

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

**CONSTRUÇÃO DE DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA**

**Diogo Santos Pavinato**

Trabalho de Diplomação

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2024

#### CIP - Catalogação na Publicação

Santos Pavinato, Diogo  
Construção de diagrama de transformação isotérmica  
/ Diogo Santos Pavinato. -- 2024.  
61 f.  
Orientador: Afonso Reguly.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) --  
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de  
Engenharia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Porto  
Alegre, BR-RS, 2024.

1. Tratamento térmico . 2. Recozimento Isotérmico .  
3. Diagrama TTT . 4. Aço SAE 8630. I. Reguly, Afonso,  
orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

“Das qualidades necessárias ao jogo de xadrez, duas essenciais: vista pronta e paciência beneditina, qualidades preciosas na vida que também é um xadrez, com seus problemas e partidas, umas ganhas, outras perdidas, outras nulas.”

Machado de Assis (1839-1908)

## AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer, primeiramente, a minha família, por todo suporte oferecido ao longo deste percurso, pela confiança e incentivo depositados em mim. Deixo em especial, um agradecimento a minha mãe, Maria Cláudia da Rosa Santos (in memoriam), por todo esforço e abdições pensando em me proporcionar a melhor educação possível.

Agradeço também ao meu orientador, Professor Dr. Afonso Reguly, por me oferecer a oportunidade de desenvolver um trabalho em conjunto, por todo aprendizado e também por sua paciência e disposição para ensinar.

Ao grupo LAMEF, em especial aos colegas do GAF - Grupo de Análise de Falhas - por todo suporte nos inúmeros ensaios realizados.

A UFRGS, pela qualificação técnica, reconhecida nacionalmente e internacionalmente como uma das melhores universidades do país.

Cabe ainda o agradecimento a todos aqueles que direta ou indiretamente fizeram parte dessa etapa da minha vida, e que, de alguma forma, contribuíram para o meu desenvolvimento pessoal e profissional. Deixo por fim um agradecimento especial a minha namorada e a todos àqueles que posso chamar de amigos porque certamente me transformaram, de alguma maneira, em uma pessoa melhor.

## SUMÁRIO

RESUMO.....	VII
ABSTACT .....	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	IX
LISTA DE FIGURAS.....	X
LISTA DE TABELAS.....	XII
<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>2</b>
2.1 OBJETIVOS GERAIS.....	2
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	2
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>3</b>
<b>3.1 AÇO SAE 8630.....</b>	<b>3</b>
<b>3.2 DIAGRAMA DE FASE DAS LIGAS FERRO CARBONO .....</b>	<b>5</b>
3.2.1 <i>Influência dos elementos de liga.....</i>	<i>8</i>
3.2.2 <i>Austenita, ferrita e cementita .....</i>	<i>9</i>
3.2.3 <i>Perlita e bainita .....</i>	<i>10</i>
3.2.4 <i>Martensita .....</i>	<i>11</i>
<b>3.3 CURVAS TTT (TEMPO, TEMPERATURA, TRANSFORMAÇÃO)....</b>	<b>12</b>
<b>3.4 FATORES QUE INFLUENCIAM A CURVAS TTT .....</b>	<b>15</b>
<b>3.5 CURVAS TRC (TRANSFORMAÇÃO NO RESFRIAMENTO</b>	
<b>CONTÍNUO).....</b>	<b>15</b>
<b>3.6 MODELAMENTO DOS DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO .....</b>	<b>16</b>
<b>3.7 VISÃO SOBRE MODELAMENTO TERMODINÂMICO DOS</b>	
<b>DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO .....</b>	<b>19</b>
<b>3.8 TRATAMENTOS TÉRMICOS .....</b>	<b>21</b>
<b>3.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE RECOZIMENTO.....</b>	<b>24</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>26</b>
<b>4.1 VISÃO GERAL.....</b>	<b>26</b>
<b>4.2 AVALIAÇÃO NA CONDIÇÃO DE RECEBIDO .....</b>	<b>26</b>
4.2.1 <i>Caracterização da amostra antes do tratamento térmico .....</i>	<i>27</i>
4.2.2 <i>Análise macroestrutural.....</i>	<i>27</i>
4.2.3 <i>Análise microestrutural.....</i>	<i>27</i>
4.2.4 <i>Perfil de dureza Brinell.....</i>	<i>28</i>
<b>4.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO ISOTÉRMICO .....</b>	<b>29</b>

<b>4.4</b>	<b>CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL APÓS TRATAMENTO TÉRMICO</b>	<b>32</b>
4.4.1	<i>Análise de proporção de fases</i> .....	32
4.4.2	<i>Construção das curvas TTT</i> .....	33
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>34</b>
5.1	<b>MACROATAQUE</b> .....	34
5.2	<b>EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE O TRATAMENTO TÉRMICO</b>	<b>34</b>
5.3	<b>ANÁLISE DE PROPORÇÕES DE FASES</b> .....	39
5.4	<b>CURVA TTT</b> .....	43
5.5	<b>ANÁLISE DO PERFIL DE DUREZA ANTES E DEPOIS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS</b> .....	45
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>46</b>
<b>7</b>	<b>PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>47</b>
<b>8</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>48</b>

## RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a construção de diagramas isotérmicos através de modelos teóricos e modelos baseados em aproximações matemáticas após realização de recozimento isotérmico em escala laboratorial. Para esse estudo, foram realizados tratamentos térmicos com temperatura de austenitização igual a 860°C e temperaturas de patamar (°C) iguais a: 600, 620, 640, 680. De acordo com os dados obtidos, será possível realizar a montagem das curvas tempo, temperatura, transformação, bem como, analisar a porcentagem de fases presentes nas estruturas.

**Palavras chave:** tratamento térmico; recozimento isotérmico; curvas tempo, temperatura, transformação.

## ABSTACT

The present work aims to evaluate the construction of isothermal diagrams through theoretical models and models based on mathematical approximations after carrying out isothermal annealing on a laboratory scale. For this study, heat treatments were performed with austenitization temperature equal to 860°C and threshold temperatures (°C) equal to: 600, 620, 640, 680. According to the data obtained, it will be possible to assemble the time, temperature, transformation curves, as well as analyzing the percentage of phases present in the structures.

Keywords: heat treatment; isothermal annealing; time, temperature, transformation curves.

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- C1 - Constante;
- CCC - Cúbico de corpo centrado;
- CFC - Cúbico de face centrada;
- Cps – Corpos de prova;
- D - Coeficiente de difusão;
- D - Constante independente da temperatura;
- D\* - Diâmetro da esfera;
- d0 - Diâmetro calota;
- Do - Constante que independe da temperatura;
- GAF -Grupo de Análise de Falha;
- HB - Dureza Brinell;
- K – Kelvin;
- Mf - Temperatura final de transformação martensítica;
- Mi – Temperatura inicial de transformação martensítica;
- p - Expoente cuja magnitude é uma função da natureza do núcleo;
- Qd - Energia de ativação;
- R – Constante dos gases;
- T – Temperatura;
- Ta - Tempo de encubação inicial;
- Tb - Tempo de encubação final;
- TCC - Tetragonal de corpo centrado;
- TRC - Transformação no resfriamento contínuo;
- TTT - Tempo, temperatura, transformação;
- $\alpha$  - Ferrita alfa;
- $\gamma$  - Austenita;
- $\delta$  – Ferrita gama;
- $v$  - Volume transformado;
- $v''_r$  - Volume transformado para espessura da chapa;
- $v'_r$  - Volume transformado para superfícies livres;
- $\tau_s$  – Tempo infinitesimal;
- $\Delta F_m^v$  = mudança de energia livre de Gibbs para formação de um mol de fase nucleante.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. <i>Diagrama TTT para o aço SAE 8630 segundo método de Jominy</i> .....	3
Figura 2. <i>Diagrama de fases ferro-cementita</i> [8].....	6
Figura 3. Pontos importantes para interpretação de diagramas de fase, em (a) Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação nos diagramas Fe-C e em (b) Reações que são denominadas como reações invariantes [8].....	7
Figura 4 . Efeito dos elementos de liga no diagrama Fe-C. a) Efeito na temperatura de transformação eutetóide; b) Efeito do teor de carbono no ponto eutetóide. [25].	9
Figura 5. <i>Diagrama (inferior) resultante das medições de transformações isotérmicas em função do logaritmo do tempo. Diagrama (superior) representando a evolução microestrutural a partir da fase austenítica.</i> [18].	13
Figura 6. <i>Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide, mostrando a superposição da curva para um tratamento térmico isotérmico (ABCD)</i> [4].	14
Figura 7. <i>Relação com o diagrama Fe-C (a), dos diagramas TTT do aço eutetóide (b) e aço contendo 0,5% c. (c) as regiões identificadas como N, FA e S em (a) são faixas de temperatura para normalização, recozimento completo e tratamentos térmicos de esferoidização</i> [15].	14
Figura 8. <i>Superposição dos diagramas TTT e TRC para liga Fe-C com composição eutetóide em (a), em (b) diagrama TRC para liga Fe-C com composição eutetóide contendo as curvas de resfriamento contínuo superpostas</i> [4].	16
Figura 9. Curva genérica para a fração cristalizada em função do tempo, sendo Ta e Tb tempos arbitrários para análise de fração transformada [2].	17
Figura 10. <i>Curva de reação para uma transformação homogênea</i> [18].	18
Figura 11. <i>Curva de crescimento esquemática</i> [18].	19
Figura 12. Diagrama esquemático ilustrando as mudanças de energia livre envolvidas durante a nucleação e crescimento da ferrita [3].	21
Figura 13. <i>Possíveis tratamentos térmicos aplicados a aços</i> .....	22
Figura 14. Fluxograma com as etapas experimentais.....	26
Figura 15. Aço SAE 8630 na condição de recebido, bitola 50mm. ....	26
Figura 16. Representação esquemática das condições de um ensaio de dureza Brinell (HB).	29
Figura 17. Cortes realizados nos CPs para realização dos tratamentos térmicos, em (a) CPs utilizados para ensaio de dureza, em (b) CPs destinados a metalografia. ....	29

Figura 18. Primeira etapa de tratamento térmico de recozimento isotérmico, em (a) uma das disposições das amostras no forno, em (b) forno a 860°C, temperatura de austenitização.....	30
Figura 19. Segundo forno contendo banho de sal fundido na temperatura de patamar .....	31
Figura 20. Representação da grade utilizada para determinação da fração de fases presentes nas amostras segundo ASTM E562-19. ....	32
Figura 21. Modelo de construção para curvas TTT segundo o software MUCG83 [3].....	33
Figura 22. Reprodução por impressão Baumann para seção transversal da barra do aço SAE 8630 antes do tratamento térmico.....	34
Figura 23. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 600°C em diferentes tempos .....	41
Figura 24. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 620°C em diferentes tempos .....	41
Figura 25. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 640°C em diferentes tempos .....	42
Figura 26. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 680°C em diferentes tempos .....	42
Figura 27. Plotagem sobreposta entre curva gerada pelo software MAP_STEEL_MUCG83 (em vermelho) e diagrama TTT para o aço 8630 (em preto) contendo os pontos referentes aos tempos em que foram observadas as microestruturas após recozimento isotérmico .....	44
Figura 28. Dureza do material na condição inicial (sem tratamento térmico) e pós tratamento térmico .....	45
Figura 29. Diferenciação entre a morfologia da Perlita em (a) presença de Perlita com maior espaçamento entre as lamelas; em (b) presença de Perlita com menor espaçamento lamelar .	45

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição Química para o aço SAE 8630.....	4
Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço SAE 8630.....	4
Tabela 3. Resumo das características em possíveis microestruturas dos aços.....	23
Tabela 4. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do Cp ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 600°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 600°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 200 segundos ; (c) 500 segundos ; (d) 2000 segundos .....	35
Tabela 5. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do Cp ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 620°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 620°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 100 segundos ; (c) 200 segundos ; (d) 500 segundos (e) 1000 segundos.....	36
Tabela 6. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do Cp ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 640°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 640°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 100 segundos ; (c) 200 segundos ; (d) 500 segundos (e) 1200 segundos (f) 5000 segundos .....	37
Tabela 7. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do Cp ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 680°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 680°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 200 segundos ; (c) 1000 segundos ; (d) 2000 segundos (e) 20000 segundos.....	38
Tabela 8. Porcentagens das fases em função da temperatura de patamar no centro da amostra .....	40

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria siderúrgica constitui uma das principais rotas de produção do aço a nível mundial. Sendo assim, é de suma importância garantir que os materiais dessa cadeia produtiva atinjam as qualidades necessárias para operar com êxito em suas funções. De acordo com Andrade e outros [13], foram produzidos cerca de 33.997 milhões de toneladas de aço no ano de 2022, através de trinta e uma usinas.

Parte dessas indústrias que operam fazendo utilização de sucata está voltada para o setor automobilístico. Dessa forma, se faz necessária a utilização de aços especiais e microligados, que, devido a sua composição química e microestrutural, apresentam baixa conformabilidade, demonstrado, assim, a necessidade de etapas intermediárias de tratamentos térmicos a fim de adequar os parâmetros necessários para atender os requisitos dos compradores. Dentre as possibilidades de processos para fabricação de aço, consta o tratamento térmico como uma das alternativas para adequar propriedades mecânicas e metalúrgicas. Em específico, pode-se citar o caso de tratamentos térmicos de recozimento isotérmico que ajusta as características citadas anteriormente, evitando defeitos microscópicos e macroscópicos de origens metalúrgicas que ocorrem com frequência na indústria.

Ao longo do processo de tratamento térmico de recozimento, ocorrem importantes transformações de fases do material, em diferentes etapas, que podem ser separadas em: aquecimento, permanência na temperatura de patamar e resfriamento.

Por consequência, ao acompanhar a evolução microestrutural dos aços no decorrer do tratamento, obtém-se meios de construção de diagramas de resfriamento isotérmico ou tempo, temperatura, transformação (TTT), e diagramas de resfriamento contínuo (TRC), resultando em um padrão de reprodutibilidade que garante o uso adequado do material com base em suas propriedades metalúrgicas. Portanto, obter um modelo capaz de identificar as microestruturas previstas pelos diagramas TTT, confirma que será possível desenvolver um programa de operações de fornecimento de materiais de base para a aplicação industrial no setor automotivo.

Parte crucial desse trabalho é avaliar as medidas práticas e teóricas visando identificar os possíveis desvios da idealidade ou, sendo otimista, os acertos que os modelos termodinâmicos proporcionam em relação ao diagrama TTT para o aço SAE 8630. Baseando-se nisso, foram avaliados diferentes ciclos de recozimento buscando evidenciar parâmetros ótimos para as propriedades mecânicas e microestruturais desejadas.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 OBJETIVOS GERAIS**

Validar a construção de um diagrama de transformação isotérmica por meio de resultados obtidos através de recozimentos isotérmicos experimentais realizados em escala laboratorial tendo como base modelos teóricos.

### **2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- i) Analisar as proporções de fases;
- ii) Analisar a dureza.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para contextualizar o trabalho, esse capítulo abordará os fundamentos e definições essenciais para a compreensão do tema em questão. Posteriormente, será apresentada uma revisão da literatura relacionada ao foco do estudo, destacando sua relevância e possibilitando a comparação dos resultados obtidos com aqueles já publicados por outros grupos de pesquisa.

#### 3.1 AÇO SAE 8630

O aço SAE 8630 apresenta baixo teor de carbono, sendo considerado parte da classe de aços baixa liga. A temperabilidade desse aço é garantida pela adição de elementos de liga, tais como, molibdênio e níquel. [10]. A Figura 1 representa algumas das possíveis microestruturas encontradas nesse tipo de aço segundo o método de Jominy.

