

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**  
**CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

LUQUINE FERRAZ PEREIRA

**ESTUDO DO EFEITO DA CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL NAS**  
**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FERRAGENS DE FIXAÇÃO DE ESTAIS PARA**  
**USO EM TORRES DE TRANSMISSÃO**

BELO HORIZONTE

2023

LUQUINE FERRAZ PEREIRA

**ESTUDO DO EFEITO DA CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FERRAGENS DE FIXAÇÃO DE ESTAIS PARA  
USO EM TORRES DE TRANSMISSÃO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2023

LUQUINE FERRAZ PEREIRA

**ESTUDO DO EFEITO DA CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FERRAGENS DE FIXAÇÃO DE ESTAIS PARA  
USO EM TORRES DE TRANSMISSÃO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Wellington Lopes (Orientador)

---

Prof.<sup>a</sup> Dr.<sup>a</sup> Elaine Carballo Siqueira Corrêa

---

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

Dedico esse trabalho aos meus pais, Márcia (*in memoriam*) e Benites, pelo amor e apoio incondicionais que foram essenciais para que obtivesse êxito em minhas conquistas.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, pois, sem Ele, nada seria possível. Toda honra e toda glória sejam dadas ao Senhor, nosso Deus.

À minha mãe, Márcia Ferraz (*In Memoriam*) por ter me proporcionado o amor mais genuíno que vivenciei, pelos conselhos e constantes incentivos. Ao meu pai, Benites Pereira, por todo apoio durante anos para que eu conseguisse estudar no curso em que eu almejava e em tempo integral. Ao meu irmão, Benites Júnior, pelo carinho e pela compreensão nos momentos em que fui ausente.

Ao meu orientador, Wellington Lopes, por ter aceitado este desafio e conduzi-lo com tanta maestria. Ao professor Ernane Rodrigues e à professora Elaine Carballo, pela paciência e disponibilidade em ajudar. Ao professor Marcello Dumont, pela oportunidade de participar do projeto de iniciação científica e aguçar minha curiosidade e intelecto sobre a área de pesquisa e desenvolvimento. Aos demais professores do DEMAT pelos conhecimentos repassados transmitindo a mim não somente teorias, mas também a ética, a dedicação e o amor no que se faz.

Ao CEFET-MG que, por meio dos programas de incentivo ao desenvolvimento do estudante, me proporcionou participar da empresa júnior de engenharia de materiais, ENGEMAT Soluções, da equipe de competição de avião, CEFAST Aerodesign, e do programa de educação tutorial, EMAPET. Além disso, corroborou para a execução desse projeto por meio da realização de ensaios.

Aos meus amigos, presenciais e à distância, que foram cruciais para prosseguir em meios as adversidades. Nunca vou esquecer de cada detalhe de carinho, amizade e cumplicidade. Vocês são incríveis!

E, por fim, agradeço a aqueles que, de uma maneira geral, me concederam oportunidades e momentos excepcionais.

A todos vocês, o meu muito obrigada!

## RESUMO

O conjunto de ferragens de fixação de estais são componentes imprescindíveis de torres de transmissão que precisam ser estaiadas, garantindo, desta forma, a estabilidade dessas estruturas. É composto, principalmente, por parafusos “V”, confeccionados em aço SAE 4140. O aço SAE 4140 é uma opção versátil para esta aplicação por apresentar boa resistência à fratura e mecânica. Entretanto, os efeitos da microestrutura mista obtida após o processamento termomecânico desses materiais tem sido pouco investigadas. Diante dessa necessidade, este projeto analisou os efeitos da microestrutura, do aço SAE 4140, nas propriedades mecânicas de parafusos “V”, a partir do uso de técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, ensaios mecânicos de microdureza Vickers, de carga cíclica e de tração. Os resultados indicaram que o parafuso “V” com microestrutura mista contendo bainita apresentou melhor resistência mecânica, ductilidade e tenacidade quando comparado ao parafuso “V” com microestrutura contendo perlita e ferrita, pois, resistiu aos esforços mecânicos sem que ocorresse a fratura do parafuso “V” mesmo para valores de cargas acima do estipulado para esse material. Além disso, foi evidenciado que o parafuso “V” com microestrutura perlítico-ferrítico apresentou uma fratura moderadamente dúctil próximo ao limite de ruptura, sendo considerado reprovado nessas condições.

**PALAVRAS - CHAVE:** aço SAE 4140, bainita, microestrutura, parafuso “V”.

## **ABSTRACT**

The stay cable hardware set is an essential component of transmission towers that must to be stayed, ensuring the stability of these structures. It consists mainly of “V” bolts made of SAE 4140 steel. SAE 4140 steel is a versatile option for this application as it exhibits good fracture and mechanical resistance. However, the effects of the mixed microstructure on the mechanical behaviour of these materials have been poorly investigated. Considering it, this project analyzed the influence of the microstructure of SAE 4140 steel on the mechanical properties of “V” bolts, using techniques such as optical and scanning electron microscopy, Vickers microhardness tests, cyclic load tests, and tensile tests. The results indicate that the “V” bolt with a mixed microstructure containing bainite exhibited better mechanical strength, ductility, and toughness compared to the “V” bolt with a microstructure containing perlite and ferrite as it withstood mechanical loads without fracturing, even for loads exceeding the specified values for this material. Additionally, it was evident that the “V” bolt with a perlite-ferrite microstructure exhibited moderately ductile strain before the rupture limit.

**KEYWORDS:** SAE 4140 steel, bainite, microstructure, “V” bolt.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Torres de transmissão.....	18
Figura 3.2 – Cabo estai de Aço-Al.....	19
Figura 3.3 – Torre composta por cabos estais.....	20
Figura 3.4 – Conjunto de ferragens de fixação de estais.....	21
Figura 3.5 – Componentes do conjunto de ferragens de fixação de estais.....	21
Figura 3.6 – Microestrutura de um aço hipoeutetóide.....	22
Figura 3.7 – Classificação da fratura em termos de deformação plástica.....	24
Figura 3.8 – Amplitude de tensão (S) em função do logaritmo do número de ciclos (N) até a falha por fadiga para um material que exhibe resistência à fadiga.....	26
Figura 3.9 – Variação da tensão com o tempo para um ciclo de tensões alternadas de igual magnitude.....	27
Figura 3.10 – Esquema de uma superfície de fratura típica por fadiga.....	27
Figura 3.11 – Tipos de matrizes para dobramento.....	30
Figura 3.12 – Retorno elástico depois do dobramento para uma chapa metálica.....	31
Figura 3.13 – Diagrama Fe-C.....	32
Figura 3.14 – Diagrama TTT para o aço SAE 4140.....	33
Figura 3.15 – Diagrama TRC para o aço SAE 4140.....	33
Figura 3.16 – Representação do processo de austêmpera em um gráfico TTT.....	36
Figura 3.17 – Representação esquemática da formação das bainitas superior e inferior.....	37
Figura 4.1 – Fluxograma do processo de fabricação dos parafusos “V”.....	39
Figura 4.2 – Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	40
Figura 4.3 – Etapas do processamento a quente.....	42
Figura 4.4 – Representação esquemática das regiões de amostragem no parafuso “V”.....	43
Figura 5.1 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RD com ampliações diferentes.....	47
Figura 5.2 – Espectrograma por EDS da amostra 1 (sem bainita) na RD.....	48
Figura 5.3 – Espectrograma por EDS da amostra 2 (com bainita) na RD.....	48
Figura 5.4 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RID com ampliações diferentes.....	50
Figura 5.5 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RIR com ampliações diferentes.....	51
Figura 5.6 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RR com ampliações diferentes.....	52
Figura 5.7 – Espectrograma por EDS da amostra 1 (sem bainita) na RR.....	53
Figura 5.8 – Espectrograma por EDS da amostra 2 (com bainita) na RR.....	53

Figura 5.9 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 na amostra 1 (sem bainita) com as regiões de indentação do ensaio de microdureza Vickers.....	56
Figura 5.10 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 na amostra 2 (com bainita) com as regiões de indentação do ensaio de microdureza Vickers.....	57
Figura 5.11 – Conjunto de FFE com capacidade de 78 toneladas antes dos ensaios de carga cíclica e tração. ....	58
Figura 5.12 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 78 toneladas após o ensaio de carga cíclica. ....	59
Figura 5.13 – Gráfico esquemático da variação de carga com o tempo utilizado em ensaios de carga cíclica para FFE. ....	60
Figura 5.14 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 78 toneladas após o ensaio de tração. ....	61
Figura 5.15 – Gráfico carga versus deslocamento do ensaio de tração no conjunto de FFE com capacidade de 78 toneladas.....	62
Figura 5.16 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 60 toneladas antes dos ensaios de carga cíclica e tração. ....	63
Figura 5.17 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 60 toneladas após o ensaio de carga cíclica. ....	64
Figura 5.18 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 60 toneladas após o ensaio de tração. ....	65
Figura 5.19 – Gráfico carga versus deslocamento do ensaio de tração no conjunto de FFE com capacidade de 60 toneladas.....	66

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do aço SAE 4140 (% peso).....	23
Tabela 3.2 – Parâmetros para o ensaio de carga cíclica em ferragens de fixação de estais.....	28
Tabela 3.3 – Classificação morfológica da bainita. ....	35
Tabela 4.1 – Dimensões dos parafusos “V”. ....	41
Tabela 4.2 – Análise quantitativa da composição química para as amostras de aço SAE 4140 (% peso).....	41
Tabela 4.3 – Identificação das amostras para análise metalográfica. ....	43
Tabela 4.4 – Parâmetros dos ensaios de carga cíclica. ....	45
Tabela 5.1 – Microdureza Vickers para a amostra 1 (sem bainita) e a amostra 2 (com bainita) após processamento termomecânico .....	55

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Al	Alumínio
C	Carbono
CEFET-MG	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
Cr	Cromo
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
FFE	Ferragens de fixação de estais
Fe	Ferro
Fe <sub>3</sub> C	Cementita
FeS	Sulfeto de ferro
gf	Grama-força
h	Hora
HB	<i>Hardness Brinell</i>
HRC	<i>Hardness Rockwell C</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
Kgf	Quilograma-força
L	Líquido
LRT	Limite de Resistência a Tração
M/A	Martensita/Austenita
max	Máximo
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
mL	Mililitros
mm	Milímetro
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia óptica
NBR	Norma brasileira
Ni	Níquel
P	Fósforo
PIB	Produto Interno Bruto
RD	Região da dobra
RID	Região intermediária próxima à dobra

RIR	Região intermediária próxima à rosca
RR	Região da rosca
S	Enxofre
s	Segundos
SAE	<i>Society of Automotive Engineers International</i>
Si	Silício
t	Toneladas
$T_f$	Temperatura de fusão
TTT	Transformação tempo-temperatura
TRC	Transformação por resfriamento contínuo

## LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcento
$\gamma$	Austenita
$\alpha$	Ferrita
$\delta$	Ferrita delta
$^{\circ}\text{F}$	Graus fahrenheit
$^{\circ}\text{C}$	Graus celsius
$\Delta$	Aquecimento
$\sigma$	Tensão

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>17</b>
<b>2.1 Objetivo Geral .....</b>	<b>17</b>
<b>2.2 Objetivos Específicos.....</b>	<b>17</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>18</b>
<b>3.1 Torres de transmissão de energia elétrica .....</b>	<b>18</b>
<b>3.1.1 Cabo estai.....</b>	<b>19</b>
<b>3.1.2 Conjunto de fixadores de estai .....</b>	<b>20</b>
<b>3.2 Aço SAE 4140.....</b>	<b>22</b>
<b>3.3 Fratura em metais .....</b>	<b>23</b>
<b>3.3.1 Fratura por fadiga.....</b>	<b>25</b>
<b>3.4 Conformação de metais.....</b>	<b>28</b>
<b>3.4.1 Dobramento .....</b>	<b>29</b>
<b>3.5 Tratamento térmico .....</b>	<b>31</b>
<b>3.5.1 Aços bainíticos.....</b>	<b>34</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>39</b>
<b>4.1 Fluxograma .....</b>	<b>39</b>
<b>4.2 Materiais.....</b>	<b>40</b>
<b>4.3 Dobramento a quente .....</b>	<b>41</b>
<b>4.4 Caracterização microestrutural .....</b>	<b>42</b>
<b>4.5 Ensaio mecânicos .....</b>	<b>44</b>
<b>4.5.1 Ensaio de microdureza Vickers.....</b>	<b>44</b>
<b>4.5.2 Ensaio de carga cíclica e tração .....</b>	<b>45</b>
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>47</b>
<b>5.1 Análise microestrutural.....</b>	<b>47</b>
<b>5.2 Análise da microdureza Vickers .....</b>	<b>54</b>
<b>5.3 Análise dos ensaios de carga cíclica e tração.....</b>	<b>58</b>

<b>6 CONCLUSÕES.....</b>	<b>68</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>69</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A fratura por fadiga em materiais metálicos ocasiona diversas perdas, sendo estimado que, em países desenvolvidos, na década de 80, os custos chegaram a aproximadamente 120 bilhões de dólares, correspondendo a cerca de 4% do Produto Interno Bruto (PIB) desses países à época (DOWLING, 2013).

A fadiga acomete materiais metálicos que são submetidos a cargas oscilantes de tensão e sofrem ruptura antes do previsto. A trinca inicia-se de modo microestrutural e conforme os esforços são praticados, a trinca se propaga tão rapidamente, que o aço, mesmo dúctil, apresenta comportamento frágil (HIBBELER, 2004).

Como material, o aço é empregado na maioria dos projetos estruturais devido à sua versatilidade, principalmente em relação às propriedades mecânicas, sendo capaz de ser utilizado nos mais diferentes tipos de ambientes, climas e condições de serviço. Sendo assim, é um material com uma vasta aplicabilidade na construção civil, meios de comunicação, automóveis e eletrodomésticos, bem como nos mais variados tipos de indústrias (RIOS; AMARAL; SOUZA, 2016).

Para tanto, os aços de baixa liga são uma alternativa para diversos projetos por apresentarem elementos de liga em quantidades inferiores a 5% que melhoram significativamente as propriedades e favorecem o beneficiamento pelo tratamento térmico. Considerando esse fato, o aço SAE 4140, ligado ao cromo e ao molibdênio, é uma opção interessante quando é requerida uma boa resistência à fadiga e mecânica (FREITAS, 2010).

A relevância do tratamento térmico nos aços é abordada por Senthilkumar e Ajiboye (2012), que ressaltam o efeito benéfico em relação à modificação das propriedades mecânicas como ductilidade, tenacidade, dureza e resistência à tração, mas também pontua sobre a responsabilidade de que esse processo seja realizado de maneira correta a fim de evitar falhas prematuras de componentes mecânicos.

É importante considerar que os próprios processos industriais aos quais o aço é submetido podem afetar sua microestrutura, seja pelos gradientes de temperatura ou pela conformação mecânica (COELHO, 2017). Neste contexto, visando otimizar a fabricação de componentes de aço, o processamento termomecânico têm sido muito empregado com o intuito de eliminar a etapa de tratamento térmico subsequente. Para tanto, é necessário um rigoroso controle das etapas de fabricação que envolvem aquecimento, deformação plástica e resfriamento. Desta forma, obtém-se a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas desejadas (MILITZER, 2014).

Vários trabalhos foram conduzidos em aços SAE 4140 com o objetivo de investigar a microestrutura e as propriedades mecânicas. Sanji et al. (2012) estudaram os efeitos do tratamento térmico simples e duplo, Badaruddin et al. (2019) apontaram melhorias através do recozimento, Bilal et al. (2019) relataram os efeitos da austêmpera, Lu et al. (2021) informaram a influência de processos de endurecimento no aço normalizado e Klein et al. (2010) retrataram a influência do processo industrial na fadiga do aço sob tratamento térmico. Entretanto, os efeitos da microestrutura multifásica obtida no processamento termomecânico tem sido pouco investigadas.

Sendo assim, este trabalho propõe realizar uma análise acerca do efeito da microestrutura bainítica, obtida durante o processamento industrial, no aço SAE 4140 utilizado em parafusos “V” de ferragens de fixação de estais, componente imprescindível para torres de transmissão que precisam ser estaiadas, garantindo assim a estabilidade da estrutura. Para tanto, realizou-se a correlação da influência da microestrutura nas propriedades mecânicas, por meio dos ensaios de carga cíclica e tração, simulando o ambiente e as condições de esforços em que essa ferragem é constantemente submetida.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Investigar o efeito da condição microestrutural no comportamento mecânico de parafusos “V”, principal componente de ferragens de fixação de estais para uso em torres de transmissão, confeccionadas em aço SAE 4140.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Avaliar o efeito da microestrutura mista no comportamento mecânico do aço SAE 4140 por meio das técnicas de ensaio de carga cíclica, de tração e de microdureza Vickers;
- Compreender os efeitos dos processamentos industriais na respectiva microestrutura assumida pelo material.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Torres de transmissão de energia elétrica

As torres de transmissão fazem parte de um dos elementos de composição de uma linha de transmissão de energia (BENTES, 2013). Essas torres são estruturas responsáveis por dar suporte ou ancorar os cabos condutores de energia ao longo da linha de transmissão, bem como os cabos para-raios e isoladores (CARLOS, 2015). Tais torres são fabricadas a partir de perfis de aço, e em sua grande maioria, na forma de treliça espacial, possuindo dois tipos de torres conforme a estrutura de fixação (BENTES, 2013):

- i. Torre estaiada (Figura 3.1.a): estrutura com alta capacidade de carga estrutural, elevada altura e baixo peso, o que faz necessário o uso de um conjunto de cabos e ferramentas dispostos de maneira inclinada para garantir a estabilidade. É um tipo de torre que demanda maior espaço para sua estruturação eficiente (GRACIA; SILVA, 2020).
- ii. Torre autoportante (Figura 3.1.b): estrutura de maior peso na qual a estabilidade é garantida pelos apoios da sua base e os esforços mecânicos são transmitidos às barras contidas na torre, ocupando, assim, menor espaço se comparado às torres estaiadas pois não há necessidade de cabos estai (GRACIA; SILVA, 2020).

**Figura 3.1 – Torres de transmissão.**



**(a)**



**(b)**

(a) torre estaiada e (b) torre autoportante.

Fonte: Elaborado pelo autor.

O tipo ideal de torre varia conforme o local, o ambiente externo, o espaço disponível, a complexidade do projeto, o tamanho da torre, além do tipo e das condições do terreno. Nestes casos, avaliam, no mínimo, como parâmetro de segurança, os esforços aos quais a estrutura será submetida e o deslocamento devido às condições externas, como por exemplo, a ação do vento (GRACIA; SILVA, 2020).

### 3.1.1 Cabo estai

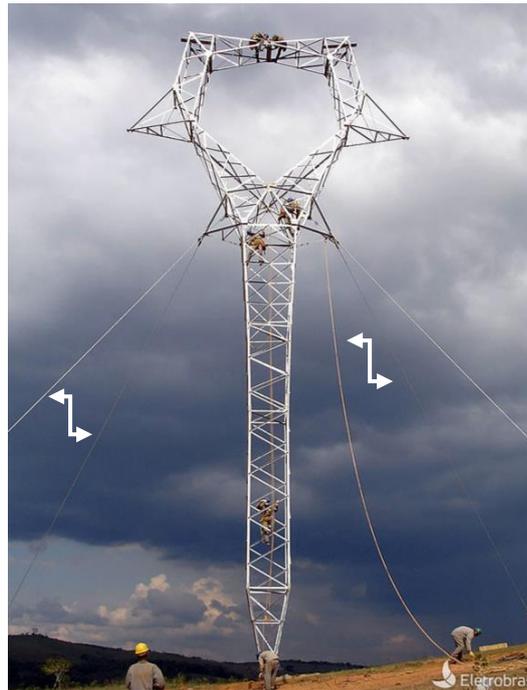
Os cabos estais (Figura 3.2) são componentes estruturais, dispostos de maneira inclinada em relação à torre de transmissão a fim de garantir a estabilidade das linhas de transmissão durante os esforços de tração (Figura 3.3). Esses cabos absorvem energia das tensões horizontais, distribuindo-as para pontos afastados da estrutura (GRACIA; SILVA, 2020). São constituídos por cordoalhas de aço galvanizado, mas em situações que o zinco pode sofrer processo corrosivo é necessária a utilização de ligas de aço-cobre ou aço-alumínio (CARLOS, 2015).

**Figura 3.2 – Cabo estai de Aço-Al.**



Fonte: BA, 2022.

**Figura 3.3 – Torre composta por cabos estais.**



Fonte: Adaptado de Eletrobrás, 2010.

Existem diversos parâmetros que são avaliados para seleção de um cabo estai, segundo Carlos (2015), tais como:

- Número de fios;
- Área da seção transversal;
- Massa linear;
- Módulo de elasticidade;
- Carga de ruptura característica.

### **3.1.2 Conjunto de fixadores de estai**

O conjunto de ferragens de fixação de estais (FFE) possibilitam o estaiamento de torres elétricas ou qualquer estrutura que necessite da mesma (PLP, 2022; SADEL, 2022). No caso das linhas de transmissão, possui um conjunto para o lado torre e outro para o lado solo. Sendo assim, tem-se o sistema: torre – manilha (quando solicitado) – FFE (lado torre) – cabo estai (cordoalha de aço) – FFE (lado solo), conforme explicitado pela Figura 3.4 (PLP, 2022).

**Figura 3.4 – Conjunto de ferragens de fixação de estais.**

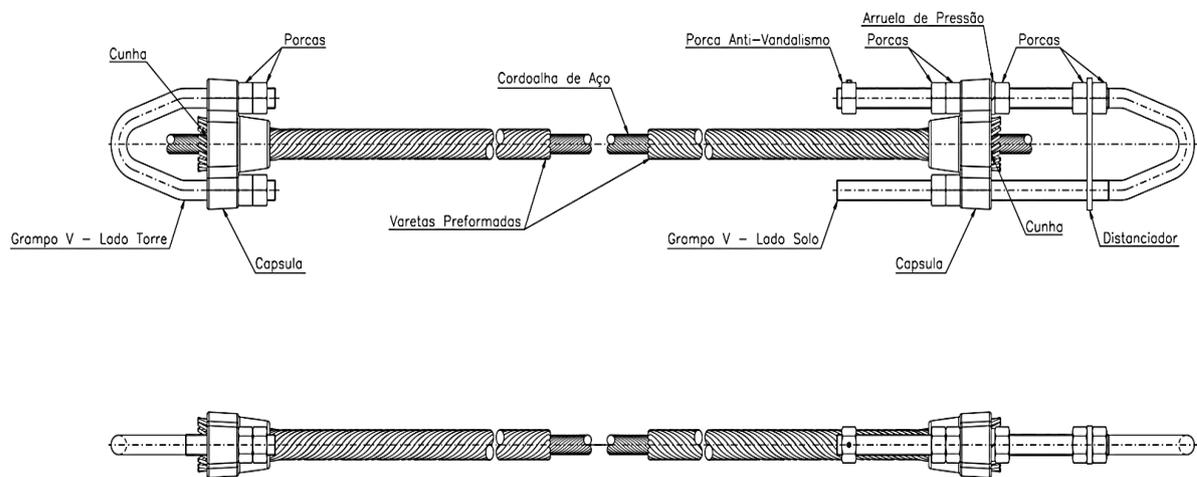


(a) lado torre e (b) lado solo.

Fonte: Elaborado pelo autor.

No geral, o cabo estai é fixado no conjunto de FFE, através de varetas preformadas de aço galvanizado (PLP, 2022). Os componentes desse conjunto estão descritos na Figura 3.5.

**Figura 3.5 – Componentes do conjunto de ferragens de fixação de estais.**



Fonte: Elaborado pelo autor.

A fabricação do conjunto de FFE exige a utilização de um material com resistência mecânica e tenacidade adequadas ao projeto, para suportar os grandes esforços de tracionamento aos quais a cordoalha será submetida, sem que ocorra rompimento que pode causar acidentes catastróficos.

### 3.2 Aço SAE 4140

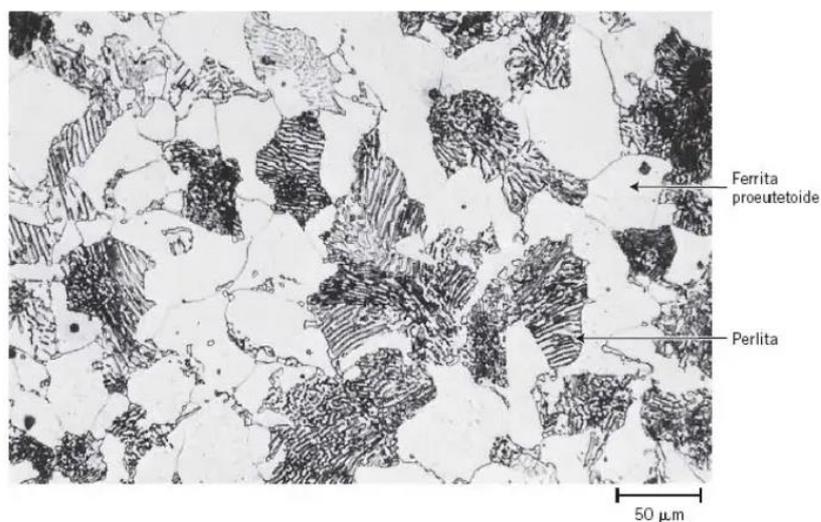
Um aço pode ser definido como uma liga de ferro e carbono com o teor de carbono até cerca de 2,11% em peso. Quando os elementos de liga de um aço atingem até cerca de 5% em peso, considera-se um aço baixa liga; para quantidades superiores, considera-se um aço alta liga (ASM, 1991).

Existem diversas classificações para os aços, considerando a composição química, tem-se (KALPAKJIAN; SCHMID, 2014):

- baixo carbono, para teores inferiores a 0,30%;
- médio carbono, para teores entre 0,30 e 0,60%; e
- alto carbono, para teores acima de 0,60%.

Outra classificação consta aços hipoeutetóide ( $\% C < 0,77\%$ ), eutetóide ( $\% C = 0,77\%$ ) e hipereutetóides ( $\% C > 0,77\%$ ) (CALLISTER Jr.; RETHWISCH, 2016). O Aço SAE 4140 é considerado um aço hipoeutetóide, cuja microestrutura característica (perlita e ferrita) está demonstrada na Figura 3.6.

**Figura 3.6 – Microestrutura de um aço hipoeutetóide.**



Fonte: CALLISTER Jr.; RETHWISCH, 2016.

Pela composição química, é considerado um aço médio teor de carbono; ligado ao Cr e Mo (baixa liga), conforme demonstrado na Tabela 3.1 (ASM, 1985).

**Tabela 3.1 - Composição química do aço SAE 4140 (% peso).**

<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Mo</b>
0,38 – 0,43	0,80 – 1,10	0,75 – 1,00	0,15 – 0,25
<b>Si</b>	<b>S, max</b>	<b>P, max</b>	<b>Ni</b>
0,20 – 0,35	0,040	0,035	-

Fonte: Adaptado de ASM, 1985.

Os elementos de liga influenciam nas propriedades de um aço. No geral, teores de Mn maiores que 0,5% contribuem para a formação de MnS, impedindo a formação do FeS que fragiliza o aço; o Mo e o Cr minimizam a fragilidade do aço ao revenido e o Cr, em concentrações até 1,10%, forma carbonetos que aumentam a resistência do aço (SOUZA, 1989).

As propriedades de um aço ditam suas possíveis aplicações e podem ser divididas em três categorias segundo METALS (1998):

- propriedade químicas, tais como resistência à corrosão e à oxidação.
- propriedades físicas, tais como as propriedades elétricas, magnéticas, térmicas e ópticas.
- propriedades mecânicas, tais como resistência à tração e ao escoamento, ductilidade, tenacidade e dureza.

Dentre as principais características do aço SAE 4140 podem ser citadas a alta resistência à fadiga, tenacidade, resistência à torção, à abrasão e ao impacto (GERDAU, 2020), justificando sua utilização nos fixadores de estais.

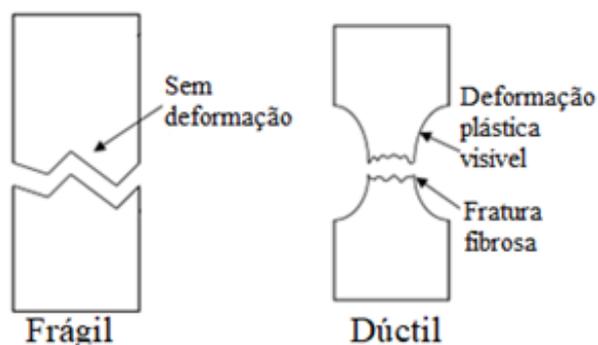
### 3.3 Fratura em metais

A fratura é definida como o rompimento de um material sob a ação de algum tipo de esforço mecânico, geralmente quando tracionado. Esse rompimento gera dois ou mais fragmentos de um material que pode exibir na superfície (VELÁZQUEZ, 2020):

- deformação plástica aparente, denominada de fratura dúctil;
- pouca ou nenhuma deformação plástica, denominada de fratura frágil;

A Figura 3.7 demonstra os tipos de fratura em termos de deformação plástica.

**Figura 3.7 – Classificação da fratura em termos de deformação plástica.**



Fonte: Adaptado de VELÁZQUEZ, 2020.

O tipo de fratura depende da microestrutura (resistência e ductilidade) do material e do grau de restrição associado à presença de uma imperfeição (ASM, 2002).

Desta forma, as inclusões influenciam no tipo de fratura, pois são formadas por impurezas ou partículas de segunda fase, como óxidos e sulfetos, que quanto maior a fração volumétrica na microestrutura atuam reduzindo a ductilidade de um material (KALPAKJIAN; SCHMID, 2014).

Em relação às fraturas frágeis, a presença de defeitos é mais determinante para a falha do material. Sendo assim, arranhões, trincas externas ou internas pré-existentes e não conformidades são fatores que ajudam a propagar uma trinca mais rapidamente quando sob o efeito de um estado de tensões (KALPAKJIAN; SCHMID, 2014).

As fraturas dúcteis são geralmente associadas ao rompimento com cargas ascendentes na qual apresentam como principal característica macroscópica, a deformação transversal em relação a trinca, conferida pela ductilidade do material. Essa deformação é comumente denominada de “empescoçamento” devido ao alongamento observado na região da fratura (ASM, 2002).

No entanto, também deve ser notado que alguns dos critérios acima são baseados em condições ou aparências macroscópicas e não consideram os mecanismos microscópicos que causam fratura. Uma fratura pode parecer macroscopicamente frágil, mas o processo de fissuração pode ocorrer por um mecanismo dúctil (ASM, 2002).

Além disso, muitos materiais de engenharia que são considerados dúcteis podem exibir um comportamento diferente do esperado. Segundo ASM (2002) deve-se avaliar diversos parâmetros, dentre eles destacam-se:

- Tratamento térmico:

Verificar se há alguma não conformidade quanto ao padrão microestrutural pretendido bem como situações que propiciam a fragilização da microestrutura.

- Em processos de remoção do metal:

Verificar se o ferramental se encontra em boas condições de uso afim de evitar danos microestruturais, avaliar as condições operacionais, como velocidade e avanço, a fim de evitar usinagem abusiva ao material e trincamento por tensão residual devido ao superaquecimento.

- Na limpeza/acabamento:

Verificar se foi realizada a limpeza adequada da peça antes do início da pintura evitando assim a corrosão do material, bem como se atentar ao processo de decapagem ácida que pode promover fragilização por hidrogênio no aço.

- Montagem na fábrica/instalação no local:

Verificar se as peças estão com o dimensionamento conforme projetado e possuem o sistema de fixação e torque adequado.

Quando o processo de fratura demanda muito tempo para ocorrer pode-se atribuir a um ou à uma combinação de três mecanismos (VELÁZQUEZ, 2020):

- Fadiga: Quando o material está sujeito a tensões cíclicas ou flutuantes.
- Corrosão sob tensão: Quando o material está sujeito a tensões em ambientes corrosivos.
- Fluência: Quando o material está sujeito a tensões em alta temperatura.

### **3.3.1 Fratura por fadiga**

As falhas de fratura por fadiga constituem um grande problema em projetos de engenharia. Há um grande investimento acerca da pesquisa e prevenção desse tipo de fratura

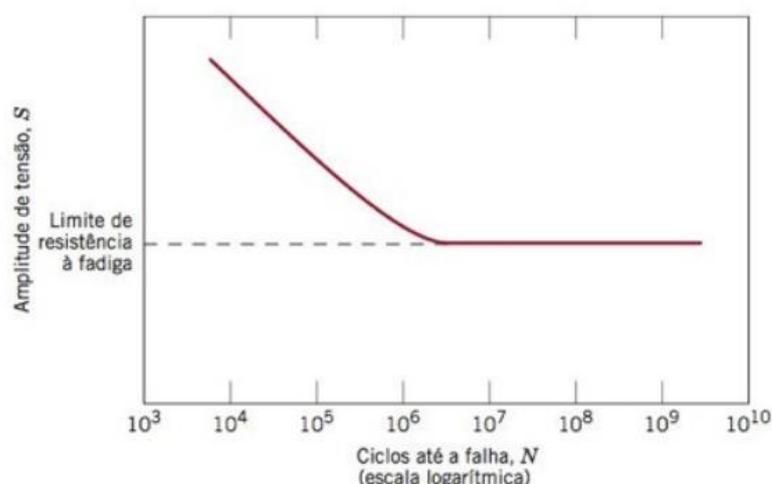
pois, estima-se que 80% das fraturas envolvem situações em que o esforço cíclico e a fadiga são, pelo menos, um fator contribuinte (DOWLING, 2013).

Trata-se de um projeto multidisciplinar que envolve vários campos de conhecimento, incluindo a engenharia de materiais, e torna-se mais desafiador conforme o aumento das variáveis do processo (ASM, 1996).

A falha por fadiga ocorre em materiais que são expostos às cargas cíclicas ou periódicas, seja através de cargas mecânicas ou por tensões térmicas. Nessas condições, o material pode falhar em um nível de tensão menor considerando um projeto sob carga estática (KALPAKJIAN; SCHMID, 2014).

Callister Jr. e Rethwisch (2016) relatam que o ensaio de fadiga geralmente é realizado em um corpo de prova que é submetido a vários ciclos de tensão em elevada amplitude que, em muitos casos corresponde a 2/3 do LRT na condição estática. Para verificar a resistência à fadiga é avaliado em até quantos ciclos de carga ( $N$ ), em várias amplitudes de tensões ( $S$ ) geralmente tração, compressão ou torção são necessários para a falha total de uma peça. Um gráfico característico está indicado na Figura 3.8 (KALPAKJIAN; SCHMID, 2014).

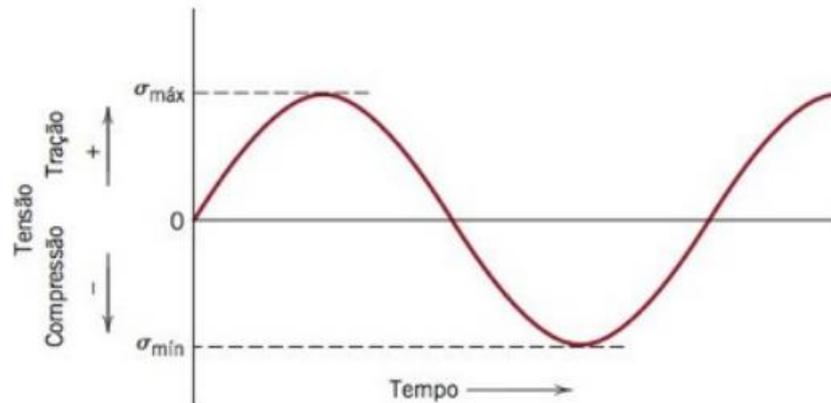
**Figura 3.8 – Amplitude de tensão ( $S$ ) em função do logaritmo do número de ciclos ( $N$ ) até a falha por fadiga para um material que exhibe resistência à fadiga.**



Fonte: CALLISTER Jr.; RETHWISCH, 2016.

Como o ensaio de fadiga é realizado considerando as tensões cíclicas aplicadas, Callister Jr. e Rethwisch (2016) também descrevem o gráfico tensão *versus* tempo que, para um ciclo de tensões alternadas, com tensão de tração e compressão de igual magnitude, apresenta ondas senoidais como a demonstrada na Figura 3.9.

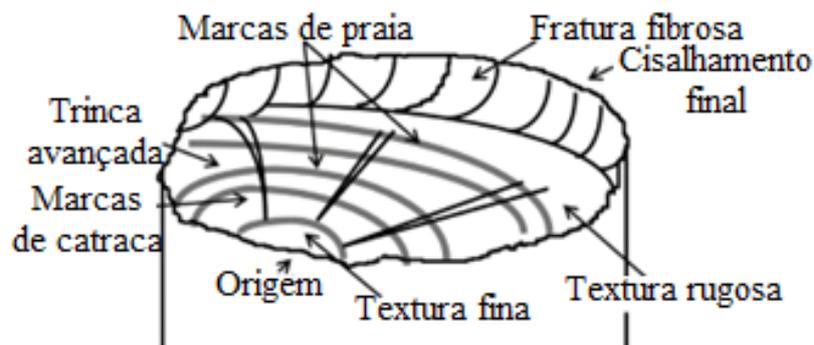
Figura 3.9 – Variação da tensão com o tempo para um ciclo de tensões alternadas de igual magnitude.



Fonte: CALLISTER Jr.; RETHWISCH, 2016.

Visualmente, a fratura por fadiga é facilmente identificável pois está relacionada com locais propícios a concentração de tensões (como por exemplo, rugosidade na superfície, mudança de seção da peça e trincas) além da aparência característica de marcas de praia e de catraca conforme demonstrada na Figura 3.10 (VELÁZQUEZ, 2020). Essas características determinam uma fratura do tipo frágil (METALS, 1998).

Figura 3.10 – Esquema de uma superfície de fratura típica por fadiga.



Fonte: Adaptado de VELÁZQUEZ, 2020.

No entanto, para ferragens de fixação de estais, consideram-se especificações técnicas, internas e restritas, de cada projeto que tratam sobre o ensaio de carga cíclica. Este contexto visa simular as condições reais de esforços nos quais essas ferragens estão sendo submetidas em uma torre de transmissão. Os parâmetros para esse ensaio mecânico estão descritos na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Parâmetros para o ensaio de carga cíclica em ferragens de fixação de estais.

<b>Carga Mínima</b>	10 % da carga de ruptura do conjunto
<b>Carga Máxima</b>	40% da carga de ruptura do conjunto
<b>Frequência</b>	8 a 10 ciclos por minuto
<b>Duração</b>	10.000 ciclos

Fonte: PLP, 2022.

Ao final do ensaio de carga cíclica, são avaliados, de forma visual, os aspectos físicos das FFE, verificando se há algum indício que possa comprometer a vida útil do material, como trinca, escorregamento da cordoalha ou até mesmo ruptura.

Em caso de aprovação, o conjunto de ferragens de fixação de estais será submetido a um ensaio de tração conforme especificado na norma NBR 7095, na qual deve ser tracionado até 100% da sua carga sem que ocorra a ruptura do material.

### 3.4 Conformação de metais

Segundo Groover (2010), a conformação de metais inclui um grande grupo de processos de fabricação nos quais a deformação plástica é usada para alterar a forma das peças metálicas.

Dentre os processos mais utilizados, destacam-se a laminação, a extrusão, a trefilação, o forjamento, o dobramento e o repuxo. Independentemente do tipo de conformação, para projetar ou otimizar os processos deve-se ter um amplo conhecimento sobre fluxo metálico, tensões e transferência de calor, bem como sobre as técnicas para melhorar a qualidade do processamento do metal, como lubrificação, maquinário, temperatura, dentre outros (ALTAN; OH; GEGEL, 2012).

Um fator importante é a temperatura de conformação do metal que pode ser classificado como (GROOVER, 2010):

- Trabalho a quente

O trabalho a quente é realizado acima da temperatura de recristalização, que em termos práticos refere-se à metade da temperatura de fusão do metal, ou seja,  $0,5T_f$ . Sendo assim, a faixa  $0,5T_f$  à  $0,75T_f$  é desejável. Ultrapassar esse valor de temperatura pode significar a fusão de um material, considerando o fato de que o próprio processo de deformação gera calor adicional ao sistema. O trabalho a quente é interessante para grandes deformações, onde o

aumento da temperatura facilita o processo, evita o encruamento e a falha de um material durante a conformação (considerando o trabalho a frio).

- Trabalho a frio

O trabalho a frio geralmente é caracterizado por operações um pouco acima, ou até mesmo, à temperatura ambiente (GROOVER, 2010). Isso implica, em relação ao trabalho a quente, que maior força deve ser cedida ao sistema para a mudança de forma (NEE, 2015). Como benefício, não haverá grandes variações dimensionais na peça além do melhor acabamento e redução de custo, considerando o uso de fornos no trabalho a quente. Entretanto, nem todo metal pode ser conformado a frio. Deve-se verificar se a ductilidade do material é suficiente para suportar a deformação requerida ou, realizar o tratamento térmico de recozimento na peça para viabilizar esse processo (GROOVER, 2010).

A conformabilidade de um metal está diretamente relacionada com a capacidade de ser deformado plasticamente sem sofrer trincas e ruptura. Os principais parâmetros para avaliação são (ALTAN; OH; GEGEL, 2012):

- as condições do processo de conformação, que envolvem temperatura, taxa de deformação, dentre outros.
- as condições do material, que envolvem microestrutura, composição química, defeitos, dentre outros.

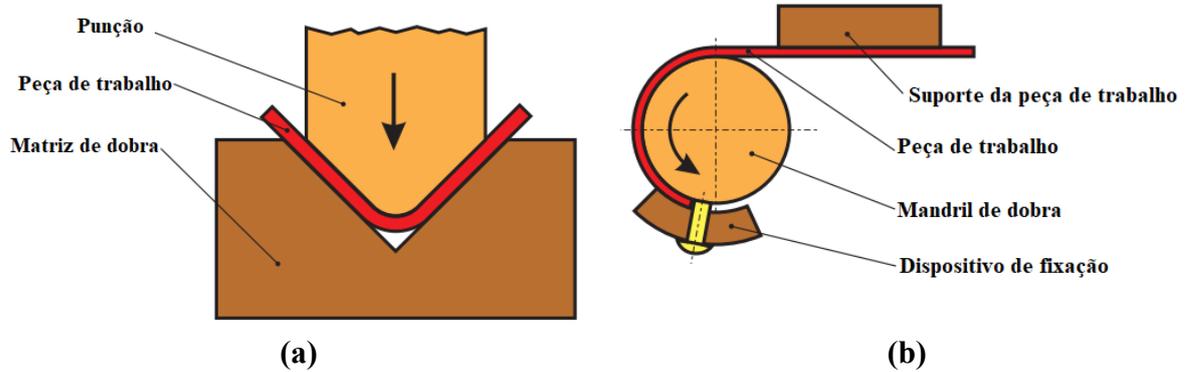
### **3.4.1 Dobramento**

O dobramento é um método específico de conformação mecânica geralmente utilizado em chapas, mas com ampla aplicabilidade em perfis, barras e tubos (METAL, 1998).

Neste processo, o material sofre uma deformação por flexão através do uso de matrizes e punção, adquirindo, assim, o formato desejado. Desta forma, são evidenciados esforços de tração e compressão simultaneamente, com tendência de redução da espessura e alongamento na parte tracionada, a qual deve ser controlada a fim de evitar defeitos no material (MOURA et. al., 2019). Além disso, o efeito da concentração de tensões é mais pronunciado conforme a diminuição do raio de curvatura em relação à espessura do material (METAL, 1998).

No geral, existem dois tipos de dobras conforme o tipo de matriz: fixa ou rotativa (Figura 3.11). A matriz fixa se move em uma única direção e a matriz rotativa, inclui os demais tipos de dobra em que a matriz pode se movimentar (METAL, 1998).

Figura 3.11 – Tipos de matrizes para dobramento.



(a) matriz fixa e (b) matriz rotativa.

Fonte: METAL, 1998.

Ao projetar uma matriz de dobramento, é necessário considerar o retorno elástico que ocorre após o descarregamento em qualquer tipo de conformação por dobra. Como resultado do retorno elástico, o ângulo da matriz de dobramento não corresponde exatamente ao ângulo desejado na peça de trabalho (Figura 3.12). A relação angular (Equação 1) é o chamado fator de retorno elástico ( $Kr$ ), que depende das características do material e da relação entre o raio de curvatura e a espessura, que para uma chapa metálica, pode ser expressa (METAL, 1998):

$$Kr = \frac{\alpha_2}{\alpha_1} = \frac{r_{i1} + 0.5 \cdot s}{r_{i2} + 0.5 \cdot s} \quad (\text{Equação 1})$$

Onde:

$s$  = espessura da chapa (mm);

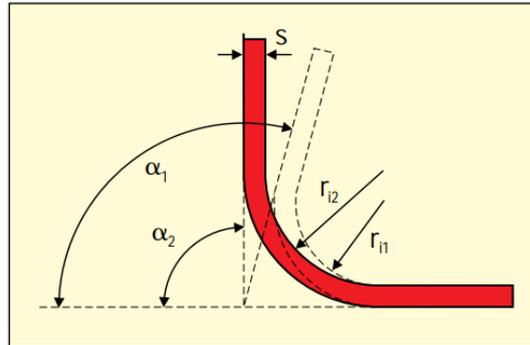
$\alpha_1$  = ângulo de curvatura necessário;

$\alpha_2$  = ângulo de curvatura desejado;

$r_{i1}$  = raio interno da matriz (mm) e

$r_{i2}$  = raio interno da peça de trabalho (mm).

**Figura 3.12 – Retorno elástico depois do dobramento para uma chapa metálica.**



Fonte: METAL, 1998.

Barras de aço com variados diâmetros, comprimentos e ângulos de dobra podem ser conformados em maquinários denominados de dobradeiras. O tipo de dobradeira depende, principalmente, do material a ser dobrado.

Um dos grandes desafios acerca do dobramento de barras está relacionado com a precisão no dimensionamento, que depende de um alto controle de comprimento e ângulo de dobra. O mercado está constantemente em aperfeiçoamento para melhorar o maquinário a fim de garantir um processo altamente eficiente e seguro (HEY; WOLSKI; GABARDO, 2013).

### 3.5 Tratamento térmico

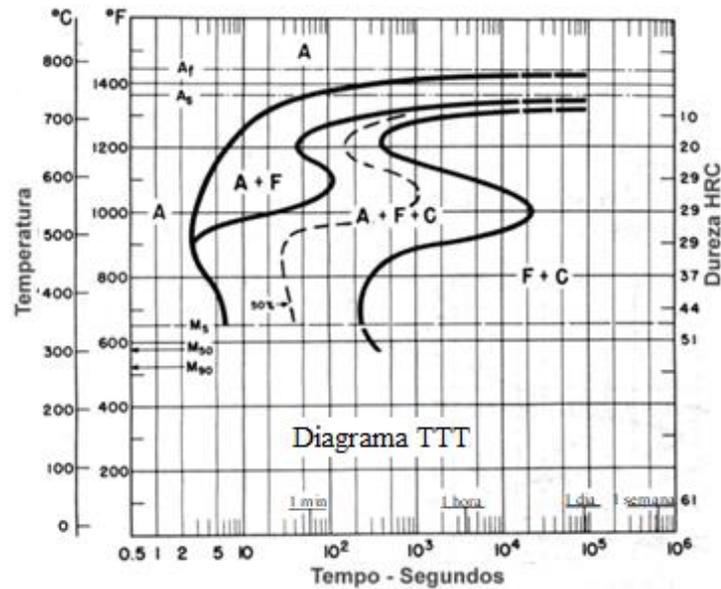
O tratamento térmico pode ser definido como uma sequência de operações de aquecimento, encharque (para atingir toda a dimensão de uma peça) e resfriamento controlado para que a microestrutura de uma peça possa ser modificada e assim alcançar a resistência mecânica desejada com o mínimo possível de variação dimensional, sem trincas ou distorções (METALS, 1998).

Segundo a ASM (1991), a aplicabilidade de um determinado aço depende das propriedades do material, que por sua vez dependem da composição química e da microestrutura, sendo este último podendo ser modelado pelo tratamento térmico.

A base para a compreensão do tratamento térmico aplicado aos aços é o diagrama de fases Fe-C (Figura 3.13). O diagrama Fe-C mostra quais fases são esperadas no equilíbrio (ou equilíbrio metaestável) para diferentes combinações de concentração de carbono e temperatura (ASM, 1991).



Figura 3.14 – Diagrama TTT para o aço SAE 4140.

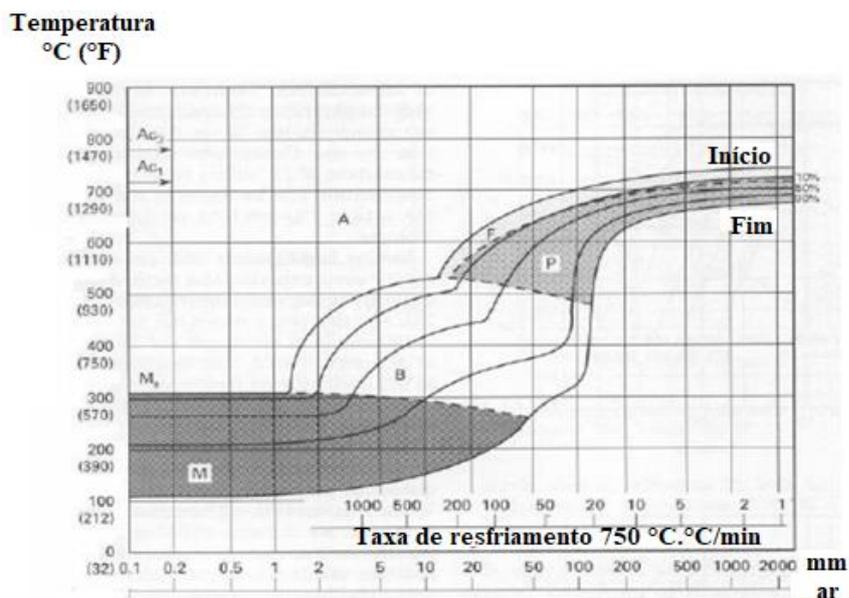


Legenda: A – Austenita, C – Cementita, F – Ferrita, M – Martensita.

Fonte: Adaptado de RIOS; AMARAL; SOUZA, 2016.

Na prática, para realizar os tratamentos térmicos, é mais comum o gráfico de transformação de resfriamento contínuo (TRC), pois, a temperatura e o tempo de início e fim do tratamento térmico são retardados. Neste processo considera-se a obtenção de uma microestrutura conforme a taxa de resfriamento. A Figura 3.15 demonstra o diagrama TRC para o aço SAE 4140 (RASMA, 2015).

Figura 3.15 – Diagrama TRC para o aço SAE 4140.



Legenda: A – Austenita, B – Bainita, F – Ferrita, M – Martensita, P – Perlita.

Fonte: Adaptado de RASMA, 2015.

Além disso, é possível observar que o diagrama TRC geralmente é particionado em domínios de microestrutura. Sendo assim, há regiões em que se pode obter martensita, bainita, perlita, ferrita ou microestruturas mistas conforme a taxa de resfriamento (BHADESHIA, 2015).

Colpaert (2008) cita alguns dos principais motivos para realizar um tratamento térmico: remoção de tensões internas (oriundas de esfriamento desigual, trabalho mecânico ou outra causa), controle da dureza, aumento da resistência mecânica, modificação das propriedades elétricas e magnéticas, aumento da ductilidade, da usinabilidade, da resistência ao desgaste, das propriedades de corte, da resistência à corrosão e da resistência ao aquecimento.

A maioria dos tratamentos térmicos convencionais envolve, em uma primeira etapa, a passagem do aço à temperatura ambiente para o campo monofásico austenítico atravessando, assim, a chamada região crítica. Tratamentos em que a temperatura  $A_1$  não é ultrapassada são chamados subcríticos. Entre  $A_1$  e  $A_3$  são intercríticos e são classificados como tratamentos térmicos não convencionais (COLPAERT, 2008).

### **3.5.1 Aços bainíticos**

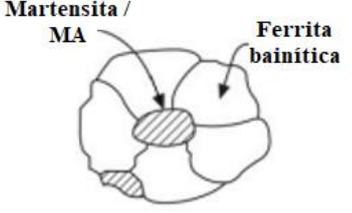
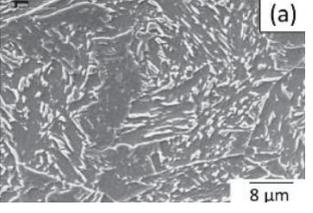
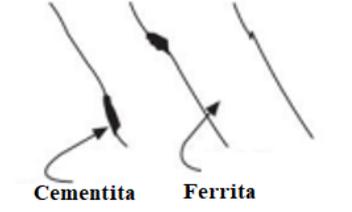
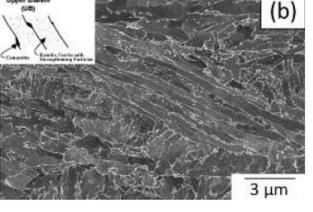
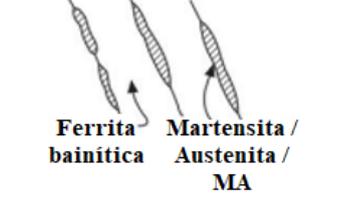
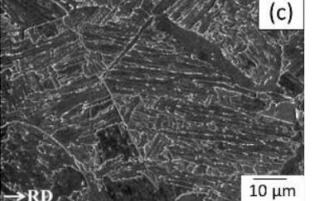
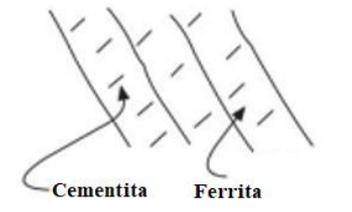
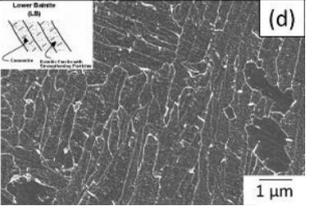
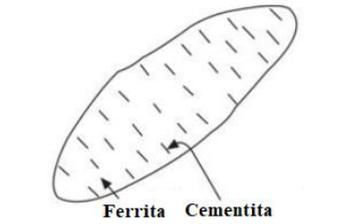
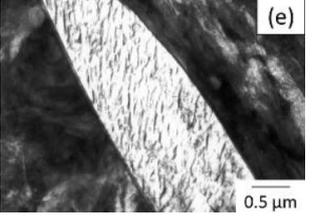
A bainita é um constituinte típico dos aços na qual é capaz de combinar alta resistência e alta tenacidade, tornando-a interessante para muitas aplicações. Para tanto, é necessário conhecer e entender as mais variadas tipologias de bainita, que variam de acordo com o aço e o processamento industrial (MÜLLER et. al., 2020).

Entretanto, dentre as reações de decomposição da fase austenítica, a transformação da bainita tem causado diversas divergências entre os especialistas no que diz respeito a sua definição correta. Isso se deve às complexidades do mecanismo de formação e cinética envolvendo a bainita, além da diversidade em sua morfologia (CABARELLO, 2012).

De maneira geral, a bainita é um produto da decomposição não lamelar da austenita em uma faixa de temperatura intermediária, entre aquela para a formação da ferrita e martensita. Sua morfologia depende dos teores de carbono e liga, bem como dos detalhes de como as fases constituintes nucleiam e crescem (ZAJAC et. al., 2005).

Silveira (2019) relatou em seu trabalho uma classificação de bainita (Tabela 3.3) que consta os estudos de ZAJAC (2005) adaptados por CABARELLO (2012).

Tabela 3.3 – Classificação morfológica da bainita.

Tipo	Morfologia	Descrição da bainita	Microscopia
<b>Bainita Granular</b>	Ferrita irregular com M/A	 <p>Martensita / MA Ferrita bainítica</p>	 <p>(a) 8 μm</p>
<b>Bainita superior em ripas</b>	Ferrita em ripas com cementita entre os contornos das ripas	 <p>Cementita Ferrita</p>	 <p>(b) 3 μm</p>
<b>Bainita em ripas livres de cementita</b>	Ferrita em ripas com M/A no contornos das ripas	 <p>Ferrita bainítica Martensita / Austenita / MA</p>	 <p>(c) 10 μm RD</p>
<b>Bainita inferior em ripas</b>	Ferrita em ripas com cementita no interior das ripas de ferrita	 <p>Cementita Ferrita</p>	 <p>(d) 1 μm</p>
<b>Bainita inferior em placas</b>	Bainita em placas com cementita no interior das placas de ferrita	 <p>Ferrita Cementita</p>	 <p>(e) 0.5 μm</p>

Fonte: Modificado de SILVEIRA, 2019.

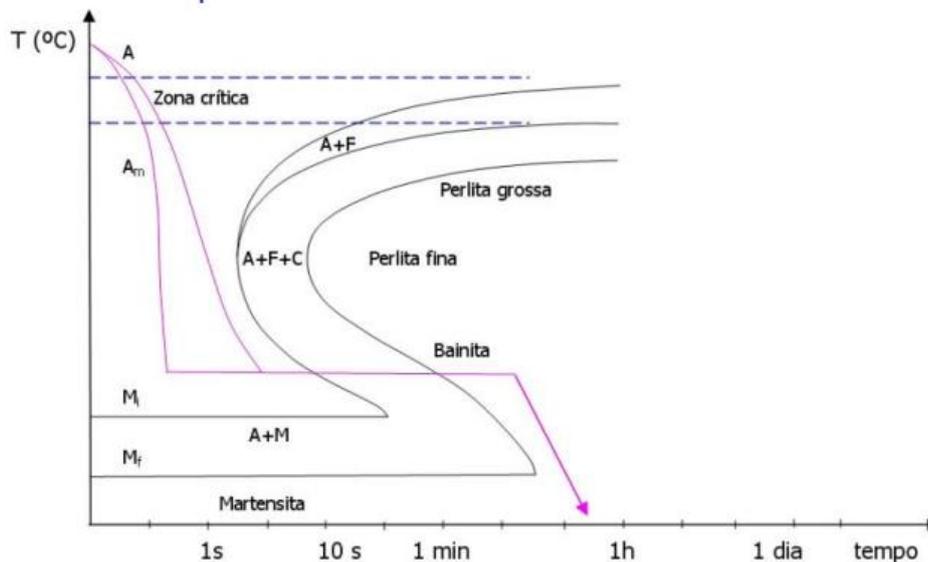
A bainita em aços de médio carbono é, em geral, identificada como superior, inferior, granular ou em ripas, dependendo da disposição das partículas de cementita (ZAJAC et. al., 2005).

- Bainita Superior e Bainita Inferior

A bainita inferior e superior são termos estabelecidos para descrever microestruturas bainíticas facilmente identificáveis na microscopia e, na qual, o mecanismo de formação é muito bem conhecido (BHADESHIA, 2015).

Em termos de processamento, para obter essas tipologias de bainitas, deve-se realizar tratamento térmico de austêmpera (Figura 3.16), na qual o aço deve ser aquecido até a temperatura de austenitização, permanecer nessa temperatura até atingir toda a extensão da peça e ser, posteriormente, resfriado em velocidade moderada, antes de atingir o cotovelo da curva TTT, evitando assim a transformação em outras fases. A temperatura, ao final do resfriamento, pode compreender entre 250 °C a 400°C para obter bainita inferior ou de 400°C à 500 °C para obter bainita superior. Em seguida, o aço deve permanecer nessa temperatura até a completa transformação da bainita para ser resfriado novamente (NOVIKOV, 1994).

**Figura 3.16 - Representação do processo de austêmpera em um gráfico TTT.**



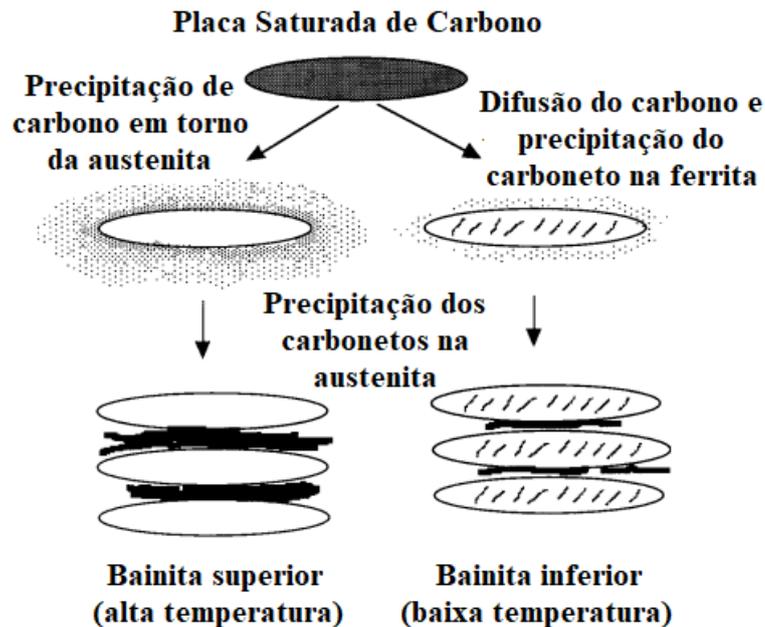
Legenda: A – Austenita, C – Cementita, F – Ferrita, M – Martensita.

Fonte: TSCHIPTSCHIN, 2022.

Em termos de mecanismo de formação (Figura 3.17), a bainita superior é originária de placas de austenita na qual durante a transformação ocorre a nucleação de ferrita com posterior precipitação de carbonetos. Sendo assim, apresenta morfologia de placas paralelas de ferrita com carbonetos entre elas (BHADESHIA, 2015).

O mecanismo de formação da bainita inferior é similar à bainita superior, exceto pelo fato que às menores temperaturas de formação deste tipo de bainita permite a precipitação de carboneto entre as placas de ferrita bainítica e no interior das mesmas, através de um processo difusional (BHADESHIA, 2015).

Figura 3.17 – Representação esquemática da formação das bainitas superior e inferior.



Fonte: Adaptado de BHADESHIA, 2015.

- Bainita Granular e Bainita em Ripas

A bainita granular e em ripas são microestruturas usualmente obtidas em aços de baixo e médio carbono através do resfriamento contínuo. O que determina a diferença microestrutural é a taxa de resfriamento, sendo a bainita granular obtida em resfriamentos mais lentos e a bainita em ripas obtidas em resfriamentos mais rápidos (SILVEIRA, 2019).

Essas tipologias de bainita apresentam essencialmente ferrita bainítica, no formato irregular/acircular e como segunda fase o constituinte M/A (Martensita/Austenita), assim denominado pela dificuldade de identificação das fases (BHADESHIA, 2015). As regiões contendo o constituinte M/A apresentam um elevado índice de discordâncias que as classifica como complexas em sua distinção. Entretanto, corroboram para aumento da resistência na microestrutura e quando suficientemente refinadas podem inibir a propagação de trincas, reduzindo a fadiga em materiais (SILVEIRA, 2019).

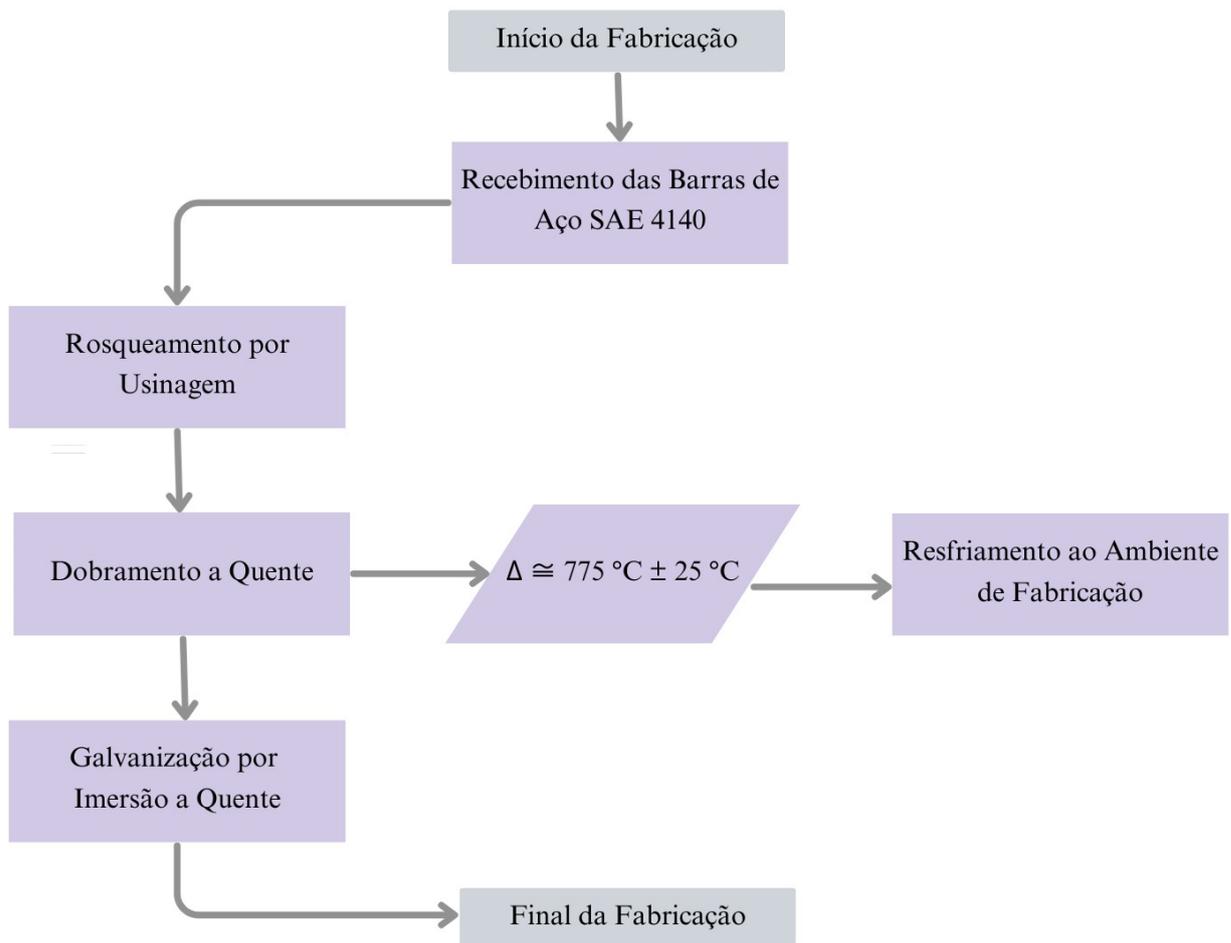
Ainda nesse contexto, em aços com teores elevados de Si, é evidenciado o retardo na precipitação de cementita de forma que pouca ou nenhuma cementita é formada. Sendo assim, essas tipologias são denominadas como bainitas livres de carbonetos. Entretanto, o carbono residual fica retido na austenita. A austenita, que pode se apresentar no formato de filmes, está saturada de carbono, o que garante sua estabilidade na temperatura ambiente. Se a austenita estiver em formato de placas, há pouca quantidade de carbono, desestabilizando a estrutura que em temperatura ambiente pode se transformar em martensita não revenida durante a conformação mecânica e fragilizar o aço. Desta forma, os processos de obtenção de bainita deve ser realizado de tal forma a evitar austenita em placas e favorecer a formação de austenita em filmes (LIU et. al., 2018).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Fluxograma

Neste trabalho foi investigada a influência da condição microestrutural nas propriedades mecânicas do aço SAE 4140 utilizado em parafusos “V”, principal componente de ferragens de fixação de estais (FFE) para uso em torres de transmissão de energia elétrica. Para realizar essa pesquisa, uma empresa do ramo de infraestrutura em energia elétrica disponibilizou diferentes amostras cuja rota de processamento geral pode ser resumida pelo fluxograma da Figura 4.1.

Figura 4.1 - Fluxograma do processo de fabricação dos parafusos “V”.



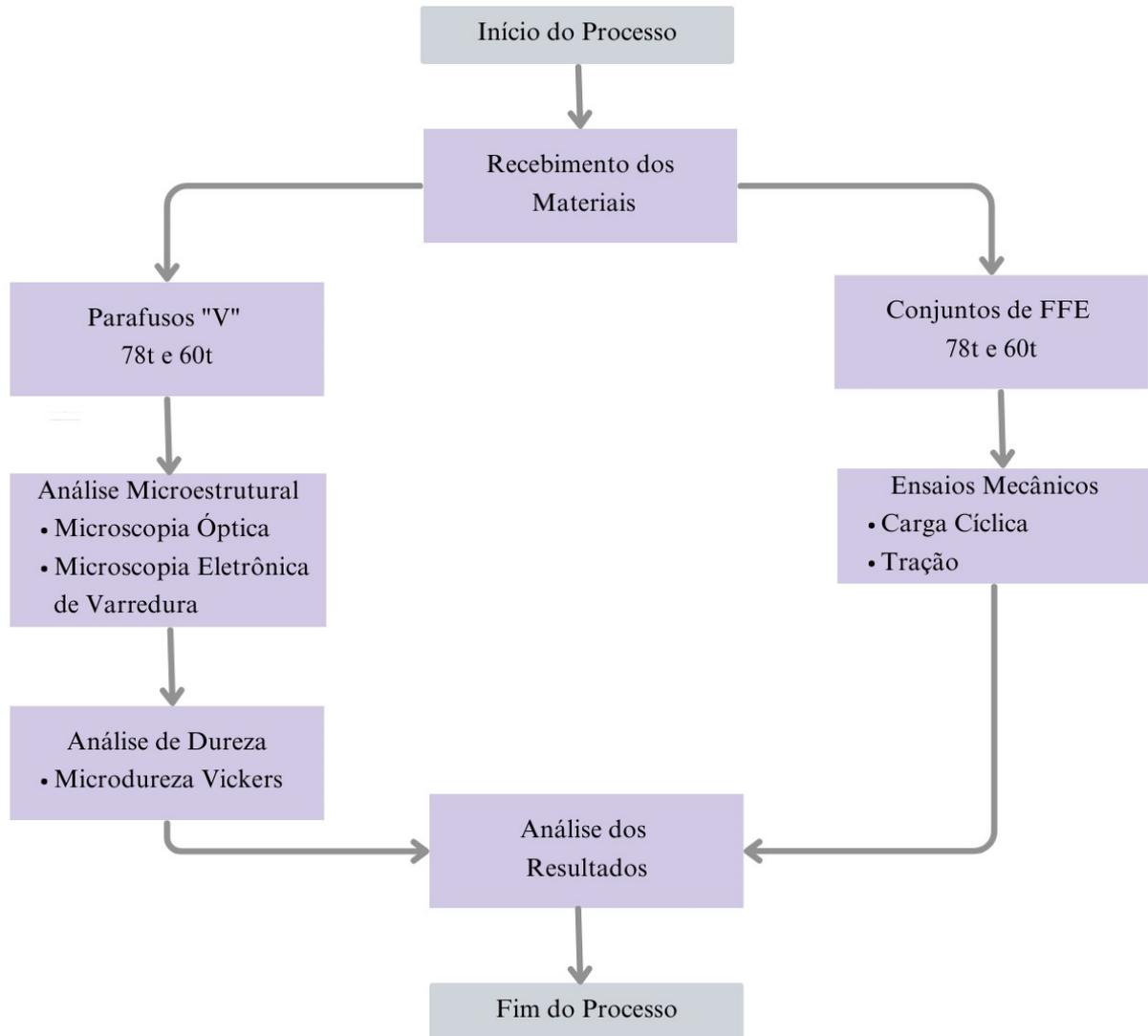
Fonte: Elaborado pelo autor.

Este trabalho utilizou diversas técnicas experimentais para investigar o comportamento mecânico das barras de aço SAE 4140 após a operação de dobramento a quente, compreendendo a realização de análise química por espectrometria de emissão óptica, análise

microestrutural por microscopia óptica e eletrônica de varredura, ensaios mecânicos de microdureza Vickers, assim como na avaliação das respostas dos conjuntos de FFE por meio de ensaios de carga cíclica e tração.

A configuração geral dos experimentos deste trabalho está estruturada no fluxograma da Figura 4.2.

**Figura 4.2 – Fluxograma dos procedimentos experimentais.**



Fonte: Elaborado pelo autor.

## 4.2 Materiais

Este trabalho utilizou 2 parafusos “V” confeccionados em aço SAE 4140 para realização das análises microestruturais e de microdureza Vickers e 2 conjuntos de FFE, cujo componente principal são os parafusos “V”, para realização dos ensaios de carga cíclica e tração. As

dimensões dos parafusos “V” de capacidade de carga igual a 78 toneladas e 60 toneladas estão demonstradas na Tabela 4.1.

**Tabela 4.1 – Dimensões dos parafusos “V”.**

Dimensões (mm)	Parafuso “V” de 78t		Parafuso “V” de 60t	
	Lado Torre	Lado Solo	Lado Torre	Lado Solo
<b>Diâmetro</b>	33,20 ± 0,1	33,20 ± 0,1	28,00 ± 1,0	28,00 ± 1,0
<b>Comprimento</b>	353,20 ± 10	727,20 ± 10,0	303,00 ± 30,0	624,00 ± 30,0

Fonte: Elaborado pelo autor.

A composição química (% peso) dos parafusos “V”, de acordo com certificado de qualidade da empresa fabricante, estão descritas na Tabela 4.2.

**Tabela 4.2 – Análise quantitativa da composição química para as amostras de aço SAE 4140 (% peso).**

Amostra	%C	%Mn	%Mo	%Si	%Cr	%P	%S
<b>1</b>	0,43	0,89	0,18	0,25	1,09	0,02	0,01
<b>2</b>	0,37	0,79	0,17	0,25	0,92	0,02	0,01

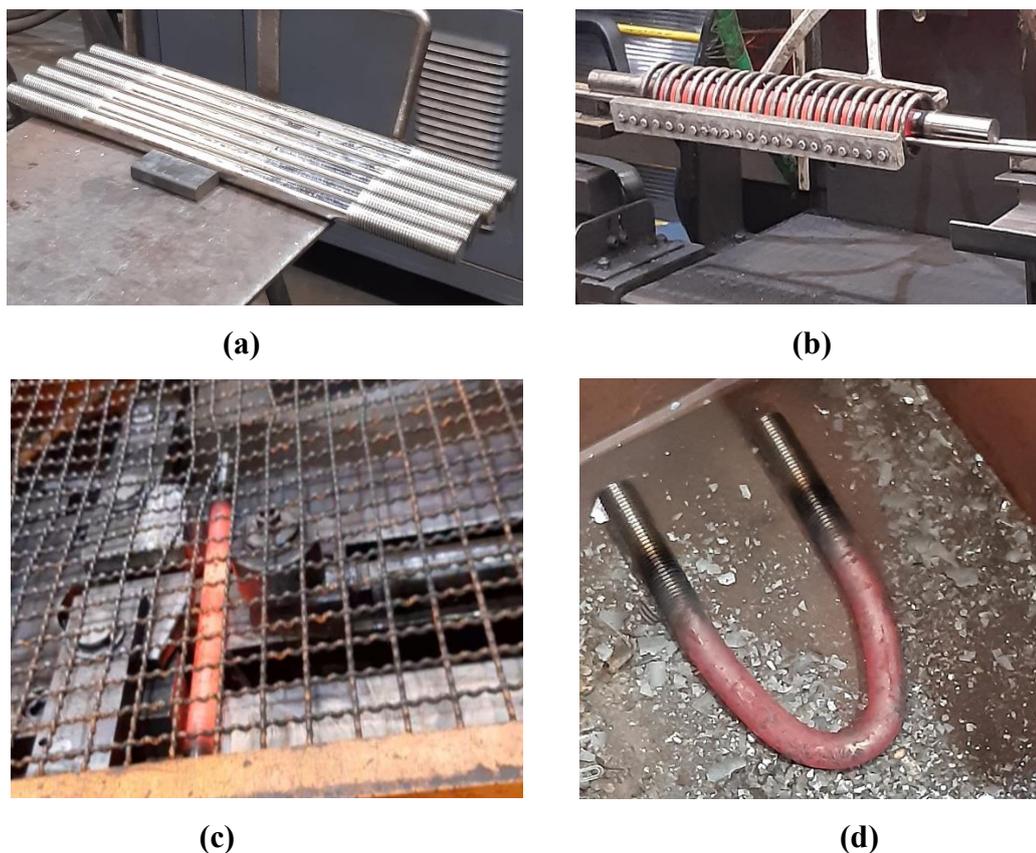
Fonte: Elaborado pelo autor.

### 4.3 Dobramento a quente

Cada barra de aço foi submetida ao processo de rosqueamento por usinagem, realizado em cada uma das extremidades. A etapa seguinte consistiu em realizar o dobramento a quente das barras de aço, na qual foi aquecida através de um sistema de aquecimento à indução JAMO modelo JMMF a aproximadamente  $775\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 25\text{ }^{\circ}\text{C}$ , durante 28 segundos. Ao término desse tempo, a barra de aço foi enviada para uma máquina de dobramento SCHNELL modelo P/55 SINIESI 2D-2V KS31 semiautomática que, ao final do processo, é disposta em um compartimento até o completo resfriamento.

De acordo com o processo de fabricação, este resfriamento pode ser feito à temperatura ambiente ou por meio do uso de ventiladores industriais da marca WEG, modelo CP420. Por fim, os parafusos “V”, assim denominados pelo formato final adquirido, foram enviados para o setor de galvanização para o recebimento de uma camada protetora de zinco em toda sua superfície. Na Figura 4.3 estão demonstradas as principais etapas desse processamento a quente.

**Figura 4.3 – Etapas do processamento a quente.**



(a) barra de aço SAE 4140 rosqueada, (b) em aquecimento por indução, (c) em processo de dobra e (d) peça dobrada.

Fonte: Elaborado pelo autor.

#### **4.4 Caracterização microestrutural**

A técnica de preparação das amostras para análise no microscópio óptico (MO) e microscópio eletrônico de varredura com uso de EDS (MEV-EDS) consistiu, primeiramente, em selecionar as regiões de interesse delimitando uma área de corte de aproximadamente 225mm<sup>2</sup>. Definiu-se, portanto, quatro regiões para análise, sendo elas definidas: na região da dobra (RD), na região da rosca (RR), em uma região intermediária próxima à dobra (RID) e em uma região intermediária próxima à rosca (RIR), conforme demonstrado na Figura 4.4. Sendo assim, foram realizadas a análise em quatro regiões em cada parafuso “V”, totalizando oito corpos de prova.

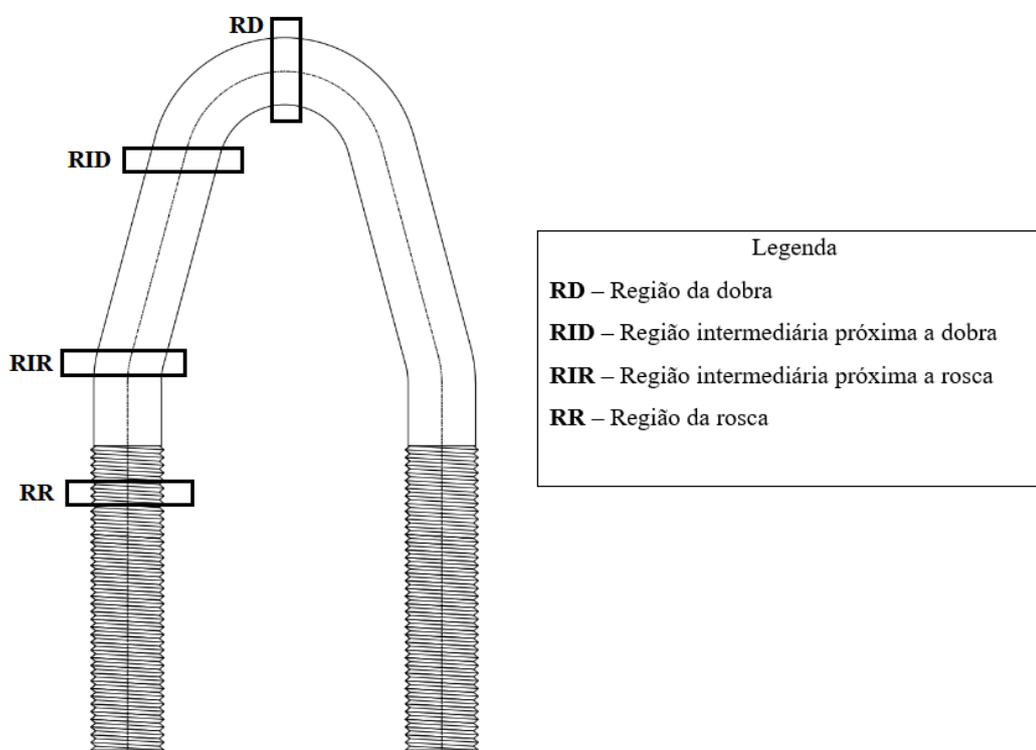
Para facilitar a identificação das amostras de 78t e 60t utilizou-se nomenclaturas distintas, conforme dispostas na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Identificação das amostras para análise metalográfica.

Amostra 1	Amostra 2
Parafuso “V” 78t	Parafuso “V” 60t
RD1	RD2
RID1	RID2
RIR1	RIR2
RR1	RR2

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 4.4 – Representação esquemática das regiões de amostragem no parafuso “V”.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O corte das amostras foi realizado por uma serra de fita horizontal da marca FRANHO, modelo SH3028A de forma a reduzir a seção da amostra, e em seguida foram enviadas para uma fresadora universal da marca ZOCCA, modelo U-30 de forma a adquirir uma dimensão aproximada de um quadrado com 15mm de lado.

Na etapa de preparação metalográfica, as amostras foram inicialmente embutidas a frio com uso de resina constituída por acrílico e de um fluido catalizador autopolimerizante na proporção de 2:1, sendo essa reação de polimerização exotérmica, com liberação de energia na forma de calor. Deste modo, o término do processo é indicado pelo total resfriamento da

amostra possibilitando a retirada do molde. Após o embutimento, as amostras foram lixadas em lixadeiras semiautomáticas da marca Arotec, modelo Aropol 2V contendo lixas de granulometria #120, #240, #320, #400 e #600, e polidas com pasta de diamante de 9 $\mu$ m e 3 $\mu$ m em politrizes da marca Struers, modelo DP-10 até obtenção de uma superfície com acabamento espelhado. O reagente químico utilizado para revelar a microestrutura foi o Nital 5%, composto de 5 mL de ácido nítrico diluído em 95 mL de álcool etílico e a manipulação do reagente bem como o ataque das amostras foram realizados à temperatura ambiente.

Dessa forma, cada superfície da amostra embutida foi imersa na solução de Nital por aproximadamente 5 segundos, tempo suficiente para obter uma superfície fosca que facilita a revelação da microestrutura em microscópio óptico. Para neutralizar o ataque, lavou-se as amostras em água corrente, seguido de álcool etílico para remoção do agente químico e secou-as ao ar quente.

Por fim, as amostras devidamente preparadas, foram analisadas inicialmente em microscópio óptico da marca Fortel, modelo Kontrol obtendo imagens com ampliações de 400x.

A análise em microscópio eletrônico de varredura da marca Shimadzu Super Scan SCAN SSX 550 com uso da espectroscopia por energia dispersiva (EDS), a qual foi utilizada para investigar a possível presença de algum tipo de contaminante na microestrutura dos materiais analisados.

A investigação por microscopia eletrônica de varredura foi realizada apenas nas regiões da dobra (RD) e da rosca (RR) de cada parafuso “V” por serem consideradas essas regiões as mais susceptíveis às falhas decorrentes de tensões residuais após a operação de dobramento assim como após a usinagem para confecção da parte rosqueada. Neste caso, obteve-se imagens com ampliações que variaram de 3000x a 7000x com uso de elétrons secundários, conforme necessidade de cada amostra.

## **4.5 Ensaios mecânicos**

### **4.5.1 Ensaio de microdureza Vickers**

A dureza ideal para os parafusos “V” compreende uma faixa de 280 HB a 350 HB, na escala Brinell, na qual convertendo para a escala Vickers corresponde a aproximadamente 294 HV a 370 HV.

A dureza do aço SAE 4140 foi obtida com uso do microdurômetro Shimadzu, modelo 2T. Dentre as amostras disponíveis preparadas anteriormente para caracterização microestrutural, escolheu-se para essa análise, as amostras das regiões da dobra (RD) e da rosca (RR) de cada parafuso “V”, totalizando 4 amostras para o ensaio de microdureza Vickers.

Cinco pontos de indentação foram escolhidos de modo a englobar regiões com todos os constituintes para quantificar a dureza geral, utilizando carga de 200 gf com tempo de penetração de 15 segundos. Ao final, foram calculados os valores da dureza média para cada amostra.

De maneira análoga, com o intuito de identificar a dureza de cada um dos constituintes foi realizado o ensaio de microdureza Vickers com carga de 25 gf, mantendo o tempo de penetração, 15 segundos. Entretanto, neste último caso, devido às limitações quanto a ampliação do microscópio, não foi possível quantificar a dureza de alguns constituintes de forma isolada uma vez que a marcação impressa não estava totalmente delimitada na região de interesse.

#### 4.5.2 Ensaio de carga cíclica e tração

Para a realização dos ensaios de carga cíclica e de tração nos conjuntos de FFE de 78t e 60t fez-se uso da máquina de ensaios universais FATEK TRISTAR, modelo FT 120, com sistema de aquisição de dados e capacidade de 120t.

Nessa configuração, para cada conjunto, utilizou-se dois parafusos “V”, que nestes ensaios simularam a fixação do lado da torre de transmissão de energia bem como o lado de fixação ao solo, além das ferragens complementares como manilhas, cápsulas, varetas pré-formadas, distanciador, cunhas, porcas e arruela.

Para o ensaio de carga cíclica, cada conjunto de FFE foi montado em uma cordoalha de aço de aproximadamente 5 metros de comprimento e foram submetidos a 10.000 ciclos conforme especificação técnica, interna e restrita, da empresa fornecedora dos materiais. Entretanto, os parâmetros estão demonstrados na Tabela 4.4.

**Tabela 4.4 – Parâmetros dos ensaios de carga cíclica.**

<b>Carga Mínima (%)</b>	<b>Carga Máxima (%)</b>	<b>Frequência (ciclos/minuto)</b>
10% da carga de ruptura do conjunto	40% da carga de ruptura do conjunto	8 a 10 ciclos por minuto

Fonte: PLP, 2022.

Ao término do ensaio de carga cíclica, as FFE do lado torre e do lado solo foram inspecionadas visualmente de forma a verificar se houve algum tipo de escorregamento da cordoalha, ruptura ou aspectos que possam comprometer o desempenho mecânico e da vida útil das peças. Depois de concluída a inspeção, o conjunto foi tracionado sob velocidade gradual de 150 Kg/s até 100% da carga de ruptura do mesmo e mantido por 1 minuto como exigido pela norma NBR 7095.

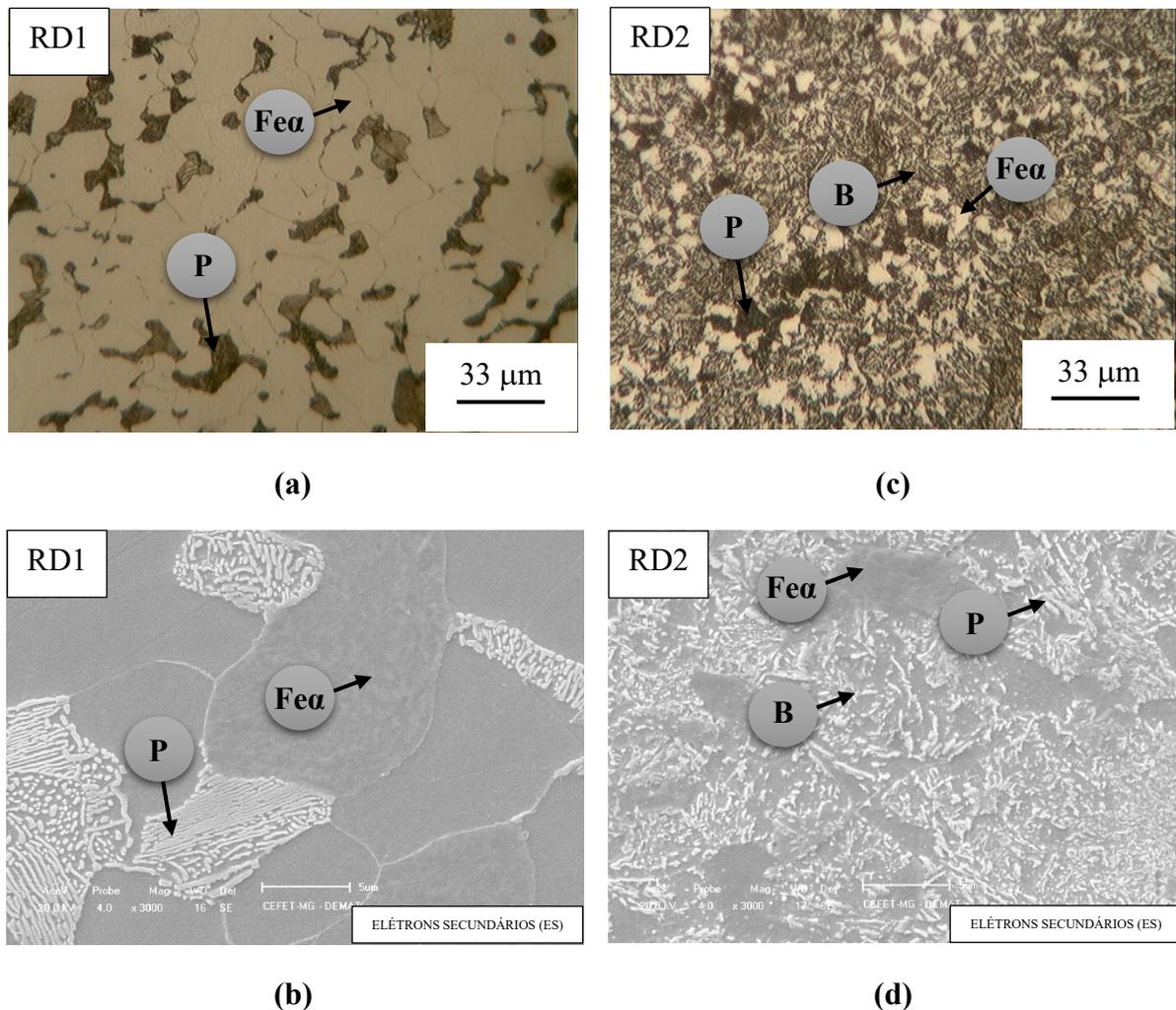
## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Análise microestrutural

As Figuras 5.1, 5.4, 5.5 e 5.6 mostram os resultados das análises de microscopia óptica e eletrônica de varredura para as diversas regiões de análise no parafuso “V” - RD, RID, RIR e RR, respectivamente.

A análise no EDS (Figura 5.2 e Figura 5.3 para a RD e Figura 5.7 e Figura 5.8 para RR) se fez necessário para investigar se existia algum tipo de contaminante na microestrutura do aço SAE 4140 que pudesse comprometer a resposta mecânica deste material (COLPAERT, 2008).

**Figura 5.1 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RD com ampliações diferentes.**



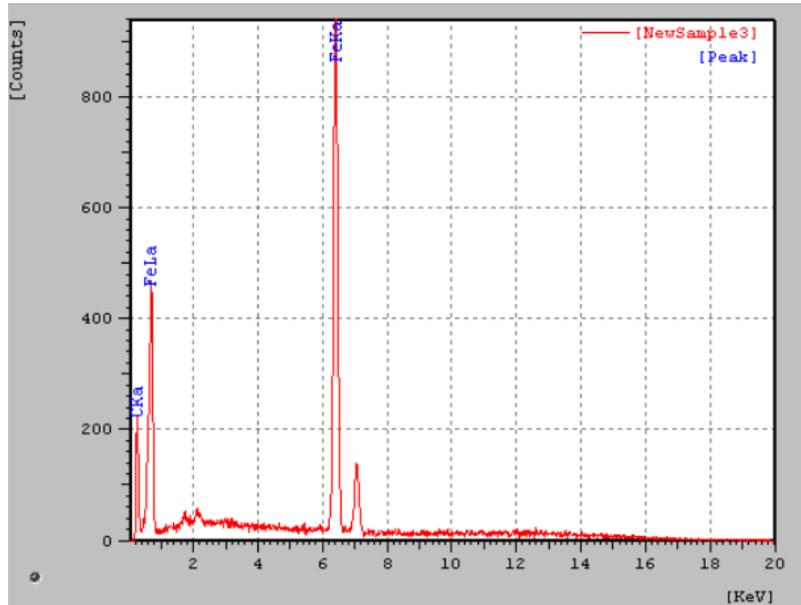
(a) e (b) amostra 1 (sem bainita) e (c) e (d) amostra 2 (com bainita).

(a) e (c) imagens por MO com ampliação de 400x, (b) e (d) imagens por MEV com ampliação de 3000x.

Legenda: B = Bainita; Feα = Ferrita pró-eutetóide; P = Perlita.

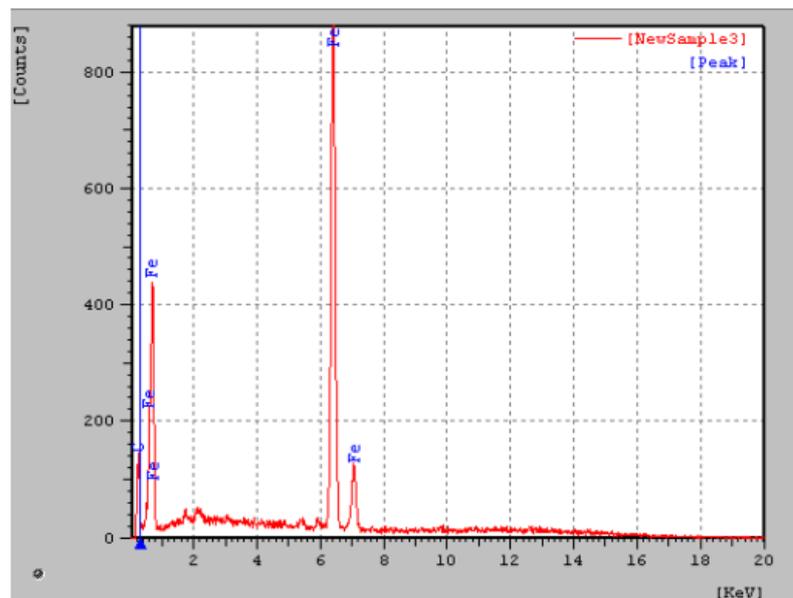
Fonte: Elaborado pelo autor.

**Figura 5.2 – Espectrograma por EDS da amostra 1 (sem bainita) na RD.**



Fonte: Elaborado pelo autor.

**Figura 5.3 – Espectrograma por EDS da amostra 2 (com bainita) na RD.**



Fonte: Elaborado pelo autor.

Analisando-se a Figura 5.1, percebeu-se que há uma diferença microestrutural entre as amostras na região da dobra (RD).

Na amostra 1, foi constatada a presença de uma microestrutura característica do aço SAE 4140, composta por perlita e ferrita. Na microscopia óptica, a perlita corresponde às regiões mais escuras e a ferrita às regiões mais claras. Através da microscopia eletrônica de varredura foi possível identificar a estrutura lamelar longa da perlita caracterizada pelas

camadas alternadas de ferrita e cementita. A distância entre as lamelas indica a presença de perlita fina. Já a ferrita, no MEV, é caracterizada por uma fase poligonal e texturizada (COLPAERT, 2008; CALLISTER JR. e RETHWISCH, 2016; SILVA e MEI, 1988).

Na amostra 2 constatou-se a presença de uma microestrutura mista contendo perlita, ferrita e traços de bainita. Geralmente, a bainita é obtida por meio de tratamento térmico isotérmico, isto é, sob temperatura constante, e pode ser classificada como bainita superior ou inferior, dependendo da temperatura de transformação (BHADESHIA, 2015). Entretanto, esta não é a condição à qual o parafuso “V” foi submetido durante o processamento termomecânico. Nesse contexto, a bainita granular vem sendo cada vez mais estudada, por ser uma tipologia obtida em aços submetidos a um resfriamento lento ao ar durante o processamento termomecânico, conforme estudos desenvolvidos por FANG et. al. (2008), FENG et. al. (2010) e MORALES-RIVAS et. al (2015). Contudo, esses estudos são baseados em aço forjados a altas temperaturas (acima de 1000°C), com baixo teor de carbono e geralmente com teores de Si de cerca de 2%. O Si, nessas concentrações, pode retardar a precipitação de carbonetos na ferrita enquanto a austenita retida, sob deformação plástica, pode induzir a formação de martensita.

Neste estudo, considera-se um aço médio carbono, cujo processamento termomecânico foi realizado em temperatura de austenitização relativamente baixa (~775 °C), com baixo teor de Si, portanto a morfologia pode ser alterada significativamente uma vez que depende de fatores como composição química, temperatura de aquecimento e taxa de resfriamento do aço. Além disso, um teor de carbono de ~0,40% permite inferir que houve a precipitação de cementita na ferrita, constituída por ripas curtas e axiais. Dessa forma, para uma classificação mais assertiva quanto ao tipo de bainita, seria necessário outras análises, como por exemplo, a microscopia eletrônica de transmissão ou até mesmo análises mais específicas utilizando o MEV.

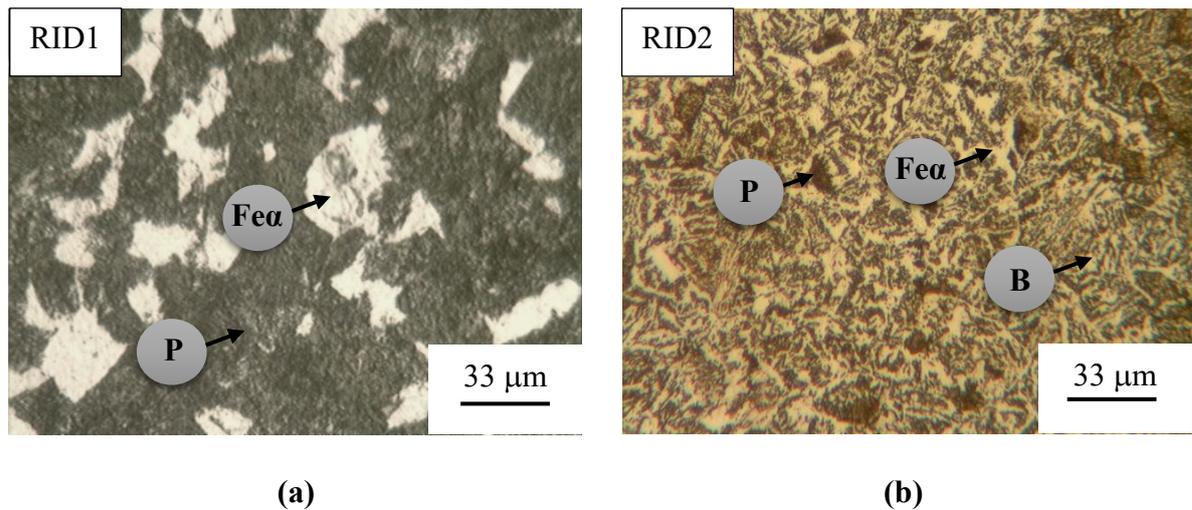
Comparando-se os grãos de ferrita e as colônias de perlita em ambas as amostras, percebe-se que a amostra 2 apresenta uma microestrutura mais refinada devido à menor granulometria, gerando, desta maneira, maior número de interfaces entre as fases que dificultam a propagação de trincas e contribui para o aumento da resistência mecânica e à fadiga, dureza, tenacidade e ductilidade.

Outra análise, refere-se ao uso do EDS para identificação de possíveis contaminantes nas amostras. As Figuras 5.2 e 5.3 demonstram o espectrograma geral de análise no MEV-EDS, na região da dobra, com ampliação de 3000x, para as amostras 1 e 2, respectivamente. Em ambos os casos não foi constatada a presença de nenhuma irregularidade quanto ao padrão microestrutural e o perfil do espectrograma indica que os elementos de liga estão em

quantidades relativamente baixas em relação ao percentual de Fe, não sendo identificado nenhum elemento químico formador de carboneto.

Nas Figuras 5.4 e 5.5 são retratadas as fotomicrografias obtidas das amostras 1 (sem bainita) e 2 (com bainita) na RID e RIR, respectivamente. De maneira geral, pode-se observar que o padrão microestrutural obtido para a amostra 1 (sem bainita) e para a amostra 2 (com bainita) na RD se manteve nas regiões intermediárias da dobra e da rosca, RID e RIR, respectivamente. De fato, durante o processo de aquecimento das barras de aço SAE 4140 no forno de indução, o calor está concentrado na RD. Entretanto, possivelmente ocorreu a propagação de calor durante o intervalo de tempo em que a barra permaneceu em aquecimento no forno de indução promovendo uma microestrutura uniforme ao final do processo (RUDNEV et. al., 2017).

**Figura 5.4 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RID com ampliações diferentes.**



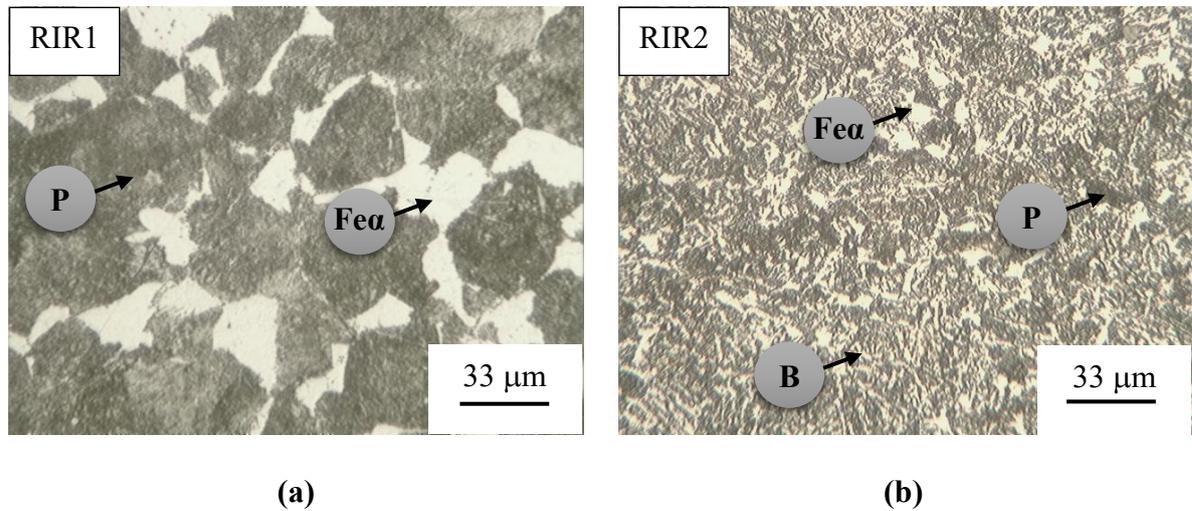
(a) amostra 1 (sem bainita) e (b) amostra 2 (com bainita).

(a) e (b) imagens por MO com ampliação de 400x.

Legenda: B = Bainita; Fe $\alpha$  = Ferrita pró-eutetóide; P = Perlita.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 5.5 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RIR com ampliações diferentes.



(a) amostra 1 (sem bainita) e (b) amostra 2 (com bainita).

(a) e (b) imagens por MO com ampliação de 400x.

Legenda: B = Bainita; Fe $\alpha$  = Ferrita pró-eutetóide; P = Perlita.

Fonte: Elaborado pelo autor.

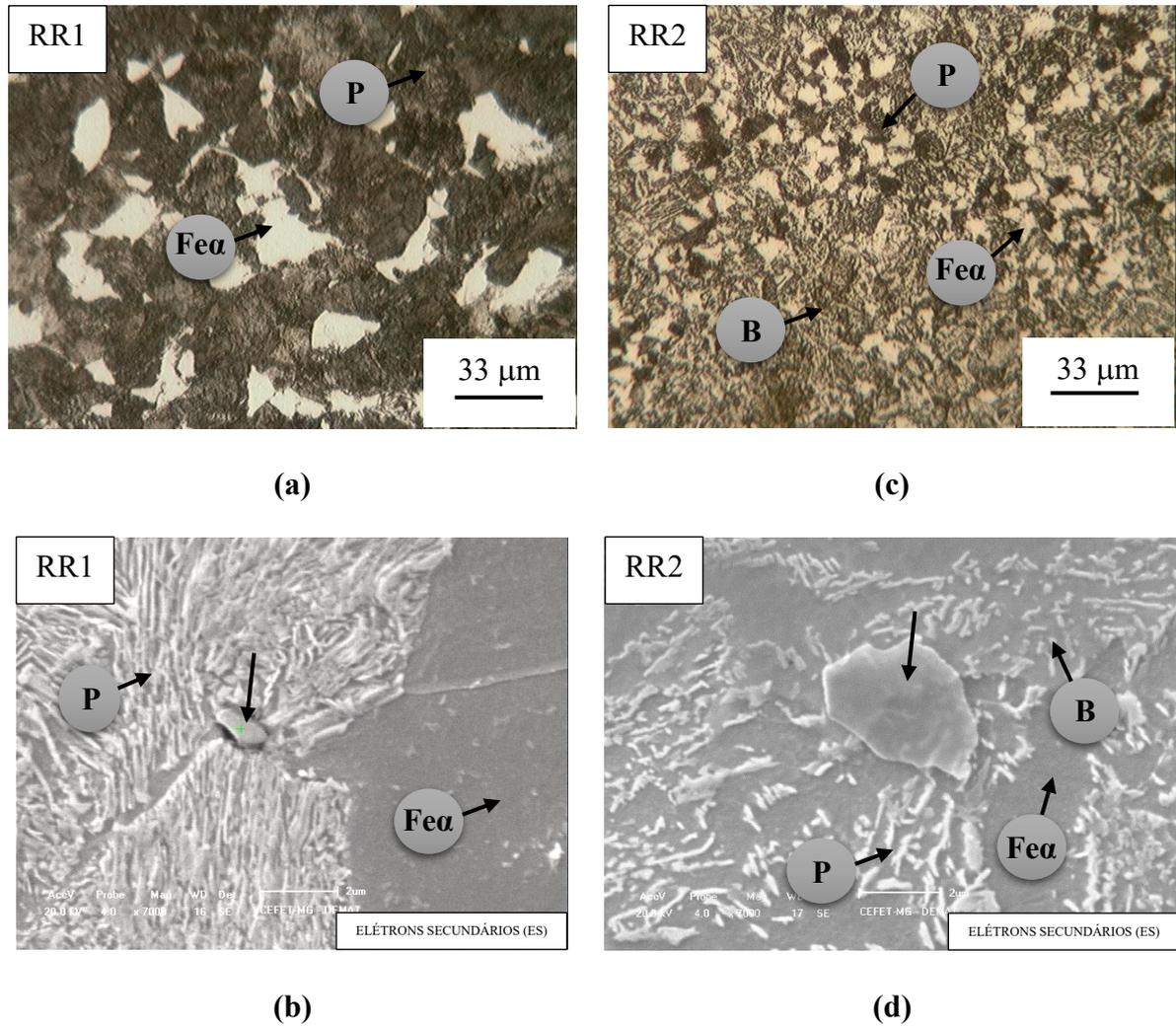
Na Figura 5.6 são exibidas as fotomicrografias obtidas das amostras 1 (sem bainita) e 2 (com bainita) na região da rosca (RR).

Pela análise de microscopia óptica foi observado que tanto a amostra 1 (sem bainita) quanto a amostra 2 (com bainita) não foram afetadas pelo processo de usinagem no sentido de causar algum tipo de deformação nos grãos, mantendo assim, o padrão microestrutural analisado anteriormente.

Na análise no MEV, com ampliação de 7000x, foi constatada uma pequena irregularidade quanto ao padrão microestrutural tanto na amostra 1 quanto na amostra 2 e foi realizado um espectrograma pontual na região de interesse, conforme marcação, por meio de setas mostradas, na Figura 5.6.b e Figura 5.6.d.

No espectrograma da amostra 1 (Figura 5.7) foram identificados picos de enxofre e manganês. No geral, o enxofre é considerado como uma inclusão no material, principalmente quando ligado ao elemento ferro. Entretanto, pode reagir preferencialmente com o manganês, evitando a fragilização do aço pela formação de MnS (SOUZA, 1989). A morfologia identificada na Figura 5.6.b é muito similar ao apresentado pelo METALS (1998), como uma inclusão de MnS com um ponto de óxido localizado na região mais escura da borda.

Figura 5.6 – Fotomicrografias do aço SAE 4140 obtidas na RR com ampliações diferentes.



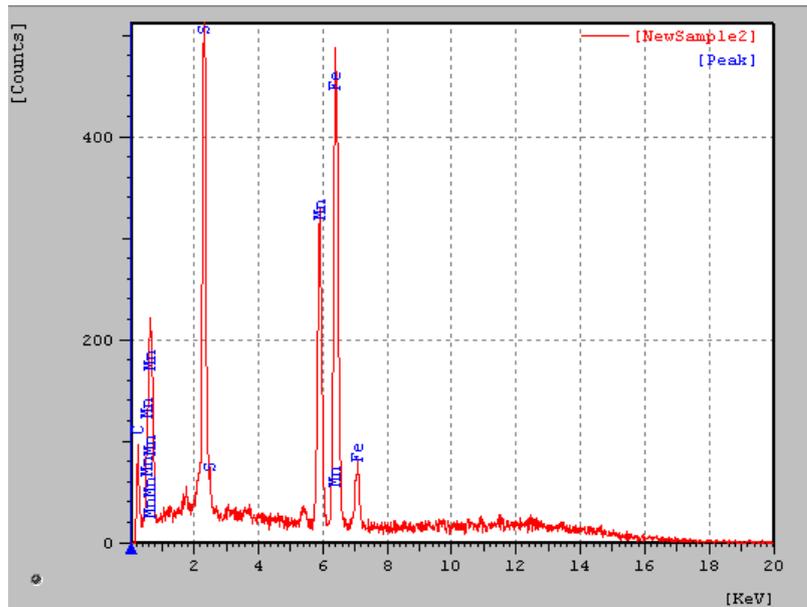
(a) e (b) amostra 1 (sem bainita) e (c) e (d) amostra 2 (com bainita).

(a) e (c) imagens por MO com ampliação de 400x, (b) e (d) imagens por MEV com ampliação de 7000x.

Legenda: B = Bainita; Fe $\alpha$  = Ferrita pró-eutetóide; P = Perlita.

Fonte: Elaborado pelo autor.

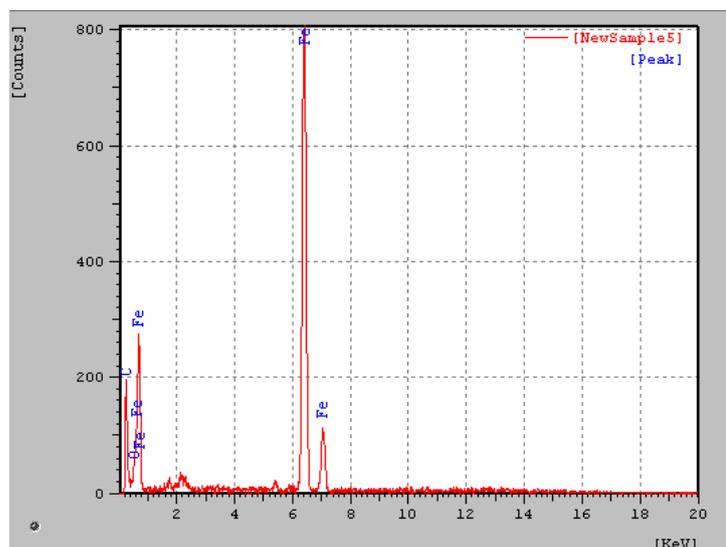
**Figura 5.7 – Espectrograma por EDS da amostra 1 (sem bainita) na RR.**



Fonte: Elaborado pelo autor.

De maneira análoga, foi realizada a análise por EDS na amostra 2, Figura 5.8, de forma pontual em uma pequena área que continha uma visualização de fases aparentemente sobrepostas. A ampliação usada foi de 7000x e foram identificados elementos comuns como Fe e baixa concentração de O. No geral inclusões de óxidos podem ocorrer nos materiais durante a produção ou processamento (METALS, 1998). Entretanto, devido à quantidade ínfima não foi considerada como inclusão e sim como uma possível oxidação da amostra antes da análise no MEV-EDS.

**Figura 5.8 – Espectrograma por EDS da amostra 2 (com bainita) na RR.**



Fonte: Elaborado pelo autor.

Realizando-se uma análise geral dos resultados obtidos pela MO e MEV-EDS, pode-se concluir que a amostra 1 apresentou uma microestrutura composta por perlita e ferrita, ao contrário da amostra 2, que apresentou uma microestrutura mista contendo bainita. Portanto, acredita-se que essa diferença microestrutural deve ter sido obtida por taxas de resfriamento diferentes após o processo de dobra das barras de aço SAE 4140 utilizadas nos parafusos “V”. Possivelmente, a amostra 1 deve ter sido resfriada ao ar ambiente enquanto a amostra 2 deve ter sido submetida à uma ventilação forçada, na qual propiciou uma taxa de resfriamento tal que obtivesse uma fração bainítica, indicando assim, a necessidade de controle no processo de fabricação.

Além disso, deve-se frisar que apesar do tempo utilizado para o aquecimento do aço durante o dobramento ser um processo que depende do valor do diâmetro da barra, recomenda-se o uso de um equipamento auxiliar que meça a temperatura em tempo real de forma a certificar que a temperatura obtida foi realmente a desejada. Com a temperatura de aquecimento e a taxa de resfriamento bem definidas pode-se prever a microestrutura e conseqüentemente, obter as mesmas propriedades mecânicas em todos os parafusos “V”.

Destaca-se ainda que o uso de um gráfico TRC (transformação por resfriamento contínuo) pode fornecer uma estimativa da taxa de resfriamento necessária para obter uma microestrutura mista contendo bainita, associando à temperatura de austenitização utilizada para a dobra das barras. Contudo, como não foi caracterizada a fração de cada microconstituente não serão abordados valores neste trabalho.

## 5.2 Análise da microdureza Vickers

As medições de microdureza Vickers das amostras 1 (sem bainita) e 2 (com bainita), nas regiões da dobra e da rosca, após processamento termomecânico estão dispostas na Tabela 5.1. Nota-se que a avaliação da dureza geral da amostra foi feita com uso de carga de 200 gf ( $HV_{200}$ ), e para a análise de dureza de cada constituinte ou fase da microestrutura utilizou-se a carga de 25 gf ( $HV_{25}$ ).

A amostra 1 (sem bainita) e a amostra 2 (com bainita) apresentaram uma dureza média de 249  $HV_{200}$  (~ 237 HB) e 294  $HV_{200}$  (~ 280 HB), respectivamente. Percebe-se que a amostra 1 está fora da faixa de dureza especificado pela empresa (280 HB à 350 HB) e a amostra 2 está em conformidade. Um ensaio de dureza com uma porção amostral mais quantitativa como o ensaio de dureza Brinell pode fornecer valores mais próximos dos estipulados para os parafusos “V” portanto, os valores encontrados são apenas orientativos para um ensaio de dureza geral.

**Tabela 5.1 – Microdureza Vickers para a amostra 1 (sem bainita) e a amostra 2 (com bainita) após processamento termomecânico.**

<b>Amostra</b>	<b>Região de Análise</b>	<b>Carga (gf)</b>	<b>Região Predominante</b>	<b>Dureza média (HV)</b>
<b>1 - Sem bainita</b>	Dobra	25	Ferrita	195
		25	Perlita	284
		200	-	212
	Rosca	25	Ferrita	263
		25	Perlita	306
		200	-	285
<b>2 - Com bainita</b>	Dobra	25	Bainita	323
		200	-	291
	Rosca	25	Bainita	394
		200	-	296

Fonte: Elaborado pelo autor.

As medições de dureza obtidas por cada fase ou constituinte das microestruturas demonstraram que a ferrita foi a fase que apresentou a menor dureza dentre os demais constituintes, seguida da perlita e da bainita, respectivamente.

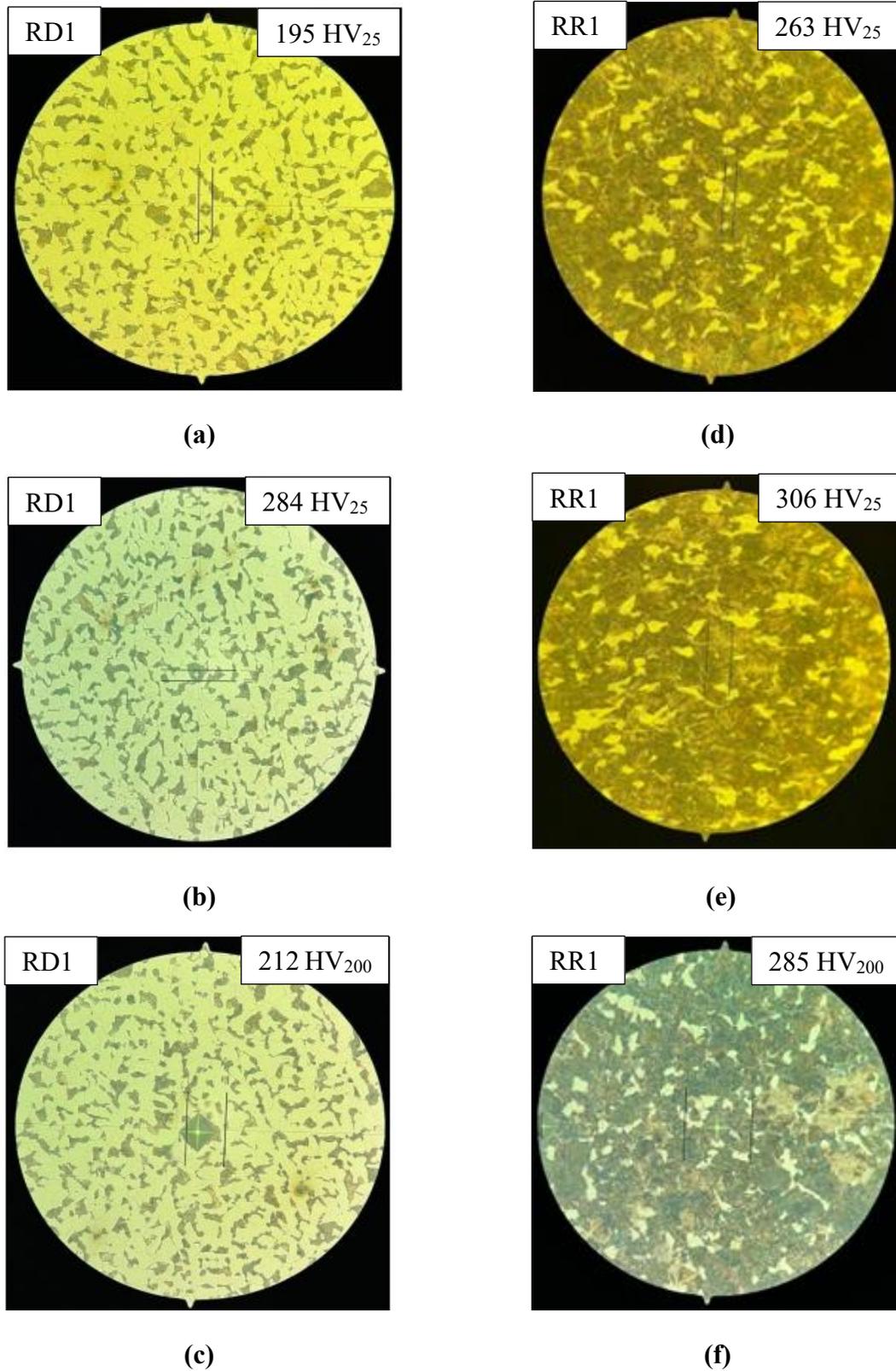
COLPAERT (2008), CALLISTER JR.; RETHWISCH, (2016) e ASM (1985) explicam que a ferrita é uma fase mais macia e dúctil que as demais porque é constituída basicamente por Fe e baixa concentração de carbono.

A perlita é constituída pelas fases ferrita e cementita. A cementita geralmente é referida como carboneto de ferro ( $Fe_3C$ ) cujo teor de carbono é de aproximadamente 6,67%, o que faz com que a dureza e a fragilidade aumentem consideravelmente em relação à ferrita. Estruturalmente, a perlita apresenta uma matriz dúctil de ferrita com um aumento da resistência mecânica pela presença de lamelas de cementita que é rica em carbono.

Já a bainita, apresenta dureza ainda maior que a perlita por possuir uma distribuição refinada das fases, possuindo matriz ferrítica e partículas de cementita dispersas.

Nas Figuras 5.9 e 5.10 são mostradas as fotomicrografias com as regiões de análise (dobra e rosca), para as amostras 1 (sem bainita) e 2 (com bainita), respectivamente, obtidas a partir do microdurômetro Vickers, sendo possível observar ainda as marcações das indentações.

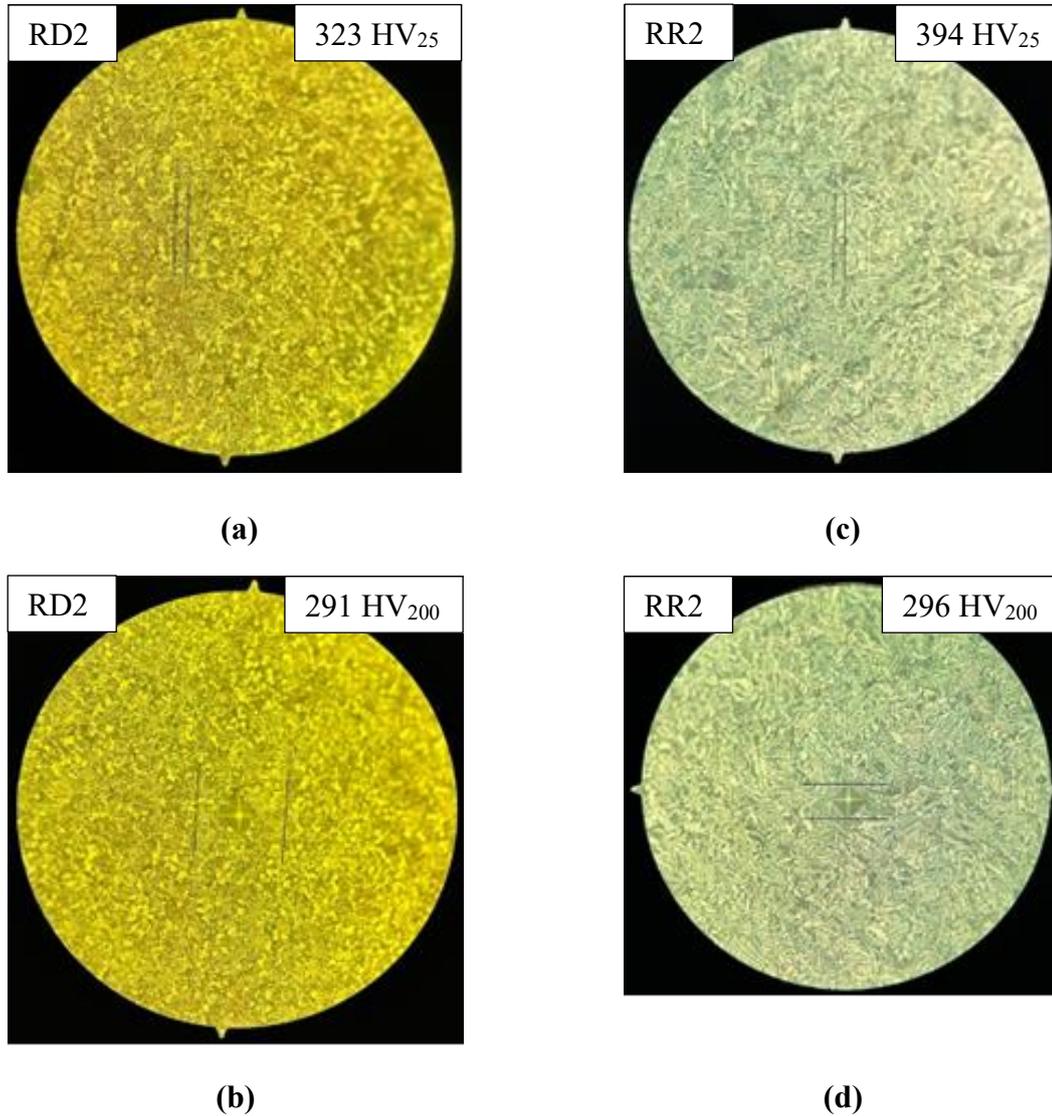
Figura 5.9 - Fotomicrografias do aço SAE 4140 na amostra 1 (sem bainita) com as regiões de indentação do ensaio de microdureza Vickers.



(a) e (b), Região da dobra com carga de 25 gf, (c) Região da dobra com carga de 200 gf, (d) e (e) Região da rosca com carga de 25 gf, (f) Região da rosca com carga de 200 gf.

Fonte: Elaborado pelo autor.

**Figura 5.10 - Fotomicrografias do aço SAE 4140 na amostra 2 (com bainita) com as regiões de indentação do ensaio de microdureza Vickers.**



(a) Região da dobra com carga de 25 gf, (b) Região da dobra com carga de 200 gf, (c) Região da rosca com carga de 25 gf, (d) Região da rosca com carga de 200 gf.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota-se que as regiões de indentação da amostra 1 (sem bainita) estavam totalmente delimitadas na fase ou no constituinte de interesse. Na amostra 2 (com bainita), buscou-se delimitar ao máximo o constituinte de interesse (bainita), entretanto devido à limitação da ampliação máxima do microdurômetro considerou-se regiões predominantemente bainíticas.

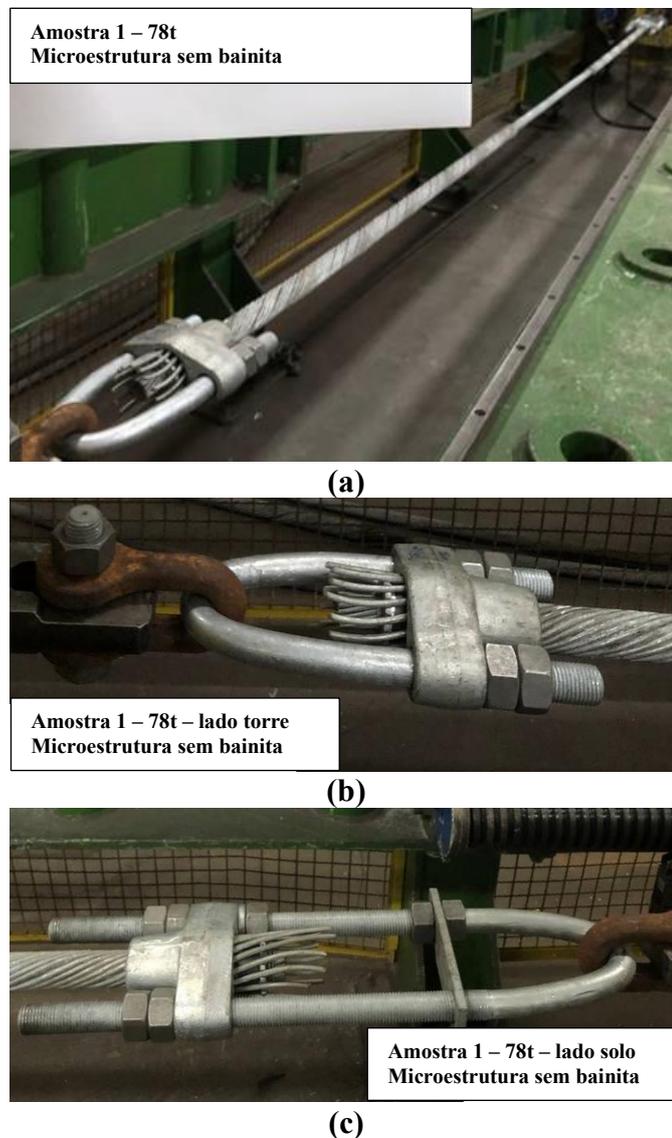
De um modo geral, percebe-se que na amostra 2, a presença de uma microestrutura mais refinada contendo bainita elevou a dureza do material em relação a amostra 1, um aço perlítico-ferrítico contendo grãos mais grosseiros, reafirmando o contexto literário (CHIAVERINI, 1971).

### 5.3 Análise dos ensaios de carga cíclica e tração

O conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 78t (sem bainita) conforme recebido e após os ensaios de carga cíclica e tração é mostrado nas Figuras 5.11, 5.12 e 5.14 respectivamente.

Percebe-se que há um conjunto que simula a fixação na torre, composto pelo parafuso “V” menor e outro conjunto que simula a fixação no solo, composto pelo parafuso “V” maior, conforme detalhado na Figura 3.5.

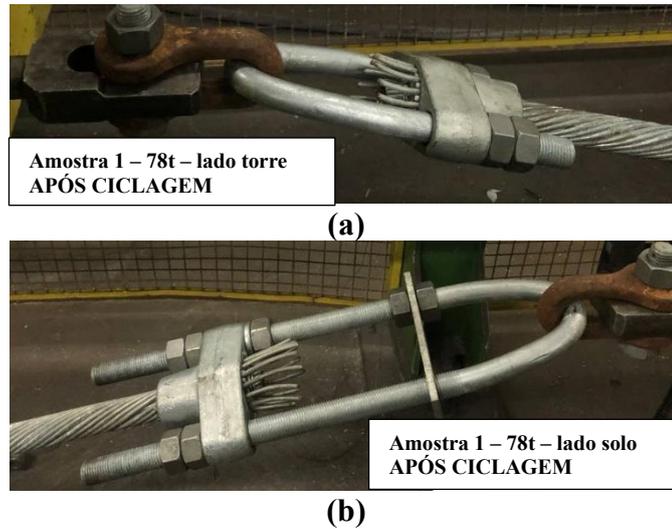
**Figura 5.11 – Conjunto de FFE com capacidade de 78 toneladas antes dos ensaios de carga cíclica e tração.**



(a) configuração geral, (b) ponto focalizado no conjunto de FFE lado torre e (c) ponto focalizado no conjunto de FFE lado solo.

Fonte: Elaborado pelo autor.

**Figura 5.12 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 78 toneladas após o ensaio de carga cíclica.**



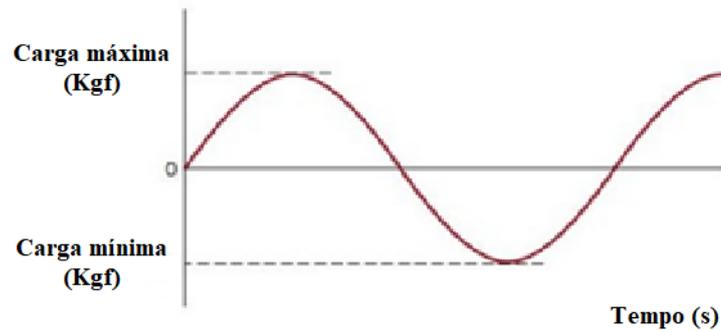
(a) ponto focalizado no conjunto de FFE lado torre e (b) ponto focalizado no conjunto de FFE lado solo.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após os conjuntos de ferragens de fixação de estais serem submetido a 10.000 ciclos, foi realizada uma inspeção visual e não foi detectado nenhum escorregamento da cordoalha ou quaisquer aspectos que pudessem comprometer o desempenho mecânico e a vida útil das peças, como trincas ou deformações. Sendo assim, o conjunto de FFE está apto a ser submetido ao ensaio de tração.

O software acoplado ao equipamento gerou um gráfico do ensaio de carga cíclica. Entretanto, como se trata de um ensaio de alto ciclo em fadiga, a escala do gráfico não permitiu visualizar as ondas senoidais características desse ensaio. Uma representação esquemática do gráfico carga *versus* tempo, pode ser visualizada na Figura 5.13. Callister Jr e Rethwisch (2016) retratam em sua literatura, o gráfico tensão *versus* tempo. Entretanto, para ferragens de fixação de estais, é mais interessante o uso do gráfico carga *versus* tempo, pois, é mais comum o emprego dessas grandezas nas rotinas de trabalho e este gráfico apresenta perfil similar ao gráfico tensão *versus* tempo.

**Figura 5.13 – Gráfico esquemático da variação de carga com o tempo utilizado em ensaios de carga cíclica para FFE.**



Fonte: Modificado de CALLISTER Jr.; RETHWISCH, 2016.

- Carga Máxima

Carga máxima = 40% da carga de ruptura da FFE = 40% de 78 toneladas

Carga máxima = 31,2 toneladas ou 31.200 Kgf

- Carga Mínima

Carga mínima = 10% da carga de ruptura da FFE = 10% de 78 toneladas

Carga mínima = 7,8 toneladas ou 7.800 Kgf

Após o ensaio de carga cíclica, o conjunto de FFE foi submetido ao ensaio de tração até 100% da carga de ruptura do parafuso “V”, principal componente das FFE. Ou seja, o conjunto foi tracionado até 78 toneladas (78.000 Kgf) e mantido por 1 minuto nesta carga, conforme estabelecido pela norma NBR 7095. Na Figura 5.14 são exibidas as imagens das ferragens após o ensaio de tração para os conjuntos de FFE de 78 toneladas (sem bainita).

**Figura 5.14 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 78 toneladas após o ensaio de tração.**



**(a)**



**(b)**



**(c)**

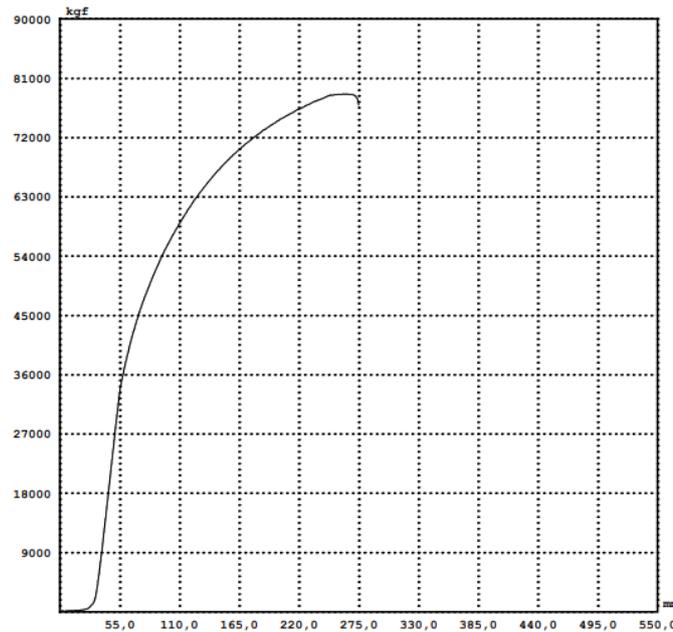
(a) ponto focalizado no conjunto de FFE lado torre, (b) ponto focalizado no conjunto de FFE lado solo e (c) ponto focalizado na fratura.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode-se observar na Figura 5.14 que houve a ruptura do parafuso “V” do lado solo. Essa fratura ocorreu na região intermediária próxima à dobra (RID) e suas características indicam se tratar de uma fratura moderadamente dúctil, isto é, antes de ocorrer o rompimento houve uma leve deformação plástica no material, caracterizada pelo empescoçamento da peça. O aumento

da carga de tração fez com que, após algum tempo, ocorresse a formação de micro trincas que propiciaram a falha do material (CALLISTER Jr.; RETHWISCH, 2016). O gráfico carga *versus* deslocamento (Figura 5.15), indica que a ruptura ocorreu com 78.600 Kgf.

**Figura 5.15 – Gráfico carga *versus* deslocamento do ensaio de tração no conjunto de FFE com capacidade de 78 toneladas.**



Amostra No.	Id. Amostra	FORÇA MÁXIMA kgf	ALONGAMENTO %
		78600	11,00

Fonte: Elaborado pelo autor.

A carga que o parafuso “V” deve suportar neste contexto é de 78.000 Kgf. Considerando um coeficiente de segurança de 10%, assume-se que, o material deveria ter rompido, preferencialmente, após uma carga de 85.800 Kgf. Além disso, com uma carga de ruptura de 78.600 Kgf, o coeficiente de segurança não atinge 1%, ou seja, o material deverá ser reprovado para esta aplicação.

Nas Figuras 5.16, 5.17 e 5.18 são exibidos o conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 60 toneladas (com bainita) conforme recebido e após os ensaios de carga cíclica e tração, respectivamente.



**Figura 5.17 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 60 toneladas após o ensaio de carga cíclica.**



**(a)**



**(b)**

(a) ponto focalizado no conjunto de FFE lado torre e (b) ponto focalizado no conjunto de FFE lado solo.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após os conjuntos de ferragens de fixação de estais serem submetidos a 10.000 ciclos, percebeu-se que não foram observados quaisquer indícios de comprometimentos às ferragens. Sendo assim, os conjuntos de FFE foram considerados aptos para serem submetidos ao ensaio de tração.

De maneira análoga ao conjunto de FFE com capacidade de 78 toneladas, o ensaio de carga cíclica para o conjunto de FFE com capacidade de 60 toneladas, gerou um gráfico de carga *versus* tempo na qual a escala do gráfico compromete a visualização do perfil senoidal. Entretanto, considera-se ondas senoidais, similar ao mostrado na Figura 5.13, onde as cargas máxima e mínima podem ser calculadas conforme os parâmetros definidos anteriormente:

- Carga Máxima

Carga máxima = 40% da carga de ruptura da FFE = 40% de 60 toneladas

Carga máxima = 24 toneladas ou 24.000 Kgf

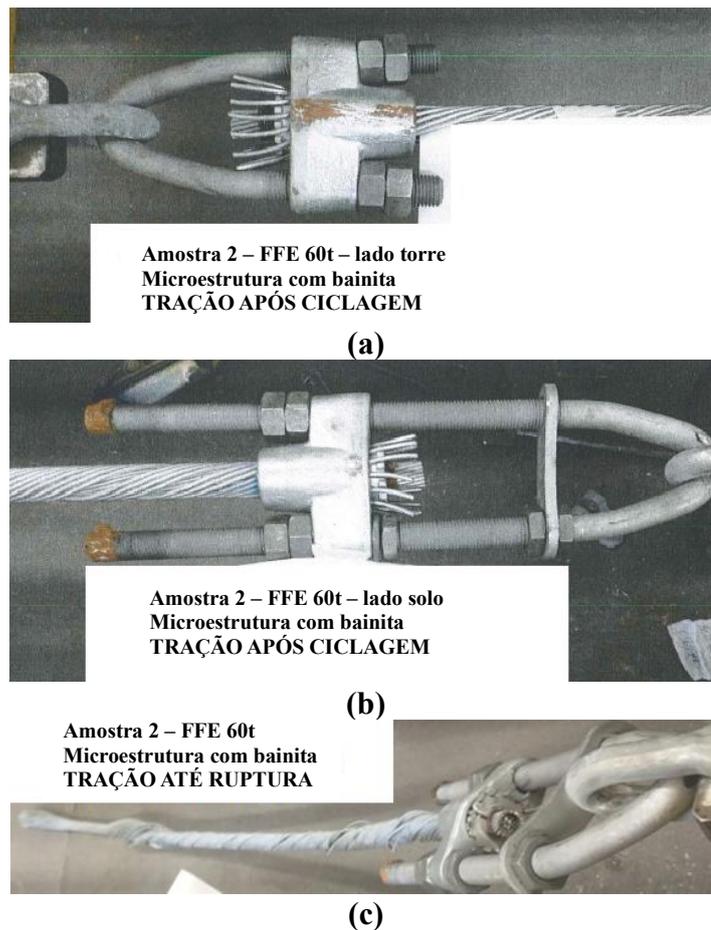
- Carga Mínima

Carga mínima = 10% da carga de ruptura da FFE = 10% de 60 toneladas

Carga mínima = 6,0 toneladas ou 6.000 Kgf

Após o ensaio de carga cíclica, o conjunto de FFE foi submetido ao ensaio de tração até 100% da carga de ruptura do parafuso “V”, principal componente das FFE. Ou seja, o conjunto foi tracionado até 60 toneladas (60.000 Kgf) e mantido por 1 minuto nesta carga, conforme estabelecido pela norma NBR 7095. Na Figura 5.18 são demonstrados os resultados obtidos no ensaio de tração para o conjunto de FFE de 60 toneladas (com bainita).

**Figura 5.18 – Conjunto de ferragens de fixação de estais com capacidade de 60 toneladas após o ensaio de tração.**

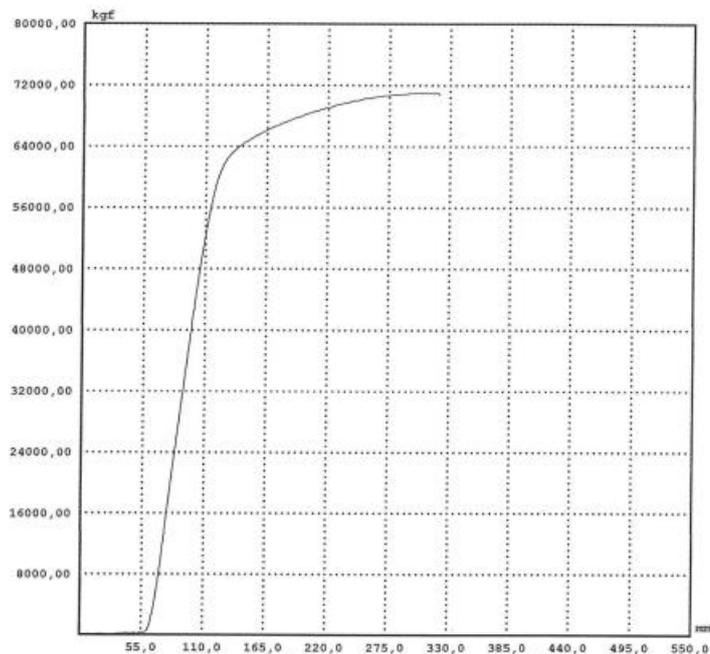


(a) ponto focalizado no conjunto de FFE lado torre após tração com 100% da carga (b) ponto focalizado no conjunto de FFE lado solo após tração com 100% da carga e (c) ponto focalizado na ruptura da cordoalha.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 5.18 é retratado o comportamento do conjunto de FFE de 60 toneladas frente ao ensaio de tração. Pode-se observar que após a tração com 100% da carga do material (Figura 5.18.a e 5.18.b), não houve a fratura do parafuso “V” ou qualquer outro componente do conjunto de FFE. Para fins de investigação fez-se o ensaio de tração até que ocorresse a ruptura (Figura 5.18.c). O gráfico de carga *versus* deslocamento (Figura 5.19) demonstrou que, com uma carga de 70.980 Kgf, ocorreu a ruptura da cordoalha, não comprometendo, desta maneira, o conjunto de FFE.

**Figura 5.19 – Gráfico carga *versus* deslocamento do ensaio de tração no conjunto de FFE com capacidade de 60 toneladas.**



Amostra No.	Id. Amostra	FORÇA MÁXIMA kgf	ALONGAMENTO %
		70980,00	12,84

Fonte: Elaborado pelo autor.

Este cenário comprova que o parafuso “V” com capacidade de carga de 60 toneladas cuja microestrutura mista contém bainita possui resistência mecânica maior que o parafuso “V” com capacidade de carga de 78 toneladas cuja microestrutura apresenta perlita e ferrita. Assumindo-se os valores de alongamento total para o conjunto de FFE de 78 toneladas (sem bainita) foi de 11% e que para o conjunto de FFE de 60 toneladas foi de 12,84%, percebe-se que o percentual de deformação em ambos os materiais foram similares. Entretanto, não foi

suficiente para causar a ruptura do conjunto de FFE com microestrutura mista contendo bainita. Provavelmente o conjunto de FFE de 60 toneladas resistiria mecanicamente a uma carga maior, com maior deformação plástica para que ocorresse a ruptura do parafuso “V”. Sendo assim, infere-se que houve um aumento significativo da resistência mecânica, tenacidade e ductilidade do aço SAE 4140 contendo bainita em relação ao aço SAE 4140 contendo somente perlita e ferrita.

Entretanto, é importante ressaltar que os efeitos benéficos não se resumem somente à presença de bainita, mas, também, a uma microestrutura mais refinada composta por grãos de ferrita, colônias de perlita e traços de bainita. Neste contexto, a microestrutura mais refinada também contribuiu para as propriedades mecânicas aprimoradas mencionadas anteriormente.

## 6 CONCLUSÕES

O processamento termomecânico que envolveu os parafusos “V”, principal componente do conjunto de ferragens de fixação de estais, confeccionados em aço SAE 4140, foi crucial para o desenvolvimento de microestruturas distintas entre os parafusos “V” com capacidade de 78 toneladas e 60 toneladas.

De maneira geral, acredita-se que a temperatura de aquecimento para execução da dobra das barras de aço SAE 4140 atingiu a zona de austenitização propiciando diferentes condições microestruturais a partir de diferentes taxas de resfriamento. Neste caso, foi evidenciado que o parafuso “V” com capacidade de 78 toneladas apresentou microestrutura composta por perlita e ferrita a partir do resfriamento ao ar ambiente, enquanto o parafuso “V” com capacidade de 60 toneladas apresentou microestrutura mista, contendo perlita, ferrita e bainita obtida a partir do resfriamento por ventilação forçada. Como a bainita não foi obtida por um tratamento térmico altamente controlado, sua tipologia foi de difícil identificação sendo necessário análises mais robustas para a caracterização.

Os ensaios mecânicos evidenciaram as propriedades mecânicas superiores do aço contendo bainita. A resistência mecânica do material foi mais elevada, sendo isso indicado pelo valor de dureza, bem como, a ductilidade e a tenacidade, como comprovado nos ensaios de carga cíclica e de tração. O parafuso “V” com microestrutura mista contendo bainita não fraturou sob valor de carga acima do previsto, considerando uma margem de segurança de 10%. Entretanto, o aço perlítico-ferrítico apresentou fratura moderadamente dúctil, mas para um valor de carga próximo ao limite de ruptura, sendo reprovado nessas condições.

O aço SAE 4140 com microestrutura mista constituída por perlita, ferrita e bainita, obtidas no processamento termomecânico, é uma alternativa interessante devido à redução de custos com tratamentos térmicos subsequentes. No entanto, é necessário maior controle das etapas de aquecimento e de resfriamento do material para que se obtenha a microestrutura desejada em todos os lotes de parafusos “V”, atingindo desta forma, propriedades mecânicas superiores durante o próprio processamento industrial.

## REFERÊNCIAS

ASM HANDBOOK. **Heat Treating**. [s. l.]: ASM International, v. 4, 1991. 2173p. Handbook.

ASM HANDBOOK. **Metallography And Microstructures**. [s. l.]: ASM International, 9. ed. v. 9, 1985. 1627p. Handbook.

ASM HANDBOOK. **Failure analysis and prevention**. [s. l.]: ASM International, v. 11, 2002. 2909p. Handbook.

ASM HANDBOOK. **Fatigue and fracture**. [s. l.]: ASM International, v. 9, 1996. 2592p. Handbook.

ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. **Processo de conformação dos metais: introdução aos processos de conformação**. Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012. 132f. Apostila do laboratório de otimização de processos de fabricação. Disponível em: [https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/4613601/mod\\_resource/content/1/Apostila\\_conformacao%20V1\\_P1.pdf](https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/4613601/mod_resource/content/1/Apostila_conformacao%20V1_P1.pdf). Acesso em: 17 out. 2022.

**BA Elétrica**. Cordoalha de aço revestida de alumínio. Disponível em: <https://www.baeletrica.com.br/cordoalha-de-aco-revestida-de-aluminio-9-52mm-3-8-7f>. Acesso em: 24 mai. 2022.

BADARUDDIN, M.; SUGIYANTO; WARDONO, H.; ANDOKO; WANG, C. J.; RIVAI, A. K. Improvement of low-cycle fatigue resistance in AISI 4140 steel by annealing treatment. **International Journal of Fadigue**. v. 125. pg. 406-417, 2019.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**. 3. ed. Cambridge: Maney Publishing, 2015. 618p. Disponível em: [http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2018/Bainite\\_3.pdf](http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2018/Bainite_3.pdf). Acesso em 7 out. 2022.

BENTES, J. L. **Análise dinâmica da ruptura de cabos em torres autoportantes e estaiadas de linhas de transmissão**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil) – Faculdade de Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013. 165f. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/87342/000909636.pdf?sequence=1>. Acesso em: 25 mai. 2022.

BILAL, M. M; YAQOOB, K.; ZAHID, M. H.; HAQ, W. U.; TANVEER, W. H.; WADOOD, A.; AHMED, B. Effect of austempering conditions on the microstructure and mechanical Properties of AISI 4340 and AISI 4140 steels. **Journal of Materials Research and Technology**. v. 8, 6. ed., p. 5194-5200, 2019.

CABALLERO, F. G. Carbide-free bainite in steels. **Phase Transformations in Steels**. [s. l.]: Elsevier. v. 1, p. 436–467, 2012.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. 1014p.

CARLOS, T. B. **Análise dinâmica de torres estaiadas de linhas de transmissão submetidas à ruptura de cabo.** Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia Civil, Universidade Federal de Santa Maria, Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015. 218f. Disponível em:

<https://repositorio.ufsm.br/bitstream/handle/1/7874/CARLOS%2C%20THIAGO%20BRAZEIRO.pdf?sequence=1>. Acesso em 23 mai. 2022.

CHIAVERINI, V. **Aços carbono e aços liga.** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1971.

COELHO, R. T. **Guia prático para projeto de ferramentas de corte e dobra em chapas metálicas. Laboratório de processos avançados e sustentabilidade.** Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017. Disponível em: [https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/5766256/mod\\_resource/content/1/1\\_Apostila\\_Proj\\_V2\\_2018.pdf](https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/5766256/mod_resource/content/1/1_Apostila_Proj_V2_2018.pdf). Acesso em 23 jul. 2022.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher LTDA, 2008. 652p.

DOWLING, N. E. **Mechanical behavior of materials engineering methods for deformation, fracture, and fatigue.** 4. ed. [s. l.]: Pearson Education Limited, 2013. 975p.

ELETOBRÁS Furnas. Torres estaiadas da subestação foz do Iguaçu. 2010. Disponível em: <https://www.flickr.com/photos/eletobrasfurnas/4808828492/in/photostream/>. Acesso em 24 maio 2022.

FANG, Hong sheng et al. Creation of air-cooled Mn series bainitic steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 15, n. 6, p. 1–9, 2008. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60257-5](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60257-5). Acesso em: 7 out. 2022.

FENG, Chun et al. Mn-series low-carbon air-cooled bainitic steel containing niobium of 0.02%. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 17, n. 4, p. 53–58, 2010. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60086-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60086-6). Acesso em 7 out. 2022.

FREITAS, W. F. **Avaliação das propriedades mecânicas e resistência à fadiga do aço AISI 4140 submetido a diferentes valores de temperatura de revenimento.** Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia Mecânica. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2010. 91f. Disponível em: [http://www.biblioteca.pucminas.br/teses/EngMecanica\\_FreitasWF\\_1.pdf](http://www.biblioteca.pucminas.br/teses/EngMecanica_FreitasWF_1.pdf). Acesso em 22 jun. 2022.

GERDAU. **Aços especiais para construção mecânica.** Disponível em: [https://www2.gerdau.com.br/sites/default/files/2020-10/Tabela\\_Composicao\\_Quimica.pdf](https://www2.gerdau.com.br/sites/default/files/2020-10/Tabela_Composicao_Quimica.pdf). Acesso em: 25 mai. 2022.

GRACIA, A. F. P.; SILVA, W. Q. **Análise comparativa entre diferentes geometrias de torres de transmissão do tipo autoportante frente à ação do vento.** Engenharia Estudo e Pesquisa. ABPE, v. 20, n. 1, jan./jul. 2020, p. 32-43. Disponível em: [http://www.abpervista.com.br/imagens/volume20\\_01/cap04.pdf](http://www.abpervista.com.br/imagens/volume20_01/cap04.pdf). Acesso em 23 mai. 2022.

GROOVER, M. P. **Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems**. 4. ed. Danvers: Wiley, 2010. 1024p.

HEY, A.C.F.; WOLSKY, F. L.; GABARDO, J. F. Estudo da Viabilidade Econômica e Operacional para o Processo de Dobrar Barras. Centro Universitário Unifacear. **Revista Eletrônica Multidisciplinar**, 2013. 15p. Disponível em: [http://revista.facear.edu.br/artigo/\\$/estudo-de-viabilidade-economica-e-operacional-para-o-processo-de-dobrar-barras](http://revista.facear.edu.br/artigo/$/estudo-de-viabilidade-economica-e-operacional-para-o-processo-de-dobrar-barras) Acesso em: 15 set. 2022.

HIBBELER, R. C. **Resistência dos Materiais**. 5. ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2004. 690p.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. R. **Manufacturing process for engineering materials**. 4. ed. [s. l.]: Pearson, 2014.

KLEIN, M.; EIFLER, D. Influences of manufacturing processes on the surface integrity and the resulting fatigue behavior of quenched and tempered SAE 4140. **Procedia Engineering 2**. pg. 2239-2247. Science Direct, 2010.

LIU, L.; HE, B.; HUANG, M. The role of transformation-induced plasticity in the development of advanced high strength steels. **Advanced Engineering Materials**, v. 20, p.1-17, 2018.

LU, Y.; EHLE, L. C.; RICHTER, S.; RADEL, T. Influence of multi-pass laser hardening of normalized AISI 4140 on the grain size. **Surface and Coatings Technology**. v. 421, 2021.

**METAL FORMING HANDBOOK**. [s. l.]: Springer, 1998. 573p. Handbook.

**METALS HANDBOOK**. Desk Edition. [s. l.]: ASM International, 2. ed. 1998. 2571p. Handbook.

MILITZER, M. Thermomechanical processed steels. **Comprehensive Materials Processing**. v.1, p. 191-216, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00115-1>. Acesso em 15 jan. 2023.

MORALES-RIVAS, L. et al. Detailed characterization of complex banding in air-cooled bainitic steels. **Journal of Mining and Metallurgy**, Section B: Metallurgy, [s. l.], v. 51, n. 1, p. 25–32, 2015.

MOURA, C. R.; BOTH, G. S. Análise da influência do raio do punção e do sentido de laminação na deformação de chapas de aço no processo de dobra. **Engevista**. v. 21, p. 93-103, 2019.

MÜLLER, M.; BRITZ, D.; ULRICH, L.; STAUDT, T.; MÜCKLICH, F. Classification of bainitic structures using textural parameters and machine learning techniques. **Metals**, 2020. 19f. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/5/630>. Acesso em: 25 jan. 2023.

NEE, A. Y. C. **Handbook of manufacturing engineering and technology**. Londres: Springer, 2015. Handbook. 3500p.

NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. Rio de Janeiro: Editora UFRJ, 1994. 286p.

**PLP Brasil**. Conjunto de fixação de estais Vari-Grip™. Disponível em: <http://plp.com.br/wp-content/uploads/2017/03/vari-grip.pdf>. Acesso em 24 maio 2022.

TSCIPTSCHIN, A. P. **Tratamento Térmico**. Universidade de São Paulo, 2022. 121f. Disponível em: <http://pmt.usp.br/pmt3402/material/Curvas%20TTT,%20curvas%20RC%20e%20Temperabilidade.pdf>. Acesso em: 13 ago. 2022.

RASMA, E. T. **Caracterização estrutural e mecânica do aço AISI/SAE 4140 tratado sob diferentes tratamentos térmicos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Rio de Janeiro, Campos dos Goitacazes, 2015.

RIOS, C. T.; AMARAL, M. P.; SOUZA, E. S. Influência de tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço SAE 4140. 22° CBECiMat – **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. Rio Grande do Norte, Natal, 2016.

RUDNEV, V.; LOVELESS, D.; COOK, R. L. **Handbook of induction heating**. 2 ed. [s. l]: CRC Press, 2017. 772p. Handbook.

**SADEL Indústria Metalúrgica**. Conjunto de ferragens para fixação de estai. Disponível em: [http://www.sadeltransmissao.com.br/produtos.php?p=&k=conjunto\\_de\\_ferragens\\_para\\_fixacao\\_de\\_estai&idc=100&cmd=C](http://www.sadeltransmissao.com.br/produtos.php?p=&k=conjunto_de_ferragens_para_fixacao_de_estai&idc=100&cmd=C) Acesso em: 24 maio 2022.

SANJI, M. H. K.; BANADKOUKI, S. S. G.; MASHREGHI, A. R.; MOSHREFIFAR, M. The effect of single and double quenching and tempering heat treatments on the microstructure and mechanical properties of AISI 4140 steel. **Materials & Design**. v. 42. pg. 339-346, 2012.

SENTHILKUMAR, T.; AJIBOYE, T. K. Effect of heat treatment processes on the mechanical properties of medium carbon steel. **Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering**, v. 11, n. 2, p. 143-152, 2012.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2 ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988. 512p.

SILVEIRA, A. C. F. **Estudo para aplicação do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em forjamento a quente**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019. 104f. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/212384>. Acesso em 15 dez. 2022.

SOUZA, S.A.; **Composição química dos aços**. 1 ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1989. 144p.

VELÁZQUEZ, J. L. G. **Mechanical behaviour and fracture of engineering materials**. v. 12, [s. l.]: Springer, 2020. 253p.

ZAJAC, Stanislaw et al. **Quantitative structure-property relationships for complex bainitic microstructures**. Luxembourg: European Communities, 2005. 159p.