p.

CAPUS, J. M. Carbide precipitation, impurity elements, and the embrittlement of high-strength martensitic alloy steels. *Journal of the Iron Steel Institute*, v. 201, p. 53-54, 1963.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução*. Oitava edição Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro, 2012, 817p.

CLARKE, M. Wheel rolling contact fatigue and rim defects investigation to further knowledge of causes of RCF and to determine control measures. Rail Safety & Standard Board, London 2008.

CNT – Confederação Nacional dos Transportes - Extensão das linhas principais e ramais por concessionária segundo bitola 2017, <https://anuariodotransporte.cnt.org.br/2018/Ferrovuario/2-3-1-/Rede-vi%C3%A1ria>, (Acessado em 20/3/2020).

CNT – Confederação Nacional dos Transportes – Evolução da carga transportada desde a privatização, <http://www.cnt.org.br/imprensa/noticia/volume-cargas-transportadas-ferrovias-cresce-10-um-ano>, (Acessado em 20/3/2020).

COLPAERT, H.; SILVA, A. L. V. C. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. Quarta edição, Editora Blucher, São Paulo, 2008, 651p.

CUNHA, A. P. A. Efeitos da adição de molibdênio e nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas de aço 0,5 %C laminado a quente, 2009, 88p. Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

DEUCE, R. Wheel Tread Damage – Elementary Guide of Bombardier Transportation, United Kingdom, 2007, 38p.

DEVANATHAN, R; CLAYTON, P. Rolling-sliding wear behavior of three bainitic steels. International Journal on the Science and Technology of Friction Lubrication and Wear, v. 151, p. 255-167, 1991.

DIETER, E. G. Mechanical Metallurgy, 3ª edição, Editora McGraw-Hill, Estados Unidos, 1986, 740 p.

EBRAHIMI, F.Z.; KRAUSS, G. Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Medium-Carbon Steels. Acta metallurgy, v. 32, p. 1767-1777, 1984.

EBRAHIMI, F.Z.; KRAUSS, G. The evaluation of tempered martensite embrittlement in 4130 steel by instrumented Charpy V-Noth testing. Metallurgical Transactions A, v. 14A, p. 1109-1119, 1983.

ERTZ, M.; KNOTHE, K. A. Comparison of analytical and numerical methods for the calculation of temperatures in wheel rail contact, Wear, v. 253, p.498-508, 2002.

FISCHER, F. D.; WERNER, E.; YAN, W. Y. Thermal stress for frictional contact in wheel rail systems. Wear, v.211, p. 156-63, 1997.

FONSECA, S. T.; SINATORA, A.; RAMIREZ, A. J.; et al. Effects of Vanadium on the Continuous Cooling Transformation of 0,7 %C Steel for Railway Wheels. Defect & Diffusion Forum, v. 367, p. 60-67, 2016. Switzerland.

FONSECA, S. T. 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. Dissertação de Doutorado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2015, 191p.

GHIDINI, A.; DIENER, M.; SCHNEIDER, J. Wheels for freight cars – Development and applications for heavy haul service. First edition, La Cittadina, azienda grafica, Italy, 2010, 313p.

GORDON, J.; STONE, D. H. Development of a passenger wheel standard. ASME-International Mechanical Engineering Congress and Exposition, p. 105-111, 2005. Orlando.

GROSSMAN, M. A. Toughness and fracture of hardened steels. American Society for Metals and The Metallurgical Society of AIME, v. 167, p. 39-79, 1946.

HEMSWORTH, A.; ORJEKH, I. Development of 42 tons axle load heavy haul wheel. International Heavy Haul Congress, p. 617 - 626, Perth, 2015.

HORN, R. M.; RITCHIE, R. O. Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels. American Society for Metals and The Metallurgical Society of AIME, v.9A, p.1039-1052, 1978.

HU, G. L.; LIU, Z. T.; WANG, P.; et al. Mechanism of tempered bainite embrittlement in some structural steels. Materials Science and Engineering, v. A141, p. 221-227, 1991.

JANSTO, S. G. Micro niobium steelmaking alloy approach in 1080 wire rod. The Iron & Steel Technology Conference and Exposition, p. 84-91, 2014. Indianapolis.

JANSTO, S. G. Reheat furnace operational parameters affecting hot roll quality of microalloyed long products. Metal 2015, 2015, Brno.

KAPITO, A.; MOSTERT, R. J.; et al. Carbide free bainitic steels for rail wheel applications. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 655, 2019.

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. International Journal on the Science and Technology of Friction Lubrication and Wear, v.105, p. 199-222, 1985.

KATO, T.; KATO, H.; MAKINO, T. Effect of elevated temperature on shelling property of railway wheel steel. Wear Magazine, p 359-367, 2016.

KRAUSS, G. Principles of heat treatment of steel. Third edition, American Society for Metals, USA, 1985, 291p.

LESCANO, D. E.; SILVETTI, S. P. Study of microstructure and tempered martensite embrittlement in AISI 15B41 steel. Procedia Materials Science, v. 1, p. 134-140, 2011.

LEWIS, R.; OLOFSSON, U. Wheel-rail interface handbook. Woodhead Publishing Limited, Cambridge, 2009, 842p.

LIU, C.; HUANG, Y.; LIU, H.; JIANG, M. Effects and mechanisms of niobium on the fracture toughness of heavy rail steel. *Advanced Materials Research*, v.163– 167, p. 110-116, 2011.