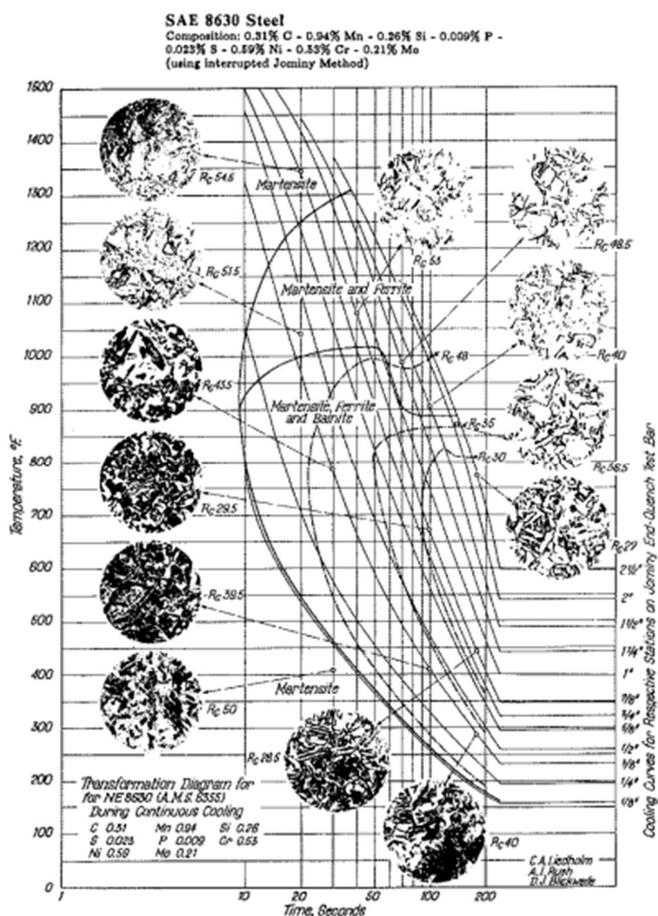


Figura 1. Diagrama TTT para o aço SAE 8630 segundo método de Jominy [14].

Aços considerados baixa liga apresentam em sua composição não mais que 5% de elementos de liga, enquanto que para aços baixo carbono, o teor de carbono permanece até 0,35% [1]. A tabela 1 identifica as possíveis faixas de composição química para o aço SAE 8630.

Tabela 1. *Composição Química em % mássica para o aço SAE 8630*

<b>SAE 8630</b>		
<b>Elemento</b>	<b>Mínimo</b>	<b>Máximo</b>
C	0,28	0,33
Mn	0,70	0,90
Si	0,15	0,35
P	0	0,025
S	0,015	0,025
Cr	0,45	0,55
Ni	0,40	0,70
Mo	0,15	0,25
V	0	0,06
Cu	0	0,025
Al	0,018	0,03
Ti	0	0,01
Sn	0	0,5

Fonte: [1] (adaptado)

Já a tabela 2 corresponde a algumas características referentes as propriedades mecânicas do aço SAE 8630.

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço SAE 8630

<b>Propriedade Mecânica</b>	<b>Valor</b>
Tensão de ruptura, MPa	650 - 880
Tensão limite de escoamento, MPa	350-550
Alongamento, %	8-25
Redução de área, %	35
Dureza [HB]	179 – 229

Fonte: [1] (adaptado)

### 3.2 DIAGRAMA DE FASE DAS LIGAS FERRO CARBONO

Existem diferentes definições no que diz respeito a uma fase. Dentre essas definições, uma das mais utilizadas por metalurgistas foi elaborada por [11]:

*“Um sistema heterogêneo é composto de um certo número de partes homogêneas denominadas fases, sendo que cada uma delas pode ser descrita especificando-se um número de propriedades.”*

Transformações de fases podem ser distinguidas de acordo com diferentes critérios. Segundo [19], dentre eles destacam-se a classificação termodinâmica e a classificação com base em mecanismos de transformação. Algumas das mais comuns transformações de fases no estado sólido serão listadas a seguir.

1. Precipitação contínua através de uma solução sólida
2. Precipitação descontínua através de uma solução sólida
3. Decomposição Eutetóide;
4. Transformação Martensítica;
5. Transformação Massiva;
6. Recristalização;
7. Crescimento de grão.

Sobre o fenômeno de transformação de fase isotérmica, cabe destacar os estudos realizados por [9]. Estes estudos advêm de uma metodologia simples utilizada até os tempos atuais, que consistem na produção de um grande número de amostras que devem ser austenitizadas em temperatura superior a temperatura de transformação eutética e, em seguida, transferidas para um banho de sal em temperatura inferior a temperatura eutética. Essas amostras, por fim, eram retiradas do banho de sal em tempos diferentes e temperadas em água. A última etapa referente ao processo é a análise de microestruturas por meio da metalografia.

A fim de interpretar o comportamento dos materiais e prever possíveis microestruturas na situação de equilíbrio termodinâmico, foram desenvolvidos diagramas de fases. Um exemplo muito comum, devido à sua imensa utilização, é o diagrama Fe-C. Compreendido entre 0 e 2% de carbono se encontra a parte do diagrama que diz respeito a diversas transformações de fases presentes nas ligas metálicas, em função do teor de carbono [4]. Pensando na correta interpretação do diagrama, alguns pontos devem ser descritos com maior ênfase, sendo estes as principais referências dentro dos diagramas de equilíbrio.

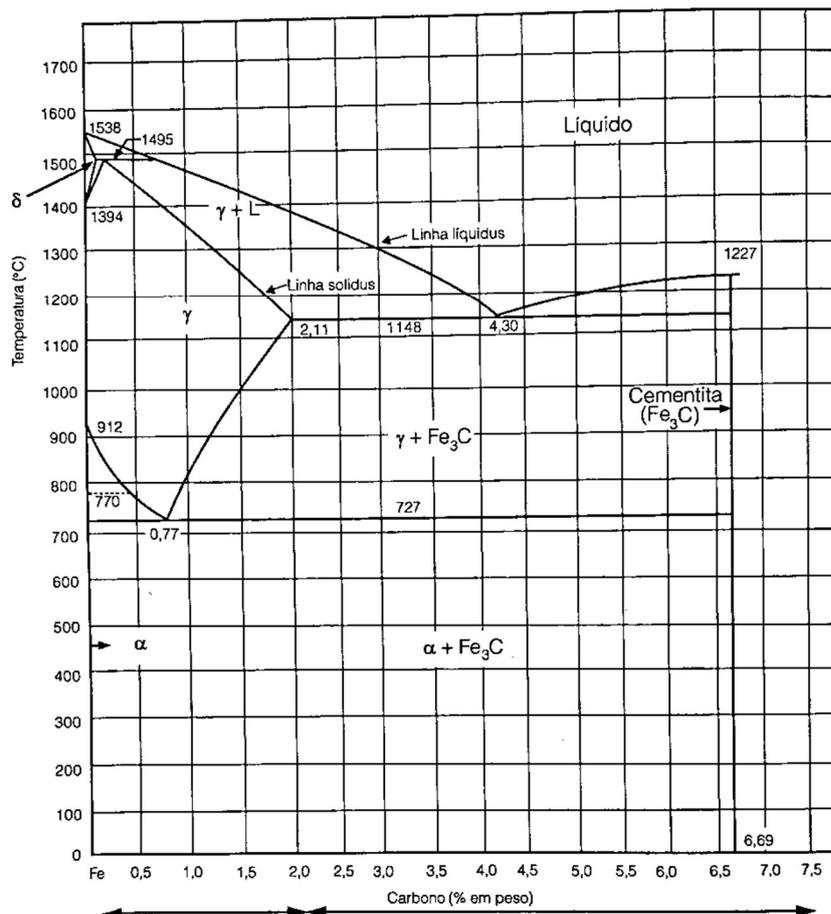


Figura 2. Diagrama de fases ferro-cementita [8]

Dentre os pontos importantes no diagrama Fe-C, cabe citar [8]:

- **Linha A<sub>1</sub>**- indica a reação eutetóide  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ , ocorrendo na temperatura de 727°C.
- **Linha A<sub>2</sub>**- indica a mudança do estado do ferro de paramagnético a ferromagnético, ocorrendo na temperatura de 770°C.
- **Linha A<sub>3</sub>**- indica a temperatura em que  $\gamma \rightarrow \alpha$ , à medida que a temperatura diminuiu, A<sub>3</sub> se aproxima de A<sub>1</sub>, até a temperatura de 727°C quando se encontram.
- **Linha A<sub>cm</sub>**- indica a temperatura em que  $\gamma \rightarrow Fe_3C$ , partindo de 727°C e aumentando com o acréscimo de carbono, culminando na temperatura de 1148°C e teor de carbono de 2,11%.
- **Linha Líquidus**- Acima desta linha, todo aço se apresenta na forma líquida.
- **Linha Solidus**- Abaixo desta linha, todo aço se apresenta na forma sólida .

Cabe também citar que, devido ao efeito de aquecimentos e resfriamentos, as linhas de transformação sofrem alterações de posição pelo afastamento do equilíbrio termodinâmico. Essas alterações são representadas pelas linhas tracejadas na Figura 3, bem como, existem também reações que são denominadas como reações invariantes, sendo reações típicas encontradas nos diagramas de fases.

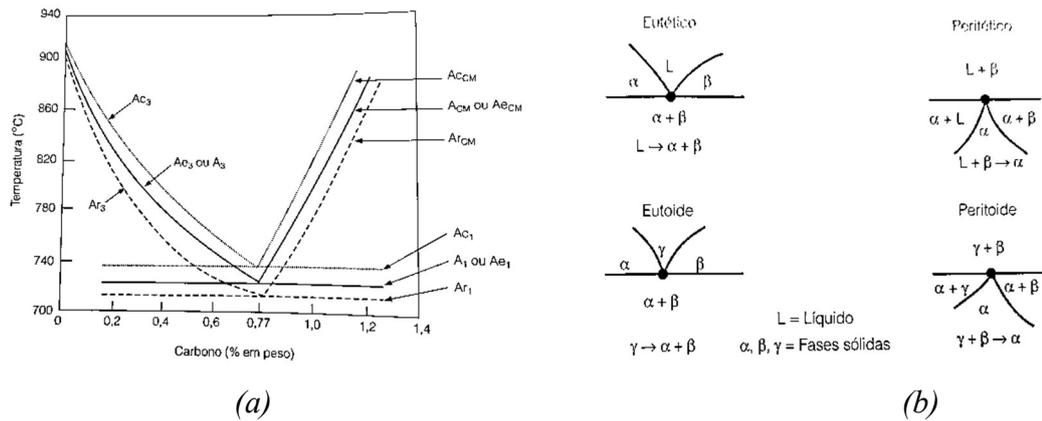


Figura 3. Pontos importantes para interpretação de diagramas de fase, em (a) Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação nos diagramas Fe-C e em (b) Reações que são denominadas como reações invariantes [8]

Dentre essas reações, a reação eutetóide ( $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ ) é fundamental para o desenvolvimento das microestruturas observadas nos aços. A perlita é o constituinte microestrutural desta transformação.

Porém, para a produção em condições normais, devido as taxas de resfriamento elevadas, ocorre um desvio das condições termodinâmicas formando fases metaestáveis, caso da cementita. Esta é uma fase metaestável, do ponto de vista termodinâmico, muito embora, pensando em aplicações práticas, essa seja uma fase considerada estável devido a sua inércia difusional [8].

Para aplicações em que os limites de fase devem ser extrapolados e os tratamentos térmicos são realizados a baixas temperaturas, os conhecimentos de princípios termodinâmicos nos permitem cálculos bastante satisfatórios. A medida em que o processo se afasta da idealidade, seja por uma questão de aumento de temperatura ou adição de elementos de liga, que agem como estabilizadores de algumas fases, novos estudos com esses diferentes parâmetros devem ser realizados. Mesmo assim, devido ao atual poder de cálculo, é possível

realizar previsões sólidas, até mesmo de diagramas de ordem superior, evidenciando o poder dos diagramas de equilíbrio [1].

### **3.2.1 Influência dos elementos de liga**

As ligas de aço possuem além de ferro e carbono, diversos outros elementos adicionados propositalmente a liga, como: manganês, silício, cromo, molibdênio, dentre outros. Em certos casos, pode haver a adição indesejada de elementos como enxofre e fósforo conhecidos como elementos deletérios, que provém da etapa de refino. Porém, mesmo esses elementos, em certos casos, geram benefícios, melhorando, por exemplo, a usinabilidade das peças finais [21]. Existem elementos de liga sendo adicionados com as mais variadas finalidades. Alguns são conhecidos por serem formadores de precipitados, como, por exemplo, o vanádio, que é adicionado com teores em massa limitados a 0,01%. Já elementos de liga como o titânio, atuam refinando os grãos do material, respeitando um teor em massa que não ultrapasse 0,07%, também atuando como um formador de carbonetos que permanecem dispersos pela matriz. Isso melhora a resistência mecânica do material. A adição de nióbio a liga tem a ação de refino de grão, uma vez que são formados carbonetos estáveis, que são conservados no processo de forjamento, desde que seja adicionado respeitando o limite de 0,05% em massa. O molibdênio, por sua vez, atua aumentando a resistência mecânica devido a formação de carbonetos, esses carbonetos dificultam também o crescimento de grão refinando a microestrutura. [1].

A adição de elementos de liga nos aços pode alterar significativamente características mecânicas e metalúrgicas dos materiais. Além disso, esses elementos atuam também como modificadores dos ciclos de tratamentos térmicos, existentes através da modificação da capacidade de transformação de fases, que se refletem, de modo geral, no deslocamento das curvas de início e fim de transformação da Austenita [4]. Alguns elementos possuem maior afinidade com determinada fase, como é o caso dos elementos estabilizadores da ferrita, ou seja, facilitadores da transformação ferrítica. Em contrapartida, existem os elementos estabilizadores da Austenita que aumentam a temperabilidade do material.

Existem três principais maneiras em que os elementos de liga podem alterar as linhas de um diagrama de fases:

- 1) Mudança da composição do eutetóide;
- 2) Mudança da temperatura do eutetóide;
- 3) Mudanças no campo austenítico.

Os elementos de liga em solução na austenita modificam as temperaturas críticas de transformação A1 e A3, e o teor de carbono modifica a posição do ponto da reação eutetóide, como pode ser observado nas figuras 4.

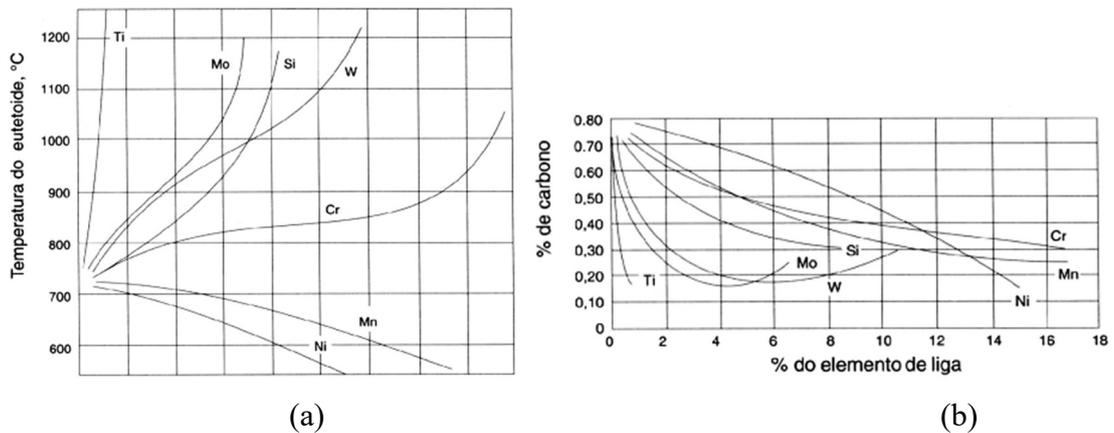


Figura 4 . Efeito dos elementos de liga no diagrama Fe-C. a) Efeito na temperatura de transformação eutetóide; b) Efeito do teor de carbono no ponto eutetóide. [25].

### 3.2.2 Austenita, ferrita e cementita

A austenita e a ferrita representam as fases cristalinas dúcteis fundamentais do ferro puro, sendo, por conseguinte, componentes essenciais nos aços. A austenita, conhecida também como ferro gama ( $\gamma$ ), apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e é paramagnética. Mantém sua estabilidade na faixa de temperatura de 912°C até 1394°C. A sua capacidade máxima de dissolução de carbono é de 2,11%, quando em equilíbrio com a cementita a 1148°C [1]. Devido à alta solubilidade dessa fase, a maioria dos tratamentos térmicos inicia-se com o aquecimento do material a uma temperatura acima da região de austenitização, promovendo a dissolução dos elementos de liga enquanto ocorre sua transformação. Nesse estágio, formam-se grãos poligonais irregulares que conferem ao material uma combinação de boa resistência mecânica e tenacidade satisfatória. [4].

