

**HEITOR SALUSTIANO LIRA**

**LEVANTAMENTO DA CURVA  
TEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMAÇÃO  
DO AÇO AISI15B30 PELO MÉTODO DA  
DILATOMETRIA**

São Paulo  
2019

**HEITOR SALUSTIANO LIRA**

**LEVANTAMENTO DA CURVA  
TEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMAÇÃO  
DO AÇO AISI15B30 PELO MÉTODO DA  
DILATOMETRIA**

Trabalho apresentado à Escola Politécnica  
da Universidade de São Paulo para obtenção  
do Título de Engenheiro Metalurgista.

São Paulo  
2019

**HEITOR SALUSTIANO LIRA**

**LEVANTAMENTO DA CURVA  
TEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMAÇÃO  
DO AÇO AISI15B30 PELO MÉTODO DA  
DILATOMETRIA**

Trabalho apresentado à Escola Politécnica  
da Universidade de São Paulo para obtenção  
do Título de Engenheiro Metalurgista.

Orientador:

Dr. Eduardo Franco de Monlevade

São Paulo  
2019

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

#### Catálogo-na-publicação

Lira, Heitor  
levantamento da curva TTT do aço AISI 15B30 pelo método da  
Dilatometria / H. Lira -- São Paulo, 2019.  
56 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São  
Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.CE627 2.5 3.4 4.1 I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica.  
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

# AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer , primeiramente, aos meus pais Alexandre e Eliana, quem sem o apoio e esforços para me proporcionarem as melhores condições possíveis, nada disso seria possível, e ao meu irmão, Victor, que sempre me incentivou e ajudou nos momentos de dificuldade.

Aos meus avós José e Ivone Lira por toda sua participação na minha criação que me trouxeram todas as oportunidades desde a infância. E Iracema e Antônio Barcot que, infelizmente, não puderam estar aqui para ver este momento, mas sei que estariam muito felizes e orgulhosos. Sou e sempre serei muito grato a todos.

Ao Professor Eduardo Franco de Monlevade pela orientação, apoio e confiança por toda extensão deste trabalho.

A minha namorada, Victória Moisés, e toda sua família, por acreditarem em mim, me auxiliarem e darem suporte nos momentos de dificuldade, cansaço e mau-humor.

A todos meus amigos, que acreditaram em mim e sempre estiveram ao meu lado na minha vida pessoal, acadêmica e profissional.

Por último, gostaria de agradecer a todos os professores e funcionários da Escola politécnica e da USP, que sem o trabalho destes profissionais, não seria possível todo o desenvolvimento pessoal e acadêmico que tive durante minha passagem nesta instituição.

*“Gold is for the mistress - silver for the  
maid- Copper for the craftsman cunning  
at his trade. Good! said the Baron,  
sitting in his hall, But Iron - Cold  
Iron - is master of them all..”*

-Rudyard Kipling-

## RESUMO

Atualmente, todo material metálico comercializado é submetido, durante alguma fase de sua cadeia de produção, à pelo menos um tipo de tratamento térmico. A compreensão da influência da temperatura e do tempo sobre a microestrutura do material trabalhado é, portanto, fundamental para que se obtenha um produto com as propriedades apropriadas para cada uma de suas aplicações. A curva Tempo-Temperatura-Transformação (curva TTT) auxilia na previsão da cinética de transformação, relacionando uma microestrutura resultante após um determinado tempo de tratamento para várias temperaturas, sendo um dos instrumentos mais utilizados para compreender os tratamentos térmicos. Este trabalho teve como objetivo a montagem do diagrama TTT do aço AISI 15B30 a partir do levantamento de dados extraídos de 5 ensaios dilatométricos. Ao final do trabalho, concluiu-se que, apesar da dilatométrica ser um método eficiente para a montagem do diagrama TTT deste material, é necessário realizar os testes dilatométricos para um número maior de temperaturas, permitindo maior acurácia na elaboração catalográfica deste diagrama.

**Palavras-Chave** – Curva TTT, AISI 15B30, Dilatometria, Boro.

# ABSTRACT

Nowadays, all commercialized metal material is submitted, during its phase of production, to some type of heat treatment. The understanding of influence of the temperature and time in the microstructure of the material is, therefore, essential to obtain a product with suitable properties for each of its applications. The isothermal transformation diagram, known as time-temperature-transformation, is helpful for predicting the transformation kinetics, relating the microstructure to a treatment period for various temperatures, and, because of this, is one of the most widely used instruments for understanding thermal data. The aim of this work was to obtain the TTT diagram for the AISI 15B30 steel from the data collection extracted from 5 dilatometric tests. Although dilatometry is an efficient method for the assembly of the TTT diagram of this material, it was possible to conclude that it is necessary to do the dilatometric tests for a greater number of temperatures, allowing more accuracy in the elaboration of this diagram.

**Keywords** – TTT diagram, AISI 15B30, Dilatometry, Boron.

# LISTA DE FIGURAS

1	Tetraedro da Ciência dos Materiais . . . . .	15
2	Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono . . . . .	16
3	Levantamento das temperaturas críticas do diagrama ferro-carbono para aquecimento, resfriamento e equilíbrio . . . . .	17
4	Esquema de nucleação e crescimento de perlita por nucleações sucessivas .	21
5	Figura ilustrativa do crescimento Ramificado proposto por Hillert . . . . .	22
6	modelo esquemático do espaçamento interlamelar . . . . .	22
7	Efeito do grau de superresfriamento na resistência de uma liga de aço-níquel perlítico . . . . .	23
8	Modelo de classificação bainítica de acordo com Speer e Branfitt . . . . .	25
9	Foto do dilatômetro utilizado nos experimentos de Bain . . . . .	27
10	Relação traçada entre o diagrama de fases de um aço e o respectivo diagrama TTT . . . . .	28
11	Esquemática da montagem de um diagrama TTT para a partir de curvas em S de transformação . . . . .	29
12	Classificação dos diagramas Fe-C . . . . .	30
13	Esquema de processo de produção do aço AISI15B30 . . . . .	33
14	Curva do aço AISI 15B30 . . . . .	33
15	exemplo de curva dilatométrica do aço . . . . .	34
16	Desenho esquemático de um dilatômetro . . . . .	35
17	Maquina de corte utilizada para preparação das amostras . . . . .	37
18	Esquema do formato das amostras utilizadas e medidas . . . . .	38
19	Foto das amostras utilizadas . . . . .	41
20	Solda utilizada para fixar o termopar . . . . .	42
21	Dilatômetro utilizado para os ensaios . . . . .	42

22	Curva dilatométrica do ensaio A . . . . .	44
23	Curva dilatométrica do ensaio B . . . . .	45
24	Relação Tempo x temperatura do ensaio B . . . . .	45
25	Relação Tempo x temperatura do ensaio C . . . . .	46
26	Relação Tempo x temperatura do ensaio D . . . . .	46
27	Relação Tempo x temperatura do ensaio E . . . . .	47
28	Relação Tempo x temperatura do ensaio F . . . . .	47
29	Relação Tempo x temperatura do ensaio G . . . . .	48
30	Curva dilatométrica do ensaio C . . . . .	48
31	Curva dilatométrica do ensaio D . . . . .	49
32	Curva dilatométrica do ensaio E . . . . .	49
33	Curva dilatométrica do ensaio F . . . . .	50
34	Curva dilatométrica do ensaio G . . . . .	50
35	Curva dilatométrica do ensaio C . . . . .	51
36	Curva dilatométrica do ensaio D . . . . .	51
37	Curva dilatométrica do ensaio E . . . . .	52
38	Curva dilatométrica do ensaio F . . . . .	52
39	Curva dilatométrica do ensaio G . . . . .	53
40	Diagrama TTT levantado experimentalmente . . . . .	55
41	Comparação da curva elaborada experimentalmente e a curva produzida pelo software SteelCal . . . . .	55

