

UNIVERSIDADE FEDERAL DE JUIZ DE FORA  
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

BRUNO NASCIMENTO DA COSTA

**TRATAMENTO TÉRMICO DE NORMALIZAÇÃO EM TRILHOS PERLÍTICOS  
SOLDADOS POR PROCESSO ALUMINOTÉRMICO: PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS**

JUIZ DE FORA

2021

BRUNO NASCIMENTO DA COSTA

**TRATAMENTO TÉRMICO DE NORMALIZAÇÃO EM TRILHOS PERLÍTICOS  
SOLDADOS POR PROCESSO ALUMINOTÉRMICO: PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a Faculdade de Engenharia da Universidade Federal de Juiz de Fora como requisito parcial para a obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Doutor em Engenharia Mecânica, Luiz Henrique Dias Alves.

JUIZ DE FORA

2021

Ficha catalográfica elaborada através do programa de geração automática da Biblioteca Universitária da UFJF, com os dados fornecidos pelo (a) autor (a)

da Costa, Bruno Nascimento.

Tratamento Térmico de Normalização Em Trilhos Perlíticos Soldados Por Processo Aluminotérmico: Propriedades Mecânicas e Microestruturais / Bruno Nascimento da Costa. -- 2021.

91 f. : il.

Orientador: Orientador: Luiz Henrique Dias Alves.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) - Universidade Federal de Juiz de Fora, Faculdade de Engenharia, 2021.

I. Henrique Dias Alves, Luiz, orient. II. Título

BRUNO NASCIMENTO DA COSTA

**TRATAMENTO TÉRMICO DE NORMALIZAÇÃO EM TRILHOS PERLÍTICOS  
SOLDADOS POR PROCESSO ALUMINOTÉRMICO: PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado a Faculdade de Engenharia da Universidade Federal de Juiz de Fora, como requisito parcial para a obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Aprovado 09 Março de 2021.

BANCA EXAMINADORA



---

Doutor em Engenharia Mecânica, Luiz Henrique Dias Alves  
Universidade Federal de Juiz de Fora



---

Doutor em Ciência e Engenharia dos Materiais, Raphael Fortes Marcomini  
Universidade Federal de Juiz de Fora



---

Doutor em Engenharia Mecânica, Moisés Luiz Lagares Júnior  
Universidade Federal de Juiz de Fora



## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus pela oportunidade de realizar o curso de graduação em uma instituição federal de qualidade com ótimos professores e infraestrutura. Agradeço a Deus por fornecer ferramentas para o aprendizado e aproveitamento do curso, possibilitando alcançar meus objetivos. Agradeço aos meus pais Erci Fernandes e Maria Aparecida por estarem sempre confiando em mim, apoiando e acreditando em meu potencial. Agradeço aos meus amigos mais próximos pelos momentos felizes e distraídos. Agradeço a Impacto Jr por fazer ver a Engenharia Mecânica com maior maturidade, e também a transformação pessoal e profissional possibilitada por experiências incríveis. Agradeço a Becton Dickinson pela oportunidade de trabalhar com pessoas incríveis e ótimos profissionais, atuando na engenharia de processos e projetos. Agradeço a Vale pelo projeto de estudo e pesquisa que possibilitou a presente monografia. Agradeço ao Dr. Luiz Henrique Dias Alves pela oportunidade de trabalharmos juntos nesta dissertação, proporcionando oportunidade para o desenvolvimento profissional, como também amostras que sustentam o desenvolvimento deste trabalho.

## RESUMO

O presente trabalho objetiva analisar trilhos eutetóides e hipereutetóides soldados pelo processo aluminotérmico que foram posteriormente tratados termicamente pelo processo de Normalização. Para sustentação dos resultados são comparadas as propriedades mecânicas de trilhos em 3 diferentes condições: informações fornecidas pelos fabricantes para trilhos novos, dados coletados para trilhos soldados pelo processo aluminotérmico, e dados coletados para trilhos soldados pelo processo aluminotérmico que receberam tratamento térmico de Normalização. Para análise dos resultados é apresentado ensaio de tração, ensaio de dureza, micrografias e fractografias. Foram utilizadas amostras de trilhos soldados eutetóides e hipereutetóides, os quais quando somente soldados apresentaram comportamento completamente frágil em campo como também quando em ensaios. Após tratamento térmico, os eutetóides recuperaram seu comportamento dúctil e tiveram aumento em aproximadamente 30% para a tensão máxima, alongamento 5 vezes maior quando comparado com a condição sem tratamento, e redução de área aproximadamente 9 vezes maior. Os hipereutetóides, apesar de ainda manterem uma tendência ao comportamento frágil, tiveram melhoras consideráveis em suas propriedades mecânicas com aumentos para a tensão máxima entre 20% e 25%, e alongamentos e reduções de área respectivamente superiores a 4 e 7 vezes maior quando comparados com a condição sem tratamento térmico.

Palavras-chave: Tratamento térmico; Propriedades mecânicas; Trilhos.

## **ABSTRACT**

The present work aims to analyze eutectoid and hypereutectoid rails welded through aluminothermic process that were heat treated according to the Normalization process. To support the results, the rails' mechanical properties were compared in 3 different circumstances: the data provided by the manufacturers for new rails, collected data for rails welded through the aluminothermic process, and collected data for rails welded through the aluminothermic process that received Normalization heat treatment. In the result analysis, tensile testing, hardness testing, micrographs and fractographs are presented. Samples of eutectoid and hypereutectoid welded rails were used, which when only welded exhibited completely fragile behavior in the field as well as in trials. After heat treatment, eutectoids recovered their ductile behavior and had an increase in maximum tension of approximately 30%, elongation 5 times greater when compared to the condition without treatment, and reduction of area approximately 9 times greater. The hypereutectoids, despite still having a tendency to fragile behavior, showed considerable improvements in their mechanical properties with increases greater than 20% in maximum tension, and stretches and reductions in area respectively greater than 4 and 7 times greater when compared to the condition without heat treatment.

Keywords: Heat treatment; Mechanical properties; Rails

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Modelo de esferas rígidas para as estruturas cristalinas CFC, CCC e HC. A) Célula cristalina CFC, B) Célula cristalina CCC, C) Célula cristalina HC .....	23
Figura 2 – Alotropia do ferro.....	24
Figura 3 – Diagrama Ferro-Carbono .....	25
Figura 4 - Mudanças de fase para uma liga Fe-C hipoeutetóide. ....	27
Figura 5 - Perlita e ferrita proeutetóide. ....	28
Figura 6- Mudanças de fase para uma liga Fe-C hipereutetóide .....	29
Figura 7 - Figura ilustrativa de uma microestrutura de um aço hipereutetóide.....	30
Figura 8 - Diagrama TTT ilustrativo para uma liga Ferro-Carbono Eutetóide. ....	31
Figura 9 - Espaçamento interlamelar a) Perlita Grossa b) Perlita fina .....	32
Figura 10- Diagrama de Tensão – Deformação de um material dúctil, aço com baixo teor de Carbono. ....	33
Figura 11 - Determinação do Limite de Resistência ao Escoamento através do Limite “n” de Escoamento.....	34
Figura 12 - Corpo de prova dúctil em ensaio de tração.....	34
Figura 13 - Corpo de prova em condição frágil para o ensaio de tração com superfície plana e perpendicular a direção da carga. ....	35
Figura 14 - Diagrama Tensão – Deformação Específica para um material em condições frágeis com tensão máxima igual a tensão de ruptura.....	35
Figura 15 - Ensaio de durezza tipo Rockwell.....	36
Figura 16 - Fotografia de uma fratura frágil, mostrando “marcas de sargento” em forma de “V” marcadas em azul, e setas em vermelho indicando a origem da trinca. ....	39
Figura 17- Fotografia de uma superfície de fratura frágil mostrando nervuras radiais em formato de leque. A seta em vermelho indica a origem da trinca, e as setas em azul realçam as nervuras as quais indicam a origem da trinca.....	39
Figura 18 - Tipos de fratura frágil e suas fractografias. A) Representação de uma fratura Transgranular, B) Representação de uma fratura Intergranular, C) Fractografia de uma fratura Transgranular, D) Fractografia de uma fratura Intergranular.....	40
Figura 19 - Fratura frágil por clivagem. ....	41
Figura 20 - Fratura dúctil.....	42
Figura 21 - Fratura dúctil.....	43
Figura 22- Tratamento térmico de Normalização para um aço Carbono hipoeutetóide. ....	45

Figura 23 - Curva de resfriamento contínuo de um aço hipoeutetóide a partir da austenitização completa do material. ....	46
Figura 24 - Perfil de dureza de um aço DIN 536 S900 soldado pelo processo aluminotérmico. ....	48
Figura 25 - Segmento de boleto utilizado para testes.....	51
Figura 26 - Diagrama de fases para a composição química dos trilhos Hipereutetóides (Super Premium) S2 e S16 (Thermo-Calc 2019b).....	52
Figura 27 - Diagrama de fase para a composição química do trilho Eutetóide (Premium) S1 (Thermo-Calc 2019b).....	52
Figura 28 - Ciclo de tratamento térmico empregado.....	53
Figura 29 - Corpos de prova assim que saíram do forno.....	54
Figura 30 - Corpos de prova sendo resfriados com ar forçado.....	54
Figura 31 - Corpos de prova já resfriados (20 minutos com ar forçado).....	55
Figura 32 - Metade da amostra S16 não utilizada para confecção de corpos de prova para ensaio de tração.....	55
Figura 33 - Dimensões padrões para teste de tração em barras maciças redondas segundo ASTM E8/E8M.....	56
Figura 34 - Imagem ilustrativa da máquina de ensaio utilizada (Emic DL 30000). ....	57
Figura 35 - Durômetro Rockwell normal analógico EQUILAM disponível no laboratório da Faculdade de Engenharia (UFJF). ....	58
Figura 36 - Ensaio de dureza nos corpos de prova após a realização do ensaio de tração.....	58
Figura 37 - Comparativo entre os valores médios de máxima tensão resistente para as 3 condições analisadas (Soldado sem tratamento, soldado com tratamento, e sem solda e sem tratamento).....	63
Figura 38 - Local de fratura dos corpos de prova.....	64
Figura 39 - Solda S1 normalizada evidenciando a estrição.....	64
Figura 40 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem próxima à borda da fratura.....	65
Figura 41 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem próxima à borda da fratura.....	66
Figura 42 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem próxima à borda da fratura.....	66
Figura 43 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem no centro da fratura.....	67

Figura 44 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem no centro da fratura. ....	67
Figura 45 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16. Imagem da borda. ....	68
Figura 46 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16. Imagem da borda. ....	69
Figura 47 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16. Imagem da borda. Ampliação da região central da figura 46.....	69
Figura 48 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16. Imagem do centro. ....	70
Figura 49 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16. Imagem do centro. Ampliação da região central da figura 48.....	70
Figura 50 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1. Imagem da borda. ....	71
Figura 51 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1. Imagem da borda. ....	72
Figura 52 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1. Imagem da borda ....	72
Figura 53 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1. Imagem do centro. ....	73
Figura 54 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1. Imagem do centro. ....	73
Figura 55 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1 sem o tratamento térmico de Normalização. ....	74
Figura 56 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16 sem o tratamento térmico de Normalização. ....	75
Figura 57 - Imagens de superfícies de fratura a) Aspecto da fratura frágil com superfície clivada e marcas de rio b) Aspecto da fratura dúctil com muitos simples.....	75
Figura 58 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova Hipereutetóide da solda S2. Aumento 5000 vezes.....	76
Figura 59 - Fotomicrografia obtida por MEV da solda S2 em corpo Hipereutetóide. Mesma região apresentada na figura 58, porém com maior aumento (10.000 X). ....	76
Figura 60 - Fotomicrografia obtida por MEV de outra região do corpo de prova Hipereutetóide da solda S2.....	77

Figura 61 - Fotomicrografia obtida por MEV da solda S2 em corpo Hipereutetóide. Mesma região apresentada na figura 60, porém com maior aumento (10.000 X). .....	77
Figura 62 - (Comparação das microestruturas a)Trilho novo sem solda e sem tratamento térmico b)Trilho soldado e normalizado.....	78
Figura 63 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova eutetóide da solda S1. .....	79
Figura 64 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova eutetóide da solda S1. .....	80
Figura 65 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova eutetóide da solda S1. .....	80
Figura 66 - Valores de dureza para corpos soldados pelo processo alumino térmico e temperados por normalização. Medições realizadas no metal base.....	82

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Extensão da malha ferroviária Brasileira e outros países.....	18
Tabela 2 - Limite “n” de escoamento para diferentes materiais.....	33
Tabela 3 - Características das escalas de dureza Rockwell.....	37
Tabela 4 - Condições experimentais das soldas Aluminotérmicas.....	49
Tabela 5 - Sequência de realização das soldas e parâmetros de experimentação.....	50
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem das amostras utilizadas na monografia.....	50
Tabela 7 - Composições dos trilhos utilizados. ....	51
Tabela 8 - Temperaturas de autenitização das amostras utilizadas .....	53
Tabela 9 - Dimensões dos corpos de prova utilizados .....	56
Tabela 10 - Propriedades mecânicas das soldas experimentais do projeto de solda .....	60
Tabela 11 - Propriedades mecânicas dos trilhos utilizados (Evraz e VoesAlpine) .....	61
Tabela 12 - Propriedades mecânicas dos trilhos tratados .....	62
Tabela 13 - Durezas encontradas para os trilhos soldados e tratados. Medições realizadas fora da região de solda e fora da ZAC. ....	81
Tabela 14 - Dureza dos trilhos.....	82



## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

°C	Graus Celsius
µm	Micrômetro
Al	Alumínio
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CCC	Cúbica de corpo centrado
CE	Carbono Equivalente
CFC	Cúbica de face centrada
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
Fe <sub>3</sub> C	Cementita
HC	Hexagonal compacto
HR	Dureza Rockwell
IBGE	Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
IIW	International Institute of Welding
Kgf	Quilograma-força
MA	Maranhão
MEV	Microscópico eletrônico de varredura
mm	Milímetros
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
S	Enxofre
S1	Solda 1
S16	Solda 16
S2	Solda 2
Si	Silício
UFJF	Universidade Federal de Juiz de Fora
USP	Universidade de São Paulo
V	Vanádio
X	Vezes

ZAC	Zona afetada pelo calor
$\alpha$	Ferrita
$\gamma$	Austenita
$\sigma$	Ferro delta
$\sigma_E$	Tensão Limite de Resistência ao Escoamento
$\sigma_{EN}$	Limite “n” de Escoamento
$\sigma_L$	Tensão Limite de Resistência
$\sigma_R$	Tensão de Limite à Ruptura

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>17</b>
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	17
1.2 JUSTIFICATIVA.....	19
1.3 ESCOPO DO TRABALHO .....	19
1.4 ELABORAÇÃO DOS OBJETIVOS.....	20
1.5 DEFINIÇÃO DA METODOLOGIA .....	21
1.6 ESTRUTURA DO TRABALHO .....	22
<b>2. REVISÃO DE LITERATURA .....</b>	<b>23</b>
2.1 ESTRUTURA DOS SÓLIDOS CRISTALINOS .....	23
2.2 DIAGRAMA DE FASES FERRO-CARBETO DE FERRO .....	24
2.3 LIGAS HIPOEUTETÓIDES .....	27
2.4 LIGAS HIPEREUTETÓIDES .....	28
2.5 DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA.....	30
2.6 ANÁLISE TENSÃO-DEFORMAÇÃO ESPECÍFICA.....	32
2.7 DUREZA.....	35
2.7.1 DUREZA ROCKWELL (HR).....	36
2.8 FALHAS .....	37
2.8.1 FRATURA FRÁGIL .....	38
2.8.2 FRATURA FRÁGIL - FRACTOGRAFIA .....	40
2.8.3 FRATURA DÚCTIL.....	41
2.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	43
2.9.1 NORMALIZAÇÃO.....	44
2.10 CARBONO EQUIVALENTE .....	46
2.11 SOLDAGEM ALUMINOTÉRMICA .....	47
2.12 PROPRIEDADES DA SOLDA ALUMINOTÉRMICA.....	47
<b>3. METODOLOGIA .....</b>	<b>49</b>
3.1 AMOSTRAS.....	49
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO .....	51

3.3	USINAGEM.....	55
3.4	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	56
3.5	ENSAIO DE DUREZA .....	57
3.6	ANÁLISE DA MICROESTRUTURA.....	59
3.7	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA.....	59
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS.....</b>	<b>60</b>
4.1	RESULTADOS PARA ENSAIO DE TRAÇÃO .....	60
4.2	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA .....	65
4.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	76
4.4	ENSAIO DE DUREZA .....	81
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>83</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>85</b>
	<b>ANEXO A – TERMO DE AUTENTICIDADE .....</b>	<b>88</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Em uma parceria firmada em 2014 entre a Vale S. A. e a Universidade de São Paulo (USP), e a criação de um modelo de pesquisa chamado Cátedra Roda-Trilho, diversas iniciativas surgiram de forma a fomentar o estudo e aprofundar os conhecimentos de engenharia sobre ferrovias.

Nesse cenário de parcerias a Universidade Federal de Juiz de Fora (UFJF) foi sugerida para integrar-se ao programa, e o representante e orientador indicado para o projeto na UFJF foi o professor Luiz Henrique Dias Alves.

Na data de julho de 2019 ingressei-me no projeto Vale Soldas, projeto pertencente ao modelo de pesquisa mencionado anteriormente, e junto ao professor Luiz Henrique Dias Alves trabalhamos na caracterização de soldas.

As atividades desenvolvidas durante o projeto constituíram-se de análises micrográficas, macrográficas e perfis de dureza em seções de trilho e componentes ferroviários processados em diferentes condições de experimento. Durante essa jornada foi proposto a avaliação do efeito do tratamento térmico de Normalização em trilhos ferroviários soldados pelo processo aluminotérmico submetidos a diferentes condições de processamento (Espaçamento entre trilhos, temperatura de pré-aquecimento, e concentração de carbono).

O estudo foi desenvolvido sobre amostras do processo de solda realizado em 2016 por alunos da UFJF e a equipe técnica da Vale, no qual as primeira amostras ensaiadas apresentaram comportamento frágil em ensaios de tração como também na aplicação em campo.

Assim, o presente trabalho irá navegar sobre o efeito do tratamento térmico de Normalização sobre as propriedades mecânicas e micrográficas de trilhos vignole perlíticos soldados.

O presente estudo constituiu-se como parte dos entregáveis a Vale S. A.

### 1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O Brasil é um país de dimensões continentais, 8.510.295,914 km<sup>2</sup> (IBGE), e com uma produção significativa de commodities, principalmente minerais e agricultura (AGENCIA BRASIL, 2012).

O transporte ferroviário é adequado ao transporte de cargas em grandes volumes e longas distâncias, e é tido como o melhor custo benefício energético para países de grandes dimensões como o Brasil (AGENCIA BRASIL, 2012).

Segundo o Ministério da Infraestrutura, o Brasil possui 15% da sua logística de transporte de grandes volumes de mercadorias e insumos centrados no transporte ferroviário, contando com 29 mil quilômetros de ferrovias, e estando apenas 20 mil em operação (AGENCIABRASIL, 2021).

Estes valores são baixos frente a oportunidade de expansão considerando a extensão territorial, a representação de commodities como minerais e agricultura na economia brasileira, como também quando comparados com outros países como pode ser observado na tabela 1.

Tabela 1 - Extensão da malha ferroviária Brasileira e outros países.

<b>País</b>	<b>Malha ferroviária (km)</b>
Estados Unidos	293.564
China	124.000
Rússia	87.157
Canadá	77.932
Índia	68.525
Alemanha	43.468
Argentina	36.917
Brasil	29.000

Fonte: Adaptado de <<https://agenciabrasil.ebc.com.br/economia/noticia/2020-10/ministerio-da-infraestrutura-entregara-planos-de-logistica-ate-2050#:~:text=A%20Ferrovia%20Norte%2DSul%2C%20em,1.550%20quil%C3%B4metros%2C%20leiloados%20em%202019>>

Segundo o Secretário Nacional de Transportes Terrestres do Ministério da Infraestrutura, Marcello Costa, existem planos de ampliação e renovação da malha ferroviária brasileira, e o atual Planejamento Nacional de Logística objetiva chegar a 31,32% de participação ferroviária na logística brasileira até a data de 2025 (AGENCIABRASIL, 2012).

Os trilhos, os quais são um dos principais componentes das ferrovias, são alvo de constante pesquisa e desenvolvimento, e assim faz-se necessário o melhor entendimento das propriedades dos trilhos e formas de otimização, principalmente quanto à região de solda e a

zona afetada pelo calor (ZAC). São nestas regiões onde existe a maior tendência para defeitos e fraturas em trilhos longos soldados devido a falhas e defeitos nas soldas, os quais impactam diretamente no desempenho operacional da ferrovia. (LAWRENCE, 2014).

O tratamento de normalização em trilhos soldados é capaz de otimizar as propriedades mecânicas na região da solda e no entorno dela, e este trabalho objetiva estudar o impacto sobre as propriedades mecânicas como dureza, limite de resistência a tração, limite de resistência ao escoamento, microestrutura, e tipo de fratura para trilhos com composição eutetóide e hipereutetóide tratados termicamente por Normalização com resfriamento a ar forçado.

## 1.2 JUSTIFICATIVA

Este trabalho constitui-se como parte integrante do projeto Vale S. A. Soldas, desenvolvido através da parceria entre o professor Luiz Henrique Dias Alves, docente da faculdade de Engenharia na UFJF, e a empresa Vale.

O projeto constituiu-se do acompanhamento em soldas com diferentes perfis de desgaste e condições de experimento, realizando para isso análises micrográficas, macrográficas, e mapeamento de durezas.

Este trabalho objetivou estudar o impacto do tratamento térmico de Normalização em juntas soldadas. Foram exploradas as propriedades de dureza, limite de resistência ao escoamento e à ruptura, comportamento frágil e dúctil sob a ótica de fractografias e ensaios de tração, como também a estrutura micrografia das amostras soldadas e tratadas.

Embora para o estudo tenha sido utilizadas amostras sob diferentes parâmetros de soldagem, estes não serão discutidos, e o foco está no impacto do tratamento térmico de Normalização em trilhos eutetóide e hipereutetóides.

## 1.3 ESCOPO DO TRABALHO

Em 2016 no projeto firmado entre a UFJF e a empresa Vale, projeto Cátedra Roda-Trilho, alunos da instituição e a equipe de campo da Estrada de Ferro Carajás, sediada em São Luiz do Maranhão – MA, realizaram soldas aluminotérmicas em um segmento de via utilizado para testes da própria Estrada de Ferro Carajás.

A realização dos testes seguiram os procedimentos estabelecidos pelo fornecedor do kit de solda, e os parâmetros espaçamento entre trilhos, tempo de pré aquecimento, e carbono

equivalente dos trilhos variaram entre 2 possíveis valores, o que totalizou 8 diferentes configurações de soldas aluminotérmicas, e para cada condição foram realizadas 2 soldas, totalizando 16 soldagens.

As 16 amostras foram então enviadas para Governador Valadares, onde foram cortadas e preparadas para testes a serem realizados em Juiz de Fora na UFJF. As amostras então em Juiz de Fora foram analisadas quanto à sua composição, perfil de dureza, limite de resistência tração e ao escoamento, como também fractografia.

Os resultados desses trabalhos apontaram para uma fragilidade das amostras quando ensaiadas em teste de tração, e também apresentaram comportamento frágil quando da ruptura em campo.

Entre as amostras do projeto de solda pela equipe da UFJ tivemos algumas que não foram utilizadas naquela data. Para as amostras que sobraram foram fornecidas pelo professor Luiz Henrique Dias Alves 3 corpos de prova para ser estudado o efeito do tratamento térmico de Normalização sobre as propriedades mecânicas desses seguimentos de trilhos.

As 3 amostras foram tratadas térmicamente, usinadas para confecção de 5 corpos de prova para ensaio de tração (2 amostras geraram 2 corpos de prova cada, e 1 amostra gerou apenas 1 corpo de prova), e posteriormente tracionadas até a ruptura. Em sequência com os materiais segmentados foram realizados fractografias, micrografias, e medição de durezas.

#### 1.4 ELABORAÇÃO DOS OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é analisar o efeito do tratamento térmico de Normalização para um trilho soldado pelo processo Aluminotérmico. Para a análise do efeito da Normalização temos os seguintes objetivos específicos:

1. Entender o resultado do tratamento de Normalização na tensão limite de escoamento e tensão limite de ruptura para trilhos eutetóides e hipereutetóides soldados pelo processo aluminotérmico;
2. Analisar o efeito do tratamento térmico de Normalização sobre a forma de ruptura de um corpo ensaiado por tração axial, fazendo uso para isso de microscópicos eletrônicos de varredura (MEV) para obtenção de fractografias;
3. Analisar a microestrutura de trilhos eutetóides e hipereutetóides na região da solda aluminotérmica tratados termicamente por Normalização;



4. Comparar o perfil de dureza de trilhos soldados aluminotérmicamente e normalizados com as informações segundo trilhos novos fornecidos pelos fabricantes;
5. Concluir através dos tópicos anteriores (1 a 4) sobre a viabilidade do tratamento térmico de Normalização para trilhos eutetóides e hipereutetóides soldados pelo processo aluminotérmico para 2 diferentes condições de gap e temperatura de pré aquecimento.