Já a ferrita, trata-se de uma solução sólida de carbono no ferro  $\alpha$ , formada durante o resfriamento a partir da zona crítica, entre as temperaturas A1 e A3, por meio da transformação alotrópica do ferro  $\gamma$ . É capaz de solubilizar até 0,0218% de carbono a 727°C, temperatura na qual atinge o ponto de equilíbrio com a cementita. Possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e é ferromagnética. A ferrita é estável em temperaturas que variam, desde abaixo da temperatura ambiente, até 912°C, quando é chamada de ferro alfa ( $\alpha$ ), e de 1394°C até o ponto de fusão a 1530°C, nesse caso denominado ferro delta ( $\delta$ ) [1]. Devido à solubilidade

insuficiente do carbono, tanto na ferrita quanto na austenita, ocorre a formação de uma nova fase fundamental nos aços. À medida que um aço carbono é resfriado do ponto de fusão até a temperatura ambiente, sua estrutura cristalina sofre transformações, passando de austenita para ferrita- $\alpha$ . Nesse momento, os átomos de carbono que não são solubilizados pela ferrita- $\alpha$ , criam um gradiente de concentração que leva à formação de uma nova fase para acomodá-los: a cementita, que também é conhecida por apresentar uma estrutura cristalina ortorrômbica. A cementita, por sua vez, tem capacidade de solubilizar até 6,7% de carbono e é caracterizada por sua alta dureza e fragilidade, o que contribui para o aumento da resistência mecânica dos aços. [4].

### 3.2.3 Perlita e bainita

Através do diagrama de fases Fe-C, a temperatura de 727°C observa-se a transformação eutetóide que é regida pela seguinte equação:



Desta reação, é formada uma microestrutura de forma lamelar de cementita e ferrita alternadas entre si. Essa microestrutura foi então nomeada como perlita. Um mecanismo aceito para a sua formação é a nucleação de pequenas partículas de Fe<sub>3</sub>C, ao longo do contorno de grão da austenita que, ao crescerem, diminuem o teor de carbono nas regiões adjacentes. Dessa forma, formam-se lamelas de ferrita que tendem a crescer e difundir o carbono para a austenita subsequente, levando a formação de novo núcleo de cementita e, então, esse ciclo seguiria sucessivamente promovendo o crescimento para os lados e para frente da colônia de perlita [8]. Suas propriedades mecânicas, portanto, são intermediárias entre estes dois constituintes, dependentes do tamanho e distribuição dos carbonetos de ferro. [4].

A precipitação tem início ao atingir a temperatura de 727°C durante o resfriamento de aços hipoeutetóides e eutetóides. A razão de espessura entre essas lamelas é de aproximadamente 8 para 1. embora a espessura absoluta varie com a temperatura de transformação isotérmica. Em temperaturas logo abaixo da linha de reação eutetóide, formam-se lamelas mais espessas, conhecidas como perlita grossa, devido às elevadas taxas de difusão, que permitem ao carbono percorrer grandes distâncias. À medida que a temperatura diminui, a taxa de difusão também reduz, resultando em lamelas progressivamente mais finas e de maior dureza. A influência da temperatura na difusão do carbono, que resulta na formação das diferentes morfologias de perlita, é expressa pela equação 2.

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (\text{Equação 2})$$

D corresponde ao coeficiente de difusão,  $D_0$  à uma constante independente da temperatura,  $Q_d$  à energia de ativação, R à constante dos gases e T à temperatura absoluta.

No caso de um aço-carbono, que sofre um resfriamento rápido de uma temperatura dentro do campo austenítico para a faixa de 250°C a 550°C, a transformação eutetóide pode resultar não apenas na formação de perlita, mas também, na geração de um microconstituente não lamelar denominado bainita. O termo "bainita" foi cunhado em homenagem a Edgar C. Bain, um dos pioneiros na pesquisa desse processo de transformação [16].

A bainita inferior se origina em temperaturas abaixo de 350°C e é composta por grandes placas aciculares de ferrita com carbonetos finos dispersos dentro delas [4]. O mecanismo da transformação da austenita para bainita apresenta uma combinação dos elementos da transformação difusional perlítica com os da transformação adifusional martensítica [16].

### 3.2.4 Martensita

Nos aços carbono, a martensita é uma fase resultante de uma transformação não difusional. Quando o aço carbono é previamente austenitizado a altas temperaturas e resfriado suficientemente rápido até atingir uma temperatura específica, a formação da martensita é iniciada imediatamente e continua à medida que o resfriamento rápido prossegue, até que se atinja a temperatura crítica que marca o término dessa transformação. Nesse ponto, toda a austenita terá sido convertida em martensita. Entretanto, se o resfriamento for interrompido durante a transformação martensítica, a uma temperatura superior à temperatura final, a estruturação da martensita será interrompida, e a austenita não transformada permanecerá retida de forma metaestável. [4].

A formação da martensita é resultado de um mecanismo de cisalhamento desencadeado pela sobresaturação de carbono. Isso ocorre devido ao resfriamento rápido, no qual não há tempo de difusão do carbono para formar a cementita. Como resultado, esse excesso de carbono induz uma alteração na rede cristalina cúbica centrada (Fe- $\alpha$ ), transformando-a em uma estrutura tetragonal, que é uma característica distintiva da martensita [4].

### 3.3 CURVAS TTT (TEMPO, TEMPERATURA, TRANSFORMAÇÃO)

Uma das mais poderosas ferramentas que permite a análise de fases dos materiais metálicos é o diagrama de equilíbrio, em específico, para aços, se faz a utilização do diagrama  $Fe-Fe_3C$  [15]. Porém, assim como todos os métodos, existem limitações. Uma das principais limitações é a incapacidade deste diagrama em prever fases metaestáveis que se afastam do equilíbrio termodinâmico, o caso da martensita que pode ser oriunda de um processo de têmpera. Logo, a fim de tornar as análises mais precisas, a variável cinética de transformação foi adicionada aos problemas, assim sendo desenvolvida uma nova abordagem tão importante quanto os diagramas de equilíbrio, que é determinada como diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT). Estas curvas presentes no diagrama, por sua vez, mostram a evolução microestrutural de um material, levando em consideração os diferentes tempos em diferentes temperaturas e taxas de resfriamento distintas [15].

Há duas principais maneiras de determinar experimentalmente curvas TTT, sendo a primeira através de técnicas dilatométricas. Com base na variação volumétrica, é possível diferenciar os tempos de início e fim das transformações de fase, isso porque a austenita possui diferença de densidade em relação aos seus produtos de decomposição [6]. Os diagramas TTT podem também ser produzidos por análises metalográficas de amostras austenitizadas e, posteriormente, transferidas para um banho de chumbo ao sal, no qual permanecem por um determinado tempo até que então são temperadas em água. O início da transformação se dá quando se atinge pelo menos 0,1% de transformação na temperatura de patamar [1].

A evolução da transformação da austenita pode ser mensurada através de um gráfico que relaciona a porcentagem de austenita transformada em função do tempo para uma mesma temperatura [2].

Em um diagrama TTT composto pelos eixos horizontal e vertical, correspondendo, respectivamente, ao tempo em escala logarítmica e a temperatura, identifica-se a presença de duas curvas cheias indicando o início e o fim de uma dada transformação em uma dada temperatura. Há uma linha tracejada que indica os pontos em que 50% da transformação ocorreu [4].

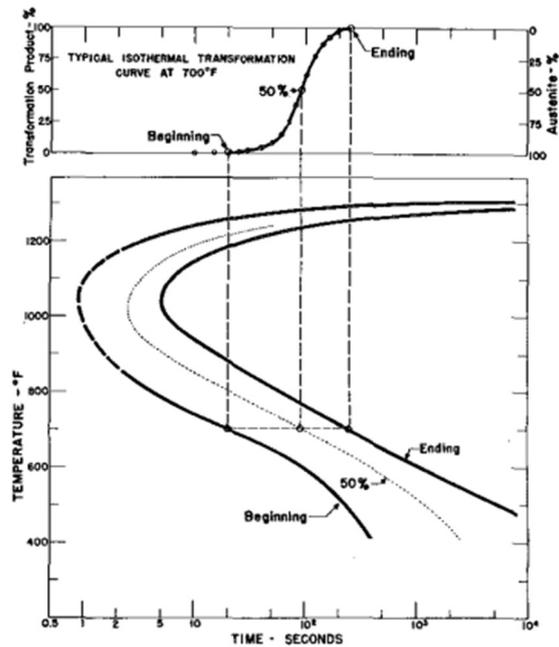


Figura 5. Diagrama (inferior) resultante das medições de transformações isotérmicas em função do logaritmo do tempo. Diagrama (superior) representando a evolução microestrutural a partir da fase austenítica. [18].

Muito embora essa seja uma ferramenta poderosa, existem ainda diversas limitações para as aplicações do diagrama apresentado na Figura 5, como a composição química e tamanho de grão austenítico prévio, que devem ser similares entre o material analisado e a referência para que as análises sejam assertivas. Além disso, esse diagrama se presta apenas a casos em que a transformação se dá com temperatura constante. A Figura 6 demonstra como de fato podem variar as temperaturas em um tratamento isotérmico, sendo essa curva superposta a um diagrama TTT de uma liga Fe-C com composição eutetóide.

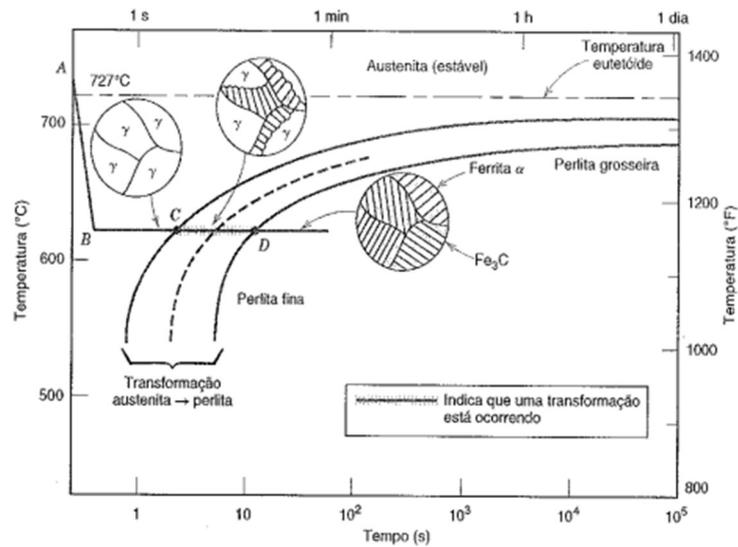


Figura 6. Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide, mostrando a superposição da curva para um tratamento térmico isotérmico (ABCD) [4].

As diferenças existentes nas linhas das curvas TTT para composições químicas diferentes, ficam mais evidentes observando a Figura 7, na qual podem ser vistas ambas as curvas, uma para um aço de composição eutetóide e outra para um aço de composição hipoeutetóide [15].

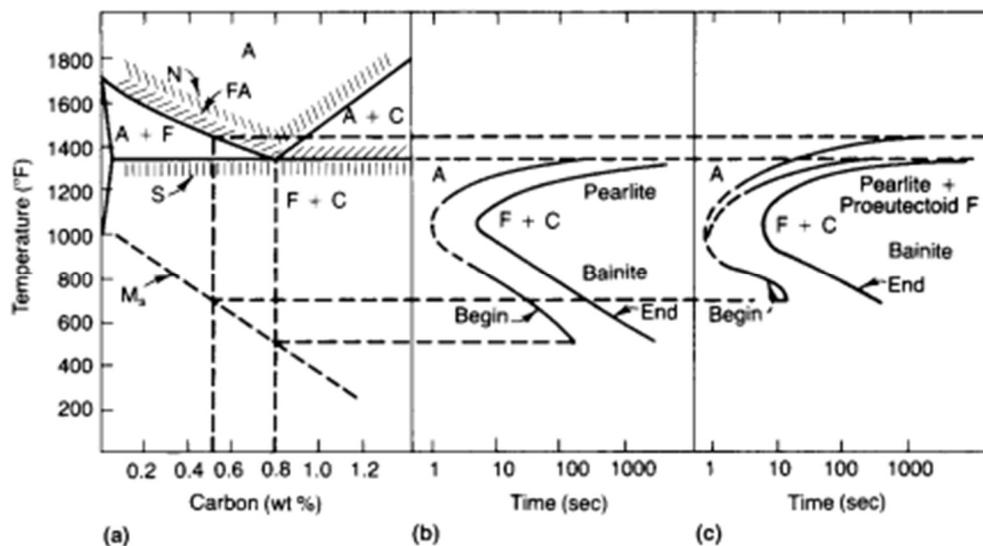


Figura 7. Relação com o diagrama Fe-C (a), dos diagramas TTT do aço eutetóide (b) e aço contendo 0,5% c. (c) as regiões identificadas como N, FA e S em (a) são faixas de temperatura para normalização, recozimento completo e tratamentos térmicos de esferoidização [15].

### 3.4 FATORES QUE INFLUENCIAM A CURVAS TTT

Dentre os principais fatores que interferem na posição das curvas TTT, segundo [4], estão a composição química do material, tamanho de grão prévio da austenita e sua homogeneidade. A composição química tem por consequência o deslocamento da curva de transformação de austenita à medida que há adição de elemento de liga, bem como, o deslocamento das linhas  $M_i$  e  $M_f$ . A decomposição da austenita tem início nas regiões menos enriquecidas em elementos de liga capazes de estabilizar essa fase. Em condições de resfriamento lento, que favorecem a difusão do carbono, ocorre a rejeição desses elementos pelas regiões já transformadas em ferrita, devido à redução de sua solubilidade com a queda da temperatura. Como resultado, o carbono se concentra nas regiões que permanecem austeníticas. A subsequente transformação dessas áreas segregadas, leva à formação de estruturas ricas em carbono, culminando no aparecimento de perlita em aços de médio e baixo carbono [15]. Com a utilização de taxas de resfriamento rápidas, entretanto, não há tempo suficiente para que ocorra segregação do carbono e de outros elementos durante a decomposição da Austenita [15]. Ou seja, o grau de homogeneidade da austenita interfere de forma localizada na velocidade de transformação, com base na diferença de composição química gerada pela presença de carbonetos não dissolvidos, existem áreas mais concentradas em carbono. Sendo assim, a reação de transformação é acelerada [4]. A microestrutura comumente encontrada em aços baixo carbono e baixa liga, na condição de laminados a quente, em escala industrial, é ferrita e perlita, apresentando bandeamento característico.

Já o tamanho de grão da austenita apresenta grande influência na posição das curvas devido ao fato de transformações de fase iniciarem-se nos contornos de grão da austenita. Por sua vez, nota-se que, para maiores tamanhos de grão, as transformações são retardadas, deslocando as curvas a direita, o que permite maior facilidade em obter a estrutura martensítica. Porém, acarreta em tantos inconvenientes que não se faz interessante a utilização dessa propriedade por piorar consideravelmente as propriedades mecânicas finais do componente [5].

### 3.5 CURVAS TRC (TRANSFORMAÇÃO NO RESFRIAMENTO CONTÍNUO)

Os tratamentos térmicos isotérmicos não são os mais comuns nem os mais práticos de serem realizados a nível industrial. Sendo assim, a maioria dos tratamentos térmicos realizados em aços, envolvem o resfriamento contínuo. Logo, os diagramas TTT devem ser modificados para atender a característica de resfriamento imposta, isso porque, para os casos de resfriamento contínuo, as reações de início e fim de transformação são retardadas, o que faz com que as

curvas desse modo de resfriamento sejam deslocadas em dependência de maiores tempos e menores temperaturas. [4]. Essas características podem ser melhor observadas na Figura 8 que exemplifica tanto o deslocamento em relação as curvas TTT, quanto a relação da microestrutura em função da taxa de resfriamento.