MARCOMINI, J. B.; GOLDENSTEIN, H. Nova liga de Fe-C-Mn-Si-Cr para rolamentos: curvas de revenimento e fragilização da martensita revenida. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, v. 9, n. 4, p. 324-329, 2012.

MATERKOWSKI, J. P.; KRAUSS, G. Tempered Martensite Embrittlement in SAE 4340 Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*; v.10A – p.1979-1643, 1979.

MEI, P. R. Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono. *Dissertação de Doutorado - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1983, 317p.*

MINICUCCI, D. J. Avaliação de tensão por ultrassom no aro de rodas ferroviárias forjadas novas – classe C. *Dissertação de mestrado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.*

MINICUCCI, D. J. Rodas e eixos ferroviários conceitos básicos. *Apostila MWL Brasil, 2011, 145p.*

MODI, O. P.; DESHMUKH, N.; MONDAL, D. P.; et al. Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0,65% steel. *Materials Characterization*, v.46, p. 347-352, 2001.

MWL Brasil – Relatório Interno de Concorrentes, 15p., 2017

NARAYANASWAMY, B.; HODGSON, P.; BELADI, H. Comparisons of the two-body abrasive wear behavior or four different ferrous microstructures with similar hardness levels. *International Journal on the Science and Technology of Friction Lubrication and Wear*, v. 350-351, p. 155-165, 2016.

NORDBERG, H; ARONSSON, B. Solubility of niobium carbide in austenite. *Journal of the Iron and Steel Institute*, p. 1263-1266, December, 1968.

OLIVEIRA, L. G. Influência do processo de fabricação no comportamento mecânico de rodas ferroviárias. *Dissertação de Doutorado, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.*

PARK, S. G.; LEE, H. K.; et al. Effects of boundary characteristics on resistance to temper embrittlement and segregation behavior of Ni-Cr-Mo low alloy steel. *Materials Science & Engineering A*, p. 277-284, 2013.

PONTER, R. S. A; CHEN, H. F.; CIAVARELLA, M.; et al. Shakedown analyses for rolling and sliding contact problems. *International Journal of Solids and Structures*, v. 43, p. 4201 – 4219, 2006.

QIU, C.; COOKSON J.; MUTTON, P. The role of microstructure and its stability in performance of wheels in heavy haul service. *J. Mod. Transport, Australia*, p. 261-267, 2017.

RESENDE, A. B.; FONSECA, S. T.; FERNANDES, F. M.; et al. Wear behavior of bainitic and pearlitic microstructures from microalloyed railway wheels. *Wear*, 456-457, 2020.

RESENDE, A. B.; FERNANDES, F. M.; FONSECA, S. T.; et al. Effect of alloy elements in Time Temperature Transformation Diagrams of railway wheels. *Trans Tech Publications Ltd, Switzerland*, v. 400, p 11-20, 2020.

SANTOS, R. G. *Transformação de fases em materiais metálicos*. Editora Unicamp, Campinas, 2006, 432p.

SETTI, J. B. *Ferrovias no Brasil: um século e meio de evolução. Memória do trem*, Rio de Janeiro, 2010, 176 p.

SHARMA, S.; SANGAL, S.; MONDAL, K. Wear behavior of bainitic rail and wheel steels. *Materials Science and Technology*, v. 32:4, p. 266-274, 2016.

SILVA, A. L. V. C; MEI, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. Segunda edição, Editora Blücher, São Paulo, 2006, 643p.

SIMEFRE 80 ANOS. *Livro comemorativo dos 80 anos do Sindicato das Indústrias Metroferroviárias*, 2014, 110p.

SOLANO, A. W; PICKERING, E. J.; BHADSHIA, H. K. D. H. Degradation of nanostructured bainitic steel under rolling contact fatigue. *Materials Science & Engineering A*, v. 617, p. 156-164, 2014.

STOCK, R. *Basics of rail metallurgy and rail production; Wheel Rail Interaction Seminar*, Chicago, 2012.

STONE, D. H.; MOYAR, G. J.; GUINS, T. S. An interpretative review of wheel shelling and spalling. *ASME Rail Transportation*, v. 5, p. 97-103, 1992.

STONE, D. H.; CUMMINGS, S. M. Effect of residual stress, temperature and adhesion on wheel surface fatigue cracking. *ASME Rail Transportation Division Fall Technical Conference*, Chicago, 2008.

TAO, C.; PENGPAI, Z.; GUANZHEN, Z.; et al. Effect of V and Nb micro-alloyed on microstructure and hardenability of wheel steel. *International Heavy Haul Congress*, p. 213 - 218, Perth, 2015.

VATAVUK, J.; BÔRRO JR, A.; CAMPOS, C. S.; et al. Estudo do Efeito da Temperatura de Austenitização no Fenômeno de Fragilização por Revenido de um Aço AISI 5160. *Revista Mackenzie de Engenharia e Computação*, Ano 1, v.1, p.127-138, 2000.

VILLAS BOAS, R. L. Desenvolvimento de aços microligados para rodas ferroviárias. Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010, 104p.

VISWANATHAN, R.; JOSHI, A. Effect of microstructure on the temper embrittlement of Cr-Mo-V steels. Metallurgical Transactions A, v. 6, p. 2289-2297, 1975.

ZAPATA, D; JARAMILLO, J; TORO, A. Rolling contact and adhesive wear of bainitic and pearlitic steels in low load regime. Wear Magazine 271, p. 393- 399, 2011.