## LISTA DE TABELAS

1	critério de endurecimento do aço ao boro proposto Fonte:Nakasato e Takahashi . . . . .	32
2	Composição do aço AISI 15B30 . . . . .	33
3	Composição Química do aço AISI 15B30 da Waelzholtz . . . . .	36
4	Dimensões das amostras . . . . .	38
5	Condições dos ensaios de resfriamento constante após tratamento à 900°C por 30 minutos . . . . .	38
6	Condições dos ensaios de tratamento isotérmico com aquecimento à 10°C/seg mantidas por 30 minutos à 900°C e tratamento térmico de 20 minutos . . .	40

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>Introdução e Objetivos</b>	<b>12</b>
<b>2</b>	<b>Revisão Bibliográfica</b>	<b>13</b>
2.1	Classificação dos materiais . . . . .	13
2.2	Aço . . . . .	13
2.3	Microestrutura do Aço . . . . .	15
2.3.1	O Diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono . . . . .	15
2.3.2	Microestrutura . . . . .	17
2.3.2.1	Ferrita . . . . .	18
2.3.2.2	Perlita . . . . .	20
2.3.2.3	Bainita . . . . .	24
2.4	Tratamentos térmicos . . . . .	26
2.5	A curva Tempo-Temperatura-Transformação . . . . .	27
2.6	A influência dos elementos de liga . . . . .	28
2.6.1	O boro nas ligas de ferro-carbono . . . . .	30
2.6.2	O Aço AISI 15B30 . . . . .	32
2.6.2.1	A Curva TTT do aço AISI 15B30 . . . . .	33
2.7	Dilatometria . . . . .	34
<b>3</b>	<b>Métodos</b>	<b>36</b>
3.1	Preparo das amostras . . . . .	36
3.2	Dilatometria . . . . .	37
3.3	Determinação dos intervalos de temperatura dos ensaios . . . . .	37
3.4	Ensaio isotérmico . . . . .	39

3.5 levantamento do diagrama TTT . . . . .	39
<b>4 Resultados Obtidos</b>	<b>43</b>
4.1 Condições de ensaio e curvas dilatométricas . . . . .	43
<b>5 Discussão dos resultados</b>	<b>54</b>
<b>6 Conclusão</b>	<b>56</b>
<b>Referências</b>	<b>57</b>

# 1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

Grande parte dos produtos metálicos comercializados passou, em alguma etapa de sua confecção, por pelo menos um tipo de tratamento térmico[1]. Os elementos de liga, por sua vez, são instrumentos amplamente utilizados na engenharia de materiais e metalúrgica para manipular a microestrutura durante estes tratamentos e, desta forma, obter as propriedades desejadas para os mais diversos tipos de aplicação.[2][3]

Os efeitos da adição de boro ao aço tem sido pesquisado amplamente nos últimos anos devido ao fato de uma pequena quantidade deste elemento adicionada pode trazer efeitos similares à adição de maiores quantidades de outros elementos mais caros.[4]. O uso excessivo do boro, no entanto resulta na formação de carbetos, que servirão como núcleos para o crescimento da ferrita, auxiliando na sua formação, ao invés de retardar.[5] e que irá resultar na perda da resistência do material[6]

Neste trabalho, foi estudada a possibilidade do levantamento do diagrama Tempo-Temperatura-Transformação(diagrama TTT) pelo método da dilatométrica em tratamentos isotérmicos, afim de avaliar se este método é apropriado para esta finalidade.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Classificação dos materiais

Dentro da engenharia de materiais, os campos de estudos são agrupados, principalmente, em três grandes grupos:

Os materiais poliméricos, que se caracterizam por serem constituídos pra grandes cadeias de matérias orgânicos, inorgânicos e, no geral, não metálicos. Dentro deste grupo encontramos como exemplos emblemáticos os plásticos e as borrachas.

Os materiais cerâmicos, caracterizados por ligações entre elementos tanto metálicos como não metálicos, duros, porém altamente quebradiços, e com alta resistência à temperaturas.

Os materiais metálicos, compostos constituídos por elementos metálicos e formados por ligações metálicos, sem elétrons localizados, e com características particulares, como serem deformáveis e com resistência mecânica variável, características que garantem à este grupo sua grande variabilidade de aplicações.

Existem também outros três grupos importantes e largamente estudados: os compósitos, os biomateriais e os semicondutores [3]

### 2.2 Aço

O Aço é uma das ligas metálicas mais antigas e importantes da história da humanidade. Há registros deste material sendo utilizado para produção de ferramentas e armas desde 1400 B.C pelos Hititas, um povo da região mediterrânea, que hoje é a Turquia. Estes equipamentos eram produzidos através de ciclos de aquecimento de minério de ferro em um forno de carvão de aproximadamente 1200 AC com o intuito de diminuir a dureza e remover escória. Durante o processo, o monóxido de carbono proveniente da queima do carvão entrava em contato com o minério e, conseqüentemente, era difundido no material

, formando uma liga ferro-carbono, gerando um material de resistência elevada, superior ao bronze, material amplamente utilizado na época, trazendo uma grande vantagem tecnológica para os Hititas. Esta superioridade nas propriedades do material foi de grande importância para este povo, que era antagonizado pelos egípcios e sírios.[7]

Os aços são, essencialmente, ligas de ferro-carbono com teores geralmente inferiores a 1% de Carbono, podendo ocasionalmente chegar até 2% deste elemento. Por conta da importância do carbono nas propriedades, um dos métodos para classificação deste material é com base na participação em percentual do peso do carbono na liga. Composições que possuem até 0,30% do elemento em questão são chamados de Aço Baixo-Carbono. Quando esta participação sobe até 0,60%, o aço passa a ser caracterizado como Aço-Médio Carbono. Acima deste valor, o Aço já passa a ser considerado Alto-Carbono tendo que acima de 0,77% já é considerado como um aço-ferramenta[8]

Existem diversas variações na composição dos aços que implicam em uma grande variabilidade nas propriedades físicas e mecânicas do material, permitindo combinações de resistência, ductilidade e tenacidades. Por esta razão, o aço ferro carbono e os aços ligados correspondem atualmente por mais de 80% das ligas utilizadas industrialmente [9]

Uma das funções dos engenheiros materialistas e metalurgistas é produzir e fabricar materiais que possam, cada vez mais, ser capazes de suportar as condições necessárias para a aplicabilidade deles em projetos desejados. Para que isso seja possível, é de grande importância que o engenheiro possua conhecimentos profundos sobre as relações existentes entre as características de um material e suas aplicações, conforme podemos ilustrar na Figura 1

O estudo das fases presentes na liga mais simples de ferro-carbono, possuem grande importância tecnológica pois há a permanência das principais fases desta solução mesmo em ligas mais complexas[9].