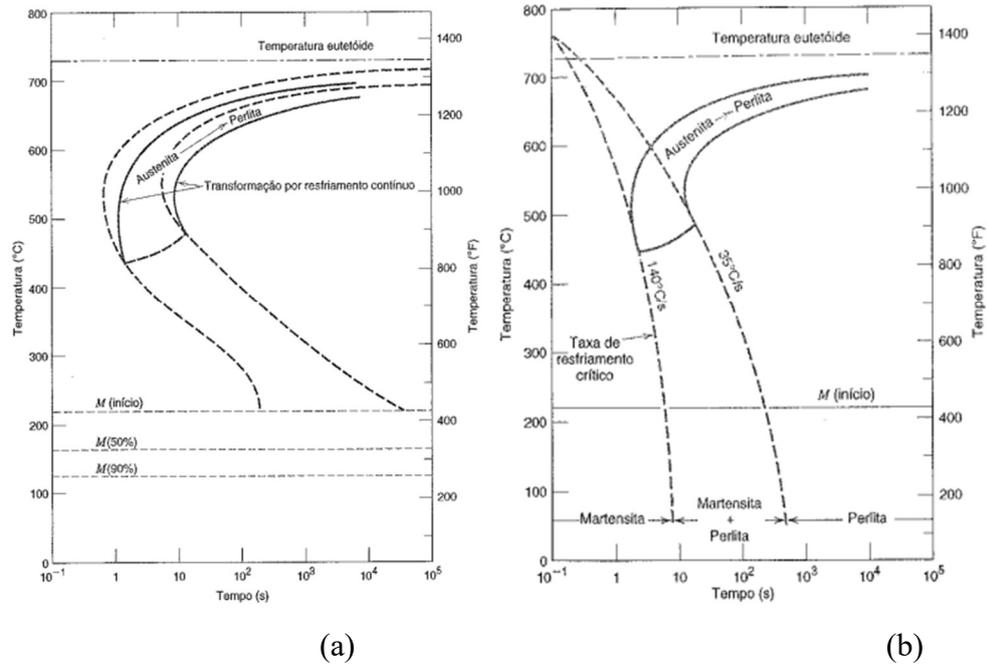


Figura 8. *Superposição dos diagramas TTT e TRC para liga Fe-C com composição eutetóide em (a), em (b) diagrama TRC para liga Fe-C com composição eutetóide contendo as curvas de resfriamento contínuo superpostas [4].*

### 3.6 MODELAMENTO DOS DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO

Para qualquer aço que após o aquecimento é mantido constantemente em uma temperatura inferior à sua respectiva temperatura de austenitização, é iniciada a transformação de fases. A Figura 9 ilustra a fração cristalizada em função do tempo formando a curva em “S”, que descreve as transformações em sistemas superresfriados. Inicialmente, observa-se uma lenta taxa de crescimento dos cristais devido, principalmente, ao tempo de incubação necessário para que novas fases se desenvolvam, como pode ser percebido até o ponto  $t_a$ . Em seguida, entre as regiões  $t_a$  e  $t_b$ , é possível observar um aumento significativo na taxa de transformação, que é referente ao aumento expressivo do número de núcleos. Por fim, após o ponto  $t_b$ , é

perceptível o decréscimo na taxa de transformação. A principal causa dessa mudança está ligada a saturação de núcleos ocasionando saturação também no crescimento de cristais, uma vez que os cristais passam a ocupar quase todo o volume disponível. [2].

Os principais mecanismos para surgimento de novos núcleos recristalizados são [17]:

- Crescimento em contorno de grão de material deformado
- Crescimento no interior de grãos mediante forte modificação localizada

O crescimento da fase ocorre por uma rápida migração nos contornos de grãos através da matriz deformada. A força motriz da reação é a diferença de energia elástica dos cristais.

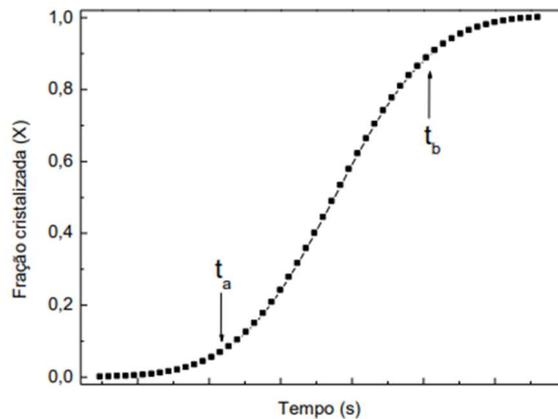


Figura 9. Curva genérica para a fração cristalizada em função do tempo, sendo  $T_a$  e  $T_b$  tempos arbitrários para análise de fração transformada [2].

Logo, com base no diagrama apresentado, tem-se a possibilidade de mapear as transformações existentes fazendo previsões de como o material irá responder a diferentes modos de resfriamento. Porém, para cada material, dependendo de sua composição química e tamanho de grão austenítico prévio, a curva TTT apresentará certo desvio do que é previsto termodinamicamente. De modo geral, o aumento, tanto de teor de elementos de liga, quanto de tamanho de grão prévio de austenita, resultam em um retardo na transformação isotérmica que reflete em uma maior temperabilidade do aço [2]. É considerado que para qualquer ponto em uma reação homogênea, a probabilidade de transformação em um intervalo de tempo determinado é constante, ou seja, a probabilidade de haver um volume transformado em qualquer região é equivalente ao não transformado. Sendo assim, esse é um processo de primeira ordem [18].

Uma vez que a determinação experimental de diagramas de transformação de modo experimental é cara e demanda muito tempo, métodos computacionais ganharam espaço nas

determinações de constituintes dos aços. No caso de transformações isotérmicas nos sólidos, a equação que normalmente é utilizada tem a forma da equação 3.

$$v = 1 - \exp(-K \cdot t^n) \quad (\text{Equação 3})$$

Onde  $v$  é a fração de volume transformada,  $t$  é o tempo e  $n$  é uma constante que depende da temperatura.  $K$  e  $n$  são avaliados com base no diagrama e ajuste da equação para dados experimentais [19].

A constante  $K$  é denominada como constante de velocidade e a sua taxa diminui constantemente com o tempo, como demonstrado na Figura 10.

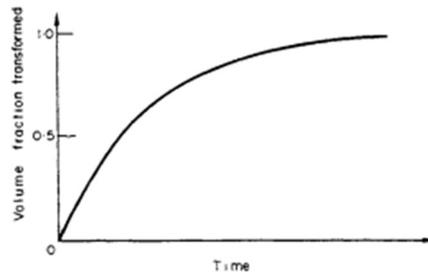


Figura 10. Curva de reação para uma transformação homogênea [18].

Uma vez que a determinação dos expoentes  $k$  e  $n$  se mostram complexas, diversas maneiras de determiná-las foram propostas. Com base em dados experimentais, talvez a forma mais simplificada para obtenção desses parâmetros seja com base na relação da equação 4, que é a forma linearizada da equação (3).

$$\ln \left[ \ln \left( \frac{1}{1 - v(t)} \right) \right] = \ln k + n \cdot \ln(t) \quad (\text{Equação 4})$$

Ao desenvolver uma teoria de cinética de transformação, é adotada uma definição de taxa de nucleação por unidade de volume, que podem ser representados de forma experimental através de curvas como a descrita a seguir:

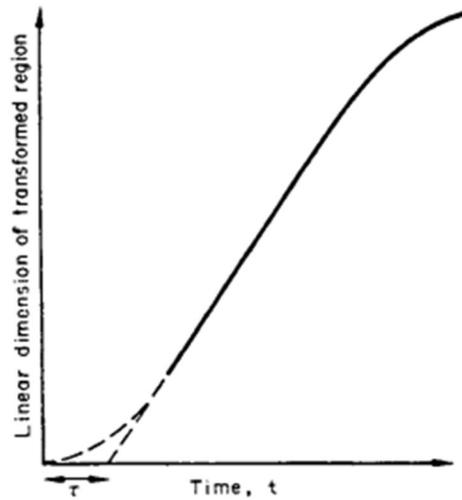


Figura 11. Curva de crescimento esquemática [18].

Tal curva implica que núcleos estáveis da nova fase já estão presentes na montagem no início da transformação, mas que a taxa de crescimento inicial é uma função crescente do tempo. No desenvolvimento de uma teoria formal da cinética de transformação, a distinção entre esses processos físicos alternativos que levam à formação de núcleos é irrelevante. Adota-se uma definição operacional da taxa de nucleação por unidade de volume [18].

As expressões de Avrami negligenciam os efeitos das superfícies livres que, por meio de modelamento matemático, pode ser corrigido, chegando por fim nas equações 5 e 6 citadas a seguir:

$$v'_r = \pi\delta\gamma^2(t - \tau)^2 \quad (\text{Equação 5})$$

Onde  $\delta$  é a espessura da chapa, ao passo que para um fio de diâmetro  $\delta$  o crescimento também seria unidimensional e descrito pela equação 6:

$$v''_r = \left(\frac{\pi}{4}\right) \delta^2\gamma(t - \tau) \quad (\text{Equação 6})$$

### 3.7 VISÃO SOBRE MODELAMENTO TERMODINÂMICO DOS DIAGRAMAS DE TRANSFORMAÇÃO

Um método baseado na teoria de nucleação, que utiliza constantes ajustadas, foi usado para por [3] para modelar os diagramas de transformação de tempo-temperatura (TTT) de

aços. As curvas C de início de transformação nos diagramas foram representadas como funções da energia livre de nucleação e de uma energia de ativação. O aumento subsequente na fração de volume com o tempo é tratado utilizando a equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, segundo [23]. Assumindo a teoria clássica de nucleação, considerando o período de incubação e desprezando a energia de deformação, foi possível obter diversas equações que descrevem o mecanismo de nucleação em contorno de grão. Essas expressões tem uma forma geral descrita pela equação 7:

$$\tau_s \propto \frac{T}{(\Delta F_m^v)^p D} \quad (\text{Equação 7})$$

No qual T é a temperatura absoluta, D é o coeficiente de difusão efetivo,  $\Delta F_m^v$  é o volume de energia livre que acompanha a formação de um núcleo e p é um fator com correlação a natureza do núcleo, sendo p=2 para núcleo coerente e p=3 para núcleo incoerente.

Reorganizando a equação 7 com base na teoria dos coeficientes de difusão, chega-se na equação 8 [14]:

$$D \propto \exp\left(\frac{S}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{Equação 8})$$

Onde S é a entropia de ativação para a difusão e Q é a entalpia de ativação para difusão. Com mais algumas operações matemáticas finalmente obtêm-se a equação 9 a seguir:

$$\ln\left[(\Delta F_m^v)^p \frac{\tau}{T}\right] = \left(\frac{Q}{RT}\right) + C_1 \quad (\text{Equação 9})$$

O significado de  $\Delta F_m^v$  é demonstrado pela Figura 12 na qual:

T = temperatura absoluta.

D = um coeficiente de difusão.

$\Delta F_m^v$  = mudança de energia livre de Gibbs para formação de um mol de fase nucleante.

p = um expoente cuja magnitude é uma função da natureza do núcleo.

C1 = constante.

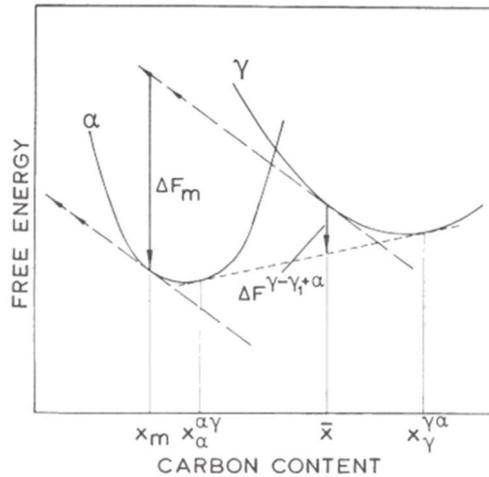


Figura 12. Diagrama esquemático ilustrando as mudanças de energia livre envolvidas durante a nucleação e crescimento da ferrita [3].

A construção tangente das retas paralelas está alinhada com a formação de um núcleo cuja composição é aquela que maximiza o valor de  $\Delta F_m$ . Assim, ela também reflete a composição mais provável do núcleo. No entanto, esses critérios não impedem a formação de núcleos com outras composições. Adotar a composição do núcleo, associado ao máximo de  $\Delta F_m$ , é uma aproximação bastante precisa para os aços, já que a solubilidade do carbono na ferrita é tão restrita que qualquer variação na concentração de carbono, até o equilíbrio, exerce influência negligenciável.

Apesar de todas as complicações, ainda é razoável pressupor que qualquer processo de nucleação ativado termicamente, com uma relação da forma da equação 9, independe da natureza detalhada das variações envolvidas no crescimento de um embrião a um tamanho crítico. O método restringe a interpretação sobre o crescimento de um embrião até seu tamanho crítico com a vantagem de que as suposições feitas podem ser validadas experimentalmente.

### 3.8 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Técnicas de aquecimento e resfriamento realizadas de forma controlada, com o intuito de modificar propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais metálicos, são denominados tratamentos térmicos. A depender das necessidades que se desejam suprir, distintos tratamentos são utilizados, contendo uma ampla faixa de temperaturas de patamar possíveis, bem como, taxa de resfriamento, resultando em diferentes propriedades nos materiais. [8].

Os aços ao carbono fazem parte de classes de materiais capazes de sofrer alterações microestruturais, como resposta a diferentes tratamentos térmicos, acarretando em distintas

propriedades que proporcionam as mais variadas usabilidades na indústria e na área de engenharia como um todo [4]. Alguns dos possíveis tratamentos térmicos estão listados a seguir:

<b>Possíveis tratamentos térmicos em aços</b>	Recozimento
	Normalização
	Têmpera e Revenido
	Tratamentos Superficiais
	Tratamentos Termoquímicos
	Tratamentos Criogênicos

Figura 13. *Possíveis tratamentos térmicos aplicados a aços*

Os tratamentos térmicos são os métodos modernos de maior propagação quando se trata de modificações de propriedades em ligas metálicas, sendo empregado, na maior parte dos casos, como operação intermediária para melhoria das propriedades tecnológicas. A teoria dos tratamentos térmicos consiste no estudo das relações entre as modificações estruturais e propriedades dos materiais sujeitas a ação do calor, que não desaparecem após o término do tratamento [17].

Em geral, as propriedades que mais justificam a realização de tratamentos térmicos são a resistência mecânica e a resistência ao desgaste. Todavia, como resposta do material, comumente há aumento das tensões residuais resultantes de transformações de fases geradas por um sucessivo aquecimento e resfriamento, partindo do campo austenítico. Porém, para a maioria das ligas metálicas, nas estruturas em que não se deseja altos níveis de tensão residual, frequentemente é realizado o tratamento conhecido como recozimento. O material é aquecido até o campo austenítico e então resfriado lentamente, próximo ao equilíbrio termodinâmico, resultando em estruturas que podem ser previstas em um diagrama de equilíbrio e que possuem baixo nível de tensão residual [20]. Algumas das possíveis microestruturas encontradas nos aços baixa liga, pós tratamento térmico, estão presentes na tabela 3.

Tabela 3. *Resumo das características em possíveis microestruturas dos aços*

Microestrutura	Estrutura Cristalina	Características
Ferrita (Ferro $\alpha$ )	CCC- Cúbica de Corpo Centrado	Fase de baixas temperaturas, apresenta boa ductilidade. Existe até a temperatura de 912°C, com baixa solubilidade de C
Ferrita (Ferro $\delta$ )	CCC- Cúbica de Corpo Centrado	Isomorfo com ferro- $\alpha$ sendo uma fase de alta temperatura e de equilíbrio estável
Austenita (Ferro $\gamma$ )	CFC – Cúbica de Face Centrada	Fase de média temperatura, apresenta boa ductilidade. Existe até temperaturas de 1945°C com solubilidade de C máxima igual a 2,11%
Cementita ( $Fe_3C$ )	Ortorrômbica Complexa	Fase metaestável de elevada dureza
Perlita		Mistura lamelar intercalada entre Ferrita e Cementita.
Martensita	TCC- Tetragonal de Corpo Centrado	Fase metaestável, formada por um mecanismo de cisalhamento que dispensa a difusão atômica, apresenta morfologia em ripa quando %C em massa < 0,6 e placa quando %C em massa > 1.
Bainita	-	Microconstituente metaestável duro. A bainita superior formada em temperaturas mais altas tem um aspecto emplumado, já a bainita inferior formada em temperaturas mais baixas tem uma aparência acicular. A dureza da bainita aumenta com a diminuição da temperatura de formação.