Não constitui como parte deste trabalho a análise da influência dos parâmetros de solda nas propriedades mecânicas do trilho.

### 1.5 DEFINIÇÃO DA METODOLOGIA

Através das análises das soldas aluminotérmicas realizadas no projeto Cátedra Roda-Trilho ficou evidente o comportamento frágil das amostras quando ensaiadas sobre tração e quando da ruptura em campo.

Entre as amostras desse projeto de solda realizado em 2016, 3 corpos de provas de aproximadamente 190 mm com a região de solda Aluminotérmica em seu interior foram fornecidas pelo professor Luiz Alves. Todas as amostras correspondiam à região do boleto do trilho.

Os 3 corpos de prova, 2 de composição hipereutetóide e 1 eutetóide, foram austenitizados através de uma mufla convencional com atmosfera não controlada e posteriormente resfriados sob ar forçado através de um ventilador de mesa de 30 cm (Diâmetro da hélice).

Os corpos de prova foram usinados e então confeccionados 5 amostras para ensaio de tração seguindo a norma ASTM E8/E8M, entre os quais tivemos 2 eutetóides e 3 hipereutetóides. Todas as amostras foram ensaiadas na máquina de ensaio de tração Emic DL 30000, capturando os valores de tensão de escoamento e tensão de máxima resistência.

Os corpos resultantes dos ensaios de tração foram então preparados para posterior análise micrográfica em um MEV para análises micrográficas e fractográficas. Por fim realizou-se ensaio de dureza através de durômetro analógico Rockwell sendo coletados 6 pontos de dureza.

O detalhamento da metodologia e os resultados alcançados serão descritos nos itens 3 e 4.

## 1.6 ESTRUTURA DO TRABALHO

O presente trabalho está construído em torno do efeito do tratamento térmico de Normalização sobre as propriedades mecânicas e microestruturas de trilhos soldados pelo processo aluminotérmico.

O capítulo 1 e seus subcapítulos discorrem sobre a motivação que levou a escolha do tema e o objetivo a ser atingido no final do estudo, como também apresentar o trabalho e suas relações com as instituições interessadas nesse desenvolvimento. Dentro desse capítulo é apresentado também de forma bem sucinta a trajetória seguida no desenvolvimento e realização de todas as análises que sustentam os resultados a serem alcançados.

O capítulo 2 aborda todos os temas que fazem-se necessários para o entendimento do desenvolvimento realizado, e também aborda todos os termos, definições e fundamentos necessários para alcançar as respostas para os questionamentos colocados como objetivos específicos deste trabalho.

O capítulo 3 é sobre como foram realizadas as análises e testes com os corpos de prova que foram utilizados neste trabalho, fazendo a apresentação dos equipamentos, laboratórios, métodos e normas que nortearam a realização prática das atividades.

O capítulo 4 apresenta os resultados alcançados com todos os testes realizados, fazendo a apresentação de valores encontrados para ensaios de dureza e tração, como também as micrografias e fractografias obtidas em MEV.

O capítulo 5 faz a análise dos resultados obtidos na seção anterior e os compara com os resultados esperados, como também com outros trabalhos já desenvolvidos sobre o mesmo tema, respondendo os objetivos específicos deste trabalho e que motivaram todo o desenvolvimento.

## 2. REVISÃO DE LITERATURA

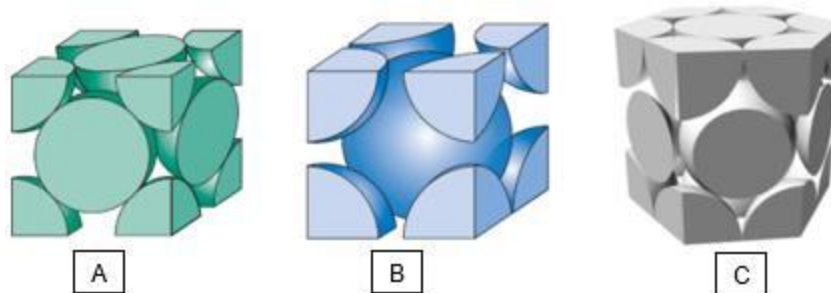
### 2.1 ESTRUTURA DOS SÓLIDOS CRISTALINOS

Os materiais podem ser classificados quanto à sua organização atômica em longas distâncias. Aqueles que possuem um padrão o qual se repete e possui uma previsibilidade da estrutura são chamados Cristalinos. Aqueles em que a ordem atômica está ausente são chamados Amorfos, ou Não Cristalinos (CALLISTER et al, 2016).

Para os sólidos cristalinos algumas propriedades são definidas pelo seu arranjo atômico, ou seja, a forma como os átomos, íons ou moléculas estão organizados. Para os sólidos cristalinos a menor unidade que define o padrão organizacional dos átomos é chamada Célula Cristalina, e normalmente trata-se de um paralelepípedo (CALLISTER et al, 2016).

Para os metais a ligação atômica é metálica, e para o modelo de esferas rígidas cada esfera representa um núcleo. Nos metais três estruturas cristalinas são encontradas para a maioria dos casos: cúbica de face centrada (CFC), cúbica de corpo centrado (CCC), e hexagonal compacta (HC) (CALLISTER et al, 2016).

Figura 1 - Modelo de esferas rígidas para as estruturas cristalinas CFC, CCC e HC. A) Célula cristalina CFC, B) Célula cristalina CCC, C) Célula cristalina HC



Fonte: Adaptado de CALLISTER et al (2016)

Para alguns metais, como também para ametais, podem existir mais de uma estrutura cristalina a depender tanto da temperatura e da pressão externa. Este fenômeno é chamado polimorfismo. O ferro é um metal polimorfo, o qual pode apresentar-se em mais de uma fase (CALLISTER et al, 2016).

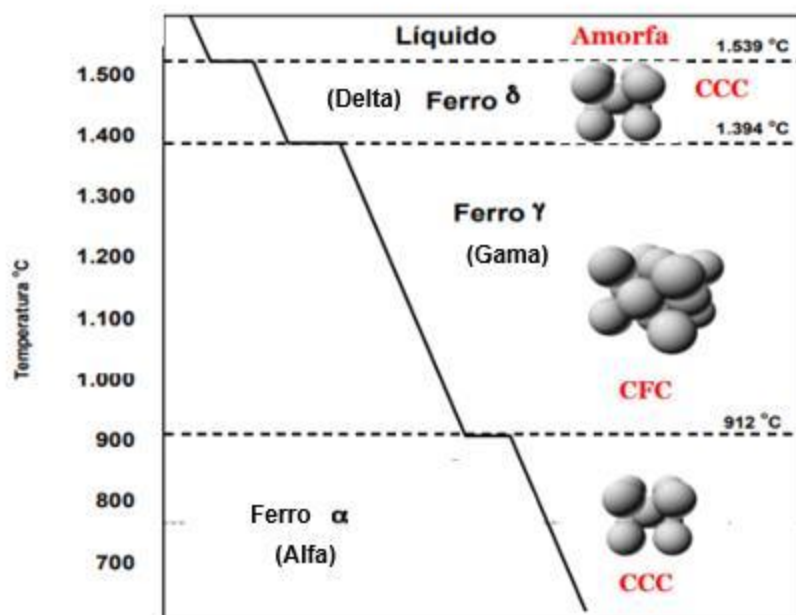
O ferro puro ao ser aquecido apresenta duas mudanças da sua estrutura cristalina antes de se fundir, mudando entre a Cúbica de Face Centrada e Cúbica de Corpo Centrada, sofrendo

duas transformações polimórficas. A forma CCC apresenta-se nas formas “ $\delta$ ” e “ $\alpha$ ”, e na CFC apresenta-se na forma alotrópica “ $\gamma$ ” (CALLISTER et al, 2016).

A forma “delta” (CCC) aparece no momento em que temos a solidificação do ferro e permanece assim até a temperatura de 1394 °C. Neste momento em decorrência de forças atômicas temos uma reorganização dos átomos no retículo cristalino e então o ferro assume a forma “gama” (CFC), e assim permanece até a temperatura de 912 °C. Abaixando mais a temperatura o ferro assume a organização CCC, correspondendo à forma alotrópica “alfa”, a qual permanece até a temperatura ambiente (CHIAVERINI, 2008).

Abaixo é possível observar essas fases como também suas representações das células cristalinas no modelo de esfera rígida.

Figura 2 – Alotropia do ferro



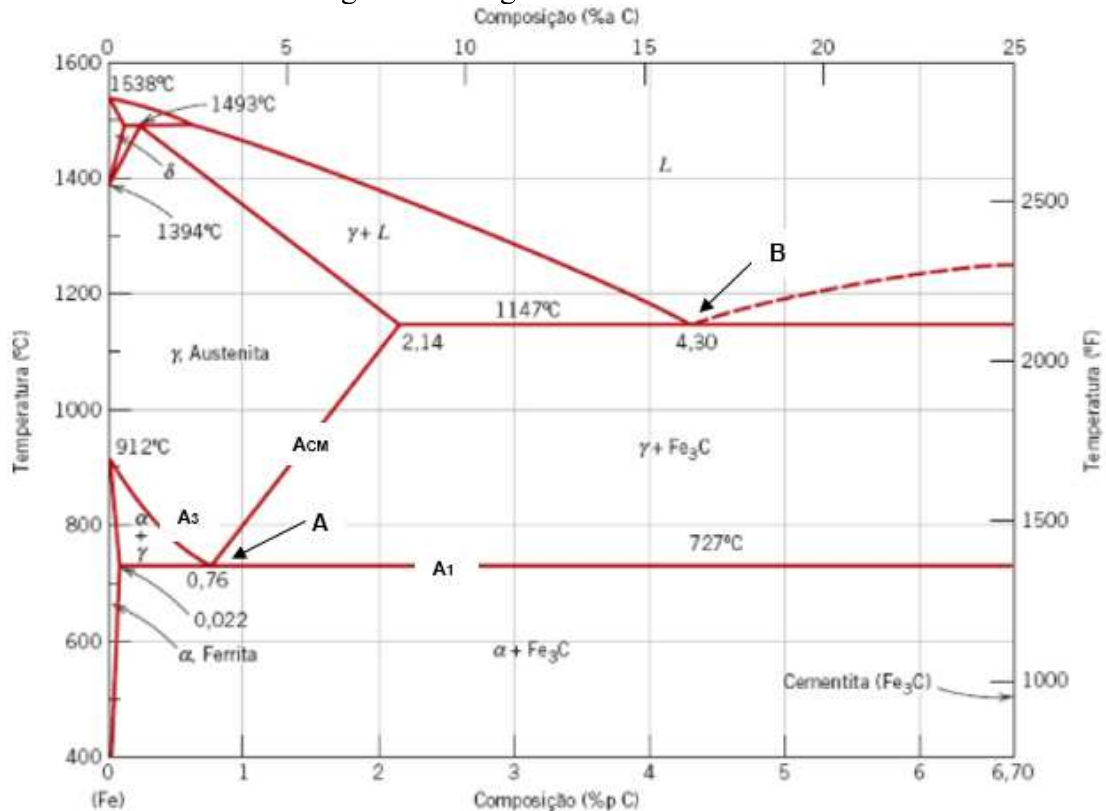
Fonte: Adaptado de <http://professor.pucgoias.edu.br/SiteDocente/admin/arquivosUpload/6739/material/Aula%2006-%20Estrutura%20cristalina%20dos%20metais.pdf>.

## 2.2 DIAGRAMA DE FASES FERRO-CARBETO DE FERRO

A fase “ $\alpha$ ”, aquela presente em temperatura ambiente é também chamada de ferrita, e a fase “ $\gamma$ ” de austenita. Abaixo é possível observar o diagrama de fases ferro-carbeto de ferro ( $Fe - Fe_3C$ ), onde ao caminhar ao longo do eixo vertical é possível observar também essas

mudanças de fase para até a concentração de 0,022 % de Carbono. Para concentrações superiores a esta mais de uma fase pode estar presente e então temos sistemas binários.

Figura 3 – Diagrama Ferro-Carbono



Fonte: Adaptado de CALLISTER et al (2016)

O eixo horizontal da figura 3, aquele que descreve a concentração de C (Carbono) na composição, estende-se até a concentração de 6,7% C, a partir da qual forma-se o composto intermediário Carbeto de ferro, também chamado de Cementita ( $Fe_3C$ ). Quando para o diagrama Ferro-Carbono tivermos a concentração de 6,7% C, todo o carbono estará na forma Cementita (100%  $Fe_3C$ ), e a fase “alfa” não existirá mais (CALLISTER et al, 2016).

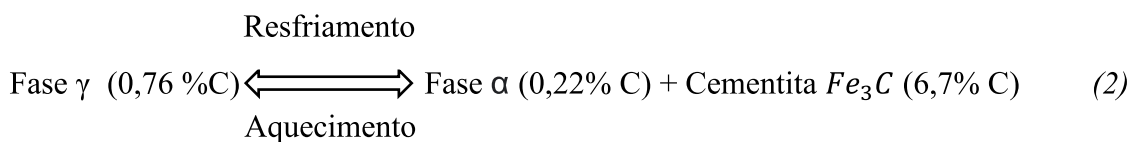
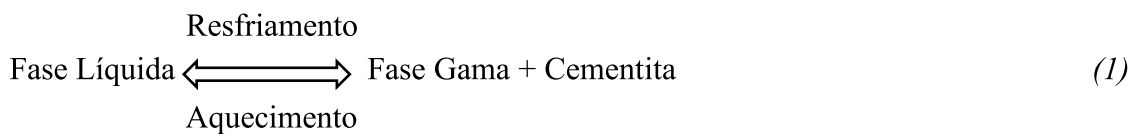
A ferrita “ $\alpha$ ” (CCC) é capaz de armazenar somente pequenas concentrações de Carbono, e esta concentração máxima é igual a 0,022 %C para a temperatura de 727 °C. Para uma concentração maior de Carbono todo o excesso se precipitará na forma de Carbeto de Ferro ( $Fe_3C$ ). Quanto às suas propriedades mecânicas, é relativamente macia e pode tornar-se magnética a temperaturas inferiores a 768 °C (CALLISTER et al, 2016).

A fase austenita, ou ferro “ $\gamma$ ”, possui solubilidade máxima de Carbono igual a 2,14% a uma temperatura de 1147 °C. Essa capacidade de acomodar os átomos de Carbono na fase Austenita

(Aproximadamente 100 vezes maior) corresponde às maiores posições intersticiais na estrutura cristalina CFC, e então a capacidade de acomodação dos átomos de Carbono é muito maior (CALLISTER et al, 2016).

Quanto à fase Carbeto de Ferro ( $Fe_3C$  - Cementita), com 6,67% de Carbono e 93,33% de Ferro, esta pode estar presente tanto em conjunto com a ferrita “alfa” como também com a Austenita (Ferro gama). Para a ferrita esta fase estará presente quando o limite de solubilidade do Carbono no retículo CCC da ferrita exceder 0,022%, o qual acontece a uma temperatura de 727 °C. Para a Austenita o Carbeto de Ferro estará presente entre as temperaturas de 727 °C e 1147 °C, concentração de Carbono superior a 0,76%, e também sempre abaixo da linha Acm no diagrama. Quanto às suas propriedades mecânicas é dura e frágil, e sua presença em aços (Concentração de Carbono entre 0,006 e 2,14) eleva a resistência mecânica (CALLISTER et al, 2016).

Na figura 3 acima é possível observar também dois pontos os quais estão marcados como “A” e “B”, os quais são chamados respectivamente de Ponto Eutetóide e Ponto Eutético. A seguir temos as equações de transformação desse pontos, e que envolvem 3 diferentes fases.

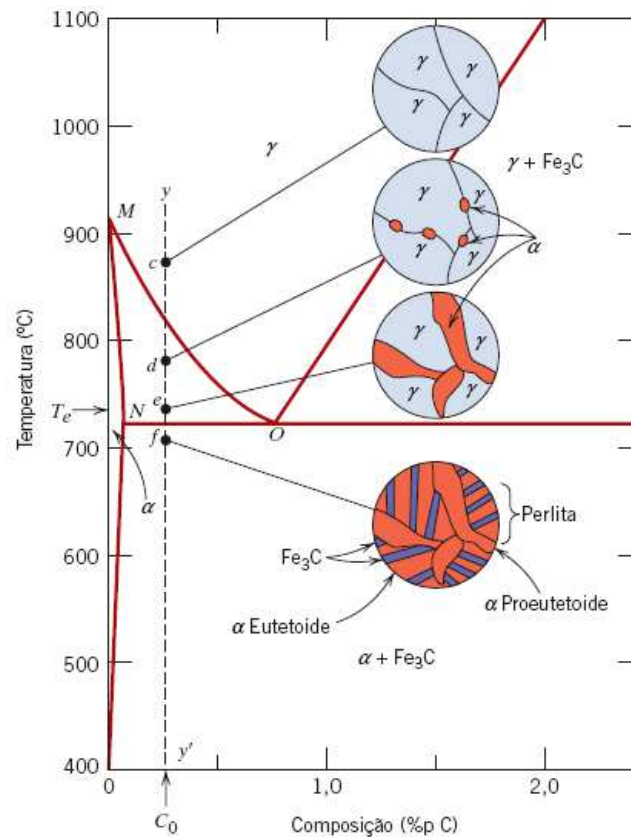


A reação acima rege o comportamento de ligas eutetóides (0,76 %C), e a microestrutura resultante desse processo é a Perlita. A Perlita é formada pelas fases Ferrita e Cementita, as quais apresentam-se sob a forma de lamelas alternadas, e um conjunto de lamelas alternadas entre Ferrita e Cementita organizados na mesma direção constitui um grão, ou colônia. No resfriamento do metal formam-se diversos grãos, pois o Carbono difunde-se apenas por pequenas distâncias, e quanto maior a temperatura maior é a capacidade de difusão do Carbono através da Ferrita para a Cementita, determinando então as espessuras das lamelas e então as propriedades mecânicas dos metais (CALLISTER et al, 2016).

### 2.3 LIGAS HIPOEUTETÓIDES

Ligas hipoeutetóides são aquelas que possuem concentração de Carbono entre 0,022% e 0,76%. O resfriamento de uma liga com essa concentração de carbono de uma temperatura na qual tenhamos a estrutura toda austenizada até a temperatura ambiente resultará em perlita mais ferrita proeutetóide. A ferrita proeutetóide é aquela que formou-se no campo onde coexistem as fases ferrita “ $\alpha$ ” e Austenita, e continuou a resfriar-se passando pela temperatura do ponto eutetóide e atingindo a temperatura ambiente.

Figura 4 - Mudanças de fase para uma liga Fe-C hipoeutetóide.



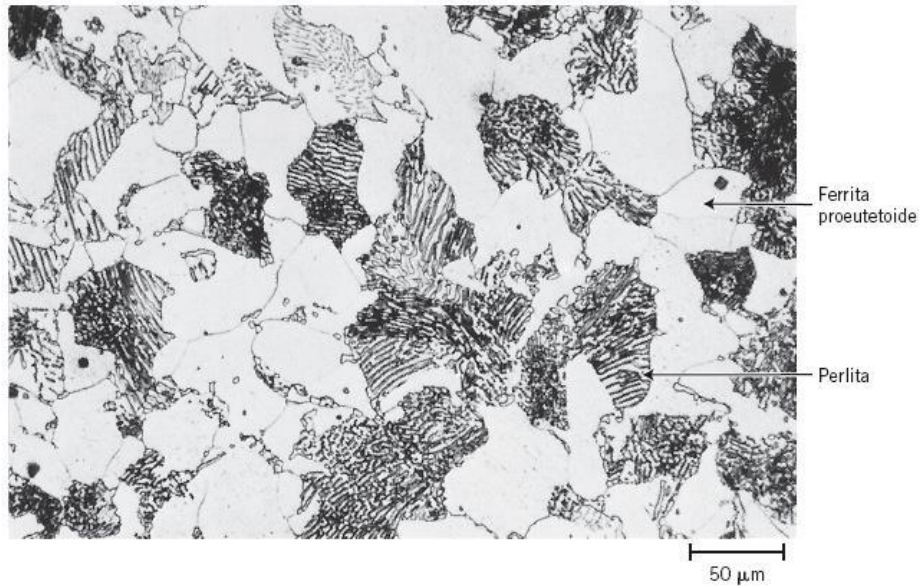
Fonte: CALLISTER et al, (2016)

Na figura acima é possível perceber a nucleação da ferrita nos contornos de grãos da Austenita ao cruzar-se a curva MO, e o seu crescimento ao aproximar-se da temperatura do ponto eutetóide (727 °C). Exatamente antes dessa temperatura a ferrita terá concentração de 0,022 %C, e a Austenita terá a concentração do ponto eutetóide (0,76 %C), e virtualmente não ocorrerá qualquer alteração na fase “alfa” ao cruzar-se a temperatura de 727°C. Portanto, teremos ferrita presente na Perlita e também na fase que formou-se ao resfriar na região de Ferrita mais Austenita. Abaixo uma micrografia onde podemos ver a microestrutura resultante



de um aço hipoeutetóide ao ser resfriado lentamente desde a temperatura de Austenitização completa do material até a temperatura ambiente (CALLISTER et al, 2016).

Figura 5 - Perlita e ferrita proeutetoide.



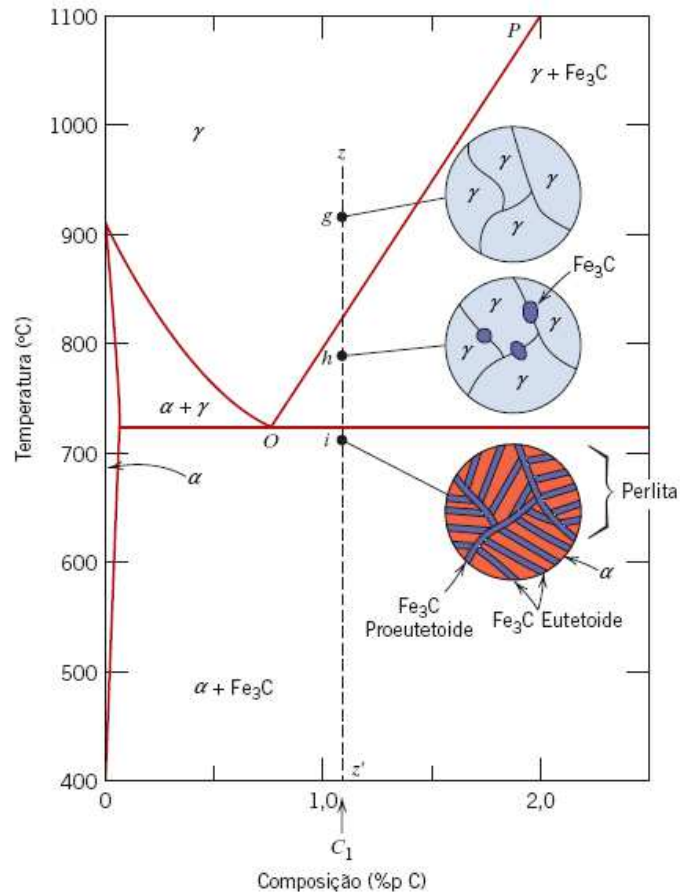
Fonte: CALLISTER et al (2016)

## 2.4 LIGAS HIPEREUTETÓIDES

Ligas Hipereutetóides são aquelas que possuem concentração de Carbono entre 0,76% e 2,14%. Nos contornos de grãos da Austenita nucleiam-se grãos de cementita ao cruzar-se a curva PO a partir do resfriamento (Figura 6), campo onde coexistem as fases Austenita e Cementita.



Figura 6 - Mudanças de fase para uma liga Fe-C hipereutetóide



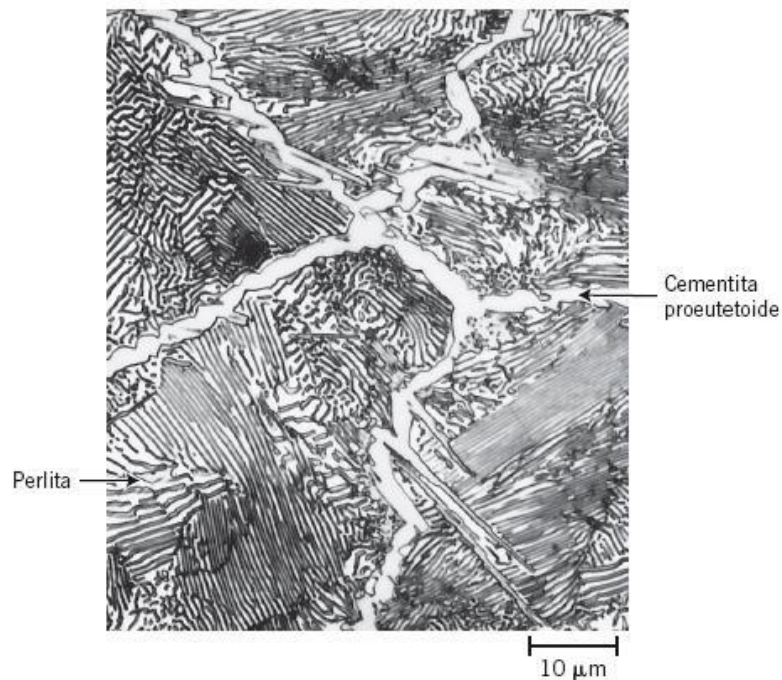
Fonte: CALLISTER et al (2016)

A Cementita a formar-se antes da temperatura do ponto eutetóide recebe o nome Cementita Proeutetóide, e possui a mesma concentração de carbono desde sua nucleação até atingimento da temperatura ambiente (6,7% C) (CALLISTER et al, 2016).

A Austenita restante move-se em composição para a concentração de 0,76% de Carbono, e o excedente está na forma de Cementita Proeutetóide. Toda a Austenita a 0,76% de Carbono converte-se em Perlita, e a microestrutura resultante será Perlita e Cementita Proeutetóide (CALLISTER et al, 2016).

A seguir uma micrografia onde podemos perceber a microestrutura de um aço hipereutetóide com 1,14% de Carbono.

Figura 7 - Figura ilustrativa de uma microestrutura de um aço hipereutetóide



Fonte: CALLISTER et al (2016)

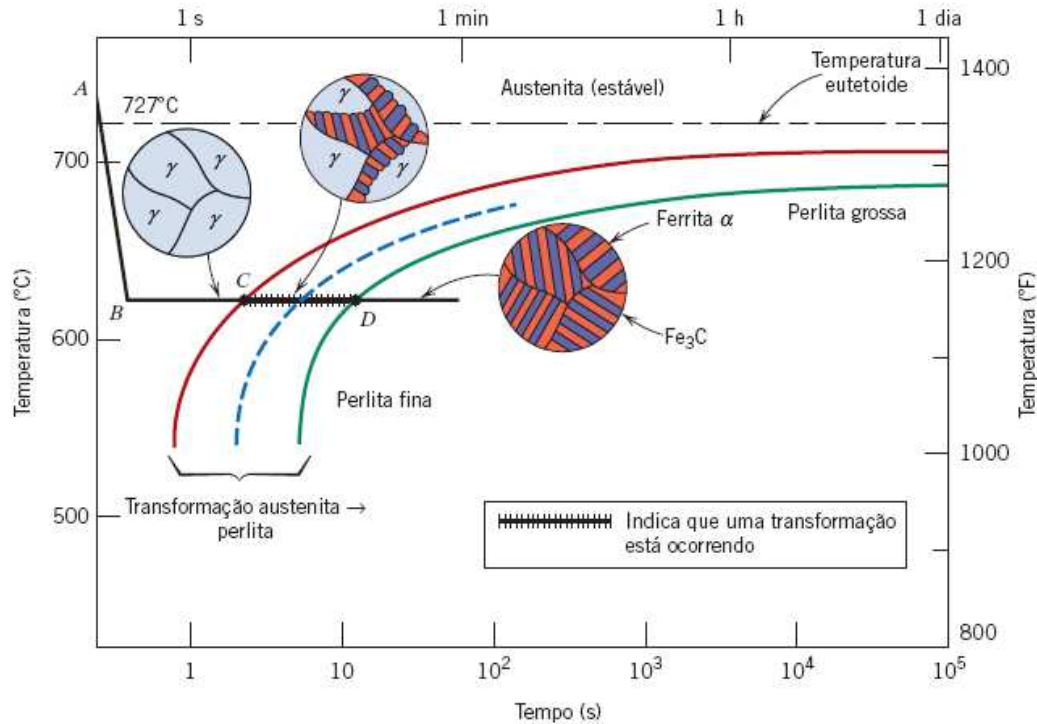
## 2.5 DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA

Quando aquecido um material a temperatura superior à zona crítica para a sua concentração de Carbono, teremos a austenitização completa do material. Após o material atingir esse estado, seja ele hipoeutetóide, eutetóide, ou hipereutetóide, a taxa de resfriamento em seguida determinará a estrutura do material e então suas propriedades mecânicas (CALLISTER et al, 2016).

Além da taxa de resfriamento, a temperatura desempenha um papel importante na transformação microestrutural do material. É comum para a previsibilidade utilizar diagramas que através da informação da taxa de resfriamento e o tempo que o material foi submetido a uma temperatura constante após um resfriamento prévio, tornem possível determinar a microestrutura final. Esses diagramas são chamados de diagramas de transformações isotérmicas, ou também gráficos transformação-tempo-temperatura (TTT) (CALLISTER et al, 2016).

Na figura 8 é possível observar o diagrama no qual temos ilustrado a transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide. No eixo vertical temos a temperatura e no horizontal o tempo em escala logarítmica.

Figura 8 - Diagrama TTT ilustrativo para uma liga Ferro-Carbono Eutetóide.

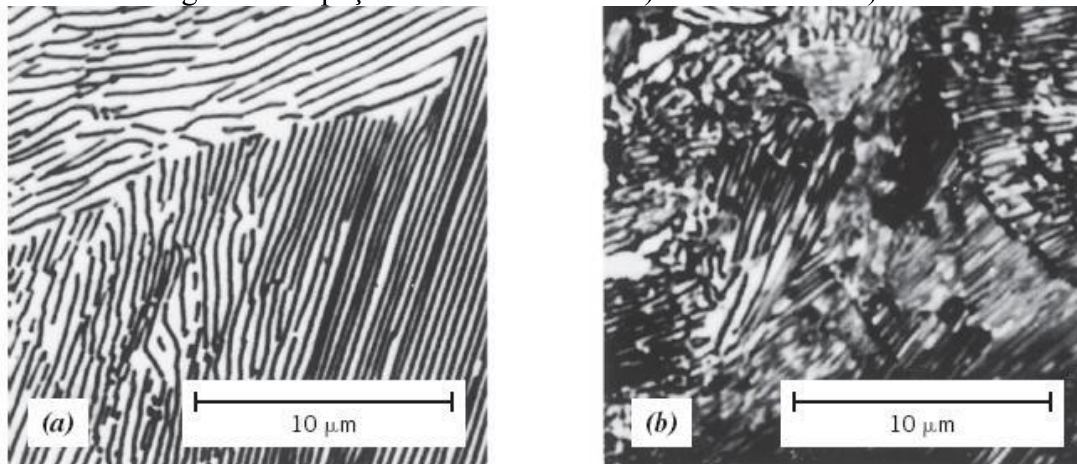


Fonte: CALLISTER et al (2016)

A linha ABCD na figura acima representa a taxa de resfriamento e a permanência do aço a uma temperatura constante por um determinado intervalo de tempo. O resultado da transformação é dependente da temperatura a qual é iniciada a transformação, e então também da taxa de resfriamento. O resultado da transformação acima é Perlita.

Quanto à espessura das camadas de ferrita e cementita estas são dependentes da temperatura na qual a transformação ocorre: em temperaturas logo abaixo da eutetóide (taxas de resfriamento muito pequena) são produzidas camadas relativamente grossas de ferrita e cementita, e então resulta em Perlita Grossa. Com a diminuição da temperatura de transformação (resfriando rapidamente o material e o mantendo a uma temperatura constante até o término da reação), são formadas estruturas com camadas finas, e então temos uma Perlita Fina. A seguir duas micrografias onde é possível perceber a diferença na granulação e espessura das lamelas para uma Perlita Fina e uma Perlita Grossa, as quais são obtidas por um aço eutetóide resfriado a diferentes taxas.

Figura 9 - Espaçamento interlamelar a) Perlita Grossa b) Perlita fina



Fonte: CALLISTER et al (2016)

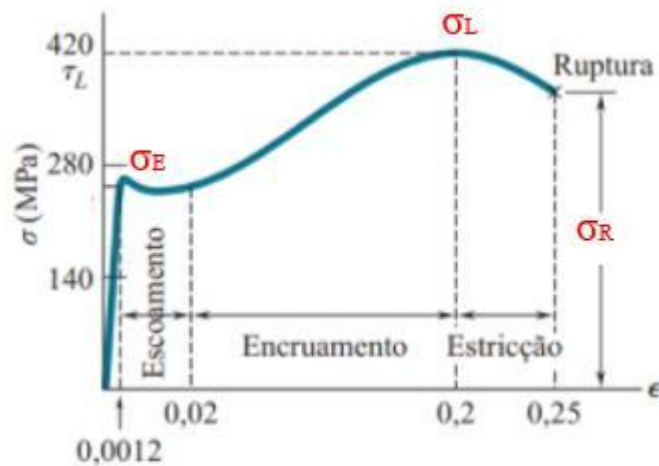
## 2.6 ANÁLISE TENSÃO-DEFORMAÇÃO ESPECÍFICA

Para determinação de algumas propriedades mecânicas de um material, como módulo de elasticidade, comportamento elástico e plástico, e se o material é dúctil ou frágil, é comum a utilização do digrama tensão – deformação específica. Para obtenção do digrama geralmente executa-se um ensaio de tração em um corpo de prova do material, onde é observado o incremento de força através da seção transversal do corpo de ensaio em função da deformação ou não do material, deformação a qual é função do alongamento pelo comprimento inicial do corpo de prova (BEER et al, 2013).

$$\text{Deformação} = \epsilon = \frac{\text{Comprimento final} - \text{Comprimento inicial}}{\text{Comprimento inicial}} \quad (3)$$

Os materiais dúcteis são caracterizados por sua capacidade de escoar na temperatura ambiente, o que é causado por deslizamento do material ao longo de superfícies oblíquas devido às tensões de cisalhamento. A ruptura ocorre ao longo de uma superfície cônica formando um ângulo de 45° com a carga, exatamente o plano em que as tensões de cisalhamento são máximas. A tensão na qual o escoamento é iniciado é chamado Limite de Resistência ao Escoamento,  $\sigma_E$ , a tensão correspondente à carga máxima do material é chamado Tensão Limite de Resistência,  $\sigma_L$ , e a tensão correspondente à ruptura é chamada de Tensão de Resistência à Ruptura,  $\sigma_R$  (BEER et al, 2013).

Figura 10- Diagrama de Tensão – Deformação de um material dúctil, aço com baixo teor de Carbono.



Fonte: Adaptado de BEER et al (2013)

Alguns materiais não apresentam o comportamento de possuírem o escoamento constante para um valor de tensão enquanto a deformação aumenta e o início do escoamento pode não ser nítido. Para esses casos convencionou-se adotar uma deformação padrão que corresponda ao limite de escoamento, o qual é conhecido como Limite “n” de Escoamento,  $\sigma_{EN}$ , o qual é função do material (GARCIA et al, 2000).

Esse método pode ser aplicado também para materiais como o Alumínio, o qual não possui uma parte horizontal na curva Tensão-Deformação (BEER et al, 2013). A tabela a seguir exemplifica as situações possíveis para o coeficiente “n”:

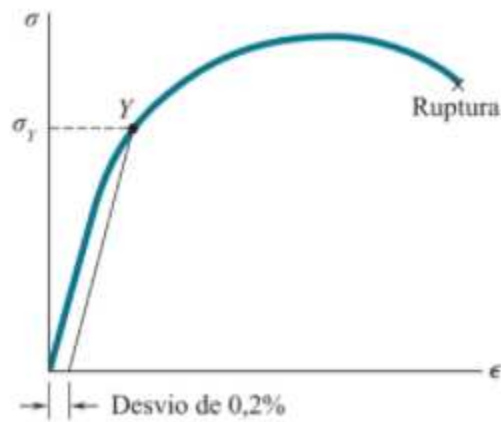
Tabela 2 - Limite “n” de escoamento para diferentes materiais

Material	Limite “n” de Escoamento
Ligas metálicas muito duras	n = 0,1% ( $\epsilon = 0,001$ )
Metais e ligas em geral	n = 0,2% ( $\epsilon = 0,002$ )
Cobre e suas ligas	n = 0,3% ( $\epsilon = 0,003$ )

Fonte: Adaptado de GARCIA et al (2000)

Para aços e ligas em geral utiliza-se o critério de deformação específica igual a 0,2% ( $\epsilon_N = 0,002$ ), onde é traçado uma reta paralela ao regime elástico no diagrama Tensão - Deformação, e o valor da tensão de escoamento é determinado através da interseção desta reta com o diagrama (GARCIA et al, 2000).

Figura 11 - Determinação do Limite de Resistência ao Escoamento através do Limite “n” de Escoamento



Fonte: BEER et al (2013)

A figura a seguir exemplifica o comportamento de um material dúctil em um ensaio de tração, onde é possível perceber a estrição, o alongamento, e também a superfície de fratura do tipo Taça-Cone.

Figura 12 - Corpo de prova dúctil em ensaio de tração



Fonte: BEER et al (2013)

Os materiais frágeis são caracterizados pelo fato da ruptura acontecer sem a ocorrência de estrição e com deformação quando da ruptura igual a zero ou próximo disso. Além do mais, para materiais frágeis não há diferença entre o limite de resistência e a resistência a ruptura, sendo que a ruptura acontece ao longo de uma superfície perpendicular à carga.

Os materiais frágeis podem ser classificados de forma aproximada como aqueles que apresentam deformação menor que 5% (CALLISTER et al, 2016).

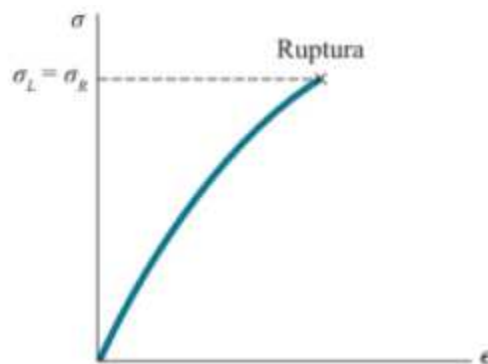


Figura 13 - Corpo de prova em condição frágil para o ensaio de tração com superfície plana e perpendicular a direção da carga.



Fonte: BEER et al (2013)

Figura 14 - Diagrama Tensão – Deformação Específica para um material em condições frágeis com tensão máxima igual a tensão de ruptura.



Fonte: Estática e Mecânica dos Materiais, BEER et al (2013)

## 2.7 DUREZA

Dureza é a resistência que um material apresenta a ser riscado ou penetrado por outro material. Existem três principais métodos para determinação da dureza: Risco, Rebote e Penetração (GARCIA et al, 2000).

Risco: Método utilizado para a especificação de dureza de minerais, sendo o Mohs o mais conhecido. Este método consiste em uma escala de 10 minerais padrões onde o mais duro (Diamante) risca todos os outros, e assim por diante.

Rebote: Ensaio dinâmico onde um êmbolo com ponta de diamante e dimensões específicas é solto sobre a superfície do corpo a ser medido. A dureza do material será dada pela relação entre a energia consumida para causar a deformação no corpo e então a altura de retorno do êmbolo. Uma maior altura de retorno está relacionada a um material mais duro, pois um material dúctil irá consumir mais energia na deformação do corpo de prova.

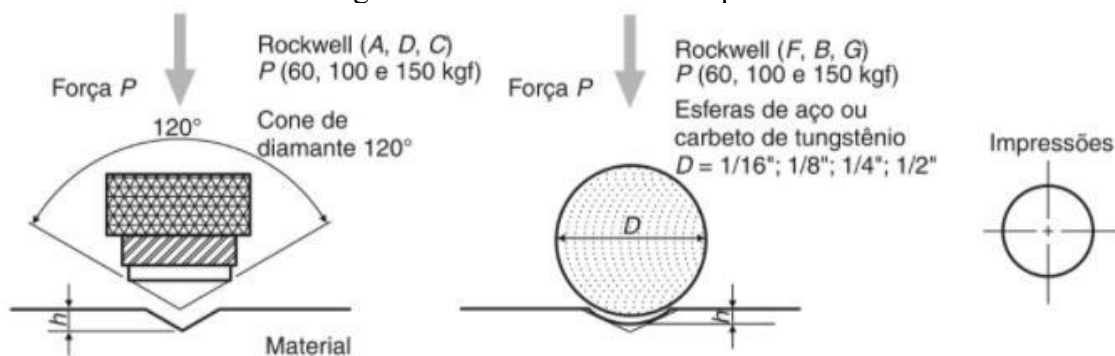
Penetração: Um corpo com característica e dimensões próprias é pressionado contra o corpo a ser medido, e a área da marca superficial ou a profundidade é medida e correlacionada a um número.

### 2.7.1 DUREZA ROCKWELL (HR)

É o método mais utilizado internacionalmente para medição de dureza em metais, e utiliza-se da profundidade da impressão causada por um penetrador sob a ação de uma carga composta (Pré-carga mais carga principal) para resultar em um valor numérico de dureza (GARCIA et al, 2000).

O penetrador a ser utilizado no ensaio de dureza pode ser um diamante em formato cônico com ângulo de  $120^\circ$  e ponta arredondada com raio igual a 0,2 mm, esfera de aço endurecida (somente para filmes finos e materiais macios segundo a norma ASTM E18/2007, e também uma esfera de carboneto de tungstênio, existindo as esferas em diferentes diâmetros (GARCIA et al, 2000).

Figura 15 - Ensaio de durezza tipo Rockwell



Fonte: GARCIA et al (2000)



Neste método temos a aplicação da pré-carga, a qual varia entre diferentes valores e é aplicada para eliminar a influência de defeitos superficiais, eliminar erros por deformação elástica, como também fixar o corpo de prova a ser medido no suporte. Em ensaios comuns utilizam-se pré-carga de 10 kgf e carga principal de 60 kgf, 100 kgf, e também 150 kgf. Para dureza superficial utiliza-se pré-carga de 3 kgf e cargas principais iguais a 15 kgf, 30 kgf, e 45 kgf (GARCIA et al, 2000).

O método é dividido em escalas, a depender do penetrador a ser utilizado. O valor de dureza Rockwell é composto por um número e pelo símbolo “HR” seguido da escala utilizada. Abaixo algumas escalas que podem ser utilizadas, como a “C”, “D”, entre outras, onde está indicado também as aplicações recomendadas.

Tabela 3 - Características das escalas de dureza Rockwell

<b>Escala</b>	<b>Penetrador</b>	<b>Carga (kgf)</b>	<b>Aplicações típicas</b>	<b>Validade</b>
A	Diamante	60	Aços temperados superficialmente ou revestidos, metal duro	20 - 88
B	Esfera 1,59 mm	100	Aços não temperados, ferros fundidos, algumas ligas não ferrosas	20 - 100
C	Diamante	150	Materiais duros, como aços temperados, ferramentas, especiais	20 - 70
D	Diamante	100	Aços endurecidos com reduzida espessura ou camada superficial	40 - 77

Fonte: GARCIA et al (2000)

## 2.8 FALHAS

As falhas em materiais ocorrem quando da escolha incorreta do material, processamento inadequado para o componente a ser obtido, e também utilização imprópria dado o projeto do componente. Falhas comuns também podem vir de pequenos danos à estrutura devido a qualquer tipo de acidente, as quais podem agravar-se devido as condições de trabalho e então e então resultar em uma fratura (CALLISTER et al, 2016).

Existem diversos tipos falhas e que podem resultar em diferentes tipos de fraturas, sendo que qualquer tipo de fratura envolve sempre as mesmas duas fases: Formação de uma trinca, e posterior propagação. A seguir as distinções entre as diferentes formas de fratura, as

quais são dependentes do tipo de carregamento, das propriedades mecânicas dos metais, e também da temperatura de operação (CALLISTER et al, 2016):

Fratura simples: É a fratura do material ocasionada por tensões estáticas ou quase estáticas, que podem variar lentamente com o tempo, separando o material em duas ou mais partes, e que também ocorrem em temperaturas muito abaixo da temperatura de fusão do material. Para a fratura simples podemos ter a fratura dúctil e a fratura frágil, distinção a qual está relacionada a maior ou menor capacidade de absorção de energia e também de deformação antes da ruptura (Ductilidade).

Fratura por fadiga: É a fratura oriunda de carregamentos cíclicos em um componente ou estrutura, os quais causam a ruptura prematura ou danos permanentes quando os carregamentos são extintos antes da falha. As causas estão relacionadas a carregamentos e descarregamentos, compressão e descompressão, aquecimento e resfriamento, e também vibrações.

Fratura por fluência: Este tipo de fratura ocorre quando do agravamento da deformação plástica resultante das condições de trabalho, nas quais para os aços temos componentes submetidos a tensões mecânicas estáticas e também à temperaturas geralmente maiores que 40% da temperatura absoluta de fusão. As deformações causadas por tais condições de trabalho quando da não fratura, a qual está intimamente ligada ao tempo de submissão de um componentes a tais condições, geram deformações permanentes na estrutura.

A seguir será detalhado o estudo das Fraturas Simples, as quais como já mencionado podem ocorrer de forma frágil e dúctil, detalhando os fundamentos desses tipos de fratura.

### 2.8.1 FRATURA FRÁGIL

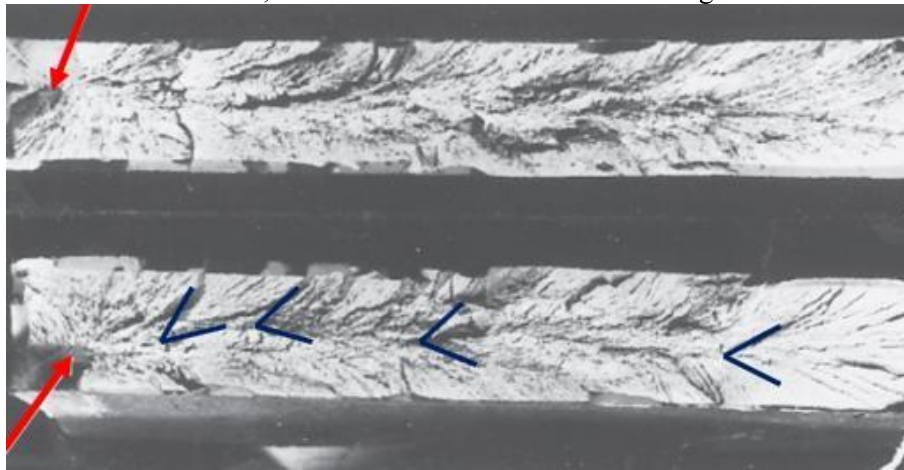
A fratura frágil é dita ser uma fratura instável e perigosa, pois pode acontecer sem nenhuma evidência ou aviso prévio. A trinca, a qual pode iniciar-se a partir de uma descontinuidade no material, propaga-se de forma rápida e espontânea mesmo que seja mantido constante o carregamento. Nesse tipo de fratura dificilmente é observado alguma deformação antes do rompimento da estrutura, podendo resultar em uma superfície plana e lisa, a qual é característica de metais muito duros e com granulação fina (CALLISTER et al, 2016).

Assim como pode ocorrer uma superfície plana e lisa na região da fratura, dois outros padrões de superfície podem ser observados, os quais são “marcas de sargento” em formato “V” que apontam para a origem da trinca, e também nervuras ou linhas que se irradiam a partir do

ponto de origem da trinca. Para essas duas características marcantes da ruptura frágil, elas são mais intensas próximas ao centro da seção transversal da peça, e tornam-se menos acentuadas de acordo com que se aproximam da superfície de contorno (CALLISTER et al , 2016).

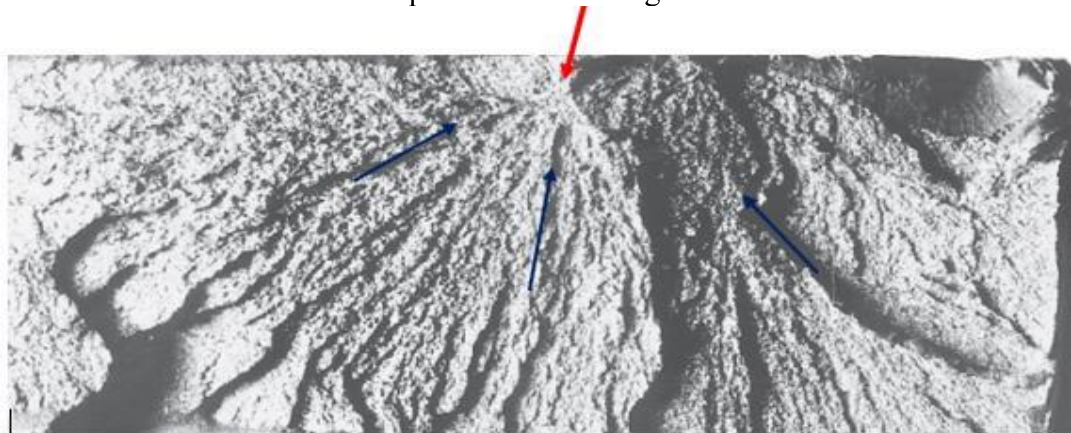
Quanto à propagação da trinca, esta pode acontecer através dos contornos de grão do material, intergranular, com também através dos grãos, transgranular. Para a ruptura transgranular temos uma ruptura sucessiva de ligações atômicas ao longo de um determinado plano cristalino, e tal processo é denominado Clivagem. (GODEFROID et al, 2011).