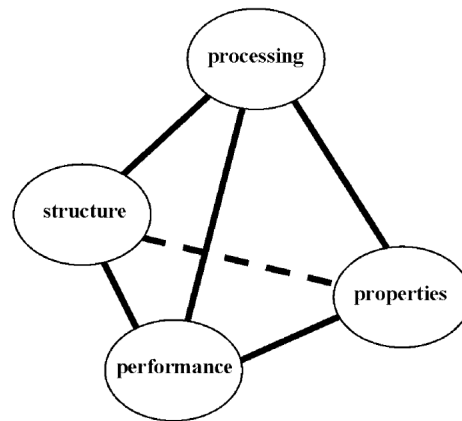


Figura 1: Tetraedro da Ciência dos Materiais

Fonte: [2]

## 2.3 Microestrutura do Aço

### 2.3.1 O Diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono

A liga Ferro-Carbono é a liga metálica mais importante no mundo e isso se explica, pois, grande parte das suas características possuem grande influência nas propriedades nas ligas metálicas mais complexas. Um grande exemplo deste fenômeno é a permanência das fases presentes neste sistema nas outras ligas e os outros elementos atuam somente na influência sobre a formação dessas fases[9]

O Diagrama Ferro-Carbono(figura 2) é o grande mapa que pode ser usado para planejar os passos para realizar tratamento térmico. Este, no entanto, possui seu uso limitado , pois a presença de elementos de liga alteram as fronteiras de equilíbrio entre as fases[1], apesar de que presença de pequenas quantidades, na ordem de décimos de percentual de fósforo, enxofre ,manganês e silício são esperados[8].A aplicabilidade do Diagrama também é reduzida devido ao fato de tratamentos térmicos tem, muitas vezes, como objetivo alcançar equilíbrios metaestáveis que podem não estar abordados no diagrama binário [1] e que dependem da velocidade que a transformação ocorre.Estes fator, por sua vez, são abordados tem outros tipos de diagramas utilizados na metalurgia para a produção de ligas[9], como , por exemplo, o diagrama Tempo-Temperatura-Transformação que será discutido posteriormente

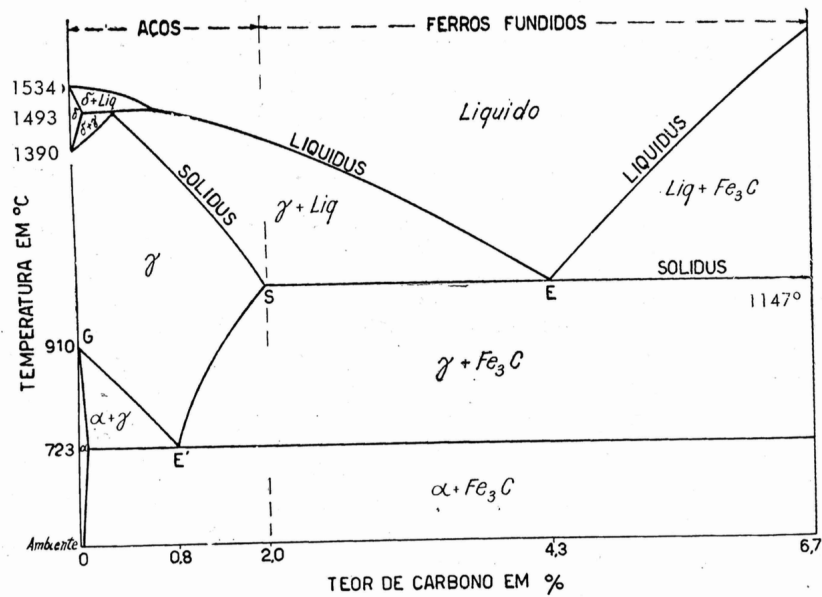


Figura 2: Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono

Fonte:[10]

No diagrama Fe-C podemos observar três temperaturas que são de extrema importância para os tratamentos térmicos das ligas. A primeira delas é conhecida como  $A_1$ , onde ocorre a reação eutetóide do sistema e pode ser observada no diagrama como a linha que delimita os campos de estabilidade das fases de ferrita e cementita dos campos contendo austenita, seja em conjunto com ferrita ou cementita. A segunda temperatura é a  $A_3$ , onde ocorre a transformação austenita - ferrita. A última é a temperatura  $A_{CM}$ , que corresponde à temperatura que separa o campo austenítico do campo austenita-ferrita. Estas temperaturas são dependentes da composição e da velocidade que ocorre o aquecimento/resfriamento. Desta forma, o metalurgista Osmond[11] propôs a existência de outros grupos de temperaturas críticas:  $A_{c1}, A_{c3}, A_{cm}$  e  $A_{r1}, A_{r3}, A_{rcm}$ , para que seriam utilizadas para, respectivamente, resfriamento e aquecimento da liga. Apesar de essas temperaturas serem usualmente obtidas de forma experimental, com resfriamento e aquecimento controlado, análises estatísticas permitiram a elaboração de fórmulas que pudessem indicar as temperaturas críticas conforme as fórmulas 2.1 e 2.2[1]

$$A_{C3} = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \quad (2.1)$$

$$A_{C1} = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (2.2)$$

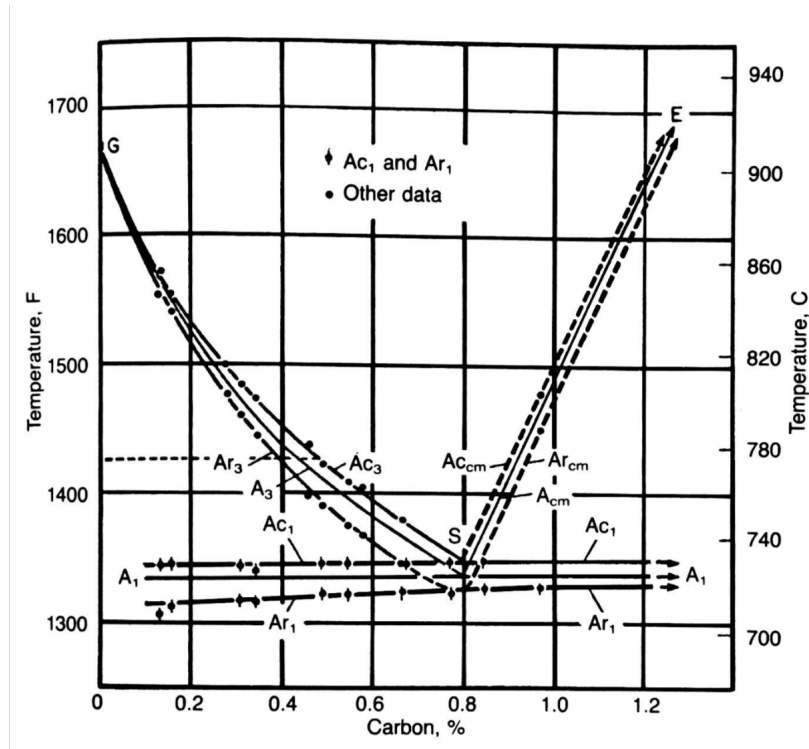


Figura 3: Levantamento das temperaturas críticas do diagrama ferro-carbono para aquecimento, resfriamento e equilíbrio

Fonte:[1]

### 2.3.2 Microestrutura

As propriedades dos materiais metálicos são principalmente regidas pelas características químicas e estruturais que compõem a liga desejada, conforme podemos verificar na relação estabelecida na Figura 1.[10]

A forma mais utilizada para manipular as propriedades mecânicas, ópticas, magnéticas, elétricas, entre outros, de um material é pelo tratamento químico e térmico.

Apesar da existência, essencialmente, de três fases no aço, uma grande variabilidade de micro estruturas pode ser alcançada, principalmente por conta da composição. Desta forma, podemos classificar as ligas de aço em três grupos[12]:

1. **Aços Hipoeutetóides** possuem menos de 0,8% de Carbono, onde em baixas temperaturas as fases  $\alpha$  e  $\gamma$ , com diferentes teores de carbono, estão presentes simultaneamente.
2. **Aços Eutetóides** contém teor que pode variar de 0,77% a 0,8% de carbono e corresponde à composição onde existe apenas a fase  $\gamma$  no campo austenítico. à temperatura

de aproximadamente  $725^{\circ}\text{C}$  , se resfriada lentamente, esta estrutura homogênea irá se decompor em duas novas fases simultaneamente, formando ferrita e cementita na sua forma de perlita.

3. **Aços Hipereutetóides** apresentam teor de carbono acima de 0,8%. Com esta composição , podemos encontrar estruturas de ferrita livre e ferro- $\gamma$  em temperaturas abaixo da linha E'S na figura 2. Quando resfriada lentamente abaixo de  $725^{\circ}\text{C}$  , a austenita presente , com variada composição de carbono, se decompõem em cementita e ferro- $\alpha$  na forma de perlita, resultando assim em uma estrutura com perlita e cementita livre.

### 2.3.2.1 Ferrita

Ferrita, ou ferro- $\alpha$ , é uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (c.c.c), de baixa dureza), estável no ferro puro à baixas temperaturas (abaixo de  $910^{\circ}\text{C}$ ) e acima de  $1394^{\circ}\text{C}$ , onde passa a ser denominada ferrita- $\delta$ . Nesta forma, o ferro pode manter somente pequenas quantidades de impurezas e de carbono em solução.[10][1][9]

Com a análise das transformações presentes nas ligas de aço-carbono, foi proposto que a temperatura em que ocorre a transformação ferrita-austenita impactam na morfologia da ferrita formada, podendo observar 4 estruturas[9]

1. **Alotriomorfos de contorno de grão** : Cristais equiaxiais/lenticular que se formam no contorno de grão da austenita e possuem facetas ou formato curvo dependendo da temperatura de formação. Quando em temperaturas mais baixas, essas estruturas apresentam facetas em pelo menos uma das interfaces, enquanto que em temperaturas mais elevadas, podemos observar interfaces curvas.
2. **Lamelas de Widmanstätten** : lamelas nucleadas nos contornos de grão do ferro- $\gamma$  a partir do limite dos grão ou de alotriomorfos presentes na estrutura.
3. **Idiomorfos intragranulares**: Cristais nucleados dentro dos grãos de austenita com fronteiras curvas.
4. **Lamelas intragranulares** : Semelhantes às lamelas de Widmanstätten , porém com a particularidade de serem encontradas dentro dos grãos de austenita

Observou-se que independentemente da temperatura e da composição da liga estudada, os alotriomorfos de contorno de grão são as primeiras estruturas ferríticas a aparecer,

porém só são encontrados predominantemente nas temperaturas mais elevadas (da ordem de 800C). Conforme ocorre a diminuição das temperaturas de transformação, as interfaces ferrita-austenita irregulares dão preferência para as coerentes, e tem-se a formação de lamelas de ferrita que podem, ou não avançar para o interior dos grão de austenita próximos.[13][9]

Estudos realizados por Kinsmann e Aaronson em um aço de 0.11% C pode observar que o engrossamento dos grãos ferríticos segue uma equação parabólica que relaciona a espessura da ferrita ( $S$ ) com a raiz quadrada do tempo de crescimento da fase ( $t$ ), conforme descrito na equação 2.3[9]

$$S = \alpha t^{1/2} \quad (2.3)$$

A equação 2.4 elaborada por Zener e Hillert pode ser usada para descrever o crescimento da fase de alotriomorfos de ferrita sobre uma matriz austenítica em função da difusividade do carbono neste meio. [9]

$$C_L = \frac{D_\gamma(x_\gamma^{\gamma\alpha} - x_\gamma)}{4r'(x_\gamma - x_\alpha^{\alpha\gamma})\sin\Phi} \quad (2.4)$$

onde

$x_\gamma^{\gamma\alpha}$  = Fração molar de Carbono na austenita na linha de limite de fase  $\gamma/\alpha + \gamma$  (linha GE na figura 2)

$x_\gamma$  = fração molar de carbono da austenita não transformada.

$x_\alpha^{\alpha\gamma}$  = fração molar de carbono na ferrita na linha limite de fase  $\alpha/\alpha + \gamma$

$r'$  = raio do alotriomorfo na interface tripla

$\Phi$  = Angulo de crescimento em equilíbrio da ferrita

$D_\gamma$  = Difusividade dos átomos de carbono

A equação pode ser utilizada para o calculo da taxa de crescimento de ferritas de Widmanstätten pela substituição do fator  $r'\sin\phi$  por  $r$ , sendo  $r$  o raio de curvatura da aresta da lamela [9]

### 2.3.2.2 Perlita

A perlita é constituinte mais estudado na metalografia devido ao seu aparecimento em diversos tipos de aço e é formado por uma estrutura de lamelas alternadas de ferrita e cementita.[1][10]

Inicialmente acreditava-se que as colônias de perlita deveriam nuclear necessariamente a partir de um cristal de cementita, porém estudos posteriores demonstraram que este componente poderia formar-se também pela nucleação da ferrita em ligas pró-eutetóides. Com a diminuição da concentração de carbono na austenita, é iniciada a nucleação da ferrita próximo ao contorno de grão, forçando o acúmulo de carbono nas proximidades à austenita, resultando em uma nova nucleação de cementita e este processo se repete até a formação desta estrutura (figura 4).[13][14]

Em 1967, Hillert apresentou um novo modelo de mecanismo de crescimento da perlita. Em seu trabalho, Hillert mostrou que, nos aços comerciais, cada colônia de perlita apresentava apenas dois cristais em sua estrutura. Baseado nesta observação, foi proposto que o crescimento da perlita ocorria, na verdade, através de crescimento ramificado da lamelas, conforme ilustrado na imagem 5. Neste modelo, o crescimento das fases torna-se dependente da capacidade da ferrita de formar buracos nos quais a cementita poderá crescer.[15]

Observações realizadas por Honeycombe[9] em uma liga de aço pró-eutetóide 13%Mn e 0.8%C em nódulos de perlita em estágios iniciais dentro de uma matriz austenítica demonstraram que ocorre continuidade entre a matriz de cementita nos contornos de grão austeníticos e a cementita presente na perlita. Somado a isso, concluiu-se que as fases que constituem a perlita possuem somente uma orientação em cada nódulo, apesar de ser possível obter ramificação lateral de lamelas de ferrita e cementita.