Fonte: Autor

Em geral, pode-se caracterizar tratamento térmico como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento aos quais ligas metálicas são submetidas. Para os mais distintos tratamentos, existem então diferentes condições de temperatura, tempo, taxa de resfriamento, atmosfera, que tem por finalidade alteração microestrutural, uma vez que a microestrutura está intrinsecamente ligada as propriedades do material [4].

Uma vez definido o conceito de tratamento térmico, a avaliação da sua importância passa a ter total sentido, sendo assim, percebe-se que ao tratar termicamente um componente, existem

algumas variações nos campos de tensões, dureza, propriedades elétricas e magnéticas, resistência a corrosão e resistência a quente. Tais alterações podem ocorrer ou não de forma simultânea, ocasionando combinações que podem ser tanto deletérias, caso de aumento de ductilidade que ocasiona a redução da dureza, quanto a possibilidade de combinações benéficas entre si. Com isso, as possíveis e posteriores etapas de processamento do material são fortemente afetadas [4].

### 3.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE RECOZIMENTO

Dependendo do grau de afastamento do equilíbrio, é possível subdividir os tratamentos de recozimento em dois tipos: primário e secundário. Para o modo primário pode ser citada a recuperação, recristalização e alívio de tensões, enquanto que o modo secundário é baseado nas possíveis transformações microestruturais [17].

Os parâmetros principais para o modo de recozimento primário é a temperatura de aquecimento e o tempo de exposição, enquanto fatores como taxa de aquecimento e resfriamento desempenham um papel secundário, segundo [17]. Em contra partida, para o recozimento secundário, por apresentar transformação de fase além da temperatura e tempo de exposição, a taxa de resfriamento também passa a influenciar fortemente nas mudanças estruturais.

- **Tratamentos térmicos de recozimento para homogeneização:** tratamento térmico cujo processo visa a liquefação dos produtos da segregação dendrítica. Isso elimina possíveis heterogeneidades químicas no interior da solução sólida. Por ser um tratamento que gera grandes perdas de metal para carepa, passa a ser um tratamento empregado apenas em situações em que o produto final apresenta elevada qualidade e desempenha um trabalho de alta responsabilidade.
- **Tratamento térmico de recozimento para recristalização e recuperação:** ambos são tratamentos térmicos comumente empregados em ligas que sofreram deformação a frio. O aumento de dureza é consequência das deformações impostas que alteram a morfologia dos cristais, devido principalmente ao aumento no número de discordâncias. O conjunto de todos processos espontâneos de modificação na densidade de distribuição de defeitos antes da recristalização, é denominado recuperação. Já na recristalização é percebida uma alta taxa de modificação na microestrutura devido a formação de novos grãos.

- **Tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões:** durante o período de desenvolvimento é operação de uma peça tensões que podem ser introduzidas no material, sendo que essas são tensões que naturalmente se acomodam no material, o que configura o caso de tensão residual (sem participação de pressões externas). Com o intuito de eliminar parcial ou totalmente essas tensões residuais, é feito então o tratamento de recozimento para alívio de tensões. Sendo esse um tratamento amplamente utilizado, uma vez que melhora a vida em fadiga dos materiais por reduzir as regiões suscetíveis ao estado de tensões trativas em regiões de alta triaxialidade do componente.
- **Tratamento térmico de recozimento pleno:** Tem como principais objetivos a eliminação de estruturas defeituosas, redução de dureza e redução de tensões. Juntamente com essas características, deseja-se também refinamento do grão, para isso é feito um aquecimento entre 20 a 40K acima  $A_{c3}$  para então ser feito o resfriamento lento, comumente realizado no interior do forno, havendo, assim, decomposição da austenita com pequeno grau de superresfriamento.
- **Tratamento térmico de recozimento não pleno:** realizado com aquecimento a cima de  $A_{c1}$  e abaixo de  $A_{c3}$  é um tratamento limitado a aços hipoeutetóides, sendo este um tratamento incapaz de eliminar defeitos estruturais que são devidos, neste caso, a morfologia da ferrita.
- **Tratamento térmico de recozimento para esferoidização:** é feito aquecimento que garante o acúmulo de grande quantidade de cementita não solubilizada. No posterior resfriamento, essa estrutura age como sítios de nucleação resultando em uma estrutura denominada esferoidita.
- **Tratamento térmico de recozimento isotérmico:** contém um pequeno grau de superresfriamento, sendo obtido via resfriamento contínuo ou escalonado (exposição isotérmica no intervalo de temperatura de transformação). É feito aquecimento acima de  $A_{c3}$ , então é feito um rápido resfriamento até a temperatura de patamar e posterior resfriamento, geralmente ao ar ou água. Para temperaturas de patamar próximas a  $A_1$ , maiores as espessuras das lamelas de perlita e menor será a dureza do material. Como principais vantagens desse tratamento estão a obtenção de estruturas mais uniformes e a redução de tempo total para o tratamento térmico, se tratando de aços ligados. Esse fato está atrelado ao superresfriamento estável da austenita.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse capítulo será apresentada a metodologia utilizada para elaboração dos experimentos e análises realizadas na sede do Grupo de Análise de Falha (GAF) do LAMEF/UFRGS para obtenção de informações sobre o comportamento do aço SAE 8630 mediante tratamento térmico.

### 4.1 VISÃO GERAL

Para o desenvolvimento do presente trabalho, foram utilizadas barras de aço SAE 8630.

A Figura 14 apresenta o fluxo de atividades realizadas na elaboração da etapa experimental do estudo.

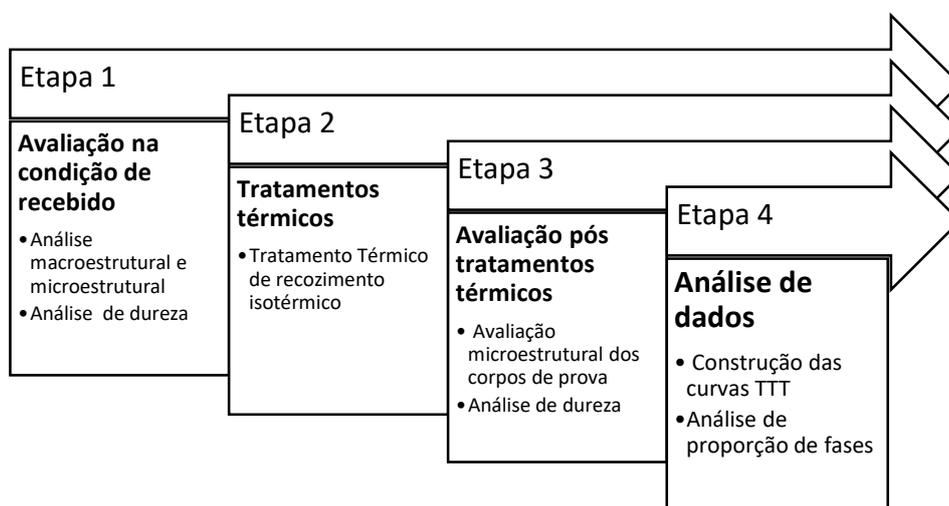


Figura 14. Fluxograma com as etapas experimentais

### 4.2 AVALIAÇÃO NA CONDIÇÃO DE RECEBIDO

Primeiramente, foram realizadas fotografias do material na condição de recebido, como mostrado na Figura 15. O material que compõe as barras é o aço SAE 8630.



Figura 15. Aço SAE 8630 na condição de recebido, bitola 50mm.

#### **4.2.1 Caracterização da amostra antes do tratamento térmico**

Após a identificação do material como recebido, é realizada então a etapa de preparação das amostras. Inicialmente, as barras foram cortadas transversalmente, resultando em corpos de prova com formato circular. Estes corpos de prova (CPs) nesta condição, já podem ser utilizados para realização do ensaio de dureza e caracterização da macroestrutura através da impressão Bauman.

#### **4.2.2 Análise macroestrutural**

Este tipo de análise é comumente realizada por meio da impressão Baumann, que permite observar as regiões em que o enxofre se deposita e sua concentração. Assim, é possível determinar a distribuição das inclusões de enxofre. Esse método permite também a avaliação de irregularidades físicas na superfície. Com o devido cuidado, é possível classificar defeitos com base em critérios adotados para cada irregularidade. A classificação é feita visualmente e consiste na comparação da imagem obtida pela impressão com um padrão de referência. A norma ASTM E340-00 Standard Test Method for Macroetching and Alloys descreve os procedimentos necessários para realização da avaliação.

O ataque químico efetuado tem como objetivo adicionar relevo a macroestrutura da amostra. O método adotado para realização do ataque é a imersão em papel fotográfico contendo brometo de prata, em uma solução contendo ácido sulfúrico por cerca de cinco minutos. Posteriormente, o papel é colocado em contato com a amostra. Por fim, as reações entre a superfície metálica e o brometo de prata imprimem manchas no papel, o tempo necessário, neste caso, para que a reação ocorra, demorou cerca de dois minutos. A etapa final do processo para obtenção da imagem consiste na retirada do papel, lavagem em água e aplicação do fixador, que tem por objetivo garantir a adesão das manchas provenientes das reações químicas no papel.

#### **4.2.3 Análise microestrutural**

Alguns aspectos devem ser levados em conta se tratando de preparações metalográficas:

- Localização da seção estudada
- Preparação adequada
- Ataque químico adequado (quando se faz necessário o ataque da amostra)
- Observação via microscopia e registro por fotografia

Para realização das metalografias a fim de facilitar o processo, é necessário embutimento dos CPs. Nesse caso, foi optado por fazer embutimento de cura a frio, devido ao tamanho das amostras. Em outros casos, nesse mesmo trabalho, optou-se pelo embutimento a quente, puramente por questões de tolerância geométrica e de praticidade. Após o embutimento, foi realizado o lixamento passando pela seguinte sequência de lixas: #80, #120, #220, #320, #400, #600, #1200. A lixa também danifica a superfície da amostra embutida e esses riscos devem ser retirados com as lixas subsequentes, pensando em minimizar o aquecimento. Normalmente o lixamento é realizado com água, porém, com líquido também minimiza o empastamento, que é indesejado. Por fim, é realizado o polimento usando os panos para polimento contendo pastas de diamante de 4 $\mu$ m e 1 $\mu$ m. Quando a superfície está devidamente preparada, apresentando aspecto plano e especular, sem que haja riscos aparentes, é então realizado o ataque químico. A principal questão da necessidade do ataque químico é que a correta revelação da microestrutura é possível pela diferença de contraste entre as fases, devido às diferenças de refletividade. Para este material, foi utilizado Nital 2%, solução contendo 2% de ácido nítrico ( $HNO_3$ ) e 98% de álcool. O tempo médio de exposição das amostras ao ataque foi de 4 segundos.

Após os procedimentos de preparação da amostra inicia-se a etapa de observação da microestrutura, com auxílio do microscópio ótico foi possível obter imagens de 500x utilizadas para caracterização do material

#### **4.2.4 Perfil de dureza Brinell**

Com relação as amostras destinadas aos ensaios de dureza, a principal dificuldade para a realização é a necessidade de paralelismo entre as faces dos Cps. Esse paralelismo se faz necessário pensando em fixar a amostra de modo com que ela se mantenha na posição, assim, conseguem-se medidas precisas sem que haja risco de estragar o equipamento.

O ensaio consiste na lenta compressão de uma esfera de aço temperado de diâmetro  $D^*$ , que por meio da aplicação de uma carga imprime na amostra uma calota de diâmetro  $d_0$ .

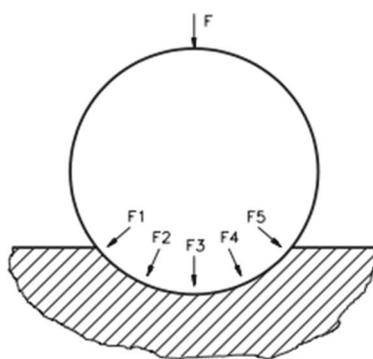


Figura 16. Representação esquemática das condições de um ensaio de dureza Brinell (HB).

Existem tabelas ou fórmulas matemáticas capazes de retornar um valor de dureza com base na deformação que a amostra sofre. Neste estudo, foram utilizados carga de 187,5kgf e diâmetro de 2,5mm da esfera.

#### 4.3 TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO ISOTÉRMICO

Após a etapa de caracterização do material na condição de recebido, foi realizada uma das partes mais cruciais para esse estudo, a etapa de tratamento térmico nas amostras. Novos cortes foram realizados deixando a geometria das amostras em duas formas distintas, como demonstrado na Figura 17.

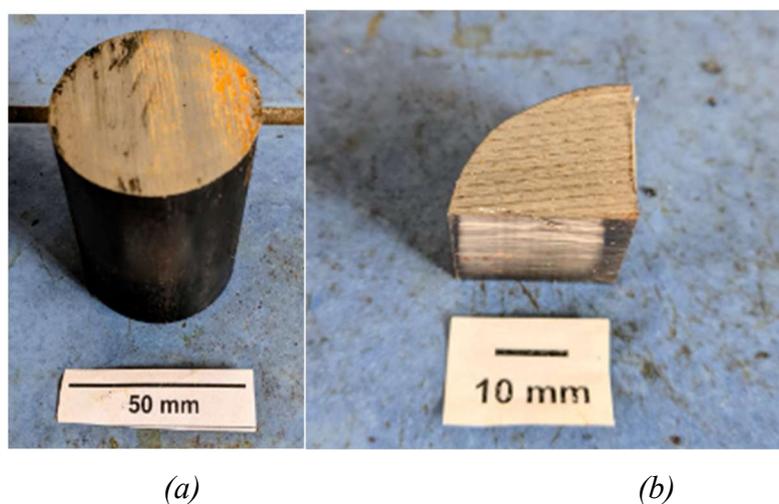


Figura 17. Cortes realizados nos CPs para realização dos tratamentos térmicos, em (a) CPs utilizados para ensaio de dureza, em (b) CPs destinados a metalografia.

A procedimento efetuado para realização do tratamento térmico consiste em algumas etapas que podem ser subdivididas em:

1. Etapa de austenitização: realizadas em um primeiro forno, evidenciado na figura 18, em que a sua atmosfera não é controlada, as amostras foram posicionadas antes que o forno fosse ligado e após cerca de 1 hora o forno atingiu a temperatura de 860°C. As amostras permaneceram por mais 1 hora sob a temperatura de 860°C a fim de garantir que todas as regiões da amostra estariam austenitizadas e com uma temperatura uniforme ao longo da seção.



Figura 18. Primeira etapa de tratamento térmico de recozimento isotérmico, em (a) uma das disposições das amostras no forno, em (b) forno a 860°C, temperatura de austenitização.

2. Etapa de tempo no patamar de temperatura: sequencialmente a primeira etapa do tratamento algumas amostras são transportadas a um segundo forno, demonstrado na figura 19, contendo um banho de sal, nesta etapa foram utilizadas diferentes temperaturas de patamar, sendo elas: 600°C, 620°C, 640°C, 680°C. Além das diferentes temperaturas de patamar, diferentes tempos de permanência foram adotados de acordo com o diagrama TTT do aço SAE 8630 obtido em [1], possibilitando observar a evolução microestrutural com o decorrer do tempo, usualmente os tempos adotados foram: 5, 20, 30, 100, 200, 500, 1000, 2000, 5000 e 20000 segundos. Cabe ressaltar que em certas temperaturas não se fez necessária a permanência em todos os tempos listados.



Figura 19. Segundo forno contendo banho de sal fundido na temperatura de patamar

3. Etapa de têmpera: com a finalidade de interromper a transformação de fase, foi realizada a têmpera em óleo, garantindo que as fases presentes durante o tempo de permanência no banho de sal não se alterassem devido a mecanismos difusionais possibilitados por um modo de resfriamento muito lento, como seria o caso se o resfriamento fosse feito ao ar.

## 4.4 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL APÓS TARATAMENTO TÉRMICO

Os mesmos métodos já descritos anteriormente para realizar a caracterização das amostras continuam validos e foram utilizados para as novas caracterizações, com exceção a impressão Baumann que não foi realizada. Em suma, foram efetuadas novas observações acerca das microestruturas presentes após a realização do recozimento isotérmico, bem como novo perfil de dureza das amostras

### 4.4.1 Análise de proporção de fases

Utilizando das imagens obtidas pela caracterização microestrutural do material e com auxílio do software ImageJ, foi implementado manualmente um método de contagem com a finalidade de estimar de modo estatístico a fração do volume de fases ou constituintes presentes por meio de diferenciação microestrutural visual.

Esse método se resume na aplicação de uma grade sobreposta a imagem, formando uma matriz, neste caso utilizou-se de uma matriz de dimensões 8 x 10, totalizando 80 pontos. A matriz utilizada para contagens de fases e constituintes pode ser observada na Figura 20. A diferenciação de fases se baseia na capacidade do observador de diferenciação de morfologias, esse caráter passa a não ser mais subjetivo a medida que a quantidade de pontos observados se torna tão grande e repetitiva que o controle passa a ser estatístico.

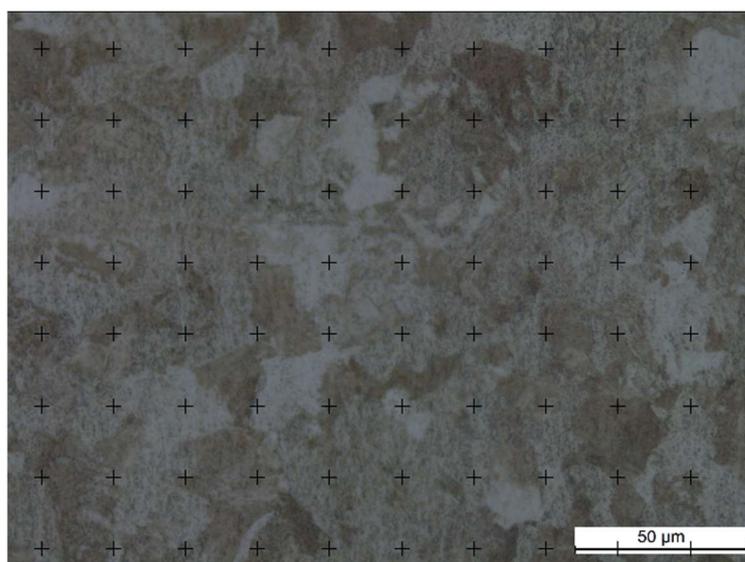


Figura 20. Representação da grade utilizada para determinação da fração de fases presentes nas amostras segundo ASTM E562-19.

O número de pontos contados que se sobrepõem a uma determinada fase são somados e então divididos pelo número total de pontos. Desse modo, obtém-se a fração pontual das fases

habitualmente descritas na forma de porcentagem. Esse método se baseia na estimativa estatística imparcial, com relação a disposição sistemática e regular dos pontos da matriz em diferentes campos.

#### 4.4.2 Construção das curvas TTT

Existem métodos distintos para realizar a construção das curvas T, as abordagens adotadas neste estudo para a construção das curvas baseiam-se no levantamento das curvas com base no software MAP\_STEEL\_MUCG83. O método é fundamentado na teoria da nucleação, com o uso de constantes ajustadas, que foi aplicado para modelar os diagramas de tempo-temperatura-transformação (TTT) de aços. As curvas em forma de "C", que representam o início da transformação nos diagramas, foram descritas como funções da energia livre de nucleação e de uma energia de ativação. O aumento subsequente da fração volumétrica ao longo do tempo foi analisado utilizando a equação de Johnson-Mehl-Avrami.

O programa fornece dados de saída necessários para levantar as curvas de transformação do aço como indicado na Figura 21.

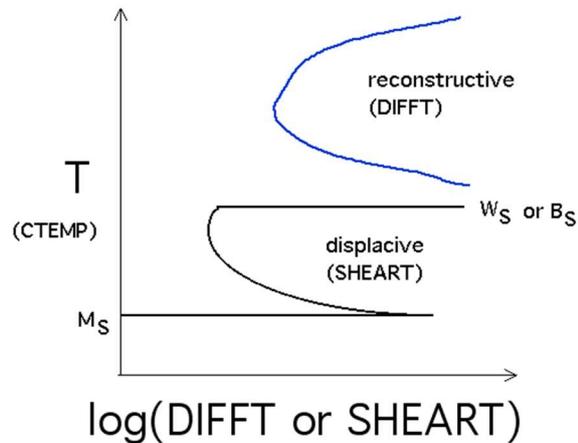


Figura 21. Modelo de construção para curvas TTT segundo o software MUCG83 [3]

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir das análises realizadas sobre o aço SAE 8630 e o processo de tratamento térmico de recozimento isotérmico.

### 5.1 MACROATAQUE

Os resultados referentes a impressão Baumann evidenciaram concentrações de segregação central de sulfetos revelando que existem distribuições não homogêneas de elementos químicos ao longo da peça, o que é termodinamicamente inevitável durante a solidificação. A Figura 22 representa a disposição das inclusões de enxofre na seção da barra.



Figura 22. Reprodução por impressão Baumann para seção transversal da barra do aço SAE 8630 antes do tratamento térmico.

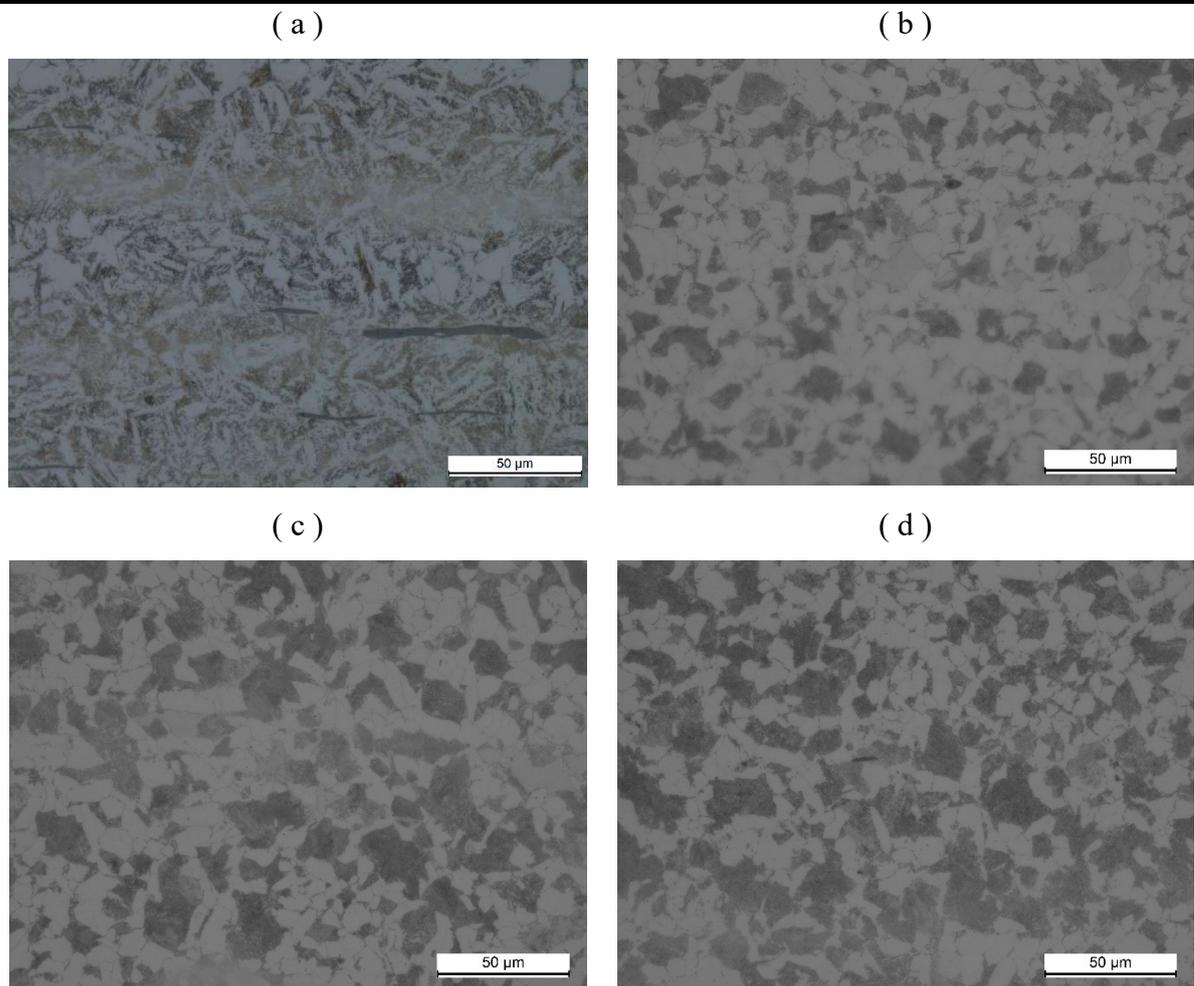
### 5.2 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE O TRATAMENTO TÉRMICO

São apresentadas as tabelas que correspondem a evolução microestrutural do aço SAE 8630 ao decorrer do tratamento térmico de recozimento isotérmico no centro da amostra para temperaturas de patamar em 600°C, 620°C, 640°C e 680°C.

Com base na análise de imagens, é possível identificar efeitos do tratamento térmico na microestrutura do material, bem como, correlacionar ao menos qualitativamente os efeitos das transformações sobre as propriedades mecânicas. É possível também quantificar as fases presentes.

Tabela 4. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do CP ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 600°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 600°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 200 segundos ; (c) 500 segundos ; (d) 2000 segundos

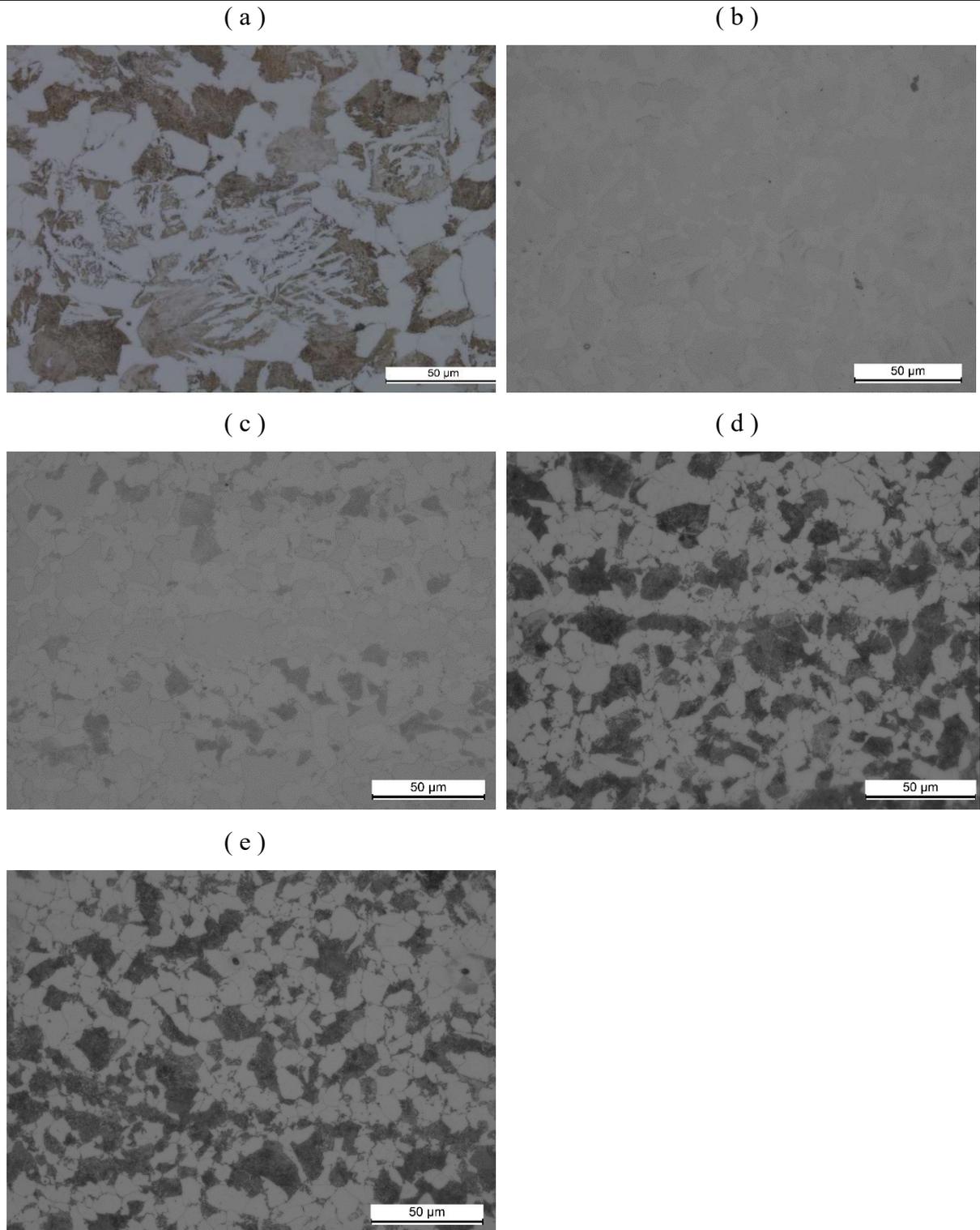
Evolução microestrutural do aço SAE 8630 recozido a temperatura de 600°C



Fonte: Autor

Tabela 5. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do CP ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 620°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 620°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 100 segundos ; (c) 200 segundos ; (d) 500 segundos (e) 1000 segundos

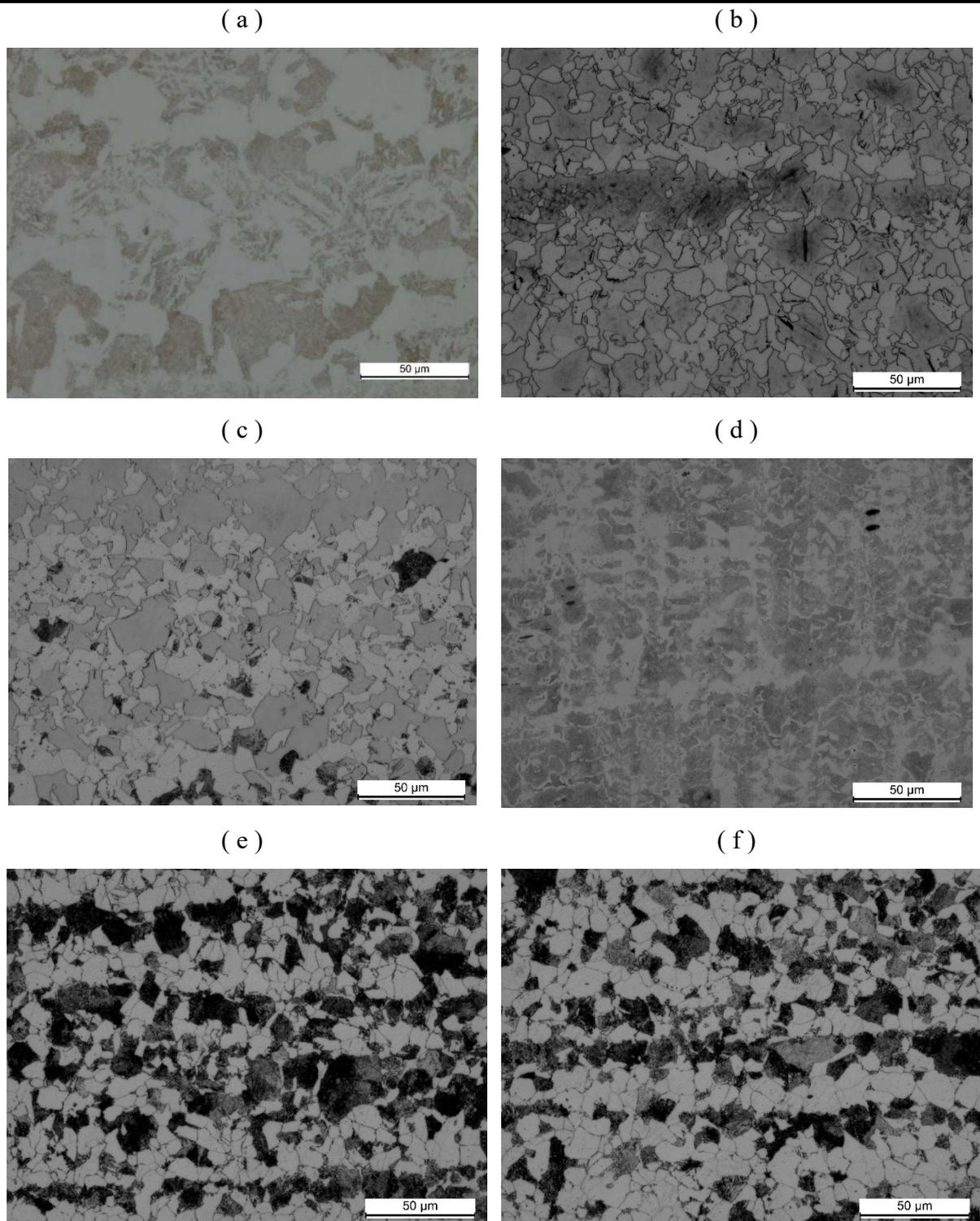
Evolução microestrutural do aço SAE 8630 recozido a temperatura de 620°C



Fonte: Autor

Tabela 6. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do CP ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 640°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 640°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 100 segundos ; (c) 200 segundos ; (d) 500 segundos (e) 1200 segundos (f) 5000 segundos

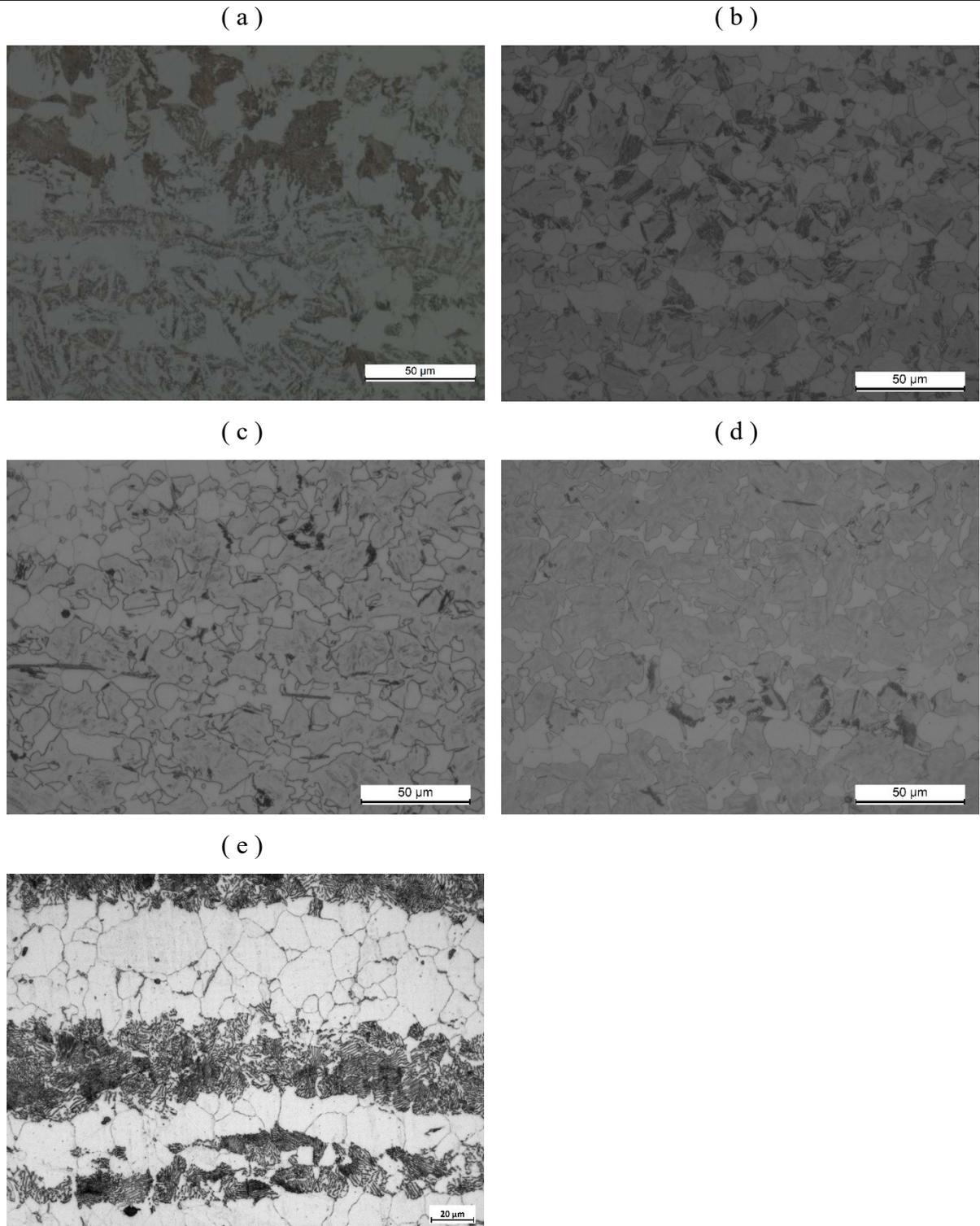
Evolução microestrutural do aço SAE 8630 recozido a temperatura de 640°C



Fonte: Autor

Tabela 7. Evolução microestrutural do aço SAE 8630 no centro do CP ao longo do tempo em temperatura de patamar igual a 680°C em comparação ao material sem tratamento térmico. 680°C, (A) antes do tratamento térmico; (b) 200 segundos ; (c) 1000 segundos ; (d) 2000 segundos (e) 20000 segundos

Evolução microestrutural do aço SAE 8630 recozido a temperatura de 680°C



Fonte: Autor

Ao analisar os ciclos de tratamento a diferentes temperaturas, com base nas metalografias demonstradas, verifica-se que em menores temperaturas, 600°C e 620°C (respectivas tabelas 4 e 5), qualitativamente, há redução do bandeamento do material, situação que se replica para análises realizadas a ½ raio e ¼ de raio as mesmas temperaturas.

A severidade do bandeamento tende a se tornar mais perceptível à medida que as imagens metalográficas são realizadas em seções mais próximas do núcleo das amostras. Esse comportamento deve-se à maior segregação química de elementos substitucionais para as regiões centrais, como comentado no capítulo 3.4, sendo este fato resultado dessas áreas serem as últimas a se solidificarem devido às menores taxas de resfriamento na seção. Portanto, em maiores temperaturas a segregação é acentuada por um maior coeficiente de difusão, uma vez que o coeficiente de difusão é fortemente atrelado a temperatura da amostra.

Em todos os ciclos de tratamentos, é evidente que o teor de fases diferentes de ferrita e perlita aumentam em menores tempos de permanência na temperatura de patamar, isso porque existem relações entre a temperatura de patamar e o tempo necessário para transformação da austenita em seus produtos de solubilização. Uma vez que esse tempo não é respeitado, a decomposição não é realizada de forma completa, resultando em fases como martensita e bainita que, devido a difícil distinção em função do limite de ampliação de imagens via microscopia óptica, foram denominadas como “outros constituintes” para facilitar o entendimento. Nota-se também o aumento do espaçamento interlamelar da perlita em função do aumento do tempo na mesma temperatura de patamar, evidenciado no CP submetido ao tratamento térmico a 640°C, para o tempo de 5000 segundos apresenta maior espaçamento de lamelas se comparado ao tempo de 1200 segundos. O aumento do espaçamento em função do aumento de temperatura é evidenciado ao comparar os tempos de fim de transformação dos CPs a 680°C e 640°C, o qual o maior espaçamento entre as lamelas de ferrita se tornam mais perceptíveis na maior temperatura de patamar.

### **5.3 ANÁLISE DE PROPORÇÕES DE FASES**

Utilizando como base as imagens obtidas da devida evolução microestrutural em diferentes temperaturas e tempos, com auxílio do software ImageJ, foi possível determinar a porcentagem de fases presente no material. Previamente foi calculado também o percentual de ferrita livre e perlita com base na composição química do material. Esse cálculo trouxe o valor de 62,5 % de ferrita livre e 37,5% de perlita. Já a determinação das fases por análise de imagens consiste na contagem manual dos pontos marcados através de uma matriz de dimensão 8 x 10.

Sendo assim, para cada constituinte morfológicamente distinto identificado, que se encontra sobre um ponto marcado, é feita a contagem. A tabela 8 apresenta os resultados acerca das porcentagens de fases presentes no material identificadas no centro da amostra. Para o cálculo de porcentagem de fase basta dividir o número de pontos contados pelo número total de pontos da matriz.

Tabela 8. Porcentagens das fases em função da temperatura de patamar no centro da amostra

Temperatura	Tempo	% de Perlita	% Ferrita	% de Outros Constituintes
600	200	26,25	70	3,75
600	500	50	47,5	2,5
600	2000	56,25	43,75	0
620	100	0	40	60
620	200	16,25	33,75	48,75
620	500	57,5	42,5	0
620	1000	47,5	52,5	0
640	100	0	38,75	61,25
640	200	12,5	43,75	43,75
640	1200	70	30	0
640	2000	50	50	0
640	5000	47,5	52,5	0
680	200	0	37,5	62,5
680	1000	0	40	60
680	2000	0	17,5	82,5
680	20000	40	60	0

Fonte: Autor

Para que esse ensaio seja considerado imparcial, o mesmo processo foi realizado em mais dois pontos de cada corpo de prova, ou seja, foram feitas contagens de fase no centro,  $\frac{1}{2}$  raio e um  $\frac{1}{4}$  de raio, visando aumentar a precisão relativa associada às estimativas. A fim de tornar mais visual a apresentação dos dados, foi montada uma relação de gráficos que refletem as análises apresentadas.

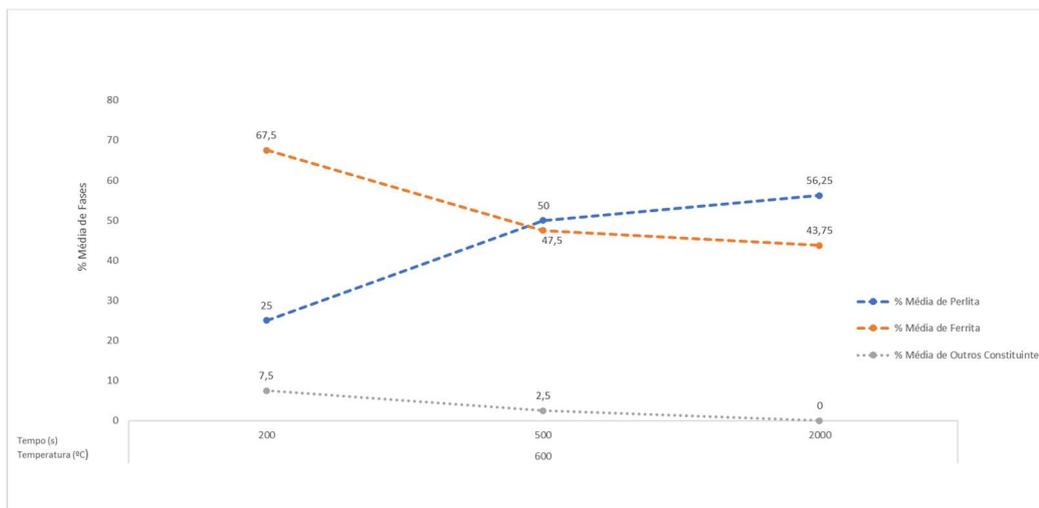


Figura 23. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 600°C em diferentes tempos

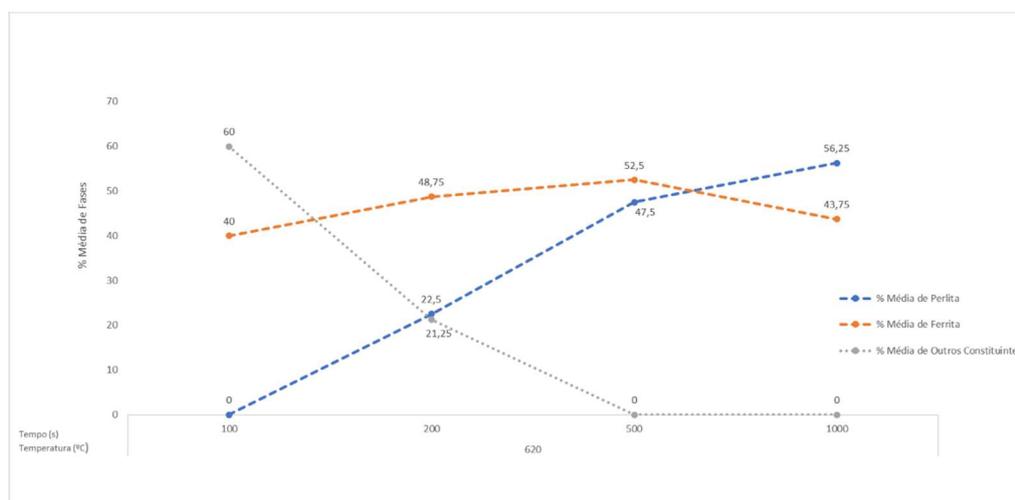


Figura 24. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 620°C em diferentes tempos

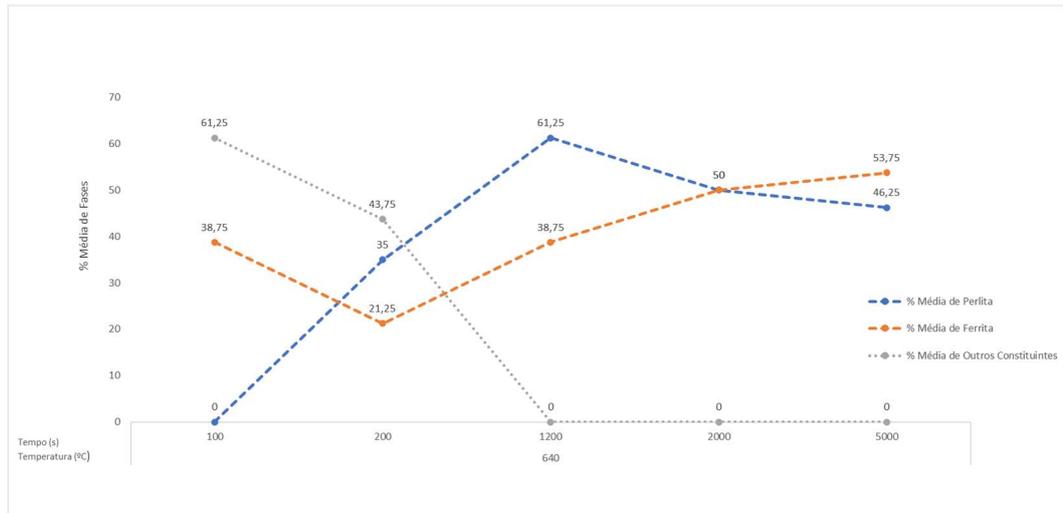


Figura 25. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 640°C em diferentes tempos

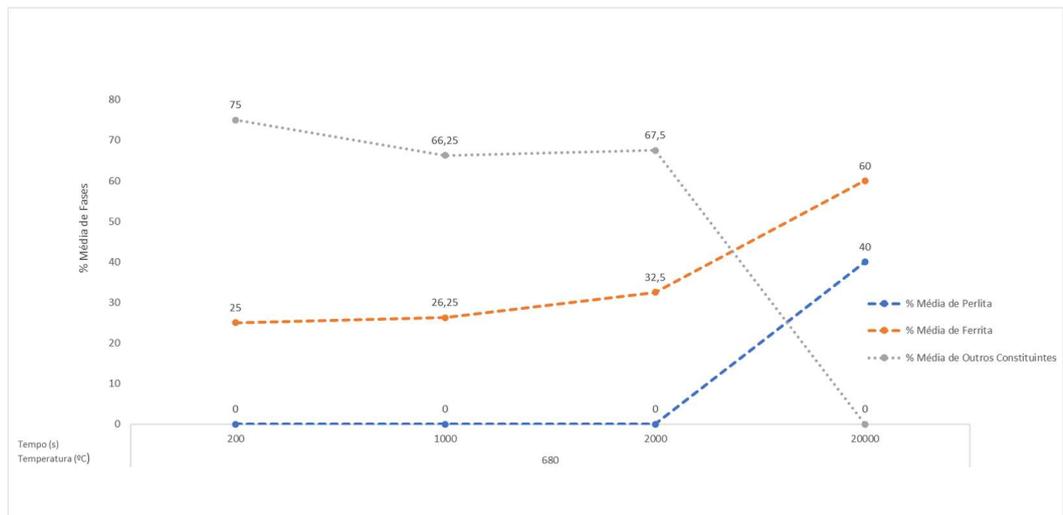


Figura 26. Evolução microestrutural média das fases observadas por metalografia a temperatura de 680°C em diferentes tempos

Com base nos resultados é possível afirmar que:

- Para temperatura de 600°C há pouca transformação de austenita em “outros constituintes” que não sejam ferrita e perlita, mesmo em tempos menores de permanência na temperatura de patamar. Ao decorrer do tempo, o teor de ferrita decai enquanto percebe-se aumento no teor de perlita ao analisar diferentes amostras. Para o tempo de fim de transformação proposto percebemos a presença apenas de fases desejadas (ferrita e perlita).

- Para temperatura de 620°C é possível observar o surgimento de perlita apenas após 200 segundos na temperatura de patamar, anteriormente foram detectadas apenas ferrita e “outros constituintes” em grande quantidade, sendo esse reduzido a zero no tempo de 500

segundos se mantendo assim até o tempo proposto para o final de transformação. Assim como, para temperatura de 600°C em maiores tempos, houve a alternância entre a maior porcentagem de fase detectada, passando a ser essa a perlita, para o tempo de fim de transformação proposto. Foi possível perceber a presença apenas de fases desejadas (ferrita e perlita).

- Para temperatura de 640°C, assim como para temperatura de 620°C, apenas em 200 segundos observa-se a formação de perlita, com rápido aumento em relação a porcentagem de ferrita observada. Nesse caso, porém, apenas em tempos mais elevados (1200 segundos) a fração de “outros constituintes” chegou a zero, para o tempo de fim de transformação proposto percebemos a presença apenas de fases desejadas (ferrita e perlita).

- Para temperatura de 680°C, se comparado com os demais ciclos térmicos, apenas em tempos muito elevados (2000 segundos), a fração de “outros constituintes”, que apresentou valores significativamente elevados, chegou a zero, ou seja, o tempo para reduzir essa fração a zero, se comparado a temperatura de 620°C, é quatro vezes maior. Observa-se também que a nucleação de Perlita é retardada, sendo possível a sua identificação apenas em tempos mais elevados (20000 segundos). Para o tempo de fim de transformação proposto percebemos a presença apenas de fases desejadas (ferrita e perlita).

#### **5.4 CURVA TTT**

Com base nos modelamentos já discutidos no presente trabalho, foi possível elaborar curvas TTT para realizar previsões acerca da microestrutura identificada após a etapa de tratamento térmico. Pode-se então comparar com base nos tempos em que cada amostra permaneceu na temperatura de patamar, a microestrutura real observada na prática, em escala laboratorial, com as previsões dos modelos a seguir, apresentado pela literatura e construídos com base no Software para modelagem da termodinâmica e cinética de transformações de estado sólido em aços.

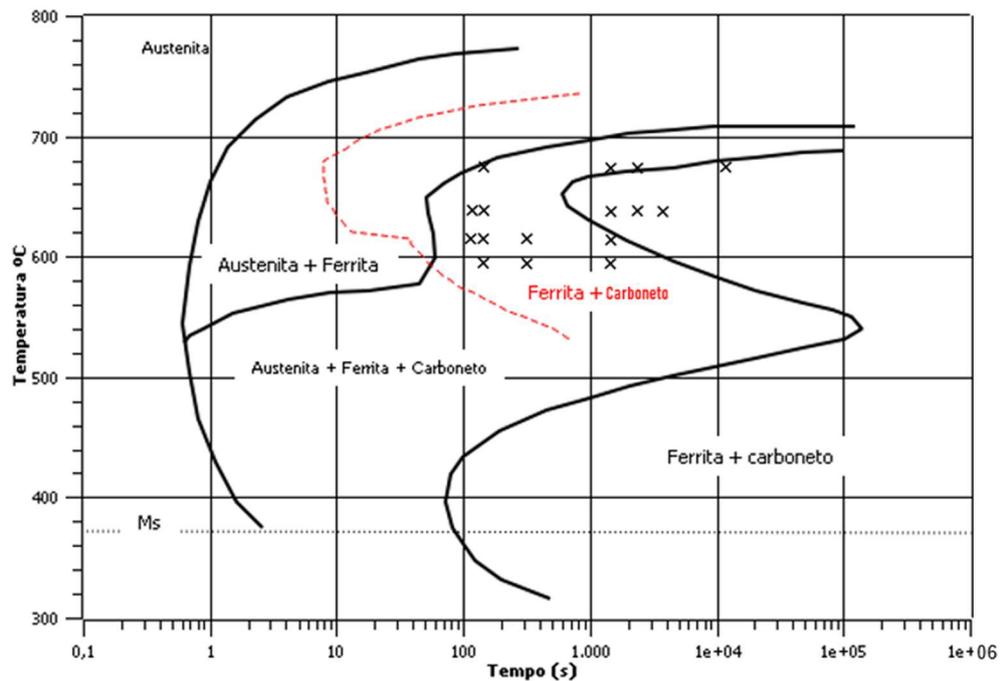


Figura 27. Plotagem sobreposta entre curva gerada pelo software MAP\_STEEL\_MUCG83 (em vermelho) e diagrama TTT para o aço 8630 (em preto) contendo os pontos referentes aos tempos em que foram observadas as microestruturas após recozimento isotérmico

Para a curva em vermelho é identificado o caráter das curvas em formato “C”, que tem influência pela força motriz referente ao superresfriamento e pelo processo de difusão. À medida que a temperatura isotérmica diminui da temperatura crítica, a força motriz da formação de fase aumenta, o que encurta o período de incubação. No entanto, o processo de difusão se torna cada vez mais difícil com a diminuição da temperatura isotérmica, o que aumenta o período de incubação novamente. Portanto, há uma temperatura com o menor período de incubação na sequência de transformação no diagrama TTT, que normalmente é chamado de "nariz". Então, dividimos as "curvas C" na metade superior e na metade inferior para facilitar o processo de previsão. A parte superior da curva, destacada em vermelho, representa as transformações poligonais difusionais de ferrita e perlita, enquanto que a outra curva, representando as reações de deslocamento de ferrita e bainita de Widmanstätten, não foram incluídas na análise pelo fato de não corresponderem a temperaturas em que os ciclos de recozimentos isotérmicos foram propostos.

A falta de compreensão detalhada da natureza de nucleação dificulta o entendimento sobre o período de incubação. A precisão obtida não parece ser razoável, mesmo que a técnica seja capaz de gerar corretamente a região da baía de diagramas de transformação de tempo-temperatura para inúmeras ligas.

## 5.5 ANÁLISE DO PERFIL DE DUREZA ANTES E DEPOIS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

É possível estabelecer relações de dureza do material antes e depois dos tratamentos térmicos no centro, 1/2 raio e superfície.

Figura 28 Comparação gráfica entre durezas das amostras antes e depois do tratamento térmico:



Figura 28. Dureza do material na condição inicial (sem tratamento térmico) e pós tratamento térmico

É possível analisar, com base na proporção e morfologia das fases presentes, após o fim do tratamento térmico, que a redução de dureza faz sentido. Comparando a morfologia da perlita percebemos maior espaçamento entre as lamelas que resulta em redução de dureza. A Figura 29 demonstra a diferença entre os espaçamentos da perlita:

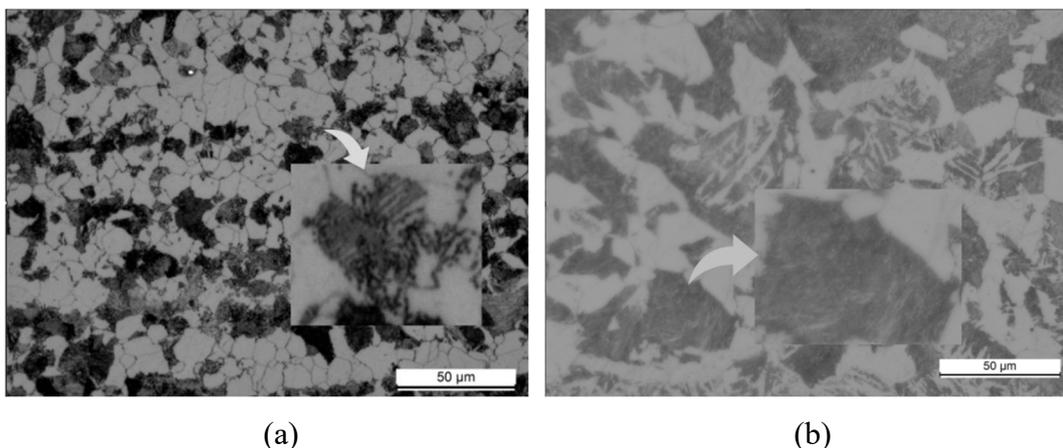


Figura 29. Diferenciação entre a morfologia da Perlita em (a) presença de Perlita com maior espaçamento entre as lamelas; em (b) presença de Perlita com menor espaçamento lamelar.

## 6 CONCLUSÕES

- É possível prever o tipo de microestruturas com base nas curvas de transformação obtidas pelo software MAP\_STEEL\_MUCG83 para tempos mais longos na temperatura de patamar, aos quais devem conter frações de ferrita e carbonetos. Porém, para tempos de início de transformação, fatores como as condições iniciais simplificadas pelo modelo para facilitar as suposições parecem ganhar maior impacto e dificultar a previsão exata da microestrutura final, para esses casos, a decomposição da austenita em seus produtos é retardada, sendo observada inicialmente nos tempos de 100 segundos para a maioria das amostras, enquanto que no diagrama TTT obtido na literatura em tempos aproximados a 1 segundo já se observa transformação;
- Maiores temperaturas de recozimento resultam em maiores tempos para transformação de austenita em ferrita e perlita com maior grau de bandeamento, como observado a temperatura de 680°C que apenas em tempos de 20000 segundos obteve-se decomposição da austenita em ferrita e perlita. Porém, observam-se durezas os menores valores de durezas obtidos nos pontos de ½ raio: 163HB centro: 164HB e superfície: 157HB, devido ao maior espaçamento da perlita;
- Com base nos estudos realizados em laboratório, a temperatura de patamar de 620°C seria a mais recomendada por resultar em menor tempo de recozimento, em aproximadamente 500 segundos observamos via metalografia apenas ferrita e perlita com respectivo valor médio de 52,5% e 47,5%. Observa-se também níveis de bandeamento e dureza equivalentes as demais condições.

## 7 PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS

- Adaptar ciclos térmicos de escala laboratorial para escala industrial do aço SAE 8630 e avaliar divergências;
- Avaliar influência da microestrutura prévia na formação da Austenita;
- Avaliar influência do tamanho de grão prévio, segregação e composição química do aço no tratamento térmico em escala laboratorial e industrial;
- Avaliar grau de redução de bandeamento nos ciclos térmicos propostos para o aço SAE 8630 em escala laboratorial e industrial;
- Avaliar descarbonetação nos ciclos térmicos propostos para o aço SAE 8630 em escala laboratorial e industrial.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ASSOCIATION FOR MATERIALS AND METALLURGY (ASM INTERNATIONAL). *Heat treating*. Volume 4. 10th ed. Materials Park: ASM International, 1991.
- [2] Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels, Edited by George F. Vander Voort, 1991
- [3] BHADESHIA, H. K. D. H. *Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams*. *Metal Science*, v. 16, mar. 1982
- [4] CALLISTER, William D. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais. 8ª ed. LTC. Rio de Janeiro, 2012
- [4] CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos. 7ª ed. Associação Brasileira de Metais . São Paulo, 1996
- [5] CHUEN, S. L. K. Estimativa da Temperabilidade do aço SAE 8620 a partir da composição química e do tamanho de grão austenítico. Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, 1979;
- [6] COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4ª ed. Editora Edgard Blucher LTDA. São Paulo, 2008
- [7] Edgard Blucher LTDA. São Paulo, 2008
- [8] COSTA E SILVA, A. V., MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 4. ed. Sumaré: Blucher. São Paulo, 2021.
- [9] E.S. DAVENPORT and E.C. BAIN, Trans. AIME,1930
- [10] FONTES, Carlos Henrique. Juntas de aço baixa liga soldadas com diferentes consumíveis efeito do tratamento de alívio de tensões nas características metalúrgicas das soldas. COPPE: UFRJ, 2008.
- [11] GUGGENHEIM, E. A. *The concept of phase in thermodynamics*. Journal of Chemical Physics,
- [12] <https://siderurgiabrasil.com.br/2023/02/28/usinas-de-produtos-siderurgicos-instaladas-no-brasil/#:~:text=No%20total%20foram%2033.977%20milh%C3%B5es,de%20a%C3%A7o%20bruto%20por%20ano>. Acesso em : outubro de 2023.
- [13] [https://web.bndes.gov.br/bib/jspui/bitstream/1408/3182/2/BS%2012%20A%20Ascens%C3%A3o%20das%20Mini-Mills%20no%20Cen%C3%A1rio%20Sider%C3%BArgico%20Mundial\\_P.pdf](https://web.bndes.gov.br/bib/jspui/bitstream/1408/3182/2/BS%2012%20A%20Ascens%C3%A3o%20das%20Mini-Mills%20no%20Cen%C3%A1rio%20Sider%C3%BArgico%20Mundial_P.pdf) Acesso em : outubro de 2023.

- [14] J. W. CHRISTIAN: 'Theory of transformations in metals and alloys', 673; 1965, Oxford, Pergamon
- [15] KRAUSS, George. Steels: Processing, Structure, and Performance . 1ª ed. ASM International. Ohio - USA, 2005
- [16] L. J. HABRAKEN AND M. ECONOMOPOULOS. Bainitic Microstructures in LowCarbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties. Transformation and Hardenability in Steels, MI. (1967).
- [17] NOVIKOV, Ilia. *Teoria do tratamento térmico dos metais*. Rio de Janeiro: Editora UFRJ, 1997.
- [18] PORTER, David Anthony; EASTERLING, Kenneth E. *The theory of transformations in metals and alloys*. 2nd ed. London: Chapman & Hall, 1992.
- [19] RIOS, Paulo Rangel; PADILHA, Ângelo Fernando. *Transformação de fases*. São Paulo:Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2007.
- [20] TOTTEN, George E. Steel Heat Treatment Handbook: Metallurgy and Technologies. 2 ed. Portland: Taylor&Francis. 2007
- [21] Verhoeven, J. D., 2000. A Review of Microsegregation Induced Banding. *Journal of Materials Engineering and Performance*
- [22] Wang, Y., Chen, Q., Yu, Y., Zhang, J., & Li, D. Mechanical properties of SAE 8630 steel and its weldments under various heat treatments. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018
- [23] Wunderlich, B. *Em Macromolecular Physics: Crystal Nucleation, Growth, Annealing*; Academic Press: New York, 1976
- [24] Y. OHMORI, H. OHTANI, T.KUNITAKE, The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels, *Research Article Transactions ISIJ*, Vol. 11. (1997)
- [25] Samuels, L. E., 1999. *Light Microscopy of Carbon Steels*. s.l.:ASM International.