Figura 16 - Fotografia de uma fratura frágil, mostrando “marcas de sargento” em forma de “V” marcadas em azul, e setas em vermelho indicando a origem da trinca.



Fonte: Adaptado de CALLISTER et al (2016)

Figura 17- Fotografia de uma superfície de fratura frágil mostrando nervuras radiais em formato de leque. A seta em vermelho indica a origem da trinca, e as setas em azul realçam as nervuras as quais indicam a origem da trinca.



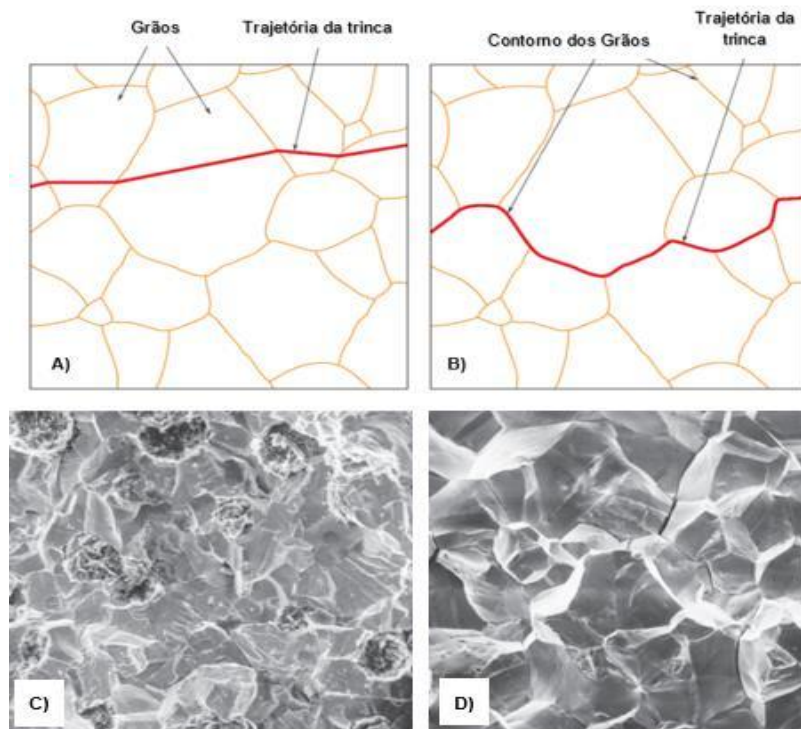
Fonte: Adaptado de CALLISTER et al (2016)

## 2.8.2 FRATURA FRÁGIL - FRACTOGRAFIA

Como mencionado anteriormente, a fratura frágil pode ocorrer tanto como intergranular como também transgranular. Na propagação da trinca intergranular é possível observar através de fractografias em um MEV a natureza tridimensional dos grãos e o seu contorno. Fraturas intergranulares tendem a ocorrer quando os contornos de grãos são mais frágeis do que a rede cristalina, o que pode ser causado pela precipitação de uma fase frágil nos contornos de grãos, pelo trincamento induzido por meio corrosivo, por corrosão intergranular, pela cavitação em contornos de grãos, e também por trincamento em altas temperaturas. (GODEFROID et al, 2011).

Para as propagações transgranulares a ruptura acontece através da quebra sucessiva de ligações atômicas orientadas segundo um plano cristalográfico, o que pode levar a quebra de grãos do material. Nesse tipo de ruptura, transgranular, a superfície de ruptura apresenta-se mais uniforme e menos granular, e quando ensaiado em um MEV é possível observar uma maior uniformidade na escala de cinza, dado a menor diferença em profundidade entre diferentes pontos da superfície (CALLISTER et al , 2016).

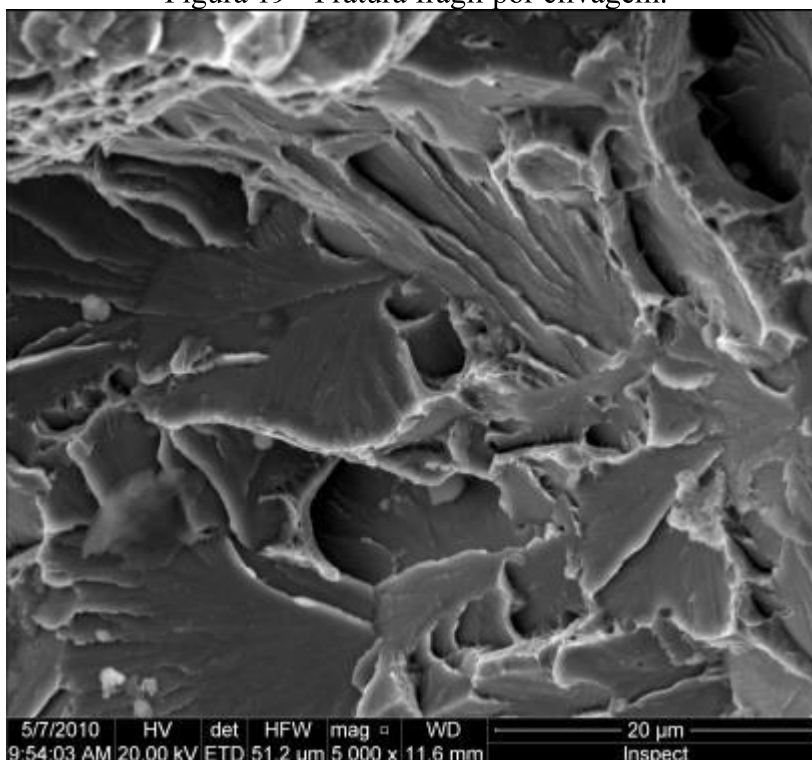
Figura 18 - Tipos de fratura frágil e suas fractografias. A) Representação de uma fratura Transgranular, B) Representação de uma fratura Intergranular, C) Fractografia de uma fratura Transgranular, D) Fractografia de uma fratura Intergranular



Fonte: Adaptado de CALLISTER et al (2016)

A figura 19 é outro exemplo de uma fratura frágil através de clivagem (Transgranular). É possível observar a estrutura facetada com a ausência de grãos definidos e ausência de microcavidades.

Figura 19 - Fratura frágil por clivagem.



Fonte: BARBOSA (2018)

### 2.8.3 FRATURA DÚCTIL

A fratura dúctil é caracterizada por um aumento progressivo da extensão da trinca, geralmente ocorrendo de maneira estável a não ser que tenhamos um aumento das tensões de carregamento. Acompanhando o aumento progressivo da trinca é possível observar a deformação plástica do metal, o qual sofre distorção na área, podendo ser acompanhada de rasgamento e torção no entorno da trinca. A deformação presente nesse tipo de fratura está relacionada a maior capacidade de alguns metais em absorverem energia, dado serem mais tenazes, e a presença da distorção no material é um alerta da necessidade de manutenção para que assim possa ser evitado o rompimento da estrutura em duas ou mais partes. Além da distorção do material, o qual é um indicativo de fratura evidente, a fratura dúctil é preferível à outros tipo de faturas dado esse tipo ser capaz também de absorver maior aporte de energia (CALLISTER et al, 2016).

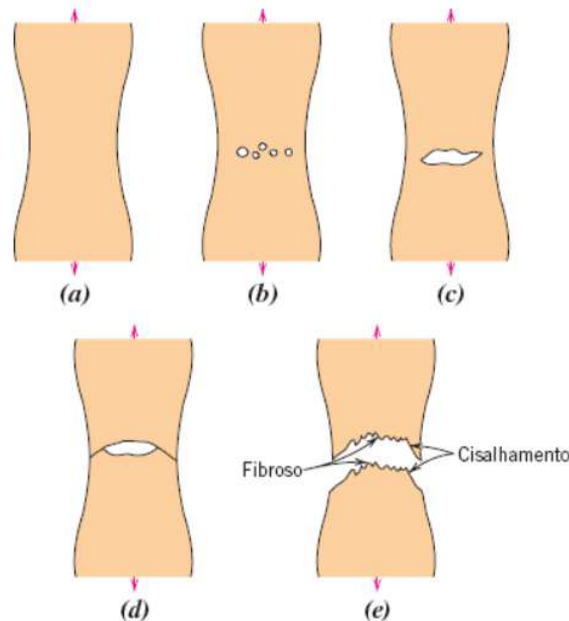
Quanto à sua detecção, possuem característica própria tanto microscopicamente quanto macroscopicamente. Para tensões de tração é possível perceber o empescoçamento da estrutura, o qual surge em direção perpendicular à aplicação da tensão.

O surgimento da trinca é resultante do coalescimento de microvazios que com a continuidade da deformação unem-se e formam uma trinca maior, a qual possui a mesma direção do estrangulamento e direção perpendicular à tensão. A ruptura geralmente acontece em um ângulo de  $45^\circ$  em relação à tensão, direção a qual a tensão cisalhante é máxima para a trinca que propaga-se ao redor do perímetro externo do empescoçamento. Dado a direção da trinca e o ângulo de  $45^\circ$  em relação a esta, para corpos que rompem-se por fratura dúctil quando da aplicação de tensões de tração, o contorno da estrutura assemelha-se à uma taça e a um cone, o que é o indicativo deste tipo de fratura quando sujeito ao carregamento descrito anteriormente. Além do mais, a superfície que era interna à peça e a partir da qual iniciou-se e propagou-se a trinca possui uma aparência fibrosa, outro indicativo da fratura dúctil (CALLISTER et al, 2016).

Na figura 20 é possível observar o processo descrito anteriormente de formação da trinca, ou seja, o coalescimento de microvazios, o empescoçamento, a tensão cisalhante a  $45^\circ$  da tensão de tração, e também a fratura resultando em uma área fibrosa e com contorno do tipo taça e cone.

Figura 20 - Fratura dúctil

- (a) Empescoçamento inicial. (b) Formação de pequenas cavidades. (c) Coalescência de cavidades para formar uma trinca. (d) Propagação da trinca. (e) Fratura final por cisalhamento em um ângulo de  $45^\circ$  em relação à direção da tração.



Fonte: Retirado de CALLISTER et al (2016)



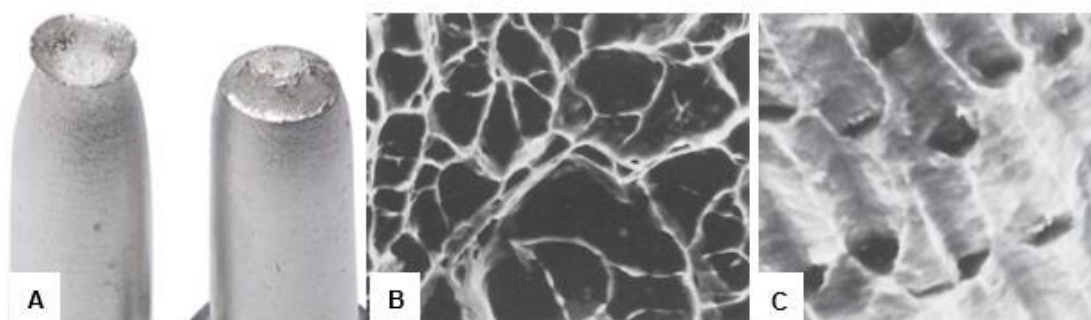
### 2.8.3.1 FRATURA DÚCTIL - FRACTOGRAFIA

Além da análise macroscópica, a qual baseia-se na região de contorno à fratura e também à aparência fibrosa da região de fratura, uma análise mais detalhada é possível através de um microscópio eletrônico de varredura..

A observação de uma região que se rompeu por fratura dúctil em um estado de tensão axial e unidirecional, permite a visualização de microcavidades de formato esférico, o que corresponde aos microsvazios que coalesceram e formaram uma trinca maior. Na região ao entorno da ruptura é possível observar também a presença desse microcavidades, porém apresentam formato mais alongado devido à tensão cisalhante que se propagou no entorno da estrutura.

Figura 21 - Fratura dúctil

- (A) Fratura do tipo taça e cone no Alumínio, (B) Fractografia de uma fratura dúctil evidenciando microcavidades de formato aproximadamente esférico, (C) Fractografia de uma estrutura dúctil evidenciando microcavidades alongadas.



Fonte: Adaptado de CALLISTER et al (2016)

## 2.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamento Térmico é a alteração da microestrutura do metal a fim de obter propriedades mecânicas e físicas diferentes da original, sendo necessário para isso o controle dos aquecimentos e resfriamentos (GERDAU).

Antes de realizar o tratamento é preciso estar ciente das seguintes considerações (CHIAVERINI, 2008):

1. Os objetivos do tratamento: se desejamos o amolecimento da estrutura, como aumento da ductilidade e usinabilidade, ou o endurecimento da estrutura, como aumento de dureza e resistência mecânica ao desgaste;

## 2. Qual a estrutura necessária para atingir os objetivos desejados;

A mola espiral de um carro, por exemplo, trabalha sobre compressão e acumula energia quando comprimida para fazer posteriormente o chassi retornar à posição original. Para realizar tal trabalho é necessário que a mola tenha alta dureza, elasticidade e resistência mecânica, propriedades as quais são obtidas através do tratamento térmico do material base.

Durante alguns processo de fabricação, como o processo de soldagem, podem ocorrer tratamentos térmicos não intencionais que prejudicam as propriedades mecânicas do material base. Ciclos de aquecimento e resfriamento não intencionais podem levar a durezas excessivas e então fragilidade, como também levar à formação de zonas macias de baixa dureza, comprometendo a homogeneidade e tenacidade da estrutura. (GERDAU).

Quando da intenção de tratar termicamente um material, é preciso saber a microestrutura a ser buscada, a qual ditará as características mecânicas do material. Assim, para que seja alcançado tal estrutura é necessário o atingimento de uma temperatura específica, a permanência nela por tempo adequado, e então resfriamento a uma taxa que permita a obtenção da microestrutura apropriada.

A seguir será detalhado o tratamento térmico de Normalização, o qual foi o utilizado neste trabalho a fim de recuperar as propriedades mecânicas e ductilidade dos trilhos soldados, os quais a própria solda causou um tipo de tratamento que foi prejudicial à aplicação do trilho.

### 2.9.1 NORMALIZAÇÃO

O Tratamento Térmico de Normalização tem como objetivo homogeneizar e refinar a estrutura do aço, sendo o resfriamento após austenitização geralmente ao ar (CHIAVERINI, 2008).

O tamanho do grão influencia as propriedades mecânicas de um material. Grãos vizinhos possuem orientação cristalográfica diferente e então um contorno comum o qual atua como barreira aos movimento de discordância. Um material com granulação fina é mais duro e resistente pois possui maior área de contorno de grãos para dificultar o movimento das discordâncias (CALLISTER et al, 2016).

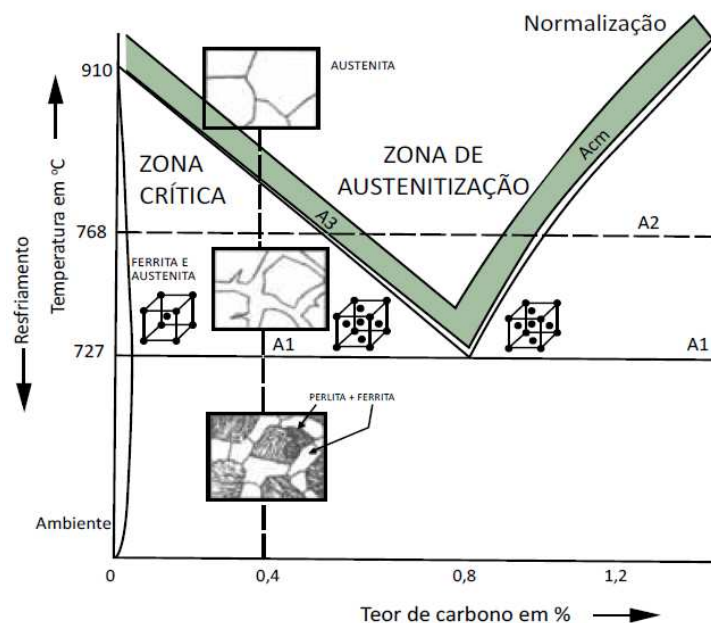
Para obtermos tamanhos de grão menores e também um corpo mais homogêneo é preciso aquecer o aço até aproximadamente 60°C acima do limite superior da zona crítica e deixá-lo resfriar naturalmente fora do forno.



Os resultados do tratamento são Ferrita mais Perlita fina para aços hipoeutetóides (teor de Carbono inferior a 0.76%), Cementita proeutetóide mais Perlita fina para aços hipereutetóides (teor de Carbono superior a 0.76%), ou unicamente Perlita fina para aços eutetóides (Porcentagem de Carbono igual à 0.76%) (GERDAU).

A seguir temos a representação parcial do diagrama Fe-C onde está ilustrado a faixa de temperatura de austenitização para o processo de Normalização. Está evidenciado o processo de Normalização para uma liga hipoeutetóide com 0.4% de Carbono, obtendo como resultado do processo Perlita mais Ferrita proeutetóide.

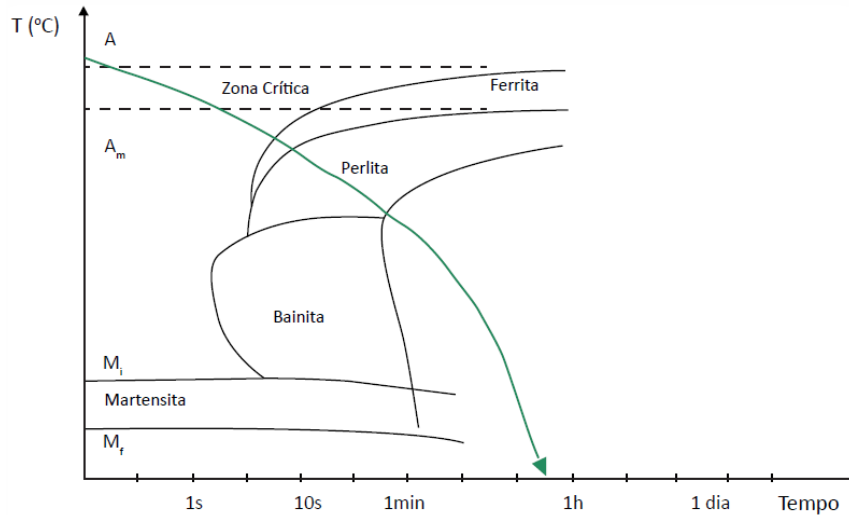
Figura 22- Tratamento térmico de Normalização para um aço Carbono hipoeutetóide.



Fonte: GERDAU

A seguir podemos observar através do diagrama de Resfriamento Contínuo o tempo para atingir a temperatura ambiente, como também o processo de transformação da austenita. Dependendo da forma da curva de resfriamento contínuo e da velocidade de resfriamento é possível obter o constituinte Bainita (CHIAVERINI, 2008).

Figura 23 - Curva de resfriamento contínuo de um aço hipoeutetóide a partir da austenitização completa do material.



Fonte: GERDAU

## 2.10 CARBONO EQUIVALENTE

Carbono equivalente é um conceito para avaliar a predisposição de aços carbono e aços ligados sofrerem trincamento induzido por hidrogênio. É um indicativo da soldabilidade do aço e da probabilidade de aparição de trincas na solda. Aços com baixo carbono tem tendência a ter melhor soldabilidade e então menores chances de aparecimento de trincas (MATTIOLI, 2018).

O valor para Carbono Equivalente é muito utilizado também para determinar a necessidade de pré-aquecimento e quando necessário o valor alvo de temperatura a ser atingido. Basicamente, quanto maior o teor de CE maior a temperatura requerida (FORTES, 2005).

O valor para Carbono Equivalente é dado pela equação abaixo, a qual leva em conta a presença de certos elementos na estrutura do aço e a quantidade de carbono. Foi desenvolvida pelo IIW – International Institute of Welding, a qual é a medida mais aceita para soldabilidade de aços (MATTIOLI, 2018).

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (4)$$

Existem outras formulações para obtenção do Carbono Equivalente, mas estão voltadas a aços com baixos teores de Carbono, geralmente menores que 0.12%. Dados estarmos trabalhando com trilhos perlíticos com composição próxima do Eutetóide, a formulação apresentada é a adequada a ser utilizada.

## 2.11 SOLDAGEM ALUMINOTÉRMICA

O processo de Aluminotermia, também conhecido como *Thermit®* ou *Thermite®*, foi descoberto em 1898 e patenteada pelo químico Hans Goldschmid em 1903. Foi constatado a reação exotérmica entre o pó de alumínio e um óxido metálico quando submetidos inicialmente a uma fonte externa de calor a aproximadamente 1300°C. O processo provou-se suficientemente exotérmico, uma vez que iniciada a reação a fonte externa de calor podia ser retirada e o processo se auto sustentar (BRACARENSE, 2000).

O processo de Aluminotermia é usado principalmente em processos de fabricação segundo o uso para dois tipos principais de componentes: Ferrosos e não ferrosos. O primeiro refere-se à soldas de aços e metais ferrosos, o qual recebe o nome de Thermite (nome comercial e patenteado em 1903). O segundo, para aplicações em não ferrosos, possui nome comercial Cadweld, e é frequentemente utilizado na indústria elétrica para solda em fios de cobre (BRACARENSE, 2000).

A soldagem em trilho é a aplicação mais difundida do processo de soldagem por thermite, sendo também comum sua aplicação para reparo de defeitos. O uso desse processo, bem como o processo de soldagem por Flash-Butt Welding, eliminou barras de junção (prendedores mecânicos) e reduziu muito a faixa de manutenção (EDWARDS et al, 1993).

Serão discutidas nas próximas seções as aplicações para materiais ferrosos, dado o objetivo do presente trabalho ser o resultado do tratamento térmico de Normalização para trilhos soldados por Aluminotermia em trilhos ferroviários.

## 2.12 PROPRIEDADES DA SOLDA ALUMINOTÉRMICA

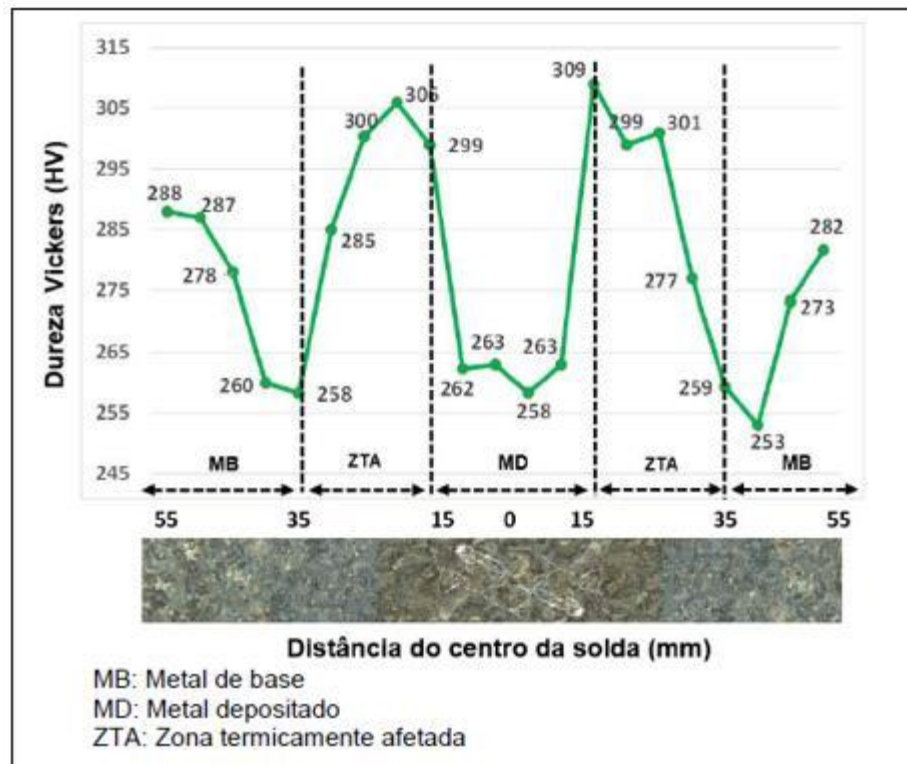
A estrutura do metal fundido apresenta 100% das vezes propriedades mecânica inferiores às do metal base do trilho (ROSA, 2008).

A estrutura metalúrgica presente no metal de solda e também na zona termicamente afetada, quando da solda aluminotérmica em trilhos, depende da composição química do trilho e também da taxa de resfriamento após o vazamento. Tipicamente a estrutura é puramente Perlita com variações em tamanho de grão na região de metal fundido e também na zona afetada pelo calor (EDWARDS et al, 1993).

Grãos aciculares, como aqueles encontrados em estrutura martensítica e bainítica são desaconselhados devido à baixa tenacidade. Estruturas dendríticas também são desaconselhadas (ROSA, 2008).

O perfil de dureza de trilhos soldados apresentam a tendência de maior dureza na região termicamente afetada e dureza mínima no centro da solda (GONÇALVES, 2016).

Figura 24 - Perfil de dureza de um aço DIN 536 S900 soldado pelo processo aluminotérmico.



Fonte: Adaptado de GONÇALVES (2016)

### 3. METODOLOGIA

Este capítulo tratará o fluxo seguido pelas amostras as quais foram a base para o desenvolvimento deste trabalho. Foram disponibilizadas 3 segmentos de boletos de aproximadamente 190 mm de comprimento.

#### 3.1 AMOSTRAS

Foram realizados 16 soldas aluminotérmicas em um segmento de via utilizado para testes da própria Estrada de Ferro Carajás. As soldas foram realizadas em 2016 para o projeto Cátedra Roda-Trilho em São Luiz do Maranhão pela equipe técnica da via, pelo professor Luiz Henrique Dias Alves e alunos da UFJF participantes do projeto.

Foram variados os parâmetros gap, temperatura de pré-aquecimento e concentração de carbono (Carbono Equivalente) para dois valores diferentes em cada variável, e assim totalizaram 8 corridas diferentes ( $2^3$ ). A seguir os fatores estudados e suas variações nas realizações das soldas.

Tabela 4 - Condições experimentais das soldas Aluminotérmicas

Fatores	Nível dos fatores	
	Inferior (-)	Superior (+)
A - Tempo de pré-aquecimento	5 minutos	7 minutos
B - Espaçamento entre trilhos (GAP)	23 mm	27 mm
C - Carbono equivalente	<1,0%	>1,2%

Fonte: Adaptado de BOUZAN (2016)

Assim, com 3 variáveis e 2 possibilidades para cada variável tivemos a realização de 8 diferentes configurações, onde cada configuração teve sua réplica, e assim totalizaram 16 soldas.

A realização das 16 soldas foi aleatorizada, e a seguir é possível observar a sequência de realização:

Tabela 5 - Sequência de realização das soldas e parâmetros de experimentação

<b>SOLDA</b>	<b>EXPERIMENTO</b>	<b>TEMPO DE PRÉ-AQUECIMENTO (A)</b>	<b>GAP (B)</b>	<b>CARBONO EQUIVALENTE (C)</b>
S1	2	7	23	1,00
S2	5	5	23	1,25
S3	3	5	27	1,00
S4	8	7	27	1,25
S5	3	5	27	1,00
S6	8	7	27	1,25
S7	2	7	23	1,00
S8	5	5	23	1,25
S9	1	5	23	1,00
S10	7	5	27	1,25
S11	4	7	27	1,00
S12	6	7	23	1,25
S13	1	5	23	1,00
S14	7	5	27	1,25
S15	4	7	27	1,00
S16	6	7	23	1,25

Fonte: Adaptado de BOUZAN (2016)

As amostras foram em sua maioria utilizadas para análise de propriedades mecânicas e também quanto à qualidade das soldas logo em sequência, porém algumas amostras não foram utilizadas e foram então disponibilizadas para a realização do presente trabalho. A seguir as amostras que correspondem ao desenvolvimento deste estudo.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem das amostras utilizadas na monografia.

<b>SOLDA</b>	<b>EXPERIMENTO</b>	<b>TEMPO DE PRÉ-AQUECIMENTO (A)</b>	<b>GAP (B)</b>	<b>CARBONO EQUIVALENTE (C)</b>
S1	2	7	23	1,00
S2	5	5	23	1,25
S16	6	7	23	1,25

Fonte: O autor, baseado no trabalho de BOUZAN (2016)

A seguir é possível observar uma das amostras fornecidas pelo professor Luiz Henrique Dias Alves, qual corresponde à solda S2.

Figura 25 - Segmento de boleto utilizado para testes.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Na literatura ferroviária os trilhos com composição em carbono entre 0,72% e 0,86% são conhecidos como Trilhos Premium, ou também trilhos eutetóides, apesar de não necessariamente possuírem 0,76% de Carbono (IHHA, 2009).

Na tabela 7 a composição dos trilhos utilizados.

Tabela 7 - Composições dos trilhos utilizados.

SOLDA	TRILHO	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	C eq.
S1	Eutetóide/Premium	0,86	0,96	0,28	0,005	0,01	0,26	0,11	0,003	0,14	1,13
S2, S16	Hipereutetóide/Super Premium	0,96	1,28	0,22	0,01	0,01	0,28	0,07	0,004	0	1,27

Fonte: Adaptado de ALVES et al (2019)

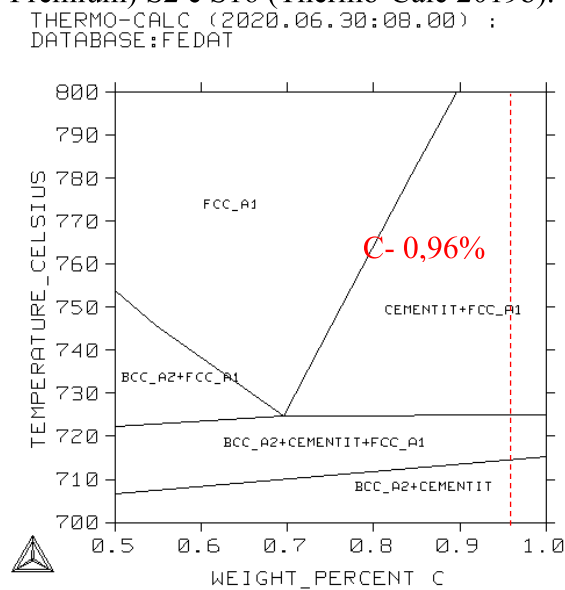
### 3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

Foi realizado o tratamento térmico de Normalização nos 3 corpos de prova, entre os quais temos a solda S1 um corpo de prova Eutetóide, e as soldas S2 e S16 corpos de prova Hipereutetóide segundo as composições descritas anteriormente.

O ciclo térmico de normalização aplicado consistiu no aquecimento das amostras até o campo austenítico (no caso de trilhos austenitização acima da temperatura  $A_{cm}$ ), manutenção nessa temperatura por tempo suficiente para homogeneizar a austenita, seguido de resfriamento ao ar, que no caso de trilhos deve ser ar forçado.

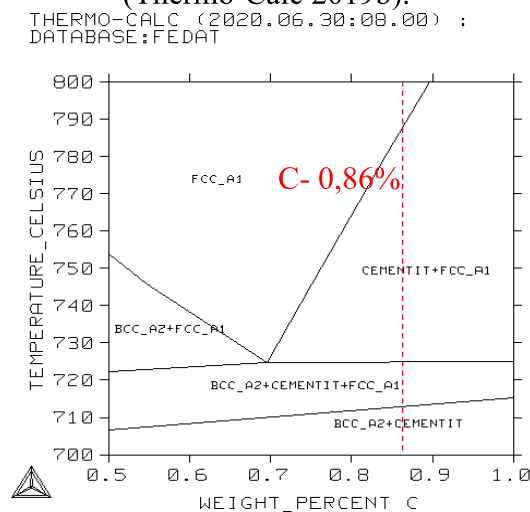
A temperatura para autenitização completa das amostras foi encontrada através da utilização do software Thermo-Calc, onde foram carregadas no software as composições dos trilhos para então obtenção das temperaturas de autenitização completa. A seguir as figuras 26 e 27 retiradas do software onde temos os diagramas de fase para as 2 composições de trilhos utilizados neste trabalho, nas quais é possível observar as concentrações em carbono das amostras e as temperaturas para as diferentes fases das amostras quando em aquecimento.

Figura 26 - Diagrama de fases para a composição química dos trilhos Hipereutetóides (Super Premium) S2 e S16 (Thermo-Calc 2019b).



Fonte: O autor (2021)

Figura 27 - Diagrama de fase para a composição química do trilho Eutetóide (Premium) S1 (Thermo-Calc 2019b).



Fonte: O autor (2021)



As informações retiradas do software Thermo-Calc estão representadas na tabela 8, e por termos 2 aços com concentrações diferentes de carbono adotou-se como temperatura de patamar ou encharque a temperatura 60°C acima da  $A_{cm}$ . Assim, determinou-se que o tratamento seria a 880°C garantindo a Austenita homogênea.

Tabela 8 - Temperaturas de autenitização das amostras utilizadas

<b>Trilho</b>	<b>Eutetóide</b>	<b>Austenita e cementita</b>	<b>100% Austenita</b>
Eutetóide/Premium	712°C	725°C	795°C
Hipereutetóide/Super Premium	711°C	723°C	821°C

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Os corpos de prova foram tratados em uma mufla convencional sem atmosfera controlada. Todos eles foram retirados do bolete do trilho, ficando a solda sempre em sua parte central. A temperatura inicial dos corpos de prova foi a ambiente (28 °C) e a temperatura de encharque ou de austenitização foi de 880°C. O tempo de encharque ou permanência na temperatura de tratamento foi 1h. Após o encharque os corpos de prova foram retirados do forno e resfriados ao ar forçado, empregando um ventilador comum.

O tempo total de tratamento foi de 35 minutos de aquecimento, 60 minutos de encharque e 20 minutos de resfriamento (1 hora e 55 minutos).

Figura 28 - Ciclo de tratamento térmico empregado



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A microestrutura resultante esperada foi perlita fina para ambos os trilhos, e a figura 28 ilustra esquematicamente o ciclo térmico de tratamento aplicado nos experimentos. A seguir as figuras 29-31 capturadas dos 3 corpos de prova após terem sido retirados da mufla e colocados para esfriarem.

Figura 29 - Corpos de prova assim que saíram do forno.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 30 - Corpos de prova sendo resfriados com ar forçado.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 31 - Corpos de prova já resfriados (20 minutos com ar forçado).



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

### 3.3 USINAGEM

Os 3 corpos de prova que receberam o tratamento térmico foram cortados ao meio na direção de sua maior dimensão, e foram obtidos assim seis segmentos de trilha. A solda S1 teve suas duas metades usinada para confecção de dois corpos de prova para ensaio de tração, assim como o corpo de prova S2. O corpo de prova S16 também foi cortado ao meio na direção de seu maior comprimento, porém apenas 1 metade foi usinada para confecção de corpo de prova para ensaio de tração. Essa limitação ocorreu devido ao recurso disponível para usinagem das peças.

Figura 32 - Metade da amostra S16 não utilizada para confecção de corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Durante a confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração procurou-se manter toda a solda e região afetada pela solda dentro do “*Gage Length*” ou região de menor diâmetro. Dessa forma, foram ensaiadas a solda e ZAC inicial, além de parte do trilho que inicialmente não tinha sofrido nenhuma transformação.

A usinagem dos corpos de prova foi realizada por um terceiro em Juiz de Fora, e toda a usinagem seguiu conforme norma ASTM E8/E8M/2018.

### 3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados na USP, onde os 5 corpos de prova foram ensaiados até a ruptura.

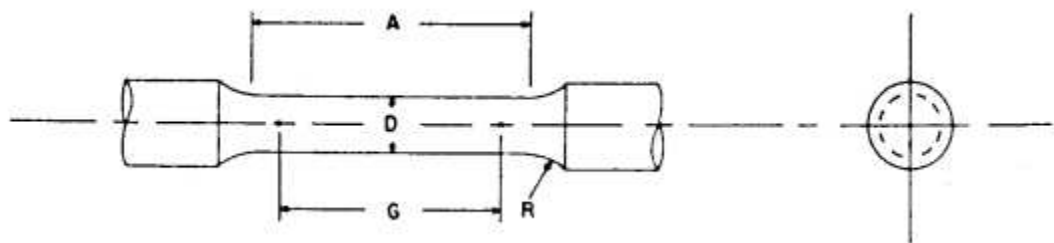
A confecção dos corpos de prova seguiram a norma ASTM E8/E8M/2018, onde as dimensões dos corpos de prova podem ser vistas na tabela 9.

Tabela 9 - Dimensões dos corpos de prova utilizados

Dimensão	Valor [mm]
A	150
D	12,5
G	62,5
R	10

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 33 - Dimensões padrões para teste de tração em barras maciças redondas segundo ASTM E8/E8M



Fonte: <<http://www.galvanizeit.com/uploads/ASTM-E-8-yr-13.pdf>>

Para o valor “A” da tabela acima foram usinados corpos de prova com o comprimento de 150 mm, o que fez-se necessário para termos toda a ZTA dentro do menor diâmetro onde o corpo irá romper-se. Segundo a norma utilizada o valor padrão para essa dimensão é  $75 \pm 3$  mm, mas quando necessário é possível estender esse comprimento, não sendo permitido apenas

a mudança do comprimento “G”, o qual seguiu a norma e é o utilizado para medição do alongamento.

Os ensaios utilizaram o equipamento Emic DL 30000, a qual oferece 300 kN de força e opera na faixa de velocidade de 0,01 a 500 mm/min, e curso máximo sem garras de 1200 mm.

Figura 34 - Imagem ilustrativa da máquina de ensaio utilizada (Emic DL 30000).



Fonte: Catálogo EMIC. Disponível em:  
<<https://www.slideshare.net/xyzruan/catalogo-2011-13952486>>

### 3.5 ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado no laboratório de metrologia da Faculdade de Engenharia da UFJF. O método utilizado para a medição foi o Rockwell escala C.

Foram realizados 6 medições para cada corpo de prova utilizado no ensaio de tração, onde as medições foram realizadas nas partes rompidas após os ensaios de tração e a medição de dureza foi realizada na parte do corpo de prova de maior diâmetro.

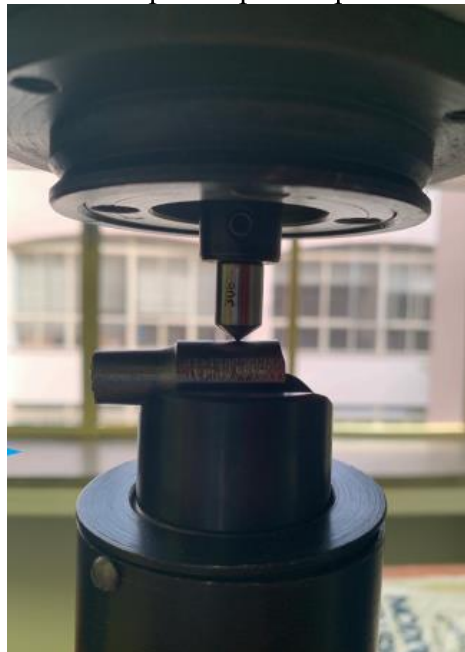
Foi utilizado o penetrador de diamante em formato cônico, pré carga de 10 kgf e carga principal de 150 kgf.

Figura 35 - Durômetro Rockwell normal analógico EQUILAM disponível no laboratório da Faculdade de Engenharia (UFJF).



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 36 - Ensaio de dureza nos corpos de prova após a realização do ensaio de tração.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

### 3.6 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA

A análise da microestrutura resultante após o tratamento térmico foi realizado na USP, em São Paulo. Foi analisado a microestrutura da solda S2, aço hipereutetóide.

Para completa visualização da microestrutura parte do corpo fragmentado após o ensaio de tração foi cortado e então embutido em baquelite sob prensagem a quente. Posteriormente o material foi lixado, polido, e então atacado com Nital 2% .

Para obtenção das imagens foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura.

### 3.7 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Análise fractográfica também foi realizada na Universidade de São Paulo, foram realizadas para as soldas S1, S2 e S16.

Foram realizadas 5 análises para cada solda (S1, S2 e S16) para as regiões próximas as bordas e também ao centro através de um MEV.

## 4. RESULTADOS

A seguir serão apresentados os resultados para os ensaios realizados para os 5 corpos de prova obtidos após tratamento térmico de Normalização. Serão expostos os resultados para as propriedades mecânicas obtidas com os ensaios de tração, e também os modos como ocorreram as fraturas. Será apresentado também análises fractográficas, análises da microestrutura através de micrografias, e também os resultados para os ensaios de dureza.

### 4.1 RESULTADOS PARA ENSAIO DE TRAÇÃO

No projeto de solda realizado pela equipe da UFJF para a Vale pela Cátedra Roda-Trilho, um ponto que chamou muita atenção foi a fragilidade das soldas avaliadas no ensaio de tração e fractografia. O comportamento dessas soldas em campo também mostra que quando ocorre uma fratura, essa ocorre de maneira frágil. A tabela 10 apresenta os resultados dos ensaios mecânicos das 6 soldas experimentais do projeto de solda realizado pelo time da UFJF e que foram disponibilizadas amostras para este trabalho.

Tabela 10 - Propriedades mecânicas das soldas experimentais do projeto de solda

Solda	A	B	C	Tensão Máxima (Mpa)		Alongamento (%)		Redução de área (%)	
				U1	U2	E1	E2	R1	R2
<b>S1</b>	+	-	-	877	869	1,22	0,98	1,1	1,8
<b>S2</b>	-	-	+	892	904	1,54	1,21	1,54	1,56
<b>S16</b>	+	-	+	912	916	1,26	1,11	1,88	1,64

Fonte: Adaptado de ALVES et al (2019)

A tabela 11 corresponde às propriedades mecânicas dos 2 tipos de trilhos utilizados nesses ensaios, eutetóide e hipereutetóide. A tabela foi adaptada dos catálogos dos fabricantes Evraz para os trilhos eutetóides com carbono equivalente aproximadamente igual a 1%, e Voestalpine para os trilhos hipereutetóide com carbono equivalente maior que 1,2%.



Tabela 11 - Propriedades mecânicas dos trilhos utilizados (Evraz e VoesAlpine)

<b>Trilho</b>	<b>Tensão Máxima (Mpa)</b>	<b>Limite de Escoamento (Mpa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Redução de Área (%)</b>	<b>Dureza (HRC)</b>
<b>C. Eq. &lt; 1,0% Evraz</b>	1175	905	11	33	39
<b>C. Eq. &gt;1,2% VoesAlpine</b>	1392	914	10,3	28	41,6

Fonte: Adaptado de IHHA (2009)

Pela tabela 10 é possível perceber que as soldas apresentaram alongamento muito baixo, entre 0,98% (Solda S1 eutetóide) a 1,54% (Solda S2 hipereutetóide) e redução de área também muito baixa, 1,88% no máximo (Solda S16 hipereutetóide). Comparando com as propriedades mecânicas para trilhos novos conforme a tabela 11 é possível observar a natureza frágil dessas amostras.

Para a redução de área é possível perceber que as soldas apresentaram seu maior valor para o trilho soldado S16, com 1,88%, e menor valor para o trilho soldado S1, com redução de área de 1,1%. Comparando esses valores respectivamente com 28% e 33% (Tabela 11) é possível perceber que esses corpos romperam-se no ensaio de tração sem a ocorrência de estricção, ou seja, de forma completamente frágil.

Para a máxima tensão resistente o valor é aproximadamente 25% menor para o trilho de menor carbono (Solda S1 eutetóide) que tem tensão máxima igual 1175MPa em sua condição original, e 35% menor para os trilhos de maior carbono (Solda S2 e S16 hipereutetóide) que apresentam 1392 MPa de tensão para máxima resistência em sua condição original.

Para a tensão de escoamento não foi capturado nenhum valor pois as amostras romperam-se de forma completamente frágil, e assim não foi possível termos valores para essa propriedade.

Com objetivo de obter uma microestrutura homogênea e restaurar as propriedades segundo as informações fornecidas nos catálogos dos fabricantes, melhorando assim as propriedades mecânicas, especialmente aquelas relacionadas com a ductilidade, realizou-se o tratamento térmico de normalização ao ar forçado. A seguir as propriedades mecânicas dos segmentos de trilhos soldados que foram tratados térmicamente por Normalização e resfriadas por ar forçado através de um ventilador de mesa.

Tabela 12 - Propriedades mecânicas dos trilhos tratados

Solda	A	B	C	Tensão Máxima (Mpa)		Limite de Escoamento (MPa)		Alongamento (%)		Redução de área (%)	
				U1	U2	S1	S2	E1	E2	R1	R2
<b>S1</b>	+	-	-	1112	1143	763	783	6,3	5,2	24,42	18,40
<b>S2</b>	-	-	+	1132	1084	785	734	7,8	6,5	14,30	14,00
<b>S16</b>	+	-	+	1105	-	761	-	4,3	-	14,00	-

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

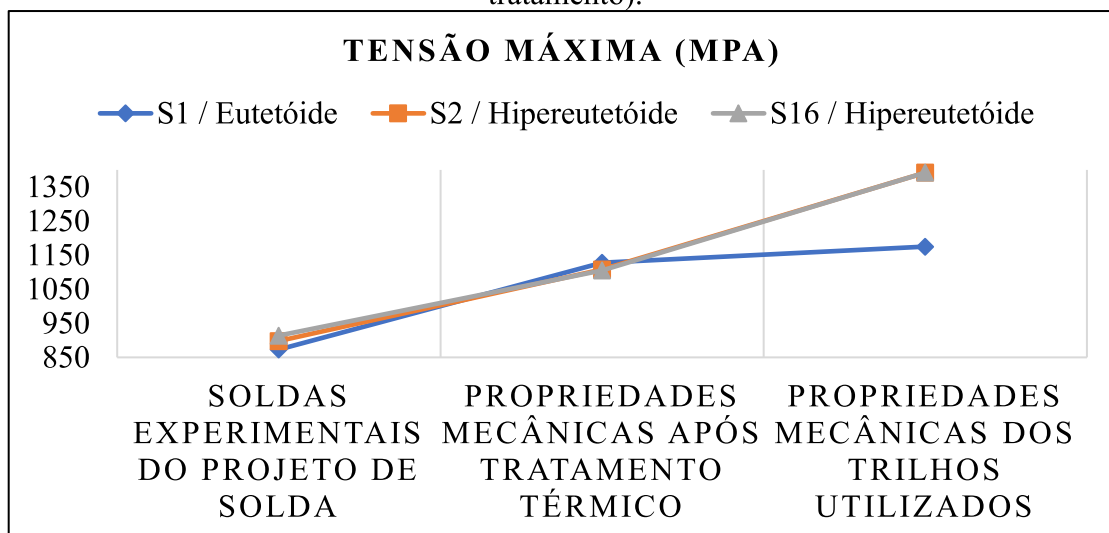
Comparando agora as tabelas 10 e 12, temos:

- a) Com o tratamento térmico a tensão de escoamento passou a ser caracterizada, e os valores variaram: 783 MPa para o maior valor das soldas S1, 785 Mpa para o maior valor das soldas S2, e 761 MPa para a solda S16. Antes não foi possível cracterizar essa propriedade pois as amostras comportaram-se de forma completamente frágil.
- b) A máxima resistência a tração passou de 877 MPa para 1143 Mpa para os maiores valores encontrados para as soldas S1, de 904 MPa para 1132 MPa para os maiores valores encontrados para as solda S2, e de 916 MPa para 1105 MPa para a solda S16. Logo, as resistências das soldas S1, S2 e S16 aumentaram aproximadamente 30%, 25% e 20% respectivamente.
- c) O material passou de uma condição totalmente frágil para uma condição bem melhor, com alongamento variando de 5,2% a 6,3% para a solda S1, de 6,5% a 7,8% para a solda S2, e o valor de 4,3% para a solda única S16. Como pode-se perceber esses valores tiveram um aumento considerável quando comparados com os valores iniciais de alongamento dispostos na tabela 10, e aproximaram-se dos valores presentes nos catálogos dos fornecedores, os quais são 11% e 10,3% para o trilho eutetóide (Corpo de prova da solda S1) e hipereutetóide (Corpos de prova para as soldas S2 e S16) respectivamente.
- d) Para a redução de área os valores para as soldas utilizando corpos de prova eutetóide variaram de 18,40% a 24,42%, e para os hipereutetóides tivemos o valor aproximado de

14%. Comparando aos valores iniciais é possível perceber que para esses corpos tivemos a formação de estrição e o comportamento dúctil pode ser observado. Os valores segundo os fabricantes podem ser observados na tabela 11.

A seguir é possível observar através da figura 37 o efeito do tratamento térmico sobre o limite de resistência a tração, onde os valores alcançados não atingiram os valores especificados pelos fabricantes mas tiveram aumentos consideráveis quando comparados com aqueles sem tratamento térmico. É possível perceber também que como mencionado anteriormente através das porcentagens, o tratamento térmico foi mais efetivo para corpos de prova soldados eutetóides, onde os valores médios encontrados para o limite de resistência a tração dos dois corpos de prova aproximaram-se muito da condição original do trilha. Isso pode ser observado através do segmento de reta em condição quase horizontal entre a condição após tratado e a condição de trilha sem solda.

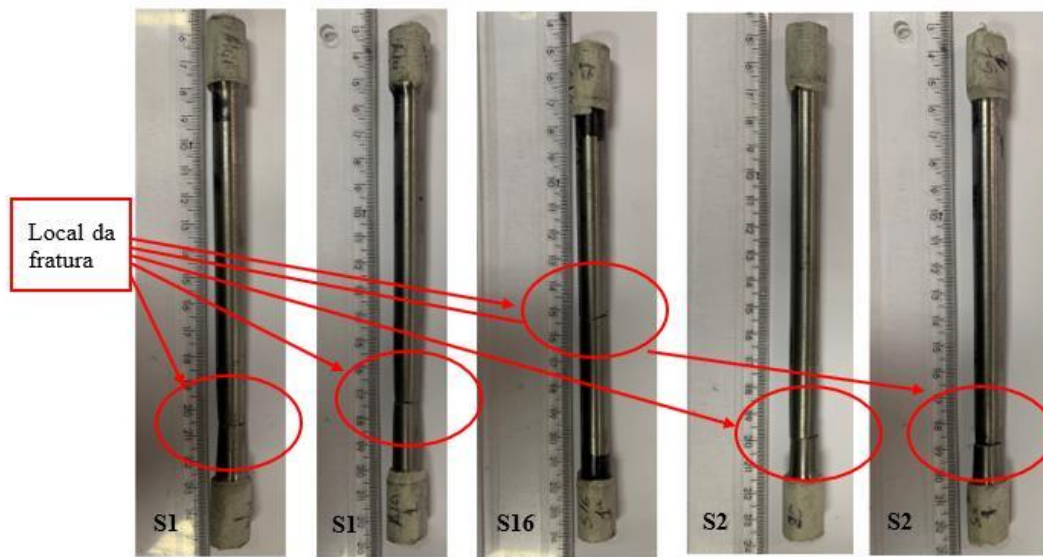
Figura 37 - Comparativo entre os valores médios de máxima tensão resistente para as 3 condições analisadas (Soldado sem tratamento, soldado com tratamento, e sem solda e sem tratamento).



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A Figura 38 mostra os corpos de prova após os ensaios de tração, nos quais somente a solda S16 fraturou no centro do corpo de prova ou centro da solda. Todas as outras 4 soldas fraturaram na região do trilha ou metal base. Isso sugere que a resistência do metal de solda após tratamento térmico superou a resistência do metal do trilha para as soldas S1 e S2.

Figura 38 - Local de fratura dos corpos de prova.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Como foi colocado nos parágrafos anteriores, os corpos de prova soldados e tratados S1 foram aqueles que apresentaram as maiores reduções de área, variando entre 18,40% e 24,42%. Um olhar minucioso sobre a figura 38 torna-se possível perceber a formação de estrição para esses corpos. A seguir a região de fratura de um dos corpos S1 evidenciado.

Figura 39 - Solda S1 normalizada evidenciando a estrição.

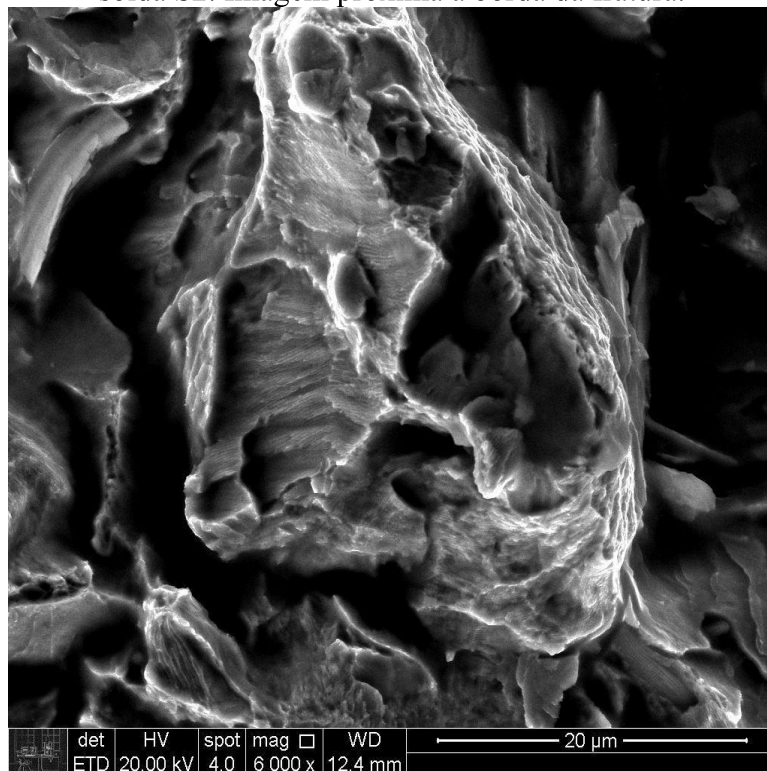


Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

## 4.2 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

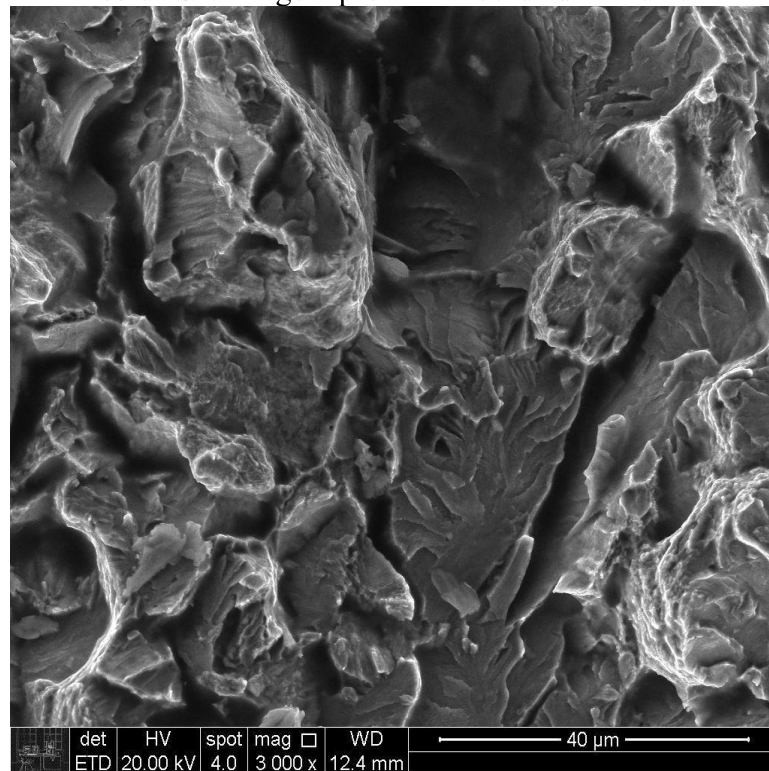
As Figuras 40, 41, 42, 43 e 44 apresentam as imagens obtidas por MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2, o qual teve fratura fora da região de solda.

Figura 40 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem próxima à borda da fratura.



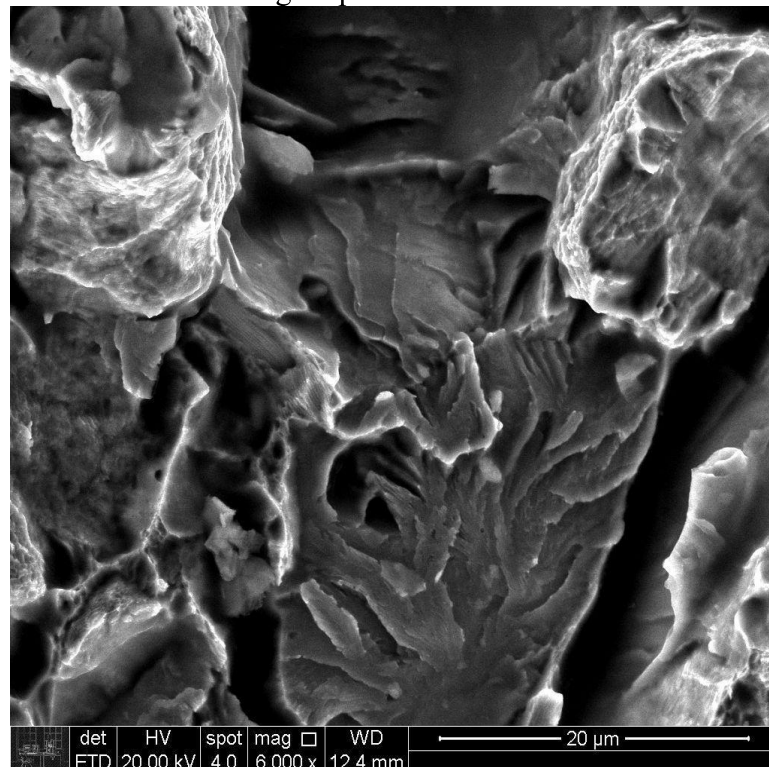
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 41 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem próxima à borda da fratura.



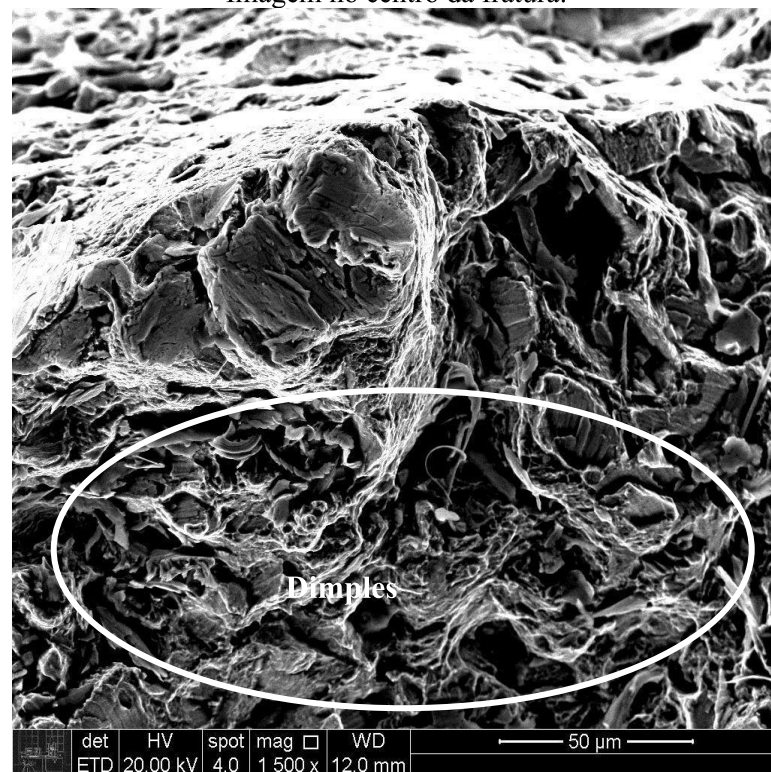
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 42 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem próxima à borda da fratura.



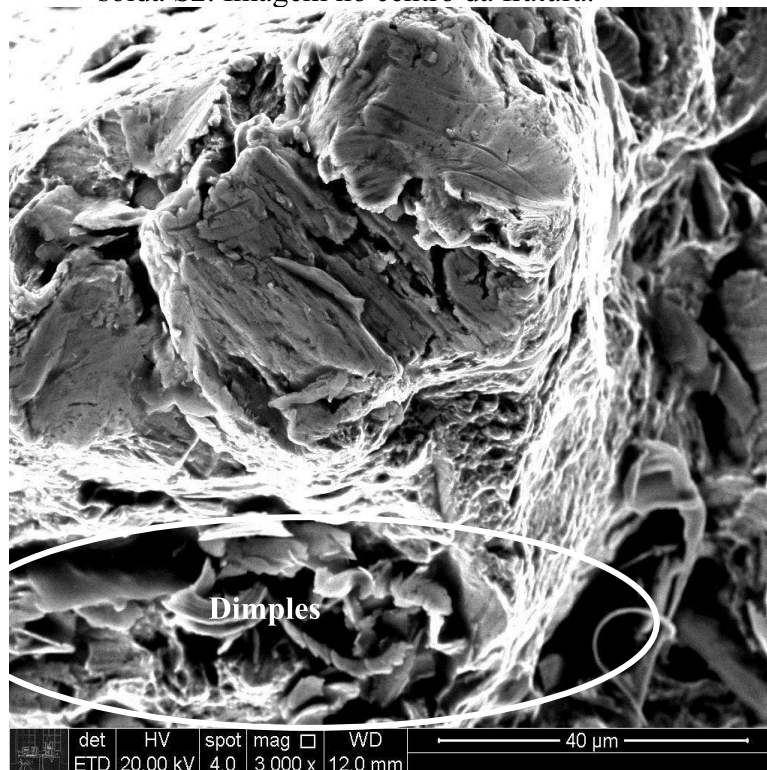
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 43 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem no centro da fratura.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 44 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S2. Imagem no centro da fratura.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)



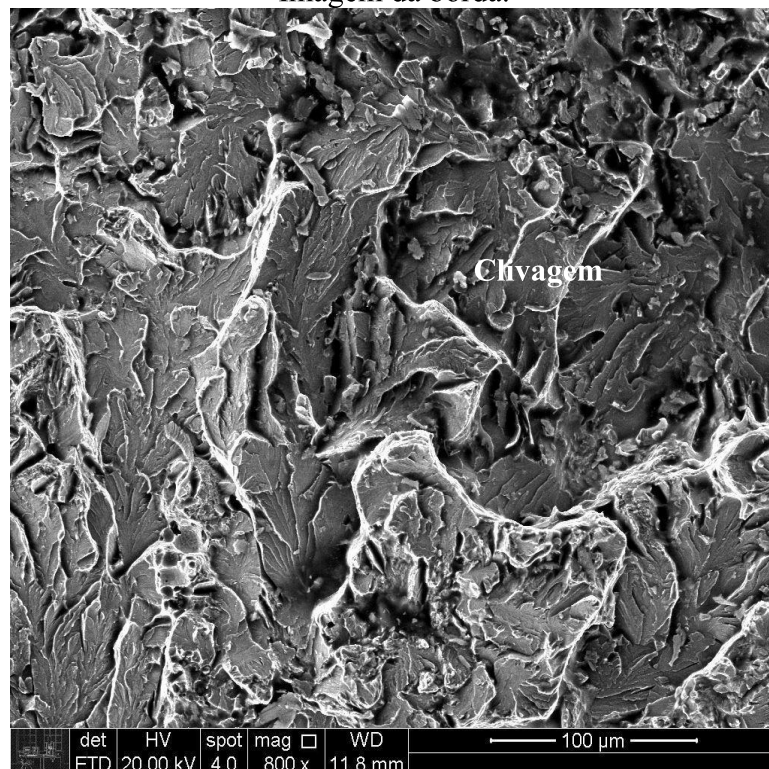
Analisando as imagens da superfície de fratura da solda S2 (Hipereutetóide) que ocorreu na região do trilho percebe-se uma mescla de fratura dúctil e frágil tanto na borda quanto no centro, sendo que nas regiões centrais é onde temos a maior concentração de microcavidades.

Para as figuras que temos a região analisada próximo a borda da fratura é possível perceber a presença da fratura através dos grão do material, chamada transgranular ou também clivagem. Um ponto que chama atenção nessas figuras (Figuras 40, 41 e 42) é o aspecto facetado, com várias pequenas regiões de aparência plana, as quais correspondem as interfaces físicas de separação de planos cristalinos paralelos.

Para as duas últimas figuras (Figuras 43 e 44) é possível perceber a grande quantidade de microcavidades, os quais ficam evidenciados o contorno através de cores mais claras.

As Figuras 45, 46, 47, 48 e 49 apresentam as imagens obtidas por MEV da superfície de fratura da solda S16 (Hipereutetóide com fratura no centro da solda).

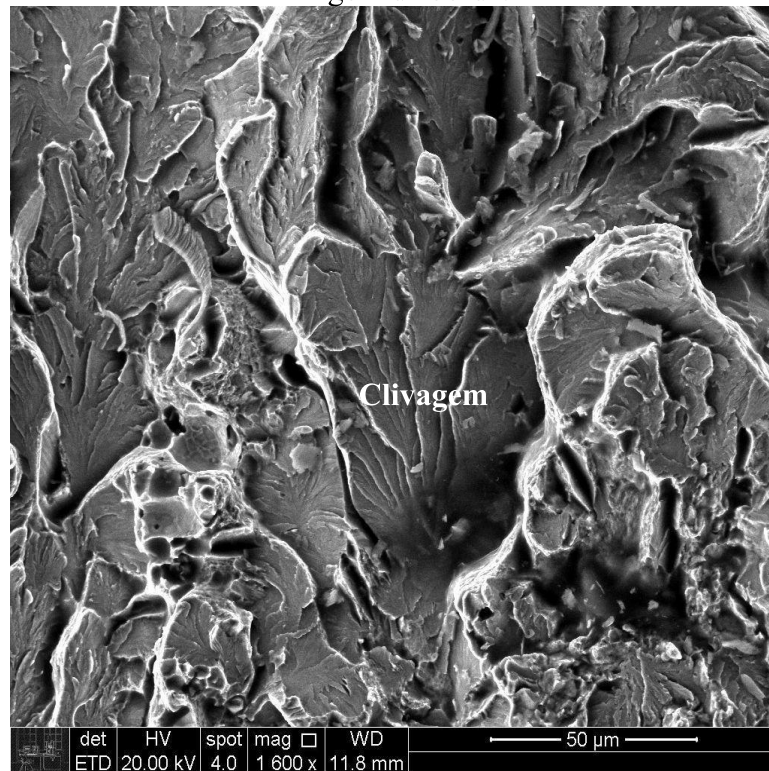
Figura 45 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16.  
Imagem da borda.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

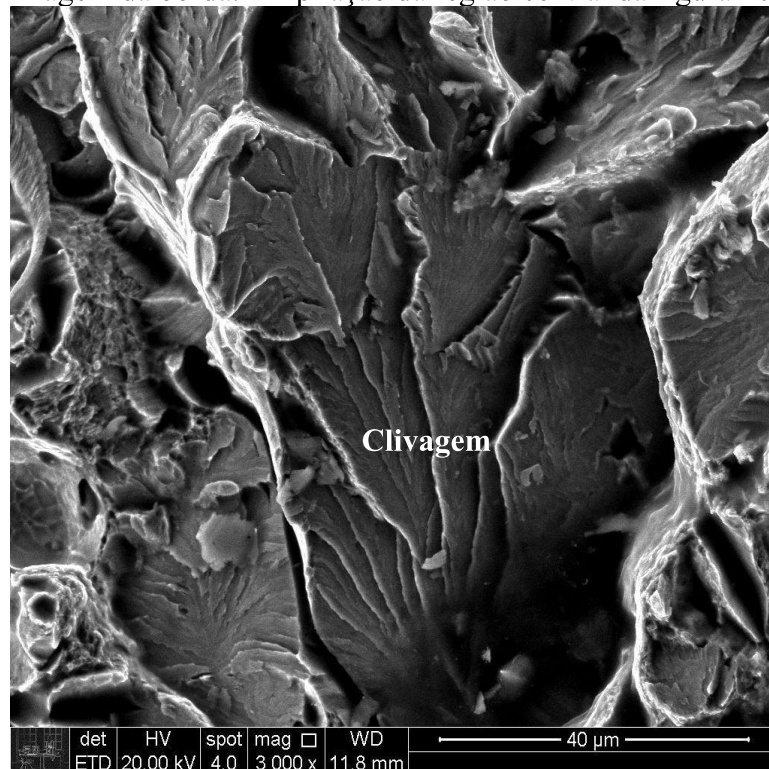


Figura 46 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16.  
Imagem da borda.



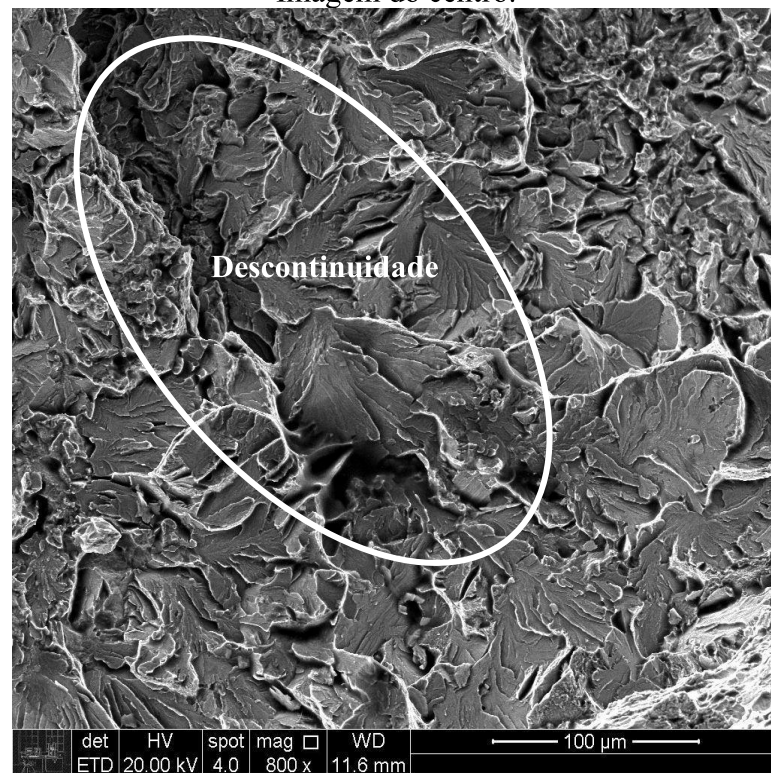
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 47 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16.  
Imagem da borda. Ampliação da região central da figura 46.



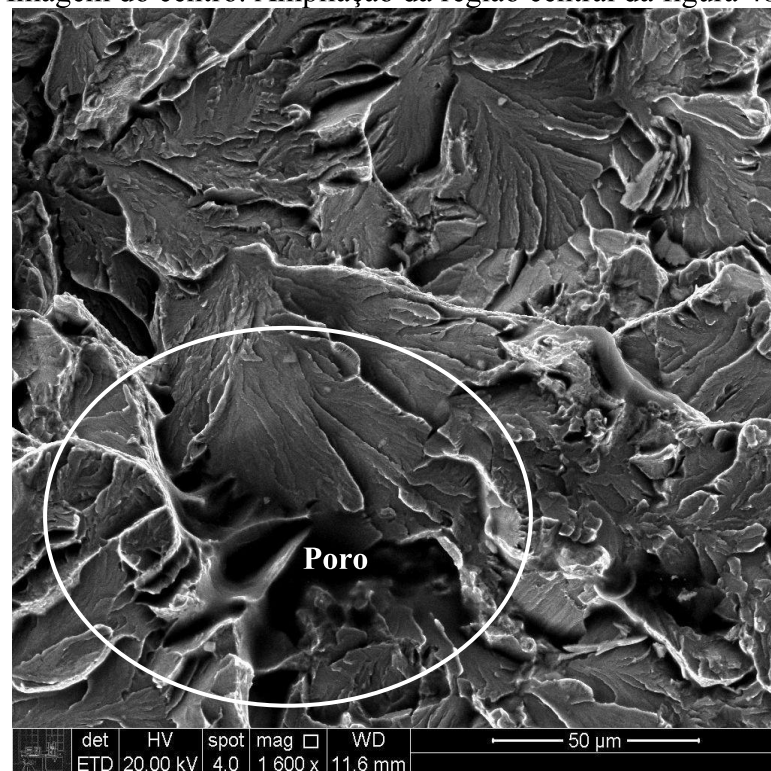
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 48 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16.  
Imagem do centro.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 49 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16.  
Imagem do centro. Ampliação da região central da figura 48.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

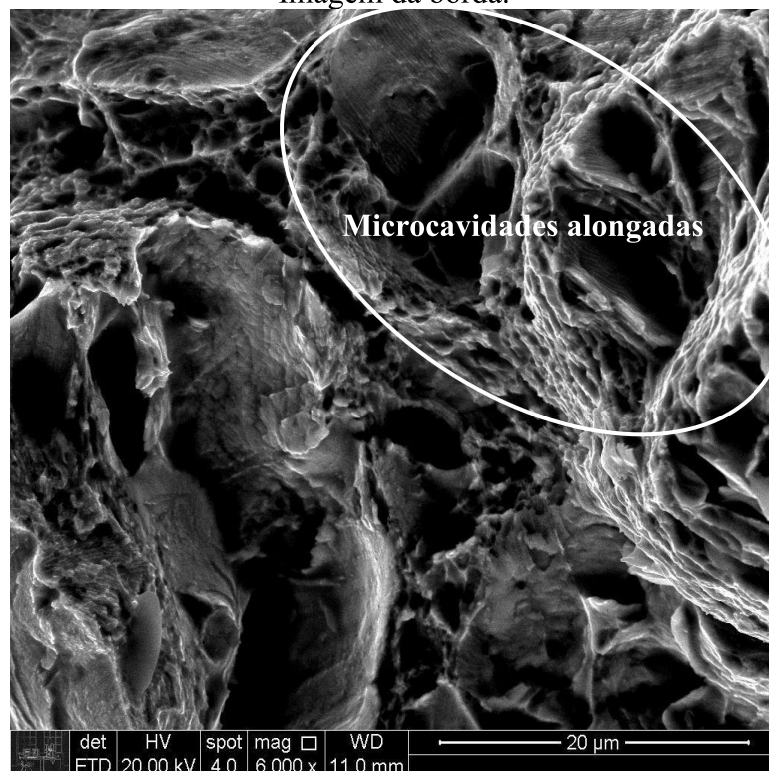
Para as imagens anteriores correspondentes à solda S16, material hipereutetóide e o único a romper-se no centro da solda, é possível perceber a incidência de clivagem com grande concentração de regiões facetadas, o que caracteriza uma fratura frágil.

Na figura 49 está evidenciado também a existência de poros, e por estar na região de solda acredita-se que pode ter sido originado durante o processo de solda por umidade, o qual é o principal causador deste defeito devido impedir a correta reação da mistura aluminotérmica e assim poder causar a formação de gases ou vapor de água.

Na figura 48 podemos observar uma descontinuidade evidenciada por uma elipse para destacar sua presença, e a descontinuidade deve-se a falta de material e pode ter ocorrido durante o processo de soldagem. Essa descontinuidade quando sob tensão pode crescer em dimensão através de sua propagação e romper-se a depender da característica predominante do material, de forma frágil ou dúctil.

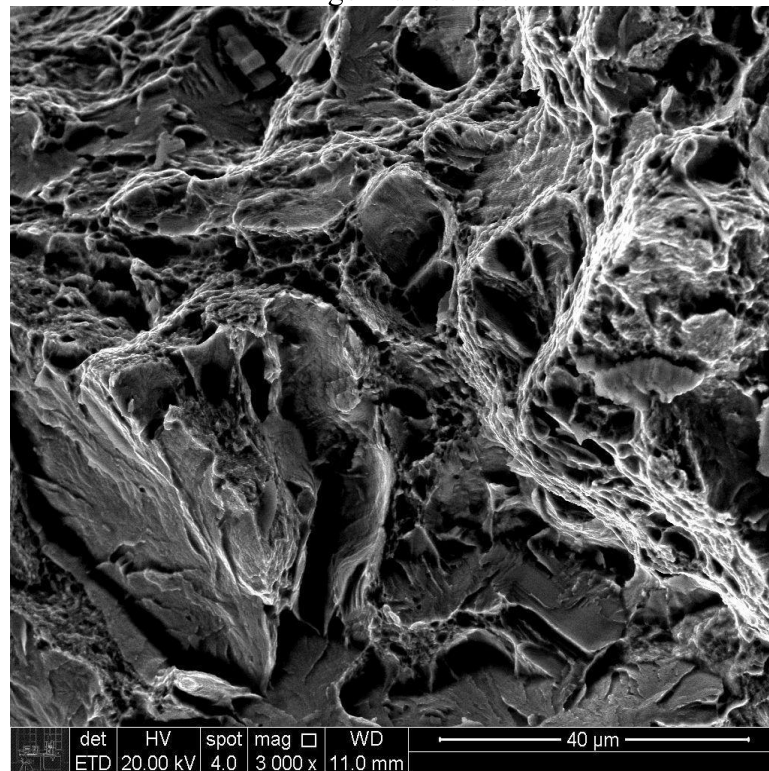
As Figuras 50, 51, 52, 53 e 54 apresentam as imagens obtidas por MEV da superfície de fratura de um dos corpos de prova da solda S1 (Eutetoide).

Figura 50 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1. Imagem da borda.



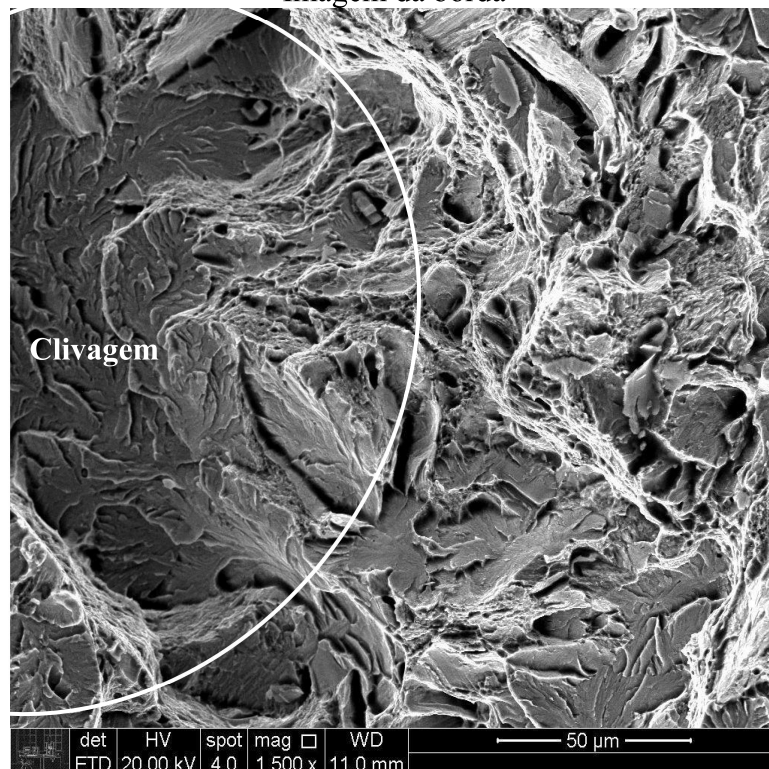
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 51 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1.  
Imagem da borda.



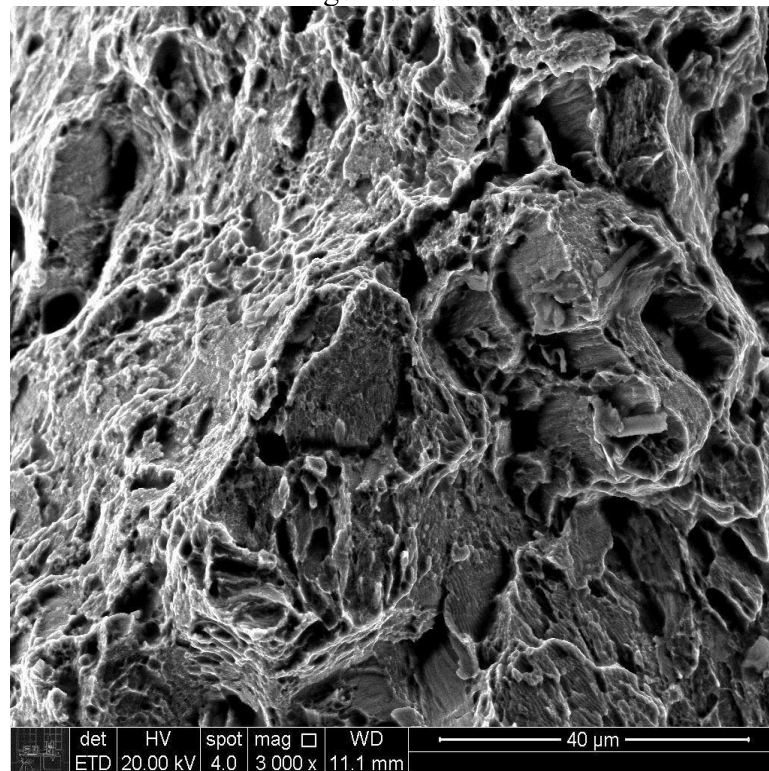
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 52 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1.  
Imagem da borda



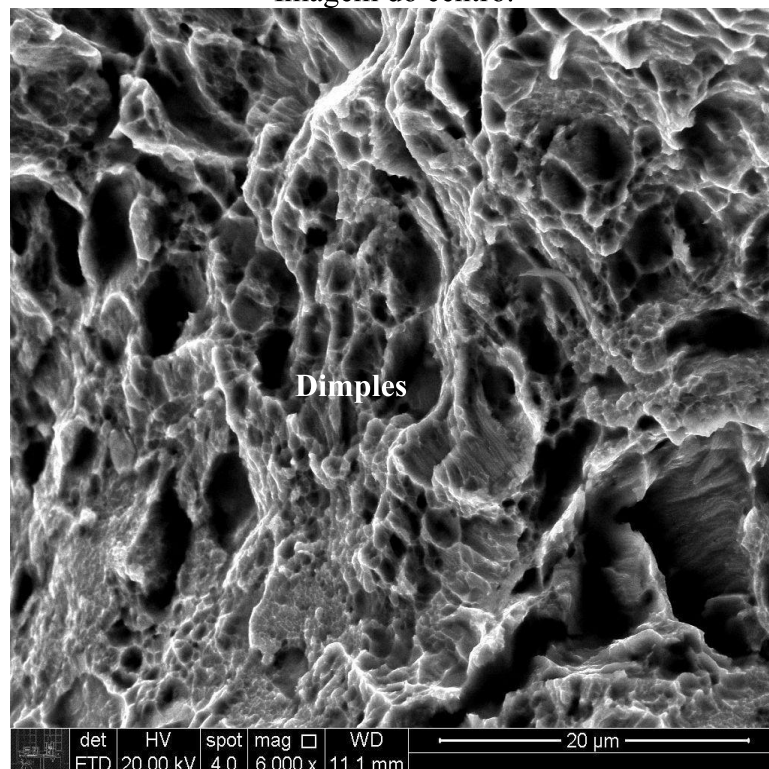
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 53 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1.  
Imagem do centro.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 54 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1.  
Imagem do centro.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)



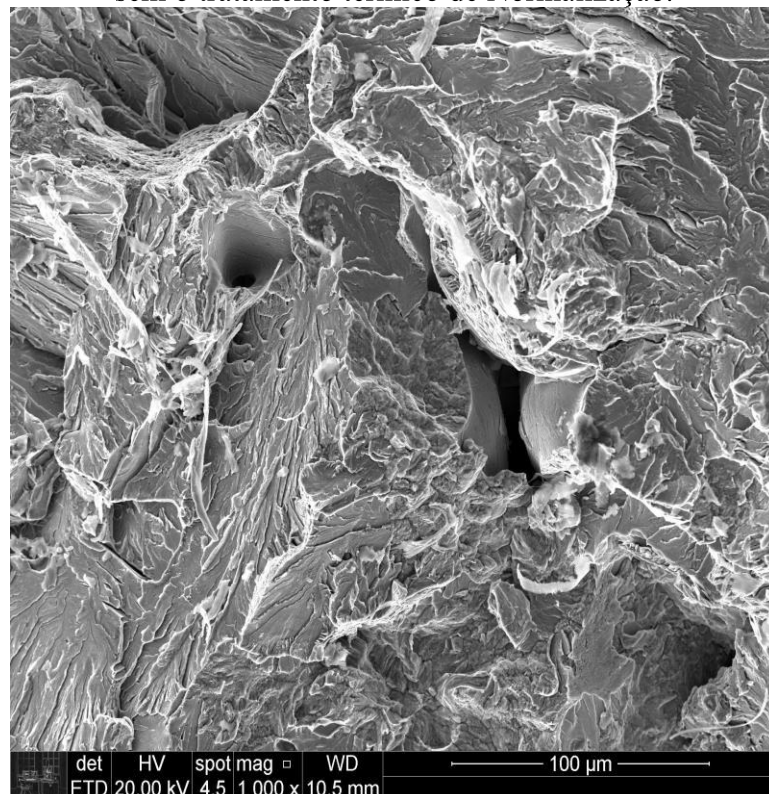
Observando as imagens anteriores para a solda S1 é possível observar nas imagens 50 e 51 a presença de muitos dimples alongados, com formato parabólico. Considerando serem imagens capturadas próximo às bordas das soldas, isso faz sentido dado as tensões de cisalhamento serem máximas quando em um ângulo de  $45^\circ$  para uma tensão axial de tração. Esse efeito alonga as microcavidades.

É possível perceber a presença de regiões facetadas, como aparecem nas imagens 52 e 53. Regiões facetadas são características de fraturas frágeis por clivagem.

Para a figura 54 é possível observar a grande quantidade de microcavidades de formato esférico, típica característica de fraturas dúcteis.

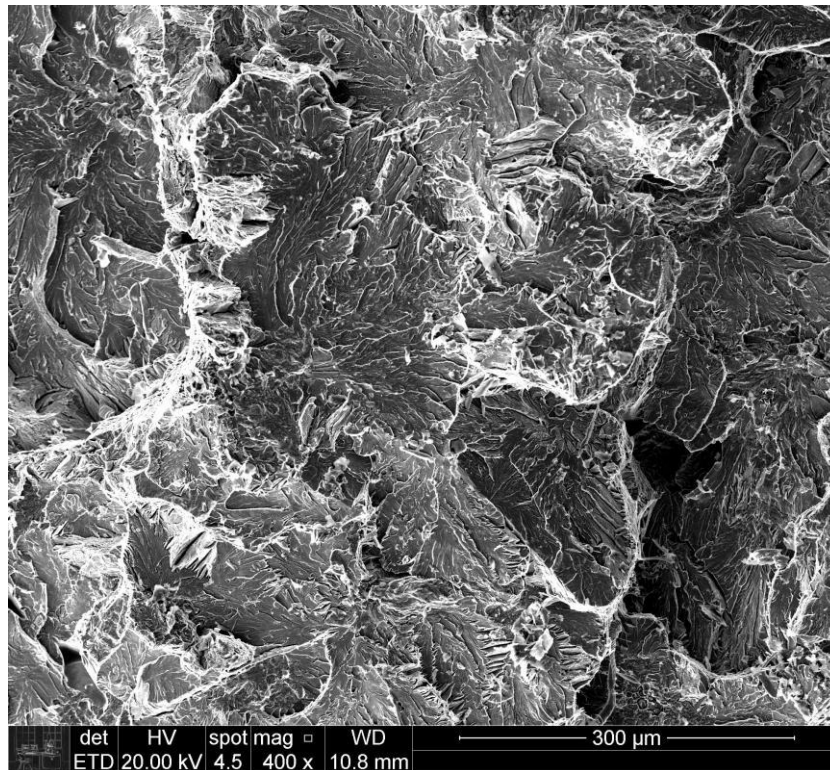
As figuras abaixo representam respectivamente as fraturas das soldas S1 e S16 sem tratamento térmico, e foram fornecidas pelo professor Luiz Henrique Dias Alves. Foram realizadas quando da realização das soldas em 2016 a fim de avaliar a superfície de fratura visto que como já declarado anteriormente apresentaram comportamento frágil quando da realização dos ensaios de tração e também quando das fraturas em campo.

Figura 55 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S1 sem o tratamento térmico de Normalização.



Fonte: ALVES et al (2019)

Figura 56 - Imagem obtida por MEV da superfície de fratura do corpo de prova da solda S16 sem o tratamento térmico de Normalização.

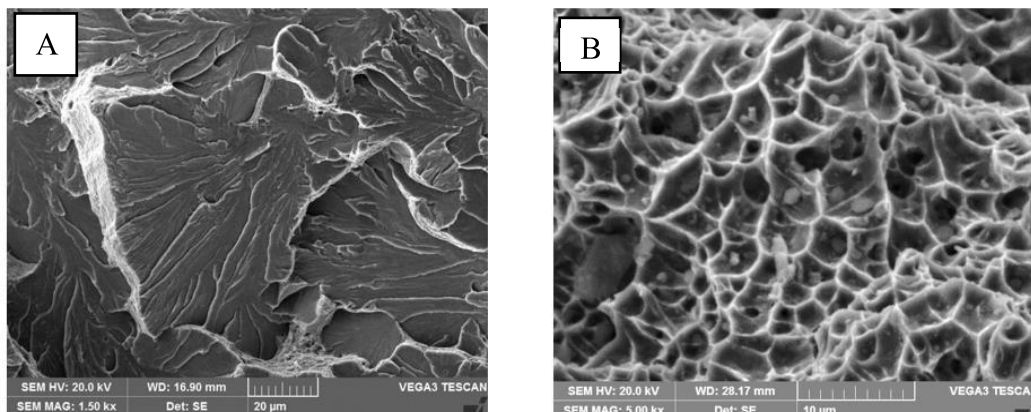


Fonte: ALVES et al (2019)

Para facilitar o entendimento das superfícies de fratura apresentadas nas figuras de 40 a 56, a figura 57 apresenta uma superfície de fratura tipicamente frágil e uma dúctil.

A fim de reforçar as diferenças entre as superfícies de fraturas tipicamente frágil e tipicamente dúctil, seguem duas onde temos de forma clara superfícies clivadas e superfícies com muitos dimples.

Figura 57 - Imagens de superfícies de fratura a) Aspecto da fratura frágil com superfície clivada e marcas de rio b) Aspecto da fratura dúctil com muitos simples.

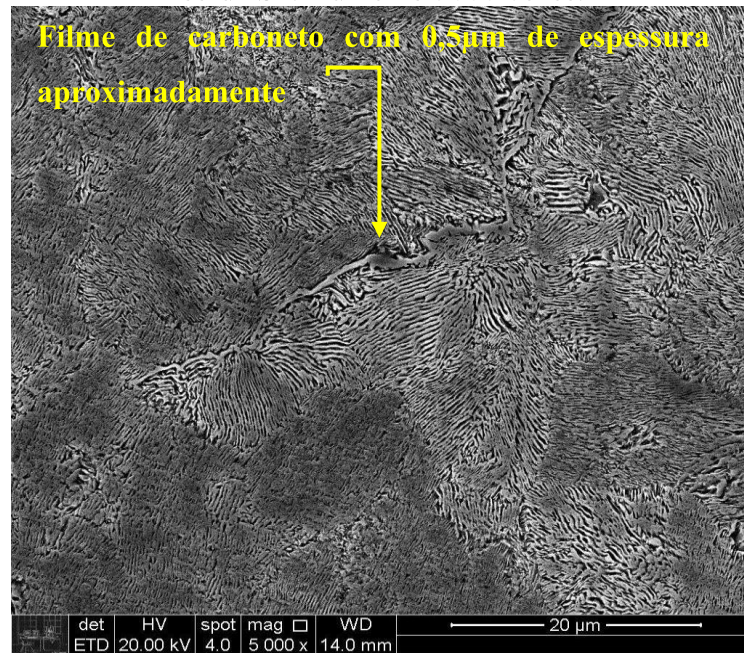


Fonte: Retirado de <<http://vgoinc.com/general/fractures-in-the-sem>>

### 4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

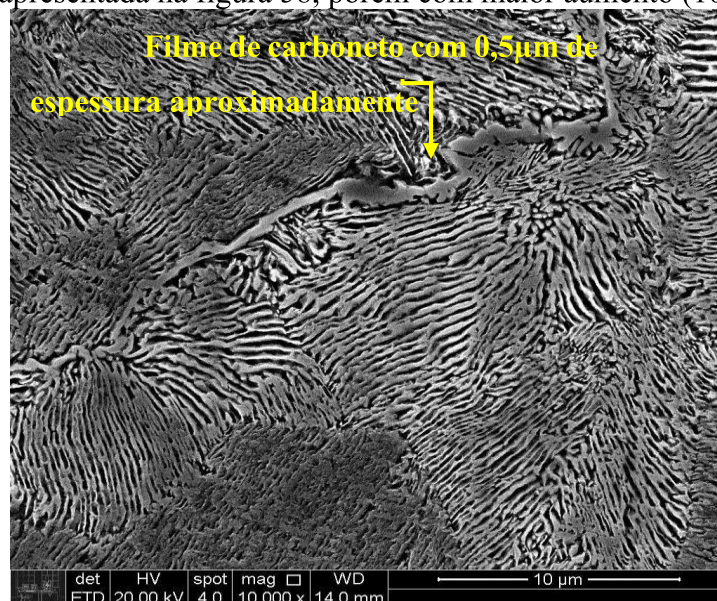
As Figuras 58, 59, 60 e 61 apresentam as fotomicrografias obtidas por MEV de um dos corpos de prova da solda S2 após tratamento térmico.

Figura 58 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova Hipereutetóide da solda S2. Aumento 5000 vezes.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

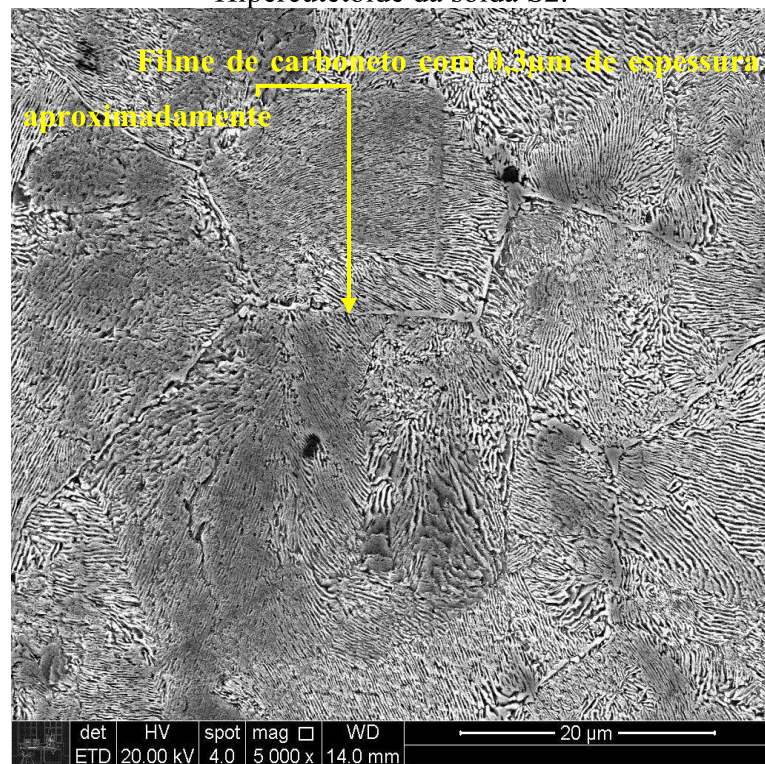
Figura 59 - Fotomicrografia obtida por MEV da solda S2 em corpo Hipereutetóide. Mesma região apresentada na figura 58, porém com maior aumento (10.000 X).



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

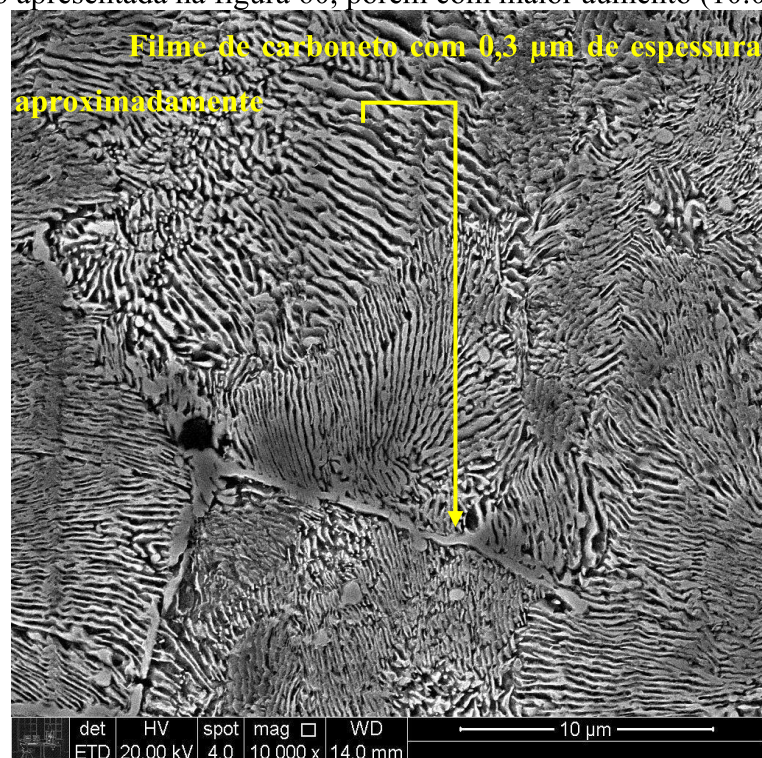


Figura 60 - Fotomicrografia obtida por MEV de outra região do corpo de prova Hipereutetóide da solda S2.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 61 - Fotomicrografia obtida por MEV da solda S2 em corpo Hipereutetóide. Mesma região apresentada na figura 60, porém com maior aumento (10.000 X).



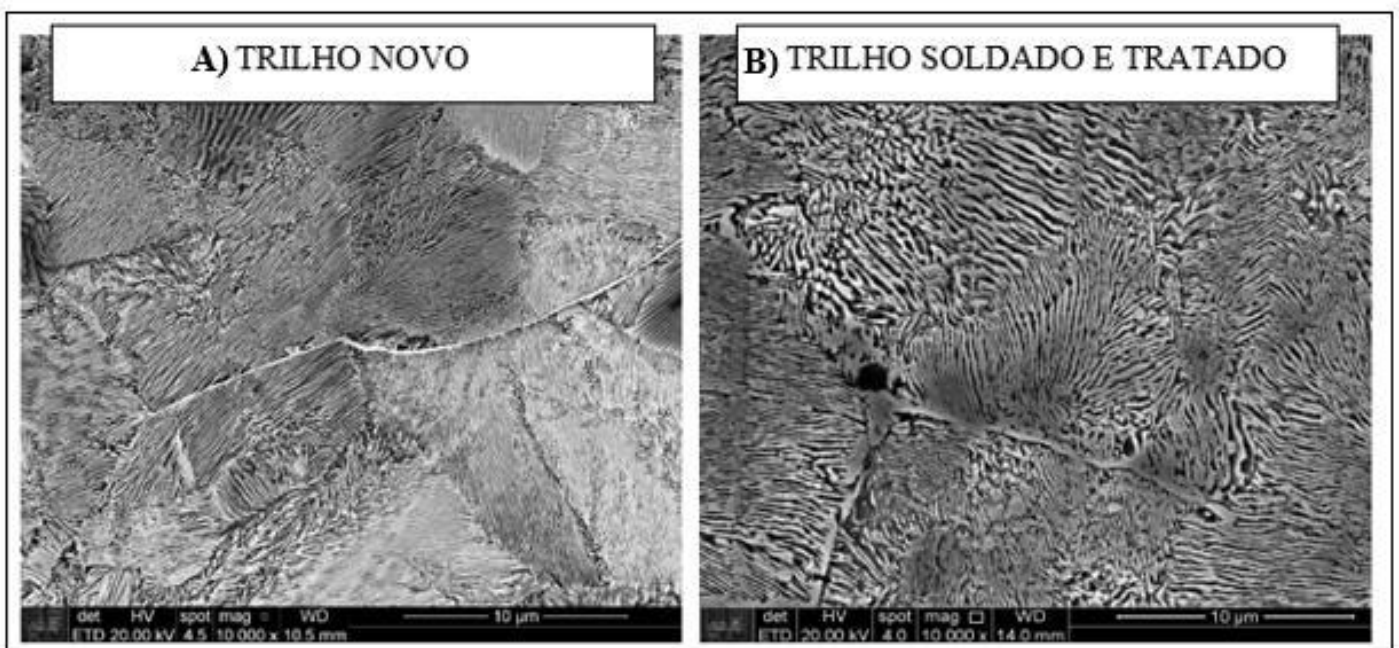
Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Analisando a microestrutura apresentada pelo corpo de prova analisado da solda S2 após tratamento térmico, percebe-se uma perlita muito fina (espaçamento interlamelar menor que  $0,15 \mu\text{m}$ ) e filmes de carboneto (Cementita) contornando algumas colônias de perlita com aproximadamente  $0,3$  a  $0,5 \mu\text{m}$  de largura. Por ser aço hipereutetóide, com composição conforme mostrada na tabela 7, essa microestrutura é a esperada.

Os aços Hipereutetóides empregados em trilhos ferroviários apresentam uma microestrutura muito parecida com as apresentadas nas figuras 58 a 61. Porém, os filmes de carboneto contornando as colônias de perlita são um pouco mais finos. Isso possivelmente se deve a velocidade de resfriamento imposta ao trilho na laminação a quente.

A Figura 62 apresenta duas fotomicrografias desse mesmo aço Hipereutetóide S2, uma sem ser soldado e tratado, e outra a qual repete a imagem 61 para comparação das micrografias de um trilho hipereutetóide novo e um soldado e tratado. Ambas as micrografias apresentam o mesmo aumento (10.000X). Através dela é possível perceber que o tratamento térmico de Normalização não impôs a mesma taxa de resfriamento da laminação para fabricação do trilho, e assim apresenta uma perlita mais grosseira e com cementita cortornando as colônias de perlita com também maior espessura.

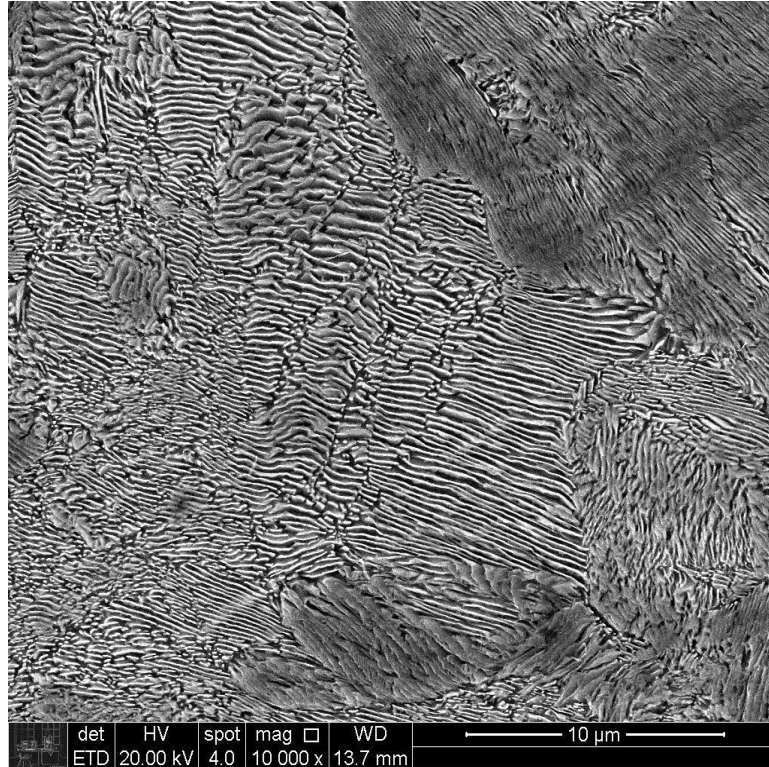
Figura 62 - (Comparação das microestruturas a) Trilho novo sem solda e sem tratamento térmico b) Trilho soldado e normalizado



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

As figuras 64, 65 e 66 apresentam as fotomicrografias obtidas por MEV de um dos corpos de prova da solda eutetóide S1 após tratamento térmico de Normalização.

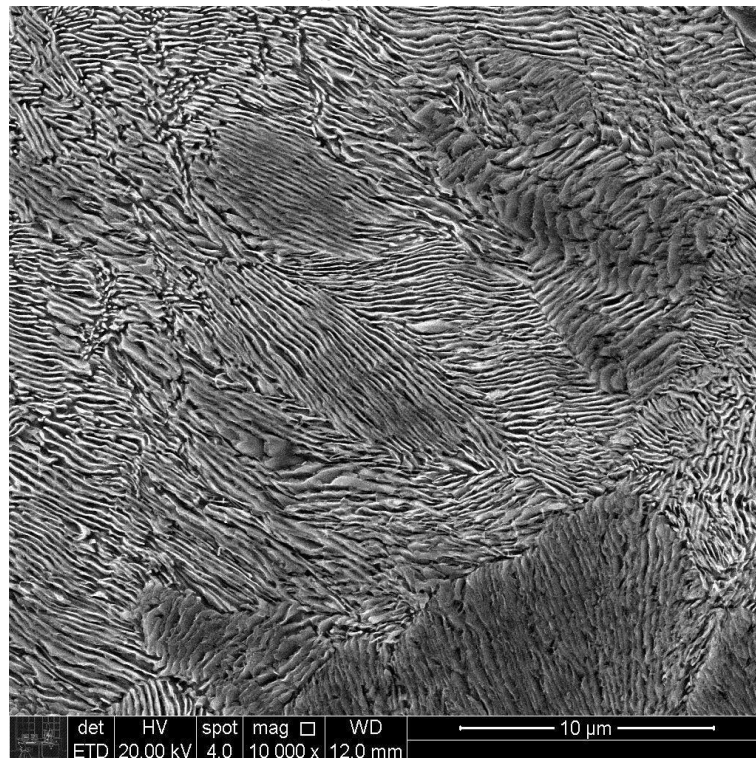
Figura 63 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova eutetóide da solda S1.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

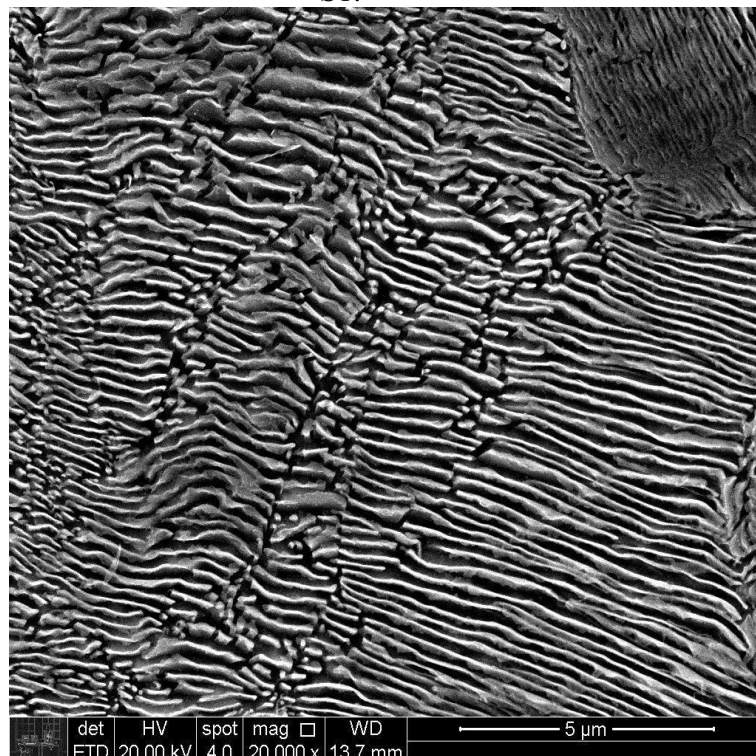


Figura 64 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova eutetóide da solda S1.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Figura 65 - Fotomicrografia obtida por MEV de um dos corpos de prova eutetóide da solda S1.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

Analisando as Figuras 64, 65 e 66 verifica-se a presença exclusiva de perlita fina, com espaçamento interlamelar menor que  $0,15 \mu\text{m}$ . Mesmo com aumento de 20.000 vezes (Figura 66) não foi possível observar ferrita livre ou carbonetos contornando as colônias de perlita. De acordo com a composição apresentada para esse trilho, tabela 7, essa microestrutura era a esperada.

Para o trilho eutetóide sem solda e sem tratamento térmico não foi realizado micrografia, mas assim como para o trilho hipereutetóide espera-se uma perlita mais fina e com menor espaçamento interlamelar quando comparado com segmentos de trilhos que foram soldados e tratado termicamente por Normalização. Os segmentos de trilhos soldados e tratados receberam o mesmo tratamento térmico, embora possuem diferentes concentrações de Carbono.

Para o segmento de trilho soldado e normalizado S16 não foram realizadas micrografias, porém este trilho é o mesmo da solda S2, e então espera-se a mesma microestrutura encontrada para o corpo de prova S2 analisado.

#### 4.4 ENSAIO DE DUREZA

Foram realizados ensaios de dureza nos cinco corpos de prova. Em cada corpo de prova foram realizadas 6 avaliações. Empregou-se durômetro Rockwell e escala C. A tabela 13 apresenta os resultados encontrados.

Tabela 13 - Durezas encontradas para os trilhos soldados e tratados. Medições realizadas fora da região de solda e fora da ZAC.

Corpo de Prova	Dureza 1 [HRC]	Dureza 2 [HRC]	Dureza 3 [HRC]	Dureza 4 [HRC]	Dureza 5 [HRC]	Dureza 6 [HRC]	Desvio padrão	Resultado [HRC]
S1	33	34	33	34	33	33	0,5	33,3 + 0,5
S1	36	35	35	36	35	34	0,7	35,2 + 0,7
S2	34	34	35	33	34	35	0,7	34,2 + 0,7
S2	34	33	33	34	32	35	1,0	33,5 + 1,0
S16	34	36	34	35	35	33	1,0	34,5 + 1,0

Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

A seguir temos a apresentação das durezas dos trilhos ensaiados sem solda e sem tratamento térmico.

Tabela 14 - Dureza dos trilhos

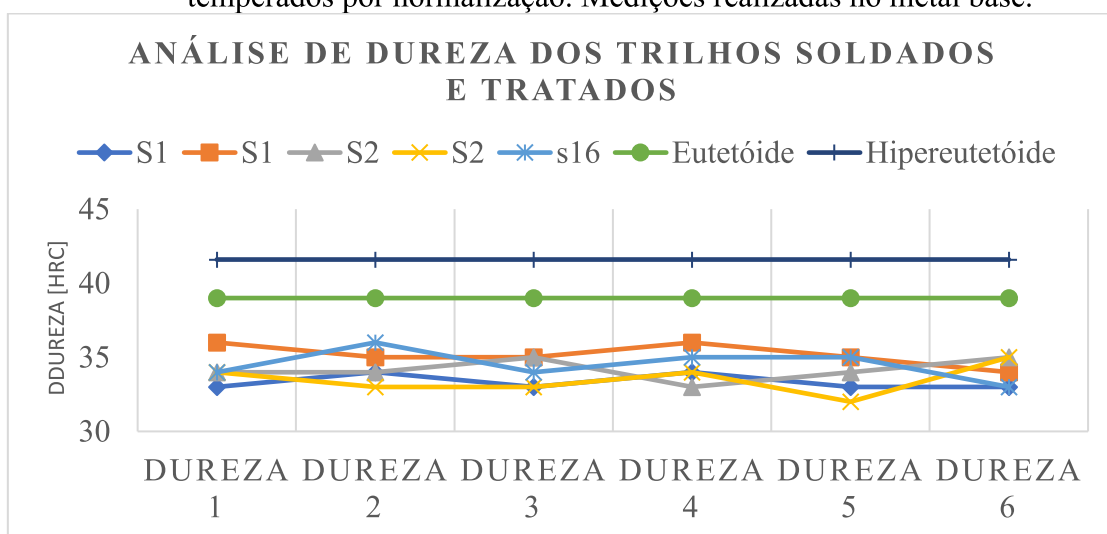
Trilho	Dureza (HRC)
C. Eq. < 1,0% (Evraz)	39,0
C. Eq. >1,2% (VoestAlpine)	41,6

Fonte: Adaptado de IHHA (2009)

Pela tabela 13 verifica-se que a dureza variou entre 33 HRC e 35 HRC para os 3 diferentes corpos de prova soldados. Como mostrado na figura 36 do subcapítulo 3.5 as medições foram realizadas com um espaçamento médio de 2 mm entre medições consecutivas e foi realizada na extremidade do corpo de prova utilizado para ensaio de tração, o que implica que foram realizadas medições no metal base tratado termicamente por Normalização com resfriamento a ar forçado.

Analisando a tabela 14 acima para os valores de dureza segundo as informações dos fabricantes, a dureza dos trilhos é ligeiramente maior que a verificada nesses corpos de prova ensaiados. Para o trilho Eutetóide a dureza é de 39,0 HRC e para o Hipereutetóide a dureza é de 41,6 HRC. Assim, as durezas ficaram em média 4,5 HRC abaixo para trilhos Eutetóide e 7,1 para trilhos Hipereutetóides. Abaixo podemos ver a distribuição dos valores medidos comparados com os valores segundo fornecidos pelos fabricantes.

Figura 66 - Valores de dureza para corpos soldados pelo processo alumino térmico e temperados por normalização. Medições realizadas no metal base.



Fonte: Elaborado pelo autor (2021)

## 5. CONCLUSÕES

Este trabalho objetivou fazer a comparação entre propriedades mecânicas e microestruturais entre 3 diferentes condições para trilhos ferroviários: Trilhos novos segundo informações dos fabricantes, trilhos soldados pelo processo aluminotérmico, e trilhos soldados pelo processo aluminotérmico e que receberam tratamento térmico de Normalização com resfriamento sob ar forçado.

Foi possível perceber que o tratamento térmico foi bastante efetivo para as soldas S1, as quais correspondem aos corpos de prova eutetóide. Para esses corpos tivemos uma recuperação de aproximadamente 30% do limite de resistência a tração, a caracterização da tensão de escoamento, e alongamentos e reduções de área consideráveis que tornaram possível a caracterização do comportamento dúctil a olho nu. Como confirmação ainda temos as fractografias 50 a 54 onde é possível observar uma grande concentração de microcavidades.

Ainda sobre os corpos de prova S1, foi possível perceber a microestrutura do material a qual seguiu conforme o esperado, ou seja, perlita fina com ausência de fases residuais entre colônias de perlita.

Para os corpos de prova S2 e S16, os quais são hipereutetóides e do mesmo fabricante, tivemos também bons resultados quando comparados com aqueles obtidos para essas soldas sem tratamento. Na imagem 62 é possível perceber que o tratamento térmico de Normalização ajudou na uniformidade da microestrutura, ou seja, uma maior homogeneidade dos tamanhos de lamelas de ferrita e cementita na perlita.

Os corpos de prova S2 apresentaram um aumento aproximadamente em 25% para o limite de resistência a tração, ao passo que para atingirem o valor segundo o catálogo do fabricante esse acréscimo precisaria ser da ordem de 55%. Entretanto, o tratamento permitiu a caracterização do limite de escoamento, redução de área na estrição e também alongamentos consideráveis. Para a forma da ruptura tivemos através das fractografias a aparição de dimples na região central da fratura, e a predominância de regiões facetadas próximas às extremidades.

Para os corpos de solda S16 tivemos um aumento no valor do limite de resistência a tração em aproximadamente 20%, e o esperado era que atingisse a ordem de 52% para restaurar integralmente essa propriedade mecânica segundo o manual de recomendações do IHHA. Como para os demais segmentos de trilhos, o tratamento térmico permitiu a caracterização da grandeza limite de escoamento, e valores de alongamento e redução de área consideráveis quando comparados com a condição do trilho sem tratamento. Entretanto, esses valores foram

modestos quando comparados com aqueles segundo informações dos fabricantes (condição original). Para a análise da microestrutura não foram realizadas micrografias para essa condição, e os resultados obtidos para a condição S2 é também válida para a S16.

Analisando a fratura da solda S16, a única a ocorrer em região de solda, concluímos que essa região não superou a região de metal base em propriedades mecânicas, como aconteceu para as soldas S1 e S2. Uma das razões creditadas para tal são os defeitos segundo aparecem nas fractografias, onde é possível perceber poros e descontinuidades. Para este corpo de prova a superfície de fratura continuou a apresentar regiões clivadas, característica de fratura frágil.

Para os valores de dureza encontrados para as soldas S1, S2 e S16 tivemos resultados pouco abaixo daqueles para trilhos novos. Comparando os valores obtidos entre os trilhos percebe-se um coportamento semelhante quanto a distribuição dos valores, e embora tenhamos para uma das soldas S1 o valor médio superior as soldas S2 e S16, torna-se necessário uma análise estatística para comprovação dos resultados e confirmar se de fato os valores de dureza encontrados para as soldas são diferentes.

Assim, considerando que o resfriamento dos corpos de prova foi realizado com um ventilador comum, desses utilizados para refrescar ambiente, a perlita obtida, que já é fina, pode ficar mais fina ainda com a utilização de um ventilador de maior capacidade de resfriamento, chegando a valores da ordem de 0,1  $\mu\text{m}$  ou menos. Isso certamente aumentaria a resistência mecânica da região da solda sem prejuízo da ductilidade e tenacidade.



## REFERÊNCIAS

- AGENCIABRASIL. **Ministério da Infra estrutura entregará planos de logística até 2050.** <https://agenciabrasil.ebc.com.br/economia/noticia/2020-10/ministerio-da-infraestrutura-entregara-planos-de-logistica-ate-2050#:~:text=A%20Ferrovia%20Norte%2DSul%2C%20em,1.550%20quil%C3%B4metros%2C%20leiloados%20em%202019;>
- ALVES, L.H.D; GOLDENSTEIN, H.; MALHEIROS, R.; SINATORA, A.; SOUZA, R.; **Mathematical Modeling to Predict and Optimize Mechanical Properties and Microstructural Heterogeneities of Welds and Heat – Affect Zones in Vales’s Thermite Welding Process.** International Heavy Haul STS Conference, Narvi – Norway, p. 270 – 277, 2019.
- ASTM – **American Society for Testing Materials.** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM E8/E8m – 13a, 2013. Disponível em: <http://www.galvanizeit.com/uploads/ASTM-E-8-yr-13.pdf>. Acesso em: 10/01/2021
- BARBOSA, Cassio. **Análise Fractográfica de Falhas.** Instituto Nacional de Tecnologia. São Paulo, Maio de 2018, Intercorr. Disponível em: [http://www.abendi.org.br/abendi/Upload/file/Normalizacao/analise\\_falhas\\_cassio\\_barbosa\\_intercorr\\_2018.pdf](http://www.abendi.org.br/abendi/Upload/file/Normalizacao/analise_falhas_cassio_barbosa_intercorr_2018.pdf). Acesso em: 15/02/2021
- BEER, Ferdinand P.; E. JOHNSTON, Russell Jr., DEWOLF, John T.; MAZUREK, David. F.. **Estática e Mecânica dos Materiais.** 1. ed. AMGH, 2013;
- BOUZAN, Beatris Miranda. **EFEITO DAS VARIÁVEIS DE PROCESSO NA QUALIDADE DE SOLDAS ALUMINOTÉRMICAS EM TRILHOS FERROVIÁRIOS.** 2016. Trabalho de Conclusão de Curso – Engenharia de Produção, UFJF, Juiz de Fora, 2016.
- BRACARENSE, Alexandre. **Disciplina: Processos de Soldagem, Aluminotermia.** Belo Horizonte, 15 Jun. 2000. Slides de aula.

CALLISTER JR., W.D.; RETHWISCH, D.G. **Fundamentos de Ciência e Engenharia dos Materiais**. 9 a Ed., Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2016;

CHIAVERINI, Vicente, “**Aços e Ferros fundidos**” 7º Edição – 2008 Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM;

COSTA, G. **Especialistas divergem sobre a ascensão da nova classe média**. Agência Brasil. Disponível em: Acesso em: janeiro. 2020;

EMIC, **Equipamentos para ensaio mecânicos destrutivos**. José dos Pinhais – PR, 6º edição. Disponível em: <https://www.slideshare.net/xyzruan/catalogo-2011-13952486>.

FORTES, Cleber. **Apostila de Metalurgia da Soldagem: Zona Termicamente Afetada (ZTA)**. Minas Gerais. 2005. Apostila.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C. A. dos. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro, LTC, 2000;

GERDAU, **Tratamento Térmico. Mundo dos Aços especiais**.

[https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/4354027/mod\\_resource/content/3/Aula%20-%20Tratamentos%20T%C3%A9rmicos.pdf](https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/4354027/mod_resource/content/3/Aula%20-%20Tratamentos%20T%C3%A9rmicos.pdf) Acessado em 15/02/2021;

GODEFROID, L. B.; CÂNDIDO, L. C. “**Análise de Falhas**”. ABM – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2011. 422 p;

GONÇALVES, Alexandre Dias. **ESTUDO COMPARATIVO DAS SOLDAS REALIZADAS COM OS PROCESSOS DE SOLDAGEM SMAW E TW APLICADOS NA UNIÃO DE TRILHOS A 100 DA NORMA DIN 536**. Dissertação de Mestrado (Pós Graduação em Engenharia de Materiais) – CEFET – MG, Belo Horizonte, 2016.

IBGE **Organização do território e estrutura territorial. Portaria nº 177, de 15 de maio de 2020**. <https://www.ibge.gov.br/geociencias/organizacao-do-territorio/estrutura-territorial/15761-areas-dos-municipios.html?=&t=o-que-e> Acessado em 15/02/2021.

IHHA. **Infrastructure Construction and Maintenance Issues**. International Heavy Haul Association, 2009;

LAWRENCE et al, 2014 - LAWRENCE, F. V et al. **Improving the Fatigue Resistance of Thermite Railroad Rail Weldments**. University of Illinois, Illinois. 2014. Disponível em: <http://fcp.mechse.illinois.edu/files/2014/07/Lawrence-presentation.pdf> . Acessado em: 15/02/2021.

MATTIOLI, Camila Goes. **Fissuração pelo hidrogênio em um aço API 5L X70 soldado com eletrodos celulósicos de diferentes níveis de resistência**. 2018. Dissertação de Mestrado (de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Mina) – Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, 2018.

NOVIKOV, I, **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Rio de Janeiro, Editora UFRJ, 1994;

EDWARDS, Glen.; OLSON, David.; SIEWET, Thomas.; LIU, Stephen;. **ASM HANDBOOK, Welding, Brazing and Soldering**. United States of America, 1993.

SOUZA, S.A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. São Paulo, SP: Ed. Blücher, 1982;

VANVLAK, L.H. **Princípios de ciências dos materiais**. São Paulo: Edgar Blücher, 7ª reimpressão, 1985.

## ANEXO A – TERMO DE AUTENTICIDADE



UNIVERSIDADE FEDERAL DE JUIZ DE FORA  
FACULDADE DE ENGENHARIA

### Termo de Declaração de Autenticidade de Autoria

Declaro, sob as penas da lei e para os devidos fins, junto à Universidade Federal de Juiz de Fora, que meu Trabalho de Conclusão de Curso do Curso de Graduação em Engenharia Mecânica é original, de minha única e exclusiva autoria. E não se trata de cópia integral ou parcial de textos e trabalhos de autoria de outrem, seja em formato de papel, eletrônico, digital, áudio-visual ou qualquer outro meio.

Declaro ainda ter total conhecimento e compreensão do que é considerado plágio, não apenas a cópia integral do trabalho, mas também de parte dele, inclusive de artigos e/ou parágrafos, sem citação do autor ou de sua fonte.

Declaro, por fim, ter total conhecimento e compreensão das punições decorrentes da prática de plágio, através das sanções civis previstas na lei do direito autoral<sup>1</sup> e criminais previstas no Código Penal<sup>2</sup>, além das cominações administrativas e acadêmicas que poderão resultar em reprovação no Trabalho de Conclusão de Curso.

Juiz de Fora, 09 de MARÇO de 2021.

BRUNO NASCIMENTO DA COSTA  
NOME LEGÍVEL DO ALUNO (A)

201371091  
Matrícula

Bruno Nascimento da Costa  
ASSINATURA

111.761.856-08  
CPF

<sup>1</sup> LEI N° 9.610, DE 19 DE FEVEREIRO DE 1998. Altera, atualiza e consolida a legislação sobre direitos autorais e dá outras providências.

<sup>2</sup> Art. 184. Violar direitos de autor e os que lhe são conexos: Pena - detenção, de 3 (três) meses a 1 (um) ano, ou multa.