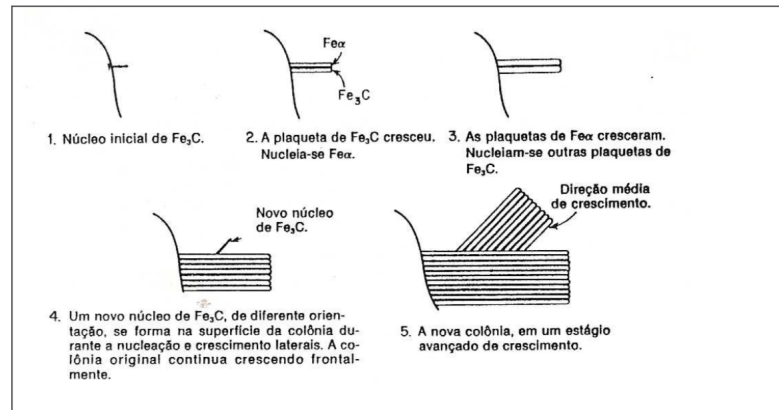


Figura 4: Esquema de nucleação e crescimento de perlita por nucleações sucessivas

Fonte:[13]

Também é importante ressaltar que a temperatura de transformação da austenita em perlita é um fator importante para determinar as características que esta fase irá adquirir na estrutura do aço. A temperatura de transformação afeta o espaçamento interlamelar da ferrita de maneira proporcional à temperatura de reação, ou seja, diminuindo a temperatura de reação tem-se menores espaçamentos interlamelares.[9][1] Zener e Hillert propuseram que a relação entre a temperatura de reação de formação da perlita e o espaçamento interlamelar (observado na figura 6) na perlita pudesse ser descrita pela equação 2.5 [9]

$$S = \frac{4\sigma_{\alpha/Fe_3C}T_E}{\Delta H_V \Delta T} \quad (2.5)$$

onde  $S$  = espaçamento definido como o tamanho combinado de uma lamela de cementita e uma de ferrita (espaçamento interlamelar);

$\sigma_{\alpha/Fe_3C}$  = energia de interface entre as fases de ferrita e cementita por unidade de área de interface

$T_E$  = temperatura de equilíbrio medida em Kelvin

$\Delta H_V$  = variação na entalpia por volume de austenita transformada

$\Delta T$  = superresfriamento em relação à temperatura  $A_1$

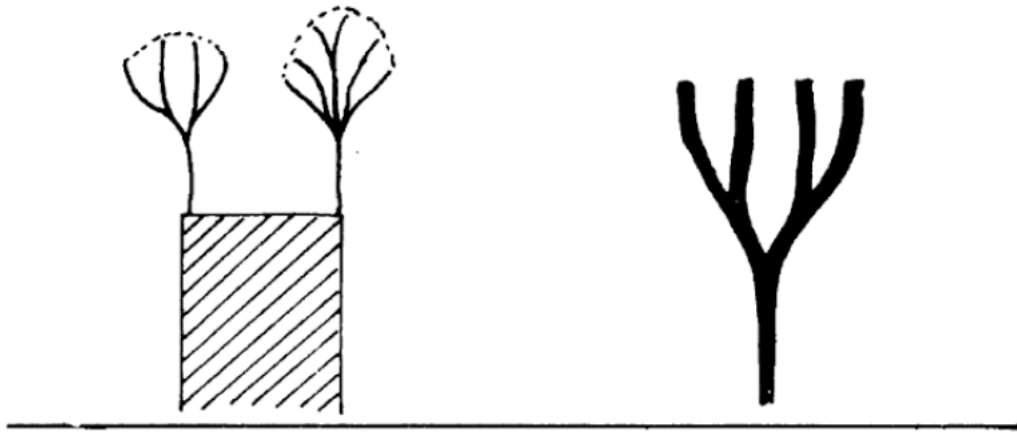


Figura 5: Figura ilustrativa do crescimento Ramificado proposto por Hillert

Fonte : [16]

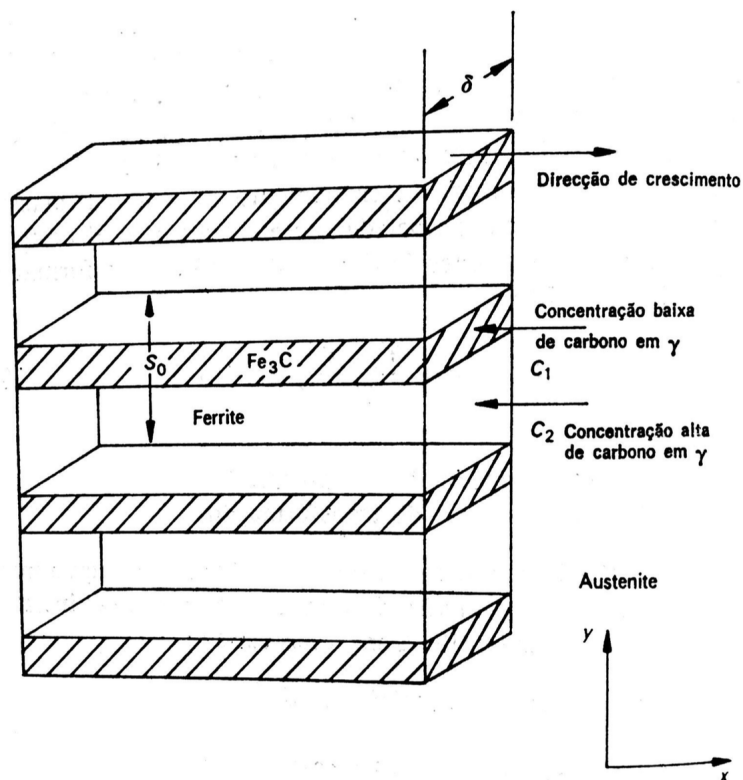


Figura 6: modelo esquemático do espaçamento interlamelar

Fonte:[9]

Esta relação foi também confirmada por Hugo e Woodhead utilizando uma liga de aço enriquecida com Níquel para obter uma estrutura perlítica uniforme. Os estudos demonstraram que a dureza e a resistência do material perlítico com teores de carbono acima de 0.3% estão relacionados linearmente de forma inversamente proporcional à raiz quadrada

da distancia interlamelar, portanto aumenta conforme a temperatura de transformação diminui, podendo ser observada na figura 7 .A equação 2.6 , elaborada por Langford confirma a relação descrita acima.[13][9]

$$\sigma_y = \sigma_i + k_1 s_i^{-1/2} + k_2 s_i^{-1} \quad (2.6)$$

onde  $\sigma_i$  = tensão de fricção interna;

$S_i$  = espaçamento interlamelar em nanômetros e

$K_1$  e  $K_2$  são constantes

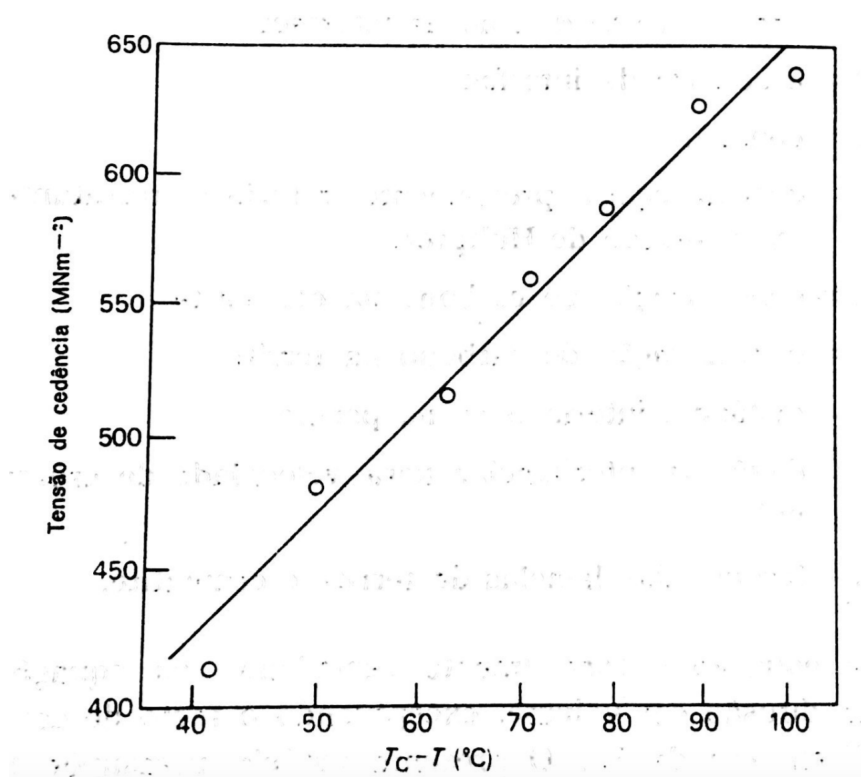


Figura 7: Efeito do grau de superresfriamento na resistência de uma liga de aço-níquel perlítico

Fonte:[9]

Para aços com teor de carbono abaixo de 0.3%, a perlita passa a ocupar um volume menor na microestrutura e , portanto, a perlita passa a ter uma influência reduzida no limite de escoamento.Por encruar mais rapidamente que a ferrita, o aumento da perlita na liga resulta em um aumento na resistência à tração em detrimento da ductilidade e da tenacidade[9]

### 2.3.2.3 Bainita

A bainita é um microconstituente do aço formado por ferrita e carbonetos, no geral cementita, similar à perlita[1].Esta estrutura foi descoberta em conjunto com os primeiros tratamentos térmicos isotérmicos, na década de 1920.Quando foi observado por Hultgren em 1920, foi denominada como "ferrita secundária"na matriz martensítica.Por demonstrar-se mais resistente que estruturas martensíticas com a mesma dureza, a bainita se tornou alvo de diversos estudos [17].

A transformação bainítica é amplamente estudada até hoje devido à particularidades no mecanismo de formação deste componente.A formação da bainita ocorre tanto por meio de difusão,da mesma forma que a perlita, quanto por deformação,semelhante à martensita.[1].

Similar à perlita, é formada por uma mistura de cementita e de ferrita, sendo também influenciada pela difusão do carbono sobre a matriz austenítica .A formação deste microconstituente se diferencia da perlita pela forma que as fases que a compõem estão dispostas.Enquanto a característica principal da perlita é a disposição lamelar alternada da ferrita e cementita, a bainita tem suas fases dispostas em forma de ripas ou de chapas com dependendo da composição e da temperatura de reação. [18]

A bainita é separada, principalmente, por duas morfologias, a **bainita superior** e a **bainita inferior**, sendo essa classificação associada à localização dos carbonetos na morfologia.O resfriamento da região bainítica ,no entanto, permite a formação de constituintes complexos que podem conter a ferrita acicular, característico dessa estrutura, em conjunto com martensita ou austenita retida[13]

Além da classificação descrita anteriormente, outros pesquisadores trouxeram formas de classificar a bainita de acordo com sua estrutura e composição.Branfitt e Speer[18] propuseram a existência de três formas de bainita, conforme consta na figura 8.Outro modelo de classificação foi proposto foi entre bainita superior, inferior,granular e IV , que não serão abordadas.[13]

A **bainita superior** é formada em temperaturas próximas à temperatura de formação de perlita(550 à 400 °C).Esta estrutura é caracterizada por ferrita em formatos de ripas, semelhante à ferritas de Widmanstätten, formados a partir de grãos austeníticos.Devido ao fato de a ferrita que compõem esta estrutura possuir concentração de carbono muito inferior à concentração inicial na fase  $\gamma$ , as regiões não transformadas são enriquecidas neste elemento conforme a ferrita é formada.Este fenômeno resulta na precipitação de carbone-

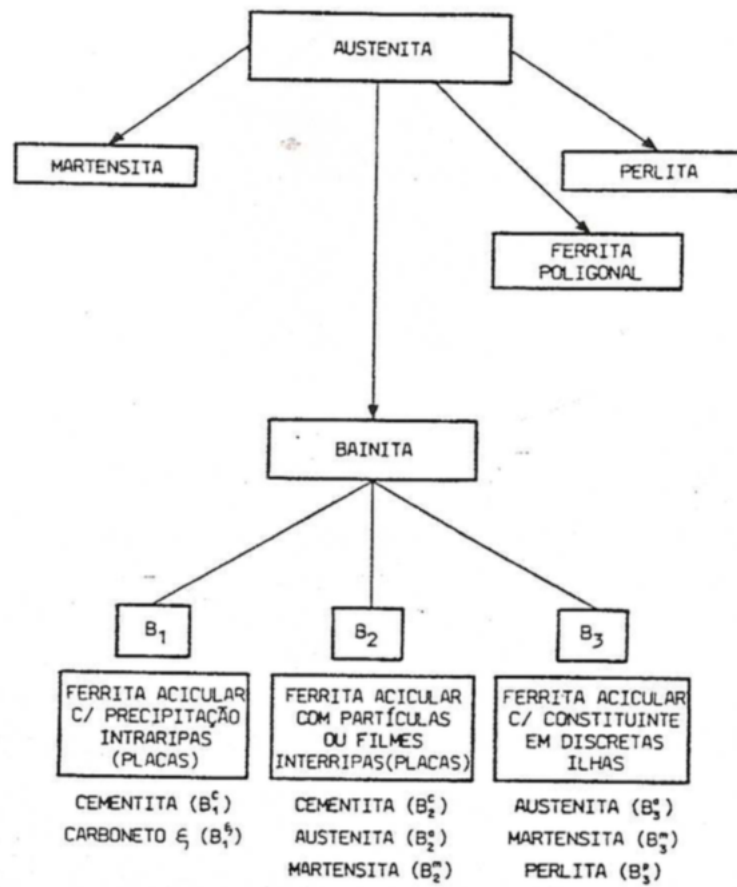


Figura 8: Modelo de classificação bainítica de acordo com Speer e Branfitt

Fonte:[18]

tos ,cementita no caso de ligas Ferro-Carbono mais simples, da austenita próxima.[1][9].A bainita inferior, por sua vez, é formada , também por ferrita em formato de placas, com carbonetos formando-se em uma única direção cristalográfica, inclinada à direção axial da ferrita formada.

Estas estruturas são confirmadas por Bramfitt[18] em 1990 para estruturas de aço com tratamento isotérmico.Em seu trabalho, Bramfitt argumenta que a morfologia da bainita inferior e superior em metais submetidos a um tratamento de resfriamento contínuo possui suma importância, pois as ligas produzidas industrialmente não costumam ser tratadas isotermicamente, porém estas não serão tratadas neste trabalho.

As ligas bainíticas se mostraram úteis para a indústria pois aços com alto teor desta estrutura se mostraram com elevada dureza e com níveis de ductilidade aceitáveis, sem a necessidade de quaisquer tratamentos térmicos após a transformação.Além disso, aços bainíticos possuem baixo teor de carbono, o que eleva sua soldabilidade e reduz tensões internas resultantes das transformações de fase.

## 2.4 Tratamentos térmicos

O termo **tratamento térmico**,é utilizado para se referir a um trabalho de aquecimento e resfriamento de um metal, ou de uma liga, com o objetivo de adquirir uma propriedade ou condição específica.Este termo, portanto, não engloba o aquecimento de metais para serem trabalhados a quente[12], como por exemplo forjamento ou laminação a quente.

A utilização de tratamentos térmicos é amplamente utilizada desde a antiguidade, aplicada por ferreiros para a produção de diferentes equipamentos e armas com propriedades mais apropriadas para suas .Os estudos da área de tratamentos térmicos, no entanto, só começou a ser amplamente estudado no ultimo século.[12]

A variabilidade de propriedades que é possível obter com a manipulação da microestrutura dos metais utilizando técnicas sofisticadas de tratamentos térmicos permitiram a produção dos materiais utilizados atualmente em diferentes setores de suma importância na economia mundial, de forma que, no mundo moderno, praticamente todo material metálico utilizado passou por alguma forma de tratamento antes de ser utilizado.[12]

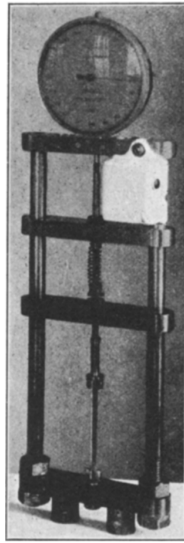


Figura 9: Foto do dilatômetro utilizado nos experimentos de Bain

Fonte: [19]

## 2.5 A curva Tempo-Temperatura-Transformação

A curva TTT (também chamado de Diagrama TTT, Gráfico TTT ou Diagrama de Transformação Isotérmico) é um instrumento amplamente utilizado para estudar a cinética de transformação da austenita. Este diagrama foi primeiramente apresentada à comunidade científica<sup>1</sup> pelo trabalho de Bain e Daveport [19], onde realizaram a análise da transformação de fase em materiais de diversas composições em condições isotérmicas em banho de sal acopladas à um dilatômetro (Figura 9) a fim de verificar a dilatação característica da transformação de austenita para ferrita.

Este diagrama é um método utilizado para estudar a influencia da temperatura na transformação de fase dos materiais. O diagrama é montado colocando no eixo x a temperatura de tratamento e no eixo y o logaritmo do tempo de tratamento. Este diagrama costuma 3 curvas paralelas que indicam os momentos de início, conclusão e, se estiver representado, 50% de transformação do material. É comum também podemos observar no diagrama temperaturas auxiliares para a compreensão da transformação que ocorre no respectivo material durante as faixas de temperaturas desejadas, como, por exemplo, as temperaturas  $M_s$ ,  $A_1$  e  $A_3$ , conforme podemos verificar na figura 10

<sup>1</sup>Informação fornecida pelo Professor Dr. Eduardo Franco de Monlevade

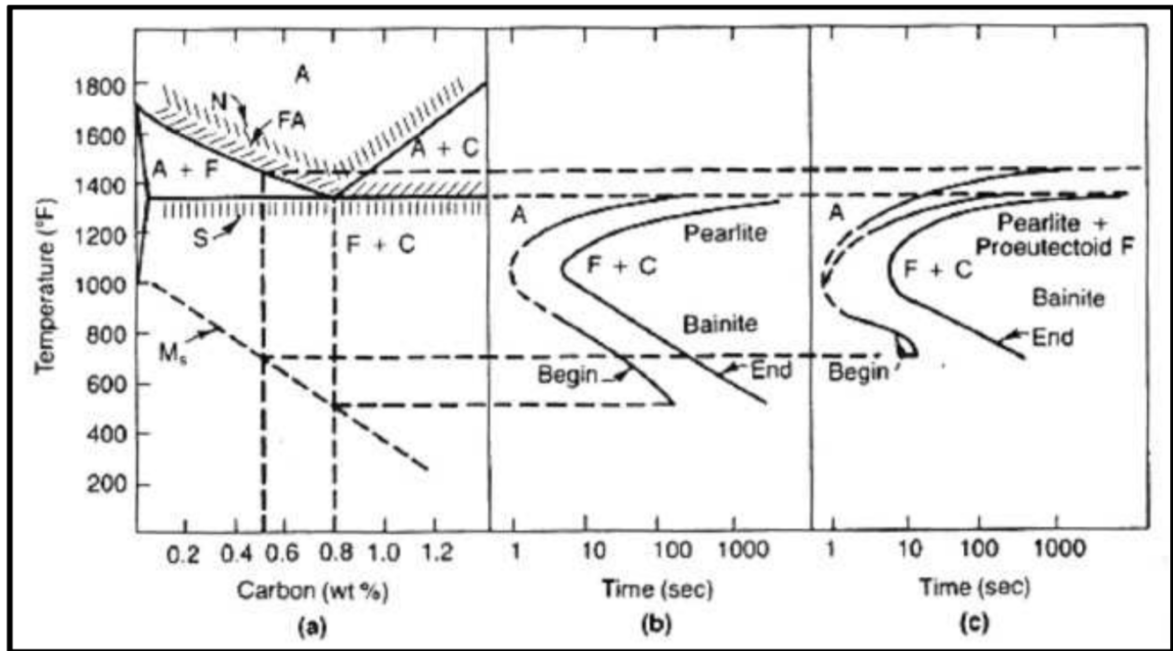


Figura 10: Relação traçada entre o diagrama de fases de um aço e o respectivo diagrama TTT

Fonte : [1]

## 2.6 A influência dos elementos de liga

Quando elementos diferentes de Ferro e Carbono encontram-se na estrutura do aço, estes são chamados de Elementos de Liga. Seja como ligantes para atingir determinada propriedade ou na forma de impurezas, os elementos de liga são incorporados na estrutura cristalina da austenita, ferrita e cementita geralmente ocupando na estrutura espaços **substitucionais**, onde átomos de elementos com tamanho próximo ao do ferro se posicionam no lugar de um átomo de ferro, ou espaços **intersticiais**, caso seja suficientemente pequenos.[1]

Devido à grande variedade de efeitos que os elementos de liga geram no diagrama de fases do aço, foi proposto que os equilíbrios do sistema binário de Ferro-Carbono podem ser separados em quatro categorias [9]:

- Sistema de domínio  $\gamma$  aberto
- Sistema de domínio  $\gamma$  fechado
- Sistema de domínio  $\gamma$  expandido
- Sistema de domínio  $\gamma$  contraído

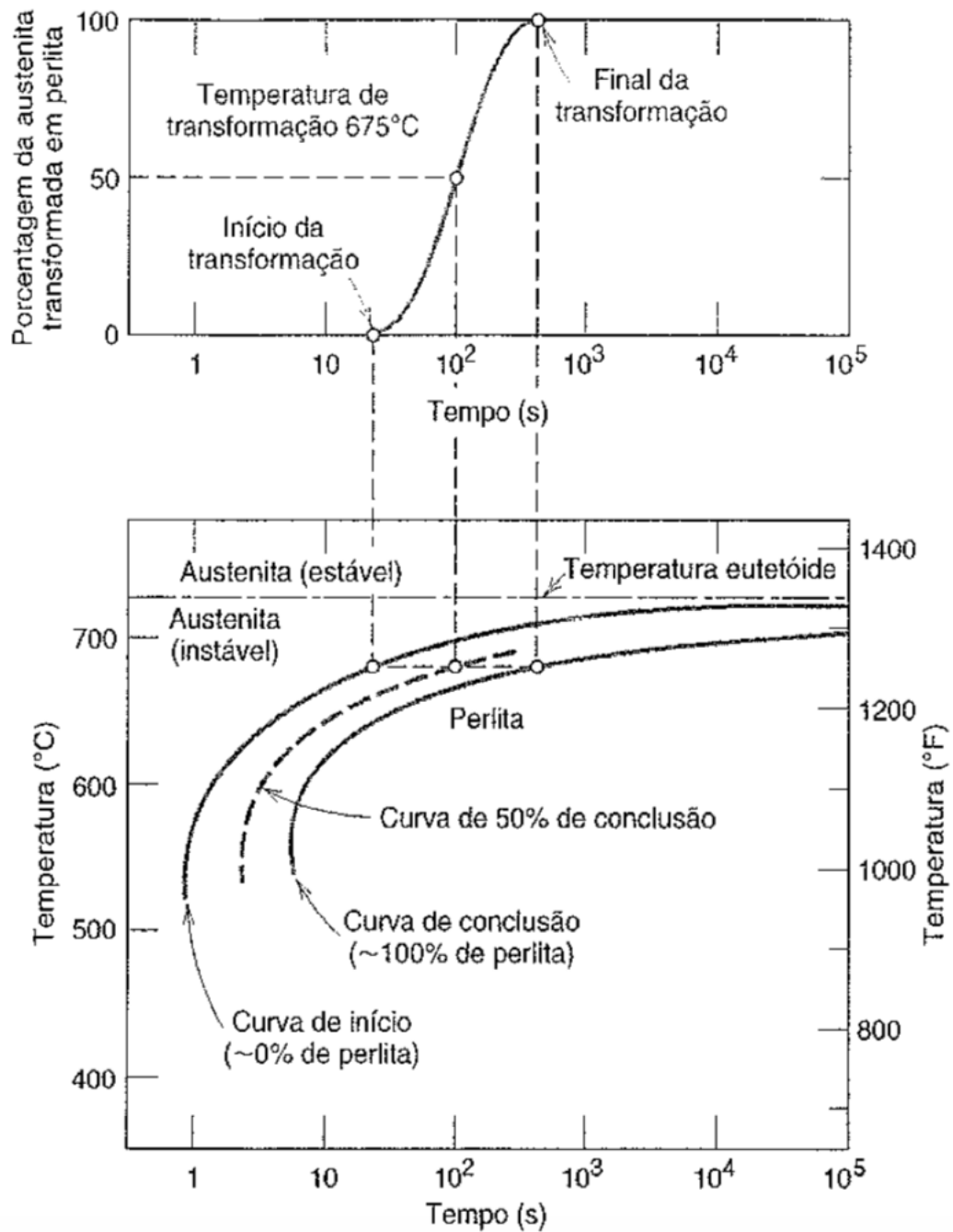


Figura 11: Esquematização da montagem de um diagrama TTT para a partir de curvas em S de transformação

Fonte : [3]

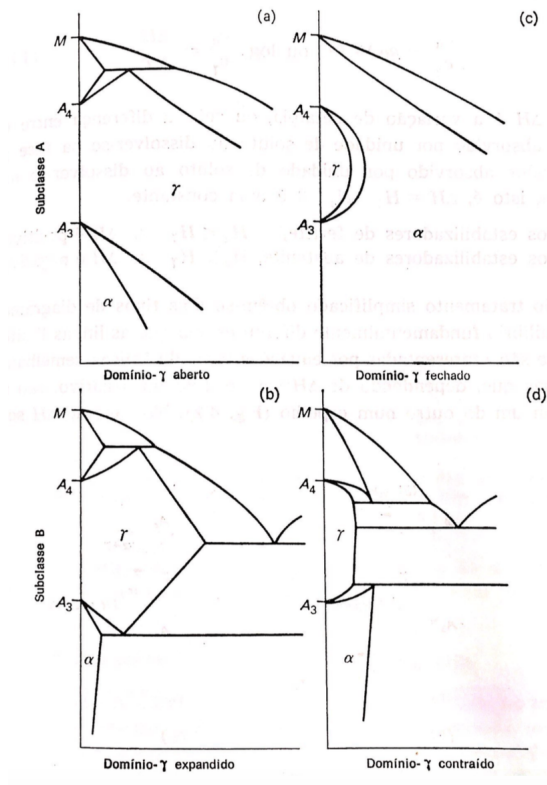


Figura 12: Classificação dos diagramas Fe-C

Fonte:[9]

essas quatro classes, por sua vez, podem agir no diagrama binário aumentando a região de formação da austenita ou contraindo a região de formação da desta fase e ,conseqüentemente , aumentando a região de formação de ferrita na liga.Os elementos que agem sobre o sistema da primeira forma são comumente chamados de elementos gamagênicos,ou  $\gamma$  estabilizadores, enquanto os que agem da segunda forma são chamados de alfa gênicos ou  $\alpha$  estabilizadores.[9]

### 2.6.1 O boro nas ligas de ferro-carbono

A busca por elementos que possam auxiliar no aumento da temperabilidade das ligas levou à muitas pesquisas em relação ao uso do Boro como elemento de ligas nos aços [4].Este elemento dissolvido no aço resulta retarda a formação de ferrita durante a transformação de fase por meio de diversos mecanismos que serão discutidos posteriormente neste trabalho, permitindo que seja obtido uma estrutura bainítica em maiores intervalos de temperatura.

O boro é o mais conhecido entre os elementos da classe de domínio de  $\gamma$  contraído e

dentro do sistema é um formador de carbonetos [9].As aplicabilidades do boro nas ligas de aço é amplamente conhecida[20] e vem sendo estudada cada vez devido ao fato de que uma pequena adição deste elemento é capaz de aumenta a dureza da liga , podendo ser utilizado para substituir ligantes mais caros, como Cromo, Molibdênio e Níquel[5], além de aumentar a resistência à fadiga de aços austeníticos[6].

Apesar de todos os benefícios trazidos pelo seu uso, o boro ainda enfrenta uma grande resistência por parte dos usuários devido à dificuldade encontrada de reproduzir com precisão as características que seu uso traz já que mecanismo de ação do boro na decomposição austenítica ainda não é completamente compreendido[4].No trabalho de Wang e He[21], os autores atribuíram às propriedades que acompanham a adição de boro ao aço a quatro mecanismos:

1. A segregação do boro nos contornos de grão austeníticos que ocorre durante o resfriamento diminuem a energia de interface na região, prejudicando a nucleação da ferrita.
2. A presença do boro diminui a difusão dos átomos de ferro na região de contorno de grão austenítico, diminuindo a taxa de nucleação de ferrita.
3. A região dos contornos de grão da austenita ,que seriam utilizados para o crescimento dos grãos ferríticos , é ocupada pelo boro, não permitindo a formação desta fase.
4. Os boretos formados na região de contorno de grão forma uma interface coerente com a matriz austenítica, dificultando a formação de ferrita na região de interface de boreto e ferro- $\gamma$

Outros elementos como Cromo e Molibdênio são frequentemente utilizados para auxiliar na manipulação das propriedades dos aços ao boro.[5].

É de comum entendimento dos pesquisadores que a segregação de boro nos contornos de grãos austeníticos dificultam a formação de ferrita pró-eutética na região através da diminuição da energia de interface entre grãos próximos, auxiliando no aumento da dureza do material.O uso excessivo do boro, por sua vez, por causar o efeito contrário, formando carbeto de boro que agem como núcleos de formação ferríticas.[5], que podem resultar em aumento de fragilidade e na perda de resistência[6].

A afinidade do boro com o nitrogênio para a formação destes precipitados é usualmente combatida com o uso de outros elementos de liga, como titânio e alumínio, usados para preservar o boro em seu estado dissolvido.[22].

No trabalho de Hong-Rong Lin e Gwo-Hwa Cheng [22], pesquisadores estudaram a composição de diversos tipos de aço ao boro para propor um parâmetro quantitativo para relacionar as variações de propriedades mecânicas da adição de o boro à liga com base nas proporções de alumