



**UFOP**

Universidade Federal  
de Ouro Preto

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO  
ESCOLA DE MINAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA CIVIL**



Bárbara Miranda dos Reis Ventura

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA NA MICROESTRUTURA  
E NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE UM AÇO PERLÍTICO AO NB E V  
PARA APLICAÇÃO EM TRILHO FERROVIÁRIO**

**Ouro Preto**

**2025**

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA NA MICROESTRUTURA E  
NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE UM AÇO PERLÍTICO AO NB E V PARA  
APLICAÇÃO EM TRILHO FERROVIÁRIO**

Trabalho apresentado à disciplina de CIV191 do Departamento de Engenharia Civil da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto, como parte dos requisitos para colação de grau em Engenharia Civil.

Orientador: Prof. Dr. Leonardo Barbosa  
Godefroid

Coorientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

**Ouro Preto**

**2025**

## SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

V468e Ventura, Barbara Miranda dos Reis.

Efeito da temperatura de austêmpera na microestrutura e na resistência mecânica de um Aço Perlítico ao Nb e V para aplicação em trilho ferroviário. [manuscrito] / Barbara Miranda dos Reis Ventura. - 2025.

37 f.

Orientador: Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid.

Coorientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio Faria.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Civil .

1. Microestrutura - Aço - Bainítica. 2. Aço de alta resistência - Trilho Ferroviário Microligado ao Nb e ao V. 3. Aço - Tratamento térmico - Austêmpera. 4. Metais - Propriedades mecânicas. 5. Deformações e tensões - Tração. 6. Metais - Propriedades mecânicas - Dureza. I. Godefroid, Leonardo Barbosa. II. Faria, Geraldo Lúcio. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 624

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



## FOLHA DE APROVAÇÃO

**Bárbara Miranda dos Reis Ventura**

### **Efeito de austêmpera na microestrutura e na resistência mecânica de um aço perlítico ao Nb e V para aplicação em trilho ferroviário**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Civil da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheira Civil

Aprovada em 04 de setembro de 2025

#### Membros da banca

Prof. Doutor Leonardo Barbosa Godefroid - Orientador, Universidade Federal de Ouro Preto  
Prof. Doutor Geraldo Lúcio de Faria, Universidade Federal de Ouro Preto  
Prof. Mestre Marcela Paula Grobério, Universidade Federal de Ouro Preto

Leonardo Barbosa Godefroid, orientador do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 04/09/2025



Documento assinado eletronicamente por **Leonardo Barbosa Godefroid, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 26/06/2026, às 16:58, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [http://sei.ufop.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **1131671** e o código CRC **6CEFE60B**.

*A Deus, por toda a força para chegar até aqui.  
Aos meus pais, por nunca terem desistido de mim.  
Aos meus irmãos, por serem a minha redenção.  
Ao meu futuro sobrinho, por ser a minha luz.*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente a Deus, por ter me dado força para continuar e chegar aqui.

Aos meus pais, Marcilo e Elizabeth, por terem me dado todo o apoio ao longo de toda a minha trajetória acadêmica, sem arrependimentos, exageros e ressalvas.

À minha irmã Dhara, que é uma extensão de mim e razão para eu ser uma pessoa melhor.

Ao meu irmão, Bryan (*in memoriam*), por ter sido minha inspiração para querer tudo que estou buscando. Nunca terei palavras suficientes, para esse parágrafo principalmente.

À minha tia Cláudia, por todo o incentivo, parceria e cuidado incondicionais.

Ao meu orientador, Prof. Leonardo Barbosa Godefroid, por ter mantido as portas do DEMET abertas para mim e por ter tornado o processo mais leve.

Ao meu coorientador, Prof. Geraldo Lúcio de Faria, por toda a orientação e ensinamentos, bem como paciência, ao longo do processo.

À equipe dos Laboratórios do DEMET e do NanoLab, em especial Sidney Cardoso de Araújo e Vânia Rodrigues, pela colaboração.

Ao DECIV e seus professores, por terem sido a minha casa ao longo desses anos.

À República Imprevisto, em especial Paola, Sonic, Pipa, Coiote, Ostra, Vovó, Slow, Boneco, Secretária, Jacó, Passadinha, Snoop, Tião e Star, por terem sido leveza e felicidade ao longo dos anos de convivência e por terem me dado espaço e tranquilidade nessa reta final.

Aos meus amigos do IFMG, que, mesmo longe, ainda estão comigo.

Aos que, de alguma e qualquer forma, estiveram comigo até aqui.

Obrigada a todos.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	1
2	OBJETIVOS .....	3
2.1	Objetivo geral.....	3
2.2	Objetivos específicos .....	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	4
3.1	Microestrutura de aços perlíticos e bainíticos.....	4
3.2	Propriedades mecânicas de aços para trilhos .....	7
3.2.1	Propriedades mecânicas de aço perlítico .....	7
3.2.2	Propriedades mecânicas de aço bainítico.....	9
4	MATERIAIS E MÉTODOS .....	11
4.1	Material .....	11
4.2	Procedimentos experimentais .....	13
4.2.1	Caracterização do material.....	14
4.2.2	Planejamento .....	15
4.2.3	Tratamentos térmicos.....	16
4.2.3.1	<i>Tratamento térmico de austêmpera</i> .....	16
4.2.3.2	<i>Análises posteriores aos tratamentos térmicos</i> .....	17
4.2.3.2.1	<i>Análise microestrutural</i> .....	17
4.2.3.2.2	<i>Ensaio mecânicos convencionais</i> .....	18
4.2.3.2.2.1	Ensaio de dureza .....	18
4.2.3.2.2.2	Ensaio de tração .....	19
4.2.3.2.3	<i>Fractografia</i> .....	19
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	20
5.1	Caracterização do material.....	20
5.1.1	Análise microestrutural.....	20

5.1.2	Ensaaios mecânicos convencionais .....	21
5.1.2.1	<i>Ensaio de dureza</i> .....	21
5.1.2.2	<i>Ensaio de tração</i> .....	23
5.1.3	Fractografia .....	24
6	CONCLUSÃO .....	26
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS .....	27
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	28

## RESUMO

A indústria ferroviária, historicamente, concentrou-se na utilização de trilhos de microestrutura perlítica, por se tratar do modelo tradicional, capaz de atender as demandas comerciais. Para que um trilho ferroviário seja considerado adequado à aplicação, é indispensável que atenda a requisitos cruciais, como resistência a tração, desgaste, dureza, fadiga e custo-benefício. Nos últimos anos, entretanto, pesquisas apontam para um melhor desempenho da microestrutura bainítica que se apresenta como alternativa promissora em relação à microestrutura perlítica. Desta forma, o presente trabalho realizou uma revisão bibliográfica acerca da evolução dos estudos voltados à aplicação de bainita em trilhos ferroviários, bem como apontaram Bhadeshia (2015) e Xiao-Fei *et al.* (2005) em estudos anteriores. Moreira (2019) realizou tratamentos térmicos de austêmpera a 400°C, para obtenção de bainita, seguidos de análises microestruturais e mecânicas em um aço que, em seu estado de entrega, foi caracterizado como de microestrutura perlítica. A fim de complementar esse trabalho, corpos de prova do mesmo aço eutetóide microligado ao nióbio e ao vanádio foram submetidos a tratamento térmico de austêmpera, em duas temperaturas distintas: 350°C e 450°C. Posteriormente, o material foi caracterizado do ponto de vista microestrutural e mecânico. As microestruturas foram analisadas por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, enquanto o desempenho mecânico foi avaliado por ensaios de dureza e de tração. Por fim, foi realizada análise fractográfica das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados a tração, com o objetivo de determinar o mecanismo de fratura. Os tratamentos térmicos obtiveram êxito no propósito de alterar a microestrutura do material, evidenciando a formação de bainita, perceptível por meio das análises microscópicas. O material tratado termicamente apresentou desempenho significativamente superior ao material em estado de entrega quanto à valores de dureza, resistência à tração e capacidade de deformação. Desta forma, os resultados obtidos indicaram que os tratamentos térmicos representam uma alternativa promissora para aprimoramento do desempenho de trilhos ferroviários. Ademais, reforçam o potencial da microestrutura bainítica diante das crescentes demandas da infraestrutura ferroviária, trazendo perspectivas de melhoria contínua com o avanço das pesquisas na área.

**Palavras-chave:** Microestrutura Bainítica, Trilho Ferroviário Microligado ao Nb e ao V, Austêmpera, Propriedades Mecânicas, Tração, Dureza.

## ABSTRACT

The railway industry has historically focused on the use of pearlitic microstructure rails, as this traditional model has been capable of meeting commercial demands. For a railway rail to be considered suitable for application, it must meet crucial requirements such as tensile strength, wear resistance, hardness, fatigue, and cost-effectiveness. In recent years, however, research has indicated superior performance of the bainitic microstructure, which has emerged as a promising alternative to pearlitic microstructure. Accordingly, this study carried out a literature review on the evolution of research regarding the application of bainite in railway rails, as also highlighted by Bhadeshia (2015) and Xiao-Fei et al. (2005) in previous studies. Moreira (2019) conducted austempering heat treatments at 400°C to obtain bainite, followed by microstructural and mechanical analyses of a steel that, in its as-delivered condition, was characterized by a pearlitic microstructure. To complement that work, specimens of the same eutectoid steel microalloyed with niobium and vanadium were subjected to austempering heat treatment at two distinct temperatures: 350°C and 450°C. Subsequently, the material was characterized from both microstructural and mechanical perspectives. The microstructures were analyzed through optical microscopy and scanning electron microscopy, while the mechanical performance was assessed by hardness and tensile tests. Finally, fractographic analysis of the tensile-tested fracture surfaces was performed to determine the fracture mechanism. The heat treatments were successful in modifying the material's microstructure, evidencing bainite formation, as revealed by microscopic analyses. The heat-treated material exhibited significantly superior performance compared to the as-delivered condition in terms of hardness, tensile strength, and deformation capacity. Thus, the results indicated that heat treatments represent a promising alternative for enhancing the performance of railway rails. Furthermore, they reinforce the potential of the bainitic microstructure in view of the increasing demands of railway infrastructure, offering perspectives of continuous improvement alongside advances in research in the field.

**Keywords:** Bainitic Microstructure, Railway Rail Microalloyed with Nb and V, Austempering, Mechanical Properties, Tensile Strength, Hardness.

## 1 INTRODUÇÃO

Desde o início do século XIX, o modal ferroviário se destaca como um importante meio de transporte, especialmente no que se refere ao deslocamento de grandes volumes de carga, como minério de ferro, produtos químicos e grãos, demonstrando elevada eficácia energética (ROSA, 2016).

Segundo a Norma AREMA (*American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association*), os trilhos são classificados em *standard*, intermediário, *premium* e *super premium*, e são tradicionalmente produzidos a partir de aços de microestrutura perlítica convencional, uma microestrutura lamelar composta por camadas alternadas de ferrita e cementita. Estudos comprovam que o espaçamento interlamelar está diretamente ligado com propriedades mecânicas do material, como será descrito em momento posterior.

É, ainda, relevante responder à questão de quão viável é a aplicação desse perfil após tratamento de austêmpera, para a obtenção da microestrutura bainítica, comparando essas microestruturas, em termos de propriedades mecânico-metalúrgicas, por meio de ensaios laboratoriais. Ainda, com base em estudos já conduzidos com perfis perlíticos, é possível antecipar que ensaios futuros permitirão avaliar, de forma mais precisa, a superioridade da aplicação do aço bainítico na operação ferroviária.

Minicucci (2020) destaca que o desempenho do aço perlítico microligado está diretamente associado à concentração dos microligantes no material, já que, nas concentrações corretas, têm como característica melhorar as suas propriedades. Assim, a definição de uma concentração adequada pode garantir rendimento superior ao do aço convencional, permitindo comparações que apontem para uma possível substituição de aços convencionais por aços microligados, considerando uma possível melhoria no desempenho do trilho ferroviário.

Nesse contexto, Ray (2017) e Bhadeshia (2015) destacam a importância de investigar microestruturas alternativas ao aço perlítico, como a bainítica, uma vez que os seus estudos demonstraram que aços bainíticos performaram de maneira significativamente superior, sendo possível concluir que, em termos de propriedades mecânicas, esses aços apresentam potencial para aplicação ferroviária. Entretanto, o processo de obtenção da microestrutura bainítica é complexo, exigindo uma análise criteriosa de viabilidade técnico-econômica, ainda que os resultados de pesquisas tenham evidenciado o alto desempenho.

O presente trabalho teve como objetivo complementar a tese de doutorado de Moreira (2019), que avaliou o mesmo material em estudo em seu estado de entrega e após tratamento térmico de austêmpera a 400°C. Para tanto, foram conduzidos novos tratamentos de austêmpera em diferentes temperaturas, visando à obtenção de outras microestruturas que, posteriormente,

foram submetidas a análises microestruturais e de propriedades mecânicas, com o intuito de determinar a condição que resulte em melhor desempenho frente às demandas do modal ferroviário. Os resultados permitiram inferir que, dentro do intervalo de temperaturas estudado, os tratamentos realizados em temperaturas mais baixas proporcionaram desempenho superior, indicando uma condição mais favorável em termos de combinação de parâmetros para futura aplicação, conforme será mais bem explanado ao longo do texto.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 OBJETIVO GERAL**

Avaliar o efeito de tratamentos térmicos de austêmpera, para obtenção de microestrutura bainítica, sobre algumas propriedades mecânicas de um aço eutetóide microligado ao nióbio.

### **2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- 2.2.1 Executar tratamentos térmicos de austêmpera no aço eutetóide microligado, para obtenção de microestrutura bainítica a partir de duas temperaturas distintas: 350°C e 450°C;
- 2.2.2 Caracterizar as microestruturas obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura;
- 2.2.3 Realizar ensaios de dureza e tração para tais microestruturas;
- 2.2.4 Realizar análises das fraturas dos corpos de prova ensaiados a tração;
- 2.2.5 Comparação entre os resultados obtidos e resultados prévios com aços perlíticos.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 MICROESTRUTURA DE AÇOS PERLÍTICOS E BAINÍTICOS

O aço eutetóide tradicional recebe essa designação devido à sua composição química, que apresenta um teor de carbono no ponto eutetóide (0,8%) e baixo teor de elementos de liga. O aço eutetóide tem sido amplamente utilizado em ferrovias devido às suas propriedades mecânicas, que são diretamente influenciadas por suas características microestruturais.

A **perlita** é um constituinte do aço eutetóide e é definida como um composto microscópico de ferrita e cementita. Conforme apontado por Taleff *et al.* (2002), a alta resistência à flexão da cementita é um fator determinante para sua utilização, visto que ela é restringida pelas lamelas de ferrita, resultando em um arranjo microestrutural que confere ao material um comportamento dúctil, mesmo sob a aplicação de elevadas tensões.

Em conformidade, Bhadeshia e Honeycombe (2017) afirmam que a resistência mecânica da perlita tende a aumentar à medida que o espaçamento interlamelar diminui. Moreira (2019) explica, então, que o tratamento térmico controlado desempenha um papel protagonista na produção de trilhos modernos, pois permite transformações de fase em temperaturas mais baixas que resultam em um menor espaçamento interlamelar, que melhora a resistência mecânica e o desgaste do material.

Para além disso, há décadas, o nióbio tem sido amplamente utilizado como elemento microligante em aços. Nesse sentido, Moreira (2019) explica que a adição de pequenas quantidades de Nb e V promove tanto o refinamento do grão austenítico quanto o endurecimento por precipitação, uma vez que o nióbio é um bom formador de carbonetos. Diante disso, é de grande importância avaliar a influência da adição do nióbio em aços eutetóides para a aplicação em trilhos ferroviários

É pertinente, ainda, aprofundar a análise das características do **aço bainítico** como uma alternativa à microestrutura perlítica para a aplicação em trilhos ferroviários, especialmente considerando os avanços recentes nos estudos sobre o tema e consequentes melhorias na qualidade do material, indicando que a microestrutura bainítica possa ser considerada viável para a aplicação proposta.

Segundo Ray (2017), a bainita pode ser definida como um agregado não lamelar de ferrita e cementita dispostas em forma de ilhas. O autor destaca que a presença de finas camadas de cementita é benéfica para a resistência mecânica do material, embora suas partículas mais espessas reduzam os valores de tenacidade. Além disso, observa que a precipitação da cementita pode ser inibida através da adição de 1,5% em peso de silício, resultando em uma microestrutura

composta por finas placas de ferrita bainítica, separadas por regiões de austenita enriquecidas com carbono.

A maioria dos aços utilizados em trilhos ferroviários apresenta composição eutetóide com microestrutura perlítica. Contudo, propriedades como maior nível de refinamento podem ser obtido ao transformar a microestrutura em bainita (BHADESHIA, 2015). Sendo que, a depender a liga, a formação da microestrutura do aço bainítico pode ocorrer por meio do processo de austêmpera em temperaturas entre 250 °C e 550 °C, conforme descrito por Bhadeshia e Honeycombe (2017).

Continuamente, de acordo com Bhadeshia e Honeycombe (2017), a **bainita superior** é obtida entre 400°C e 550°C e é caracterizada pela formação de placas finas de ferrita, organizadas em conjuntos de feixes paralelos, separados por partículas de cementita ou austenita. Além disso, sabe-se que a formação da bainita se dá em planos cristalográficos particulares, cuja disposição varia em função da temperatura, do tempo e da composição química do material.

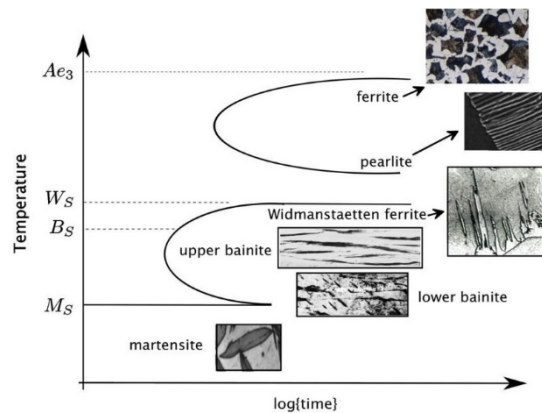
A **bainita inferior**, por sua vez, forma-se em temperaturas entre 250°C e 400°C. Porém, embora suas características microestruturais e cristalográficas sejam semelhantes às da bainita superior, a principal diferença está no fato de que, na bainita inferior, a precipitação de partículas de cementita ocorre dentro das placas de ferrita, conferindo maior resistência à bainita inferior em comparação à bainita superior (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2017).

Estudos como o de Xiao-Fei et al. (2005) demonstram que os aços bainíticos apresentam desempenho superior em parâmetros cruciais para aplicação ferroviária, como resistência à tração, tenacidade e módulo de deformação. Nesse contexto, evidencia-se a necessidade de estudos comparativos entre os aços perlítico e bainítico, uma vez que pesquisas anteriores e mais recentes confirmam o melhor desempenho de determinados aços bainíticos, ainda que os trilhos ferroviários sejam majoritariamente fabricados em aço perlítico (AGLAN e FATEH, 2007).

As transformações microestruturais dos aços podem ser previstas por meio de um diagrama temperatura versus log do tempo. Apresenta-se, então, na FIG. 3.1, uma ilustração que demonstra a variedade de microestruturas do aço formadas durante a transformação isotérmica da austenita.

Algumas propriedades são fundamentais para que um aço seja considerado candidato a material para trilho ferroviário, como elevados limites de resistência por tração e boa resistência ao desgaste. Tais requisitos podem ser atendidos mediante o uso adequado de elementos de liga.

**Figura 3.1:** Uma ilustração da variedade de microestruturas que, em princípio, podem ser geradas durante a transformação isotérmica da austenita.

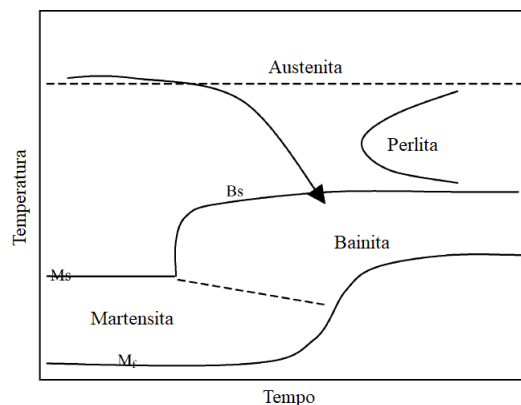


Fonte: Bhadeshia e Honeycombe (2017)

O nióbio é utilizado como elemento que auxilie no processo alcançar alta resistência mecânica. Considera-se que a sua presença promove o aumento da tenacidade por meio do refinamento microestrutural, já que, mesmo apresentando alta resistência, o aço microligado ao nióbio mantém excelente tenacidade, ao observar que a energia absorvida no teste de impacto de Charpy com entalhe foi o dobro da observada em aços perlíticos (DE BOER e MASUMOTO, 2001).

A FIG. 3.2 ilustra a formação de determinada microestrutura em função do resfriamento da austenita ao longo do tempo. Para que a austenita se transforme em bainita, é fundamental que o tempo de resfriamento seja reduzido. Assim, nesse contexto, elementos de liga como nióbio e vanádio são empregados, pois retardam a formação de ferrita e perlita. Isso resulta em uma microestrutura bainítica mais fina, que é uma característica extremamente relevante, já que eleva tanto a tenacidade à fratura quanto a resistência mecânica do aço, duas propriedades essenciais para a aplicação no modal ferroviário (MOREIRA, 2019).

**Figura 3.2:** Esquema de curvas de transformação da austenita.



Fonte: Moreira (2019) em adaptação de Aglan *et al.* (2004)

### 3.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS PARA TRILHOS

Nesta seção, serão analisadas as propriedades mecânicas decorrentes da microestrutura dos materiais apresentados na seção 3.1.

Conforme destacado por Bhadeshia e Honeycombe (2017), os aços em geral apresentam microestruturas altamente organizadas que, em determinadas condições, podem afetar negativamente suas propriedades mecânicas, já que facilitam a propagação de trincas e promovem processos de deformação indesejáveis.

Desta forma, é essencial compreender a influência da microestrutura no comportamento mecânico de cada tipo de aço. Essa análise é fundamental para ampliar o conhecimento acerca dos materiais em questão, permitindo uma escolha mais adequada do tipo de trilho a ser utilizado, dadas as exigências mínimas para cada aplicação.

As principais propriedades requeridas de um aço para trilhos ferroviários incluem, principalmente, altos limites de escoamento e de resistência por tração, boa ductilidade, alta dureza, alta resistência ao desgaste, alta resistência à fadiga, alta tenacidade à fratura e boa soldabilidade (MOREIRA, 2019). No entanto, essas propriedades apresentam caráter antagônico, o que torna a escolha do aço dependente das exigências específicas da aplicação. Dessa forma, a seguir, será detalhado o desempenho das principais propriedades mecânicas para os materiais analisados.

#### 3.2.1 Propriedades mecânicas de aço perlítico

Para Taleff *et al.* (2002), certas características do aço podem ser previstas a partir da sua microestrutura, desta forma, nesse tópico serão abordadas as principais propriedades mecânicas do aço perlítico.

Nesse sentido, Gladman *et al.* (1972) quantificaram o impacto de parâmetros microestruturais na tensão limite de escoamento por tração ( $\sigma_{YS}$ ) dado pela Equação 1.

$$\sigma_{YS} (MPa) = 15,4 \left\{ f_{\alpha}^{\frac{1}{3}} \left[ 2,3 + 3,8(\%Mn) + 1,13d_{\alpha}^{-\frac{1}{2}} \right] \right\} + \left( 1 - f_{\alpha}^{\frac{1}{3}} \right) x \left[ 11,6 + 0,25\lambda^{-\frac{1}{2}} \right] + 4,1(\%Si) + 27,6(\%Ni) \quad (1)$$

Onde  $f_{\alpha}$  representa a fração volumétrica de ferrita,  $d_{\alpha}$  o tamanho do grão ferrítico e  $\lambda$  o espaçamento interlamelar. Analisando a equação acima, é possível concluir que, à medida que a fração volumétrica de ferrita diminui, o espaçamento interlamelar da perlita torna-se o fator determinante na resistência mecânica do aço (GLADMAN *et al.*, 1972).

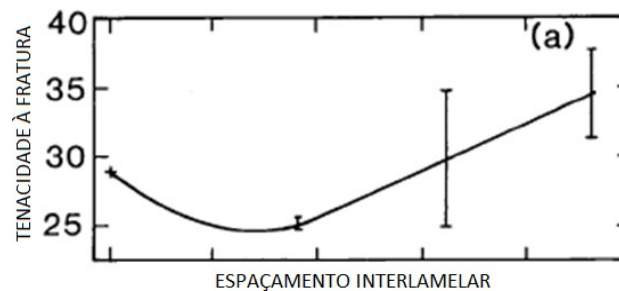
Hyzak e Bernstein (1976) quantificaram o efeito do tamanho de grão austenítico ( $d_\gamma$ ), do espaçamento interlamelar da perlita e do tamanho das colônias de perlita ( $d_p$ ) nas propriedades mecânicas de um aço eutetóide. O efeito desses parâmetros na tensão limite de escoamento por tração ( $\sigma_{YS}$ ) está descrito na Equação 2.

$$\sigma_{YS} (MPa) = 2,18 \left( \lambda^{-\frac{1}{2}} \right) - 0,40 \left( d_p^{-\frac{1}{2}} \right) - 2,88 \left( d_\gamma^{-\frac{1}{2}} \right) + 52,30 \quad (2)$$

A equação apresentada reforça a importância do espaçamento interlamelar perlítico como parâmetro microestrutural mais importante na determinação da resistência mecânica de aços perlíticos.

Adicionalmente, estudos de Kavishe e Baker (1986) evidenciaram um comportamento não linear da tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) em função do espaçamento interlamelar, observando inicialmente uma diminuição seguida por uma tendência de aumento à medida que o espaçamento se reduz. De forma análoga ao comportamento verificado para a tensão de escoamento, a tenacidade à fratura apresenta uma relação não linear com o espaçamento interlamelar, conforme ilustrado na FIG. 3.3. Observa-se, inicialmente, uma redução nos valores de  $K_{IC}$  com o aumento do espaçamento interlamelar e, logo em seguida,  $K_{IC}$  tende a aumentar novamente, atingindo valores não encontrados anteriormente.

**Figura 3.3:** - Influência do espaçamento interlamelar da perlita na tenacidade à fratura,  $K_{IC}$



Fonte: Kavishe e Baker (1986)

A partir do gráfico, é perceptível que, tanto para espaçamentos grosseiros quanto refinados, a tenacidade à fratura atinge níveis adequados para aplicações práticas, demonstrando a importância do controle microestrutural para otimização das propriedades mecânicas (KAVISHE E BAKER, 1986).

Ademais, conforme aponta Schneider (2005), a escolha de níveis relativamente elevados de carbono e manganês proporciona a formação de uma microestrutura completamente perlítica. Ainda, os trilhos apresentavam resistência na faixa de 900 a 1020 MPa, além de valores de dureza variando entre 260 e 290 HB. Porém, os avanços tecnológicos permitiram o desenvolvimento e a aplicação de tratamentos térmicos aos trilhos, os quais se tornaram

amplamente utilizados. Como resultado, foi possível alcançar níveis superiores de resistência, entre 1100 e 1300 MPa, bem como valores de dureza significativamente maiores, de 360 a 380 HB.

### 3.2.2 Propriedades mecânicas de aço bainítico

De acordo com Moreira (2019), embora os trilhos de estrutura bainítica representem um desenvolvimento promissor, a quantidade de pesquisas na área ainda é limitada, considerando sua "descoberta" apenas na década de 1990. Ademais, Bhadeshia (2015) acrescenta que, apesar de existirem estudos anteriores, muitos deles apresentavam resultados contraditórios ou pouco representativos.

Para destacar a importância de direcionar esforços para estudos nesse campo, enquanto a indústria concentrava seus investimentos em trilhos de aço perlítico, Aglan *et al.* (2004) demonstraram, por meio de experimentos, que os trilhos de estrutura bainítica poderiam ser uma alternativa viável, pois, em seus resultados, a resistência média à tração dos trilhos bainíticos foi de 790 MPa, enquanto a dos trilhos perlíticos alcançou apenas 450 MPa. Além disso, os valores de tenacidade à fratura também mostraram desempenho superior para a estrutura bainítica, com um valor médio de  $95 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , mais do que o dobro dos  $41 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  observados na estrutura perlítica.

Aglan *et al.* (2004) atribuíram o desempenho elevado dos trilhos bainíticos à distribuição uniforme de partículas de carboneto, que confere diferentes comportamentos frente à fratura, como, por exemplo, o mecanismo de fratura predominantemente dúctil apresentado pelo trilho bainítico, explicando a superioridade de sua tenacidade em comparação aos trilhos perlíticos.

O desenvolvimento de novos aços bainíticos visa atender a exigências que não eram plenamente alcançadas. As formulações atuais demonstram capacidades mecânicas notáveis, atingindo resistências de até 1400 MPa combinadas com ductilidades na faixa de 15-18%, sem comprometer a tenacidade à fratura. Ademais, ressalta-se que o desgaste excessivo do aço bainítico em aplicações ferroviárias pode ser significativamente reduzido com a utilização adequada de elementos de liga. Percebe-se então, que, ao contrário do que indicavam os estudos anteriores, esse tipo de aço reúne todas as características necessárias para a aplicação sugerida, sem limitações prévias (HLAVATÝ *et al.*, 2009).

Estudos comprovam a superioridade do aço bainítico em aplicações ferroviárias. Xiao-Fei *et al.* (2005) realizaram uma análise comparativa entre um aço bainítico com 0,35% de

carbono, produzido em escala comercial, e um trilho de aço perlítico de alta resistência mecânica. Foi constatado que o material bainítico apresentou alta resistência à tração (1420 MPa) e elevada ductilidade. Ademais, tanto para a tenacidade à fratura quanto para a resistência ao impacto, o aço bainítico se destacou ao observar que os seus valores foram praticamente o dobro dos valores para o aço perlítico de alta resistência mecânica. Portanto, no geral, concluiu-se que, quando comparado com trilhos de aço perlítico de alta resistência, as propriedades do aço bainítico se sobressaíram (TAB. 1).

**Tabela 1:** Propriedades mecânicas de dois aços ferroviários. Adaptação de Xiao-Fei *et al.*(2005).

<b>Aço</b>	<b>UTS (MPa)</b>	$\epsilon_t$ (%)	<b>K<sub>IC</sub> (MPa. m<sup>1/2</sup>)</b>	<b>J (20°C)</b>
<b>Bainítico</b>	1420	15,5	98	39
<b>Perlítico</b>	1300	13,5	43	20

Fonte: Xiao-Fei *et al* (2005)

Onde UTS é o limite de resistência à tração,  $\epsilon_t$  é a deformação na fratura,  $K_{IC}$  é a tenacidade à fratura e J é a energia absorvida no ensaio de impacto.

Por fim, Bhadeshia (2015) realizou estudos que demonstraram que aços bainíticos de baixo carbono apresentaram desempenho satisfatório em comparação à aços perlíticos. Embora ambos os tipos de aço possam atingir valores similares de resistência ao desgaste, aços bainíticos se destacam por sua composição com menor teor de carbono, que confere a eles maior ductilidade, melhor soldabilidade e maior tenacidade. Sendo uma combinação única de propriedades que destaca os aços bainíticos como materiais promissores para aplicação ferroviária.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

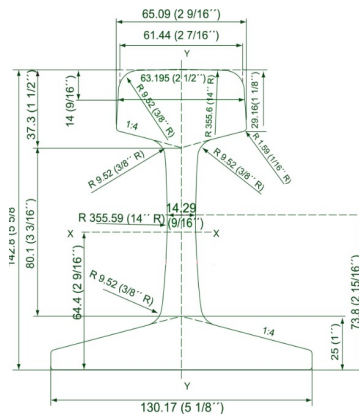
Neste capítulo, serão apresentados o material e os procedimentos experimentais propostos para a realização deste trabalho.

### 4.1 MATERIAL

O material avaliado neste estudo consistiu em um aço destinado à fabricação de trilhos ferroviários do tipo TR45 (44,64 kg/m), produzido por fabricante de procedência australiana e cedido ao Laboratório de Ensaios Mecânicos/DEMET/EM/UFOP, para a elaboração da tese de doutorado de Moreira (2019). Em seu trabalho foram realizados tratamentos de austêmpera idênticos aos propostos no presente estudo, exceto pelo fato de que os corpos de prova foram tratados a 400°C por um intervalo de 20 minutos. Desta forma, é importante tomar conhecimento de que todas as informações referentes ao material identificado como RT-400, especificado no tópico 5.1 deste trabalho, têm como fonte a pesquisa desenvolvida por Moreira (2019).

Na FIG. 4.1, é apresentada uma representação esquemática do trilho TR45, com suas respectivas dimensões em mm, segundo a Norma AREMA (2013).

**Figura 4.1:** Perfil do trilho TR45, dimensões apresentadas em milímetros.



Fonte: AREMA (2013)

O aço em questão é identificado e definido como Aço Nb-V, devido à presença expressiva desses microligantes em sua composição química, já que a representação deles é de  $Nb + V \approx 1\%$ , valor significativo quando comparada a de outros aços eutetóides de mesma aplicação (MOREIRA *et al.*, 2019)

O material foi fornecido pela Empresa *OneSteel*, na forma de segmentos de boletos de trilhos novos de 1m de comprimento que, posteriormente, foram cortados em barras de 500mm a fim de facilitar o seu manuseio e transporte, conforme apresentado na FIG. 4.2.

**Figura 4.2:** Segmentos de trilhos recebidos no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMET/UFOP

Fonte: Moreira (2019)

A análise química do material foi realizada, previamente, por Moreira (2019), via espectrometria e emissão óptica, na região do boleto do Aço Nb-V, e é apresentada na TAB. 2, sendo possível perceber que os resultados apresentam valores dentro do especificado para trilhos de classe *standard*, segundo as normas da AREMA (2016).

**Tabela 2:** Composição química do material (%)

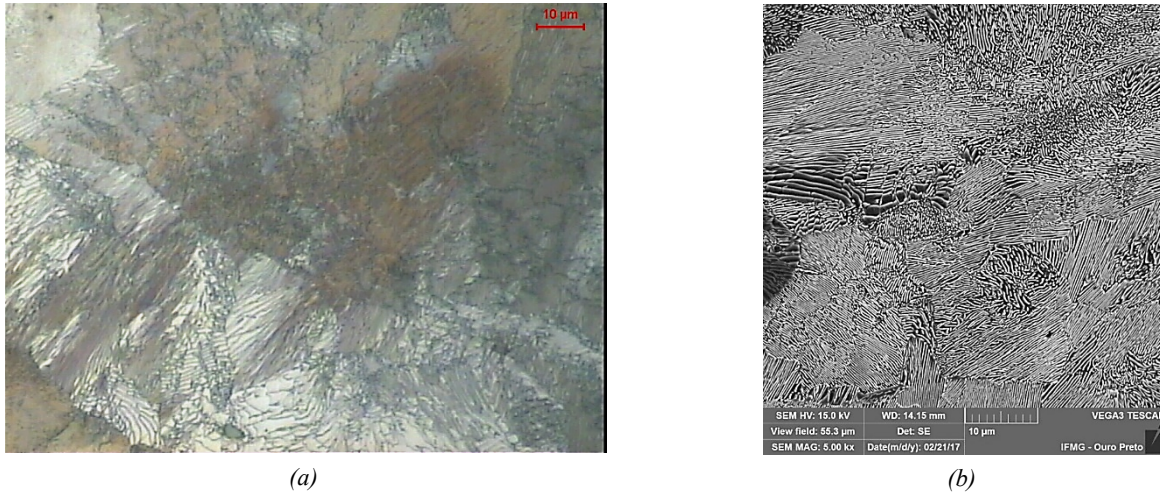
ELEMENTO	Nb-V	AREMA (mínimo)	AREMA (máximo)
<b>C</b>	0,77	0,72	0,82
<b>Si</b>	0,47	0,10	1,00
<b>Mn</b>	1,04	0,70	1,25
<b>P</b>	0,01	-	0,02
<b>S</b>	0,02	-	0,20
<b>Cu</b>	0,01	-	0,40
<b>Nb</b>	0,03	-	-
<b>V</b>	0,06	-	0,010
<b>Cr</b>	0,01	0,4	0,70
<b>Ni</b>	0,01	-	0,15
<b>Mo</b>	-	-	0,05

É possível observar que todos os elementos elencados estão em quantidades satisfatórias de acordo com a AREMA, tanto em relação aos limites mínimos quanto máximos, atendendo aos seus requisitos, sendo considerado apropriado para aplicação ferroviária. É perceptível também uma concentração mais significativa de nióbio e vanádio, já que o material é classificado como um aço microligado.

A microestrutura do material em estrado de entrega pode ser observada por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, conforme apresentado na FIG. 4.3. A microscopia óptica não permite uma conclusão a respeito da microestrutura, porém a

microscopia eletrônica de varredura, evidencia a clara presença de lamelas, caracterizando o material como de microestrutura perlítica.

**Figura 4.3:** Micrografia do Aço Nb-V, no estado de entrega, (a) Microscopia óptica, 1000X, e (b) microscopia eletrônica de varredura, 5000X



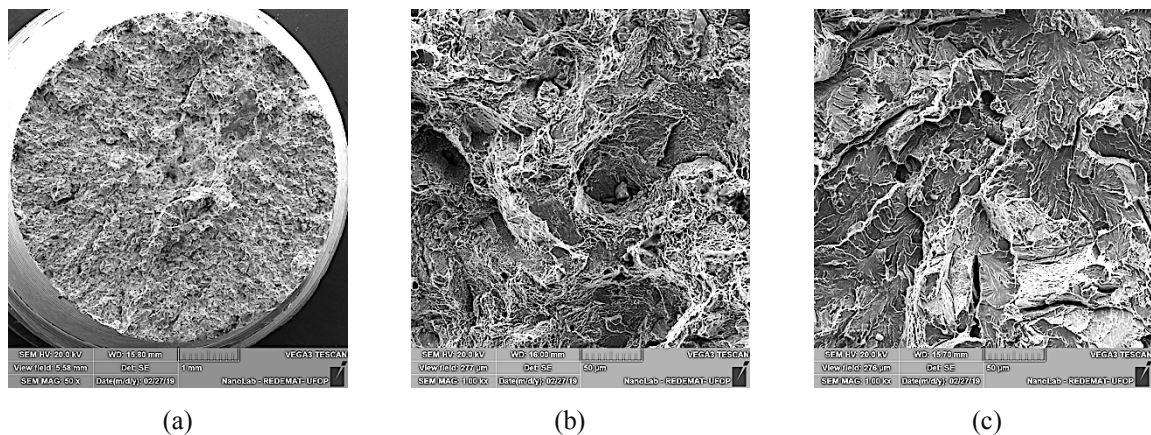
Fonte: Moreira (2019)

Os valores de dureza Brinell, resistência à tração e deformação total são apresentados, discutidos e comparados com os materiais tratados termicamente na Seção 5.1.2.

A FIG. 4.4 apresenta a fractografia do material em estado de entrega. A análise da superfície de fratura evidencia a ausência do formato taça-cone, típico de fratura dúctil. Além disso, as observações realizadas por microscopia eletrônica de varredura confirmam que o mecanismo de fratura é semifrágil.

**Figura 4.4:** (a) Fractografia da superfície de fratura de um corpo de prova de tração do Aço Nb-V, no estado de entrega, fratura semifrágil, 50x e detalhes (b) no centro, 1000x e (c) na lateral, 1000x, MEV

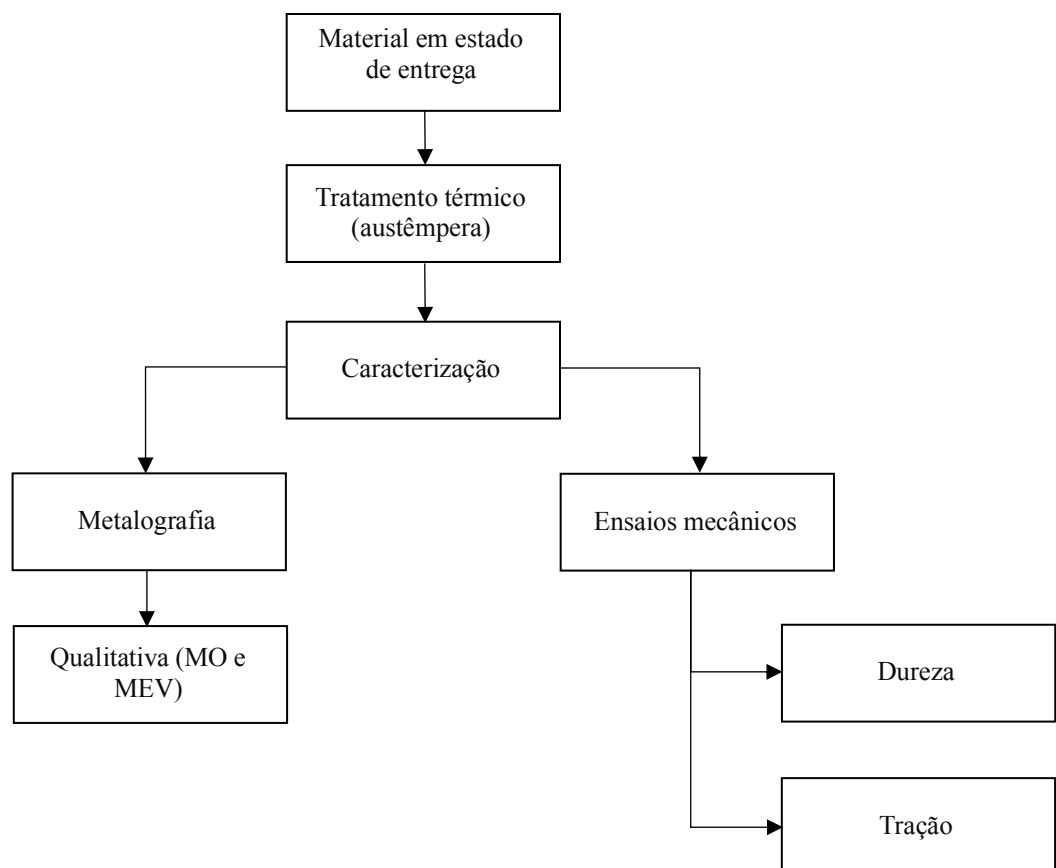
Fonte: Moreira (2019)



## 4.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste momento, serão apresentados os procedimentos experimentais propostos para a realização do presente trabalho. Na FIG. 4.5 é apresentado o organograma que explicita a maneira como o trabalho foi desenvolvido mostrando as etapas principais.

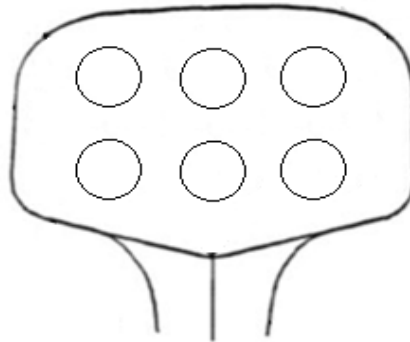
**Figura 4.5:** Organograma apresentando a sequência organizacional do trabalho



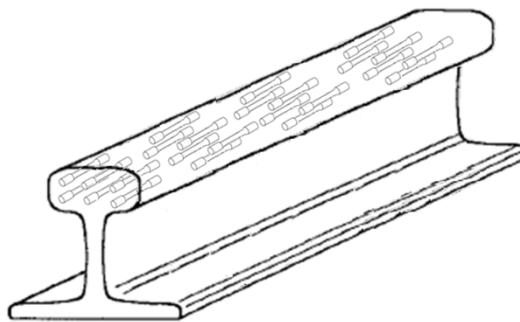
### 4.2.1 Caracterização do material

A extração dos corpos de prova para a realização de todas as etapas do presente trabalho foi feita no boleto do Aço Nb-V em estado de entrega, como ilustrado na FIG. 4.6, a partir da seção transversal do material em relação à direção de laminação do trilho. A região escolhida representa a região central do boleto, de forma a evitar a região superficial. Ademais, a FIG. 4.7 explicita a posição de retirada dos corpos de prova ao longo da seção longitudinal do boleto do trilho.

**Figura 4.6:** Localização da retirada dos corpos de prova para análise microestrutural na seção transversal



**Figura 4.7:** Posição de retirada dos corpos de prova ao longo da seção longitudinal do trilho



#### 4.2.2 Planejamento

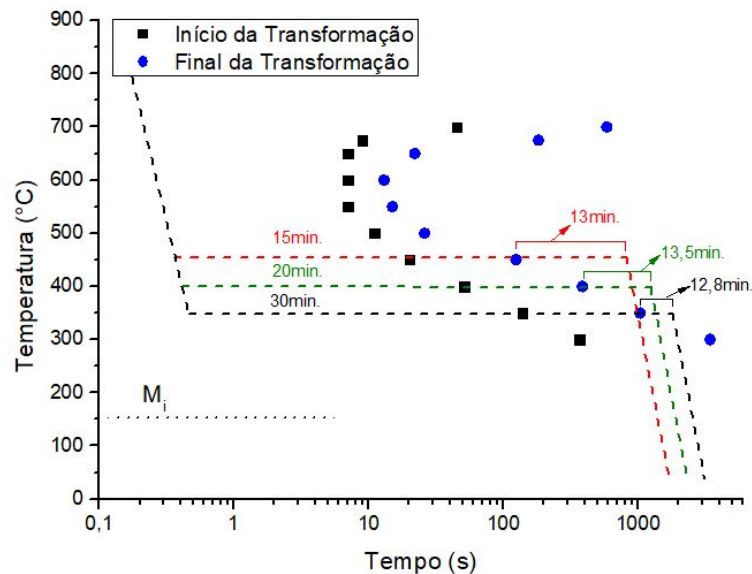
Segundo Moreira (2019), a composição química e a microestrutura de um material influenciam significativamente as temperaturas críticas e o mecanismo de transformação de fases nos aços, por ser uma das variáveis que controla as fases presentes e a evolução dessas fases durante as transformações.

O presente estudo tem como objetivo perceber as diferenças quantitativas entre as propriedades mecânicas de aços de microestrutura bainítica tratados em mesma condição, porém austemperados em temperaturas diferentes. Para isso, foram avaliados os resultados decorrentes da austenitização do material a 900°C e austêmpera em duas temperaturas distintas e compará-las entre si e com o material proveniente de Moreira (2019). A partir desse comparativo, foi possível determinar em qual temperatura de austêmpera o material teria um melhor desempenho e, portanto, seria mais interessante para aplicação prática.

Moreira (2019) realizou ensaios dilatométricos a fim de determinar o diagrama de transformação isotérmica (TTT) do aço de amostras austenitizadas a 900°C. Diagramas TTT permitem a avaliação de uma escolha adequada de temperatura de tratamento isotérmico e do tempo necessário para início e final da transformação da austenita em uma determinada microestrutura. Na FIG. 4.8 é apresentado o diagrama TTT para o corpo de prova estudado no

presente trabalho, com as linhas tracejadas indicando os tratamentos térmico realizados. Para garantir a transformação bainítica completa em cada caso, os tempos de tratamentos térmicos foram diferentes.

**Figura 4.8** Diagrama de representação da transformação bainítica para corpos austemperizados a diferentes temperaturas



Fonte: este trabalho e adaptação de Moreira (2019)

### 4.2.3 Tratamentos térmicos

#### 4.2.3.1 Tratamento térmico de austêmpera

Os tratamentos térmicos foram realizados em fornos do Laboratório de Tratamento Térmico e Microscopia Óptica LTM/DEMET/Escola de Minas/UFOP em corpos de prova de tração. Foram considerados conjuntos de três corpos de prova fixados em suas cabeças, por questão de adaptação na área interna dos fornos de tratamento, conforme mostra a FIG. 4.9.

Os corpos de prova foram aquecidos a 900°C durante 30 minutos e, posteriormente, resfriados em banho de sal fundido. A austêmpera foi realizada a três temperaturas, duas delas, 350°C e 450°C, propostas no presente trabalho e uma, 400°C, executada no trabalho prévio de Moreira (2019). As temperaturas propostas no presente trabalho foram escolhidas considerando que, de acordo com Bhadeshia (2015), o tratamento térmico de austêmpera a 350°C resultaria em bainita inferior e o tratamento térmico de austêmpera a 450°C resultaria em bainita superior.

**Figura 4.9:** corpos de prova fixados em sua cabeça para realização dos tratamentos térmicos de austêmpera



Cada amostra foi mantida em banho de sal por um tempo previamente definido com base no diagrama de transformação bainítica apresentado na FIG. 4.8, que indica diferentes tempos necessários de imersão em sal para cada temperatura de tratamento, para garantir a transformação bainítica. Assim as amostras tratadas a 450°C ficaram imersas por 15 minutos, as amostras tratadas a 400°C ficaram imersas por 20 minutos e as amostras tratadas a 350°C ficaram imersas por 30 minutos.

#### 4.2.3.2 Análises posteriores aos tratamentos térmicos

##### *4.2.3.2.1 Análise microestrutural*

Os corpos utilizados para as análises microestruturais realizadas após os tratamentos térmicos de austêmpera foram extraídos das seções transversais das cabeças dos corpos de prova de tração tratados a 900°C.

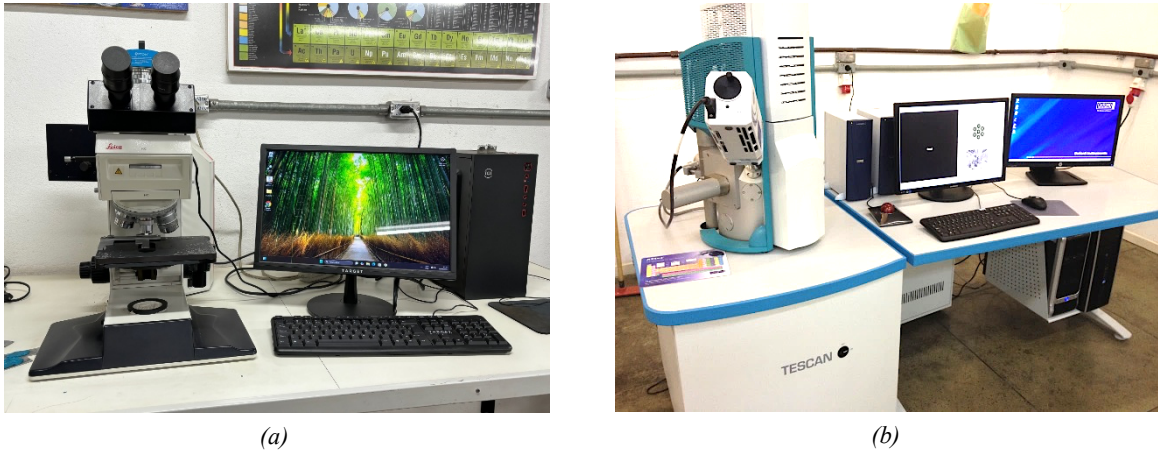
A preparação metalográfica das amostras foi realizada, seguindo recomendações da norma ASTM E3, no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica LTM/DEMET/Escola de Minas/UFOP. O ataque químico foi realizado com reativo Nital 2%.

As amostras foram analisadas em microscópio óptico Leica DMRX do Laboratório de Ensaio Mecânicos DEMET/Escola de Minas/UFOP para obtenção de imagens. Os aumentos utilizados foram de 50X e de 1000X, por meio de uma câmera acoplada ao microscópio.

Foi também realizada a microscopia eletrônica de varredura, nas mesmas amostras, em um microscópio eletrônico de varredura Tescan Vega3 do Laboratório NanoLab REDEMAT/UFOP.

Os microscópios utilizados estão apresentados na FIG. 4.10.

**Figura 4.10:** a) Microscópio óptico e b) Microscópio eletrônico de varredura

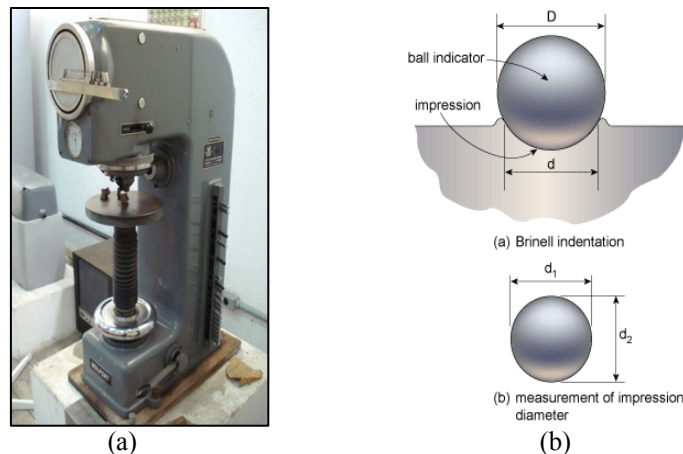


#### 4.2.3.2.2 Ensaios mecânicos convencionais

##### 4.2.3.2.2.1 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Brinell do boleto do Aço Nb-V após execução dos tratamentos térmicos foi realizado em um durômetro universal Otto Wolpert-Werke do Laboratório de Ensaios Mecânicos/DEMET/Escola de Minas/UFOP em escala Brinell com esfera de 2,5mm de diâmetro, carga de 187,5kgf e tempo de penetração de 15 segundos. O durômetro utilizado e o esquema do ensaio estão apresentados na FIG. 4.11. Os corpos de prova foram retirados das cabeças das amostras ensaiadas por tração.

**Figura 4.11:** a) Máquina utilizada para ensaio à dureza Brinell e b) Esquema do ensaio de dureza Brinell



#### 4.2.3.2.2 Ensaio de tração

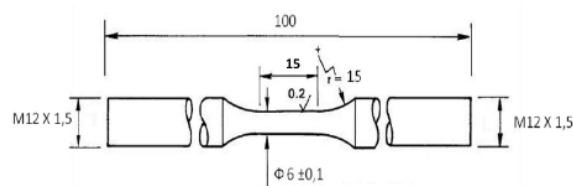
A fim de realizar a caracterização mecânica do material após a realização dos tratamentos térmicos foram realizados ensaios de tração em uma máquina Instron de 25 toneladas do Laboratório de Ensaios Mecânicos/DEMET/Escola de Minas/UFOP. A máquina utilizada para realização dos ensaios à tração está apresentada na FIG. 4.12.

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram retirados do bolete segundo o esquema da FIG. 4.6 (três corpos de prova de tração para cada condição) e confeccionados e ensaiados de acordo com a Norma ASTM E8M (2016). O esquema das dimensões desses corpos de prova para o ensaio em questão está exposto na FIG. 4.13.

**Figura 4.12:** Máquina utilizada para ensaio à tração



**Figura 4.13:** Representação esquemática dos corpos de prova para ensaio de tração e suas dimensões em mm



Em seguida, foi obtida a curva “tensão-deformação” e os valores de tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e deformação total para cada situação.

#### 4.2.3.2.2.3 Fractografia

Foram realizadas análises das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados a tração em microscópio eletrônico de varredura, Tescan Vega3, do Laboratório NanoLab REDEMAT/UFOP. Essa análise foi realizada a fim de identificar e confirmar o mecanismo de fratura presente no material estudado.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesse capítulo são apresentados os resultados obtidos a partir dos experimentos propostos anteriormente. Ademais, foi realizada uma breve discussão que tem como objetivo caracterizar o material termicamente tratado em duas temperaturas distintas e, por fim, relacionar suas características microestruturais com as suas propriedades mecânicas.

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

A fim de uma melhor apresentação dos resultados das análises realizadas, as amostras foram nomeadas como:

**EE:** amostras no estado de entrega do Aço Nb-V;

**RT-350:** amostras provenientes do tratamento térmico de austêmpera a 350°C;

**RT-400:** amostras provenientes do tratamento térmico de austêmpera a 400°C;

**RT-450:** amostras provenientes do tratamento térmico de austêmpera a 450°C;

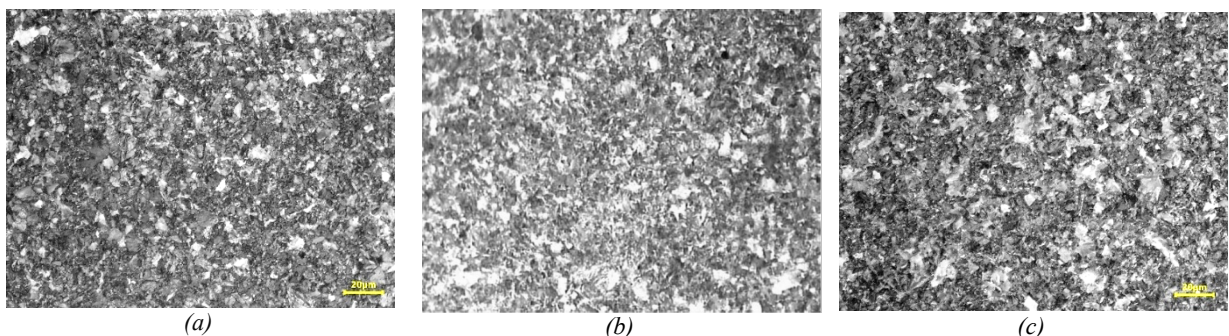
Cabe observar que as amostras EE e RT-400 foram caracterizadas por Moreira (2019). O corpo de prova nomeado como EE identificada como aço de microestrutura perlítica e RT-400 foi identificado como de microestrutura bainítica, conforme será melhor esboçado posteriormente.

#### 5.1.1 Análise microestrutural

A seguir, são apresentados os resultados provenientes da análise microestrutural por meio de MO e MEV das amostras do Aço Nb-V provenientes do tratamento térmico de austêmpera (RT-350, RT-400 e RT-450).

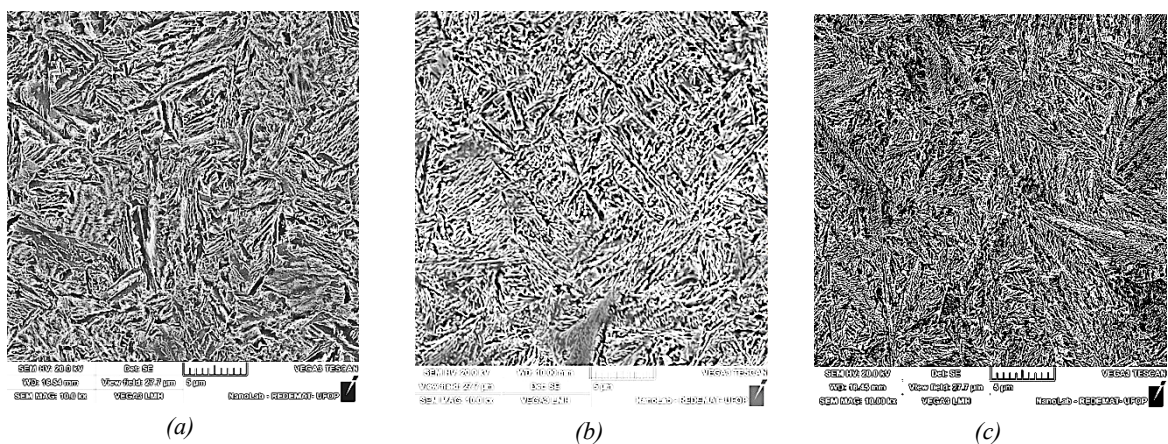
Na FIG. 5.1 podem ser observadas as imagens de microscopia óptica das amostras do Aço Nb-V após a realização do tratamento térmico de austêmpera a 350°C, 400°C e 450°C, respectivamente, bem como foi apresentada a microscopia óptica da amostra no estado de entrega, apresentada na FIG. 4.3 – (a).

**Figura 5.1:** Micrografia do Aço Nb-V (a) RT-350 (b) RT-400 e (c) RT-450, em microscopia óptica



A partir da microscopia óptica, para as quatro situações apresentadas, constata-se que não foi possível a detecção de qual tipo de microestrutura ocorre em cada uma das imagens. No entanto, as microestruturas das amostras tratadas termicamente também foram caracterizadas por meio de MEV, como é apresentado na FIG. 5.2 e, para título de comparação, a microscopia eletrônica do material em estado de entrega, que foi caracterizado como de microestrutura perlítica, foi apresentado, anteriormente, na FIG. 4.3 – (b).

**Figura 5.2:** Micrografia do Aço Nb-V (a) RT-350 (b) RT-400 e (c) RT-450, em microscopia eletrônica de varredura



A análise realizada por MEV confirmou que os corpos de prova tratados conforme descrito anteriormente resultaram em microestrutura bainítica, com aspecto acicular, conforme Bhadeshia (2015). Por outro lado, ainda não foi possível uma distinção entre bainita superior e bainita inferior, sugerindo-se a utilização de Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) para tal análise.

### 5.1.2 Ensaio mecânicos convencionais

A seguir serão apresentados os resultados dos ensaios para determinação de valores de dureza e de resistência à tração.

#### 5.1.2.1 Ensaio de dureza

Os resultados para as microdurezas Brinell medidas nos corpos de prova do Aço Nb-V no estado de entrega (EE) e nas condições RT-350, RT-400 e RT-450, bem como os valores da Norma AREMA são apresentados na TAB. 3.

**Tabela 3:** Resultados de microdureza Brinell para o Aço Nb-V nas condições EE, RT-350, RT-400 e RT-450, AREMA: aço *standard* e AREMA: aço baixa liga.

<b>AÇO</b>	<b>HB</b>
<b>RT-350</b>	390 ± 12
<b>RT-400</b>	373 ± 5
<b>RT-450</b>	395 ± 9
<b>EE</b>	300 ± 22
<b>AREMA: aço <i>standard</i> (mínimo na superfície)</b>	310 ( <i>standard strength</i> ) 370 ( <i>high strength</i> )
<b>AREMA: aço baixa liga (mínimo na superfície)</b>	310 ( <i>standard strength</i> ) 325 ( <i>intermediate strength</i> ) 370 ( <i>high strength</i> )

É observável que os aços de microestrutura bainítica possuem valores de microdureza Brinell significativamente superiores aos verificados no aço no estado de entrega, conforme Bhadeshia (2015) e Ray (2017). Os resultados se mostraram satisfatórios, considerando que, de acordo com os limites da Norma AREMA, tanto para aço *standard* quanto para aço baixa liga, todos os corpos de prova de microestrutura bainítica apresentam valores acima dos limites de alta resistência.

As amostras RT-450 e RT-350 apresentaram os maiores valores de dureza Brinell, com 395 e 390HB, respectivamente, seguidas da RT-400, com 373HB, e EE, com 300HB. Essa sequência de resultados não era esperada, isto é, a amostra próxima da região perlítica (RT-450) deveria ter a menor dureza, enquanto a amostra próxima a região martensítica (RT-350) deveria ter a maior dureza. Uma hipótese para esse comportamento é que a forma de realizar o tratamento térmico das amostras, com fixação das cabeças dos corpos de prova de tração, alterou, de forma indesejada, a microestrutura dos materiais. Daí, sugere-se uma repetição desses ensaios, utilizando amostras condicionadas de forma mais adequada no interior do forno para tratamento térmico.

Verifica-se, ainda, que a Norma AREMA estabelece valores mínimos de dureza para aços de alta resistência, tanto do tipo *standard* quanto de baixa liga. Nesse contexto, todos os aços submetidos a tratamento térmico superaram os requisitos normativos, enquanto o material EE não atingiu o mínimo especificado.

### 5.1.2.2 *Ensaio de tração*

Os ensaios de tração foram realizados em três corpos de prova para cada condição estudada os seus valores são apresentados na TAB. 4.

**Tabela 4:** Resultados dos ensaios de tração para o Aço Nb-V em seu estado de entrega e nas condições RT-350, RT-400 e RT-450

AÇO	$\sigma_{LE}$ (MPa)	$\sigma_{LR}$ (MPa)	$\epsilon_{total}$ (%)
<b>RT-350</b>	1136 ± 16	1391 ± 41	15,8 ± 0,5
<b>RT-400</b>	1010 ± 22	1307 ± 21	19,4 ± 1,0
<b>RT-450</b>	997 ± 1	1251 ± 13	18,4 ± 0,6
<b>EE</b>	772 ± 27	1154 ± 7	15,6 ± 1,0
<b>AREMA (mínimo)</b>	551	1013	8

Onde  $\sigma_{LE}$  é a tensão limite de escoamento por tração,  $\sigma_{LR}$  é a tensão limite de resistência por tração e  $\epsilon_{total}$  é a deformação total na fratura.

A tabela evidencia desempenho superior dos materiais austemperados em relação ao material no estado de entrega. É perceptível que, desde o material em estado de entrega (EE), caracterizado por microestrutura perlítica, até os corpos de prova austemperados, a redução da temperatura de tratamento resultou no aumento da tensão limite de escoamento e da tensão limite de resistência à tração, conforme Bhadeshia (2015), Bhadeshia e Honeycombe (2017) e Silva e Mei (2010).

Constata-se, ainda, que foi possível aumentar a resistência à tração do material sem comprometer a sua capacidade de deformação, aspecto de extrema importância para a indústria, considerando a necessidade de produzir materiais resistentes sem que percam a sua ductilidade. Esses valores refletem diretamente nos mecanismos de fratura, que serão discutidos de forma mais detalhada na Seção 5.1.3.

Os valores obtidos indicam que é pertinente pesquisas que explorem o comportamento desse material em temperaturas de austêmpera inferiores a 350°C, de modo a entender os limites de desempenho da microestrutura bainítica, já que a ideia é que, em condições de temperaturas mais baixas, seja possível alcançar maior resistência à tração sem que reduza a sua capacidade de deformação, diferentemente do comportamento típico da martensita.

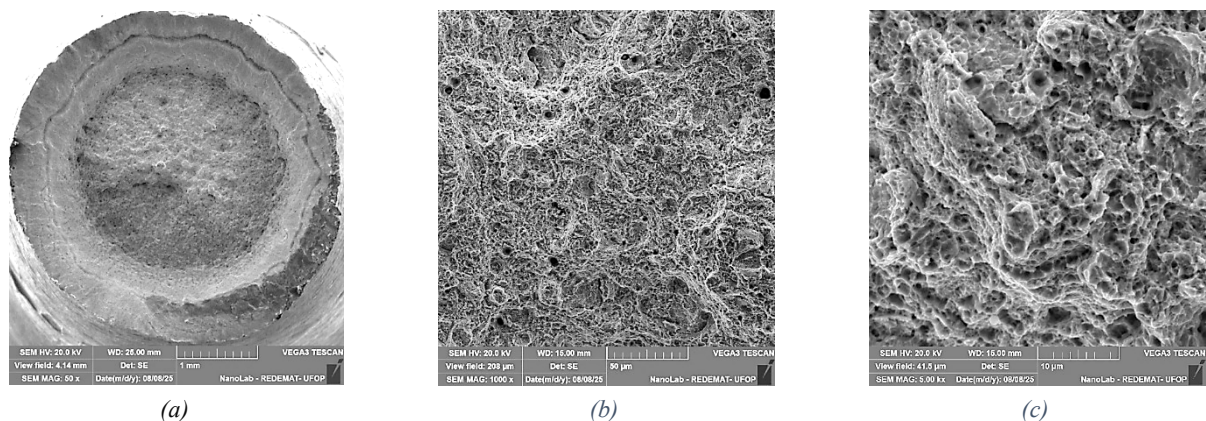
Por fim, destaca-se que o desempenho de todos os materiais analisados, tanto em estado de entrega quanto após tratamentos térmicos, foi superior ao mínimo estabelecido pela Norma AREMA, conforme apresentado na TAB. 4.

### 5.1.3 Fractografia

As superfícies de fratura dos corpos de prova provenientes dos ensaios de tração do Aço Nb-V nas condições RT-350, RT-400 e RT-450 foram analisadas por microscópio eletrônico de varredura e são apresentados a seguir.

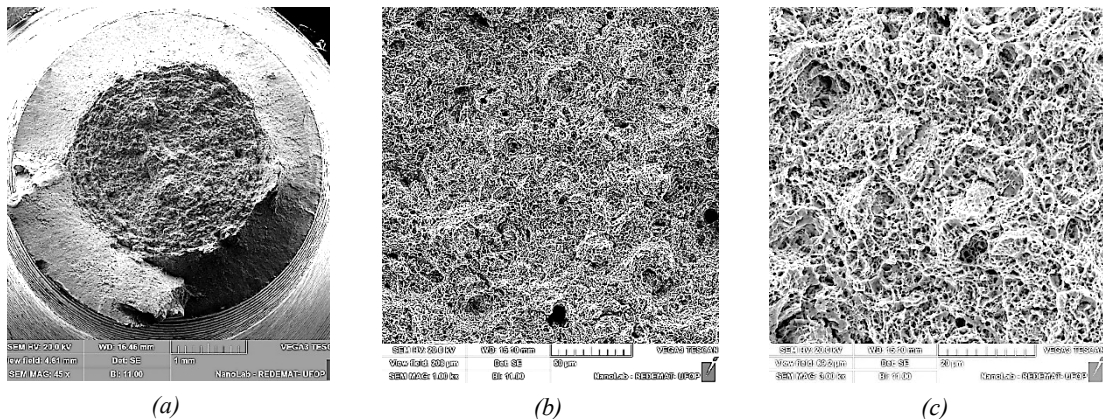
A FIG. 5.3 apresenta a fractografia da seção transversal de um dos corpos de prova analisados na condição RT-350. Para essa condição, o mecanismo de fratura é dúctil e pode ser percebido visualmente, considerando a presença de *dimples* que pode ser mais bem observada na FIG. 5.3 – (c). Outra informação que pode levar a conclusões é o valor de deformação, pois, conforme apresentado na TAB. 4, percebe-se que o corpo sofre certa deformação antes de romper, podendo ver também na microscopia da FIG. 5.3 – (a) o formato de “taça-cone”, ambas informações caracterizam uma ruptura dúctil do material.

**Figura 5.3:** (a) Fractografia da superfície de fratura de um corpo de prova de tração do Aço Nb-V na condição RT-350, fratura dúctil, 50x e (b) detalhes da região de fratura dúctil, 1000x e (c) 5000x, MEV



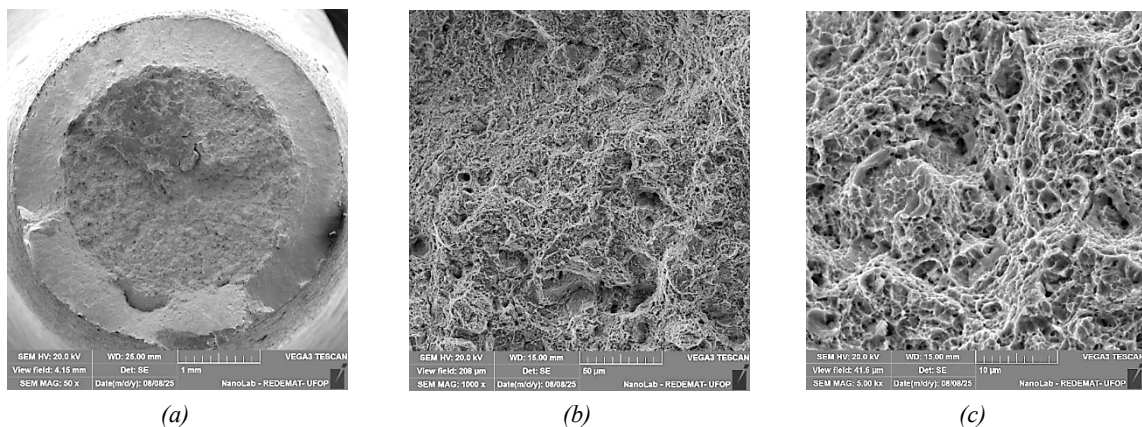
A FIG. 5.4 apresenta a fractografia da seção transversal de um dos corpos de prova analisados na condição RT-400. Assim como para a condição RT-350, observa-se mecanismo de fratura dúctil considerando a presença de *dimples*, observável na FIG. 5.4 – (c), bem como o formato “taça-cone” da fratura, observável na FIG. 5.4 – (a), além de suportar certa deformação antes de romper, como é possível ver na TAB. 4.

**Figura 5.4:** (a) Fractografia da superfície de fratura de um corpo de prova de tração do Aço Nb-V na condição RT-400, fratura dúctil, 45x e (b) detalhes da região de fratura dúctil, 1000x e (c) 3000x, MEV



Por fim, a FIG. 5.5 apresenta a fractografia da seção transversal de um dos corpos de prova analisados na condição RT-450. Ainda, percebemos também mecanismo de ruptura dúctil, considerando a presença de *dimples*, observada na FIG. 5.5 – (c), bem como a TAB. 4 mostra que o corpo suportou deformação antes de fraturar, além do formato de “taça-cone”, característico de fratura dúctil, que pode ser visto na FIG. 5.5 – (a).

**Figura 5.5:** (a) Fractografia da superfície de fratura de um corpo de prova de tração do Aço Nb-V na condição RT-450, fratura dúctil, 50x e (b) detalhes da região de fratura dúctil, 1000x e (c) 5000x, MEV



É importante destacar que todos os corpos submetidos a tratamento térmico apresentaram mecanismo de fratura dúctil. Esse resultado reforça a hipótese de que a microestrutura bainítica constitui uma alternativa vantajosa em termos de resistência à tração especialmente no que se refere aos mecanismos de fratura uma vez que, em todas as condições analisadas, foi observado o comportamento desejado para aplicações ferroviárias.

## 6 CONCLUSÃO

O planejamento de tratamentos térmicos realizados no Aço Nb-V, com intuito de obter microestrutura bainítica, foi realizado com êxito, conforme comprovado pela análise microestrutural proveniente de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

O comportamento do material após tratamento térmico está em consonância com a metodologia proposta, ao determinar temperaturas adequadas de tratamento térmico do material, a fim de obter determinada microestrutura.

Foi observado aumento expressivo nas propriedades mecânicas do material quando comparado em estado de entrega e após tratamento térmico, para RT-350, RT-400 e RT-450.

Para valores de resistência ao escoamento e resistência limite à tração as amostras que apresentaram os melhores valores foram, respectivamente, RT-350, RT-400, RT-450 e EE, percebendo que a austêmpera teve influência positiva nessa propriedade, já que todos os corpos tratados termicamente tiveram valores superiores ao estado de entrega. Ainda, percebe-se que, quanto mais baixa a temperatura de tratamento térmico, maiores foram os valores de resistência.

Ainda que os valores de resistência tenham aumentado, o tratamento térmico é um caminho interessante para melhorar as propriedades do material já que a capacidade de deformação do material foi, inclusive, maior para as amostras tratadas termicamente do que para o estado de entrega, mesmo que o EE tenha tido valores de resistência menores.

Quanto à dureza Brinell, RT-450 e RT-350 tiveram desempenho semelhante, e, seguido de RT-400 e EE, respectivamente. Também mostrando que, para certas faixas de temperatura, o tratamento térmico melhorou essa propriedade.

Além de haver um desempenho superior por parte dos materiais tratados termicamente em comparação ao estado de entrega, eles também possuem desempenhos superiores aos requeridos pela Norma AREMA, em termos de dureza Brinell, tensão limite de escoamento por tração, tensão limite de resistência por tração e deformação percentual.

A análise fractográfica de todos os corpos de prova estão de acordo com o observado na análise microestrutural, indicando que, em todas as condições, o mecanismo de fratura predominante foi o dúctil.

Combinando todos os resultados obtidos, considerando mecanismo de fratura, valores para tensão limite de escoamento por tração, tensão limite de resistência por tração e dureza Brinell, bem como valores de deformação, conclui-se que o material submetido ao tratamento de austêmpera a 350°C apresentou o melhor desempenho, podendo, a partir dos resultados, ser considerado a melhor escolha para possível aplicação prática na indústria ferroviária.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

A partir do conhecimento adquirido durante a realização deste trabalho, sugere-se como possibilidades para trabalhos futuros:

A análise de outras propriedades mecânicas, como tenacidade à fratura, resistência à fadiga e ao desgaste, do mesmo material, tratado termicamente às mesmas condições do presente trabalho.

Realização de tratamento térmico de austêmpera em temperaturas inferiores à 350°C de forma a explorar o comportamento mecânico do material.

Realização uma caracterização microestrutural mais aprofundada, via Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET).

Repetir os ensaios de dureza com corpos de prova condicionados no forno de forma adequada.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGLAN, H.; FATEH, M. Fracture and fatigue crack growth analysis of rail steels. **Journal of Mechanics of Materials and Structures**. Stanford: v.2, n.2, p. 335-346, 2007.

AGLAN, H.; HASSAN, Z.; BHUYAN, M. Fracture behavior of bainitic and pearlitic rail steel webs. **Journal of Materials Science**, Washington, p. 1-3, 2004.

AREMA: AMERICAN RAILWAY ENGINEERING AND MAINTENANCE-OF-WAY ASSOCIATION. Manual for Railway Engineering. 2013.

ASTM E3. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. 2017.

ASTM E8M. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2016.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: theory and practice**. 3ª edição. Boca Raton: CRC Press, 2015. Disponível em <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2004/z/personal.pdf>.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties**. 4ª edição. Oxônia: Butterworth-Heinemann, 2017. 461 p.

DE BOER, H.; MASUMOTO, H. Niobium in rail steel. Dinslaken, p. 1-24, 2001.

GLADMAN, T.; MCIVOR, I.; PICKERING, F. **Some aspects of the structure – Property Relationship in High-Carbon Ferrite-Pearlite Steels**. 1972, p. 916-930.

HLAVATÝ, I.; SIGMUND, M.; KREJČÍ, L.; MOHYLA, P. The Bainitic Steels for Rails Applications. **Materials Engineering**, v. 16, n. 4, p. 44–50, 2009.

HYZAK, J.M.; BERNSTEIN, I. M. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. P. 1-8, 1976.

KAVISHE, F. P. L.; BAKER T. J. Effect of prior austenite grain size and pearlite interlamellar spacing on strength and fracture toughness of a eutectoid rail steel. **Materials Science and Technology**. Melbourne, p. 1-8, 1986.

MINICUCCI, D. J. **Desenvolvimento de aço microligado ao nióbio com microestrutura perlítica bainítica para rodas ferroviárias forjadas Classe D**. 2020. 222f. Tese (Doutorado em engenharia mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2020.

MOREIRA, L. P. **Influência de tratamentos térmicos na resistência à fadiga e ao desgaste de um aço alto carbono microligado ao Nb e V de aplicação ferroviária**. 2019. 142f. Tese (Doutorado em engenharia de materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2019.

RAY, A. **Niobium microalloyed rail steels**. 2017. 166f. Tese (Doutorado em Filosofia) – Universidade de Cambridge, Cambridge, 2017.

ROSA, R. **Operação Ferroviária - Planejamento, Dimensionamento e Acompanhamento**. Rio de Janeiro: LTC, 2016. E-book. ISBN 9788521630784. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788521630784/>.

SCHNEIDER, E. L. **Análise da vida remanescente de trilhos com defeitos transversais desgastados em serviço**. 2005. 98f. Tese (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2005.

SILVA, A.; MEI, P. **Aços e ligas especiais**. 3ª edição. São Paulo: Blucher, 2010. 664p.

TALEFF, E. M.; LEWANDOWSKI, J. J.; POURLADIAN B. Microstructure-Property Relationships in Pearlitic Eutectoid and Hypereutectoid Carbon Steels. **Springer Nature**, Berlin, p. 1-6, 2002.

XIAO-FEI, L. I.; LANGENBERG, P.; MÜNSTERMANN, S.; BLECK, W. Recent Developments of Modern Rail Steels. **HSLA Steels 2005**, v. 2, 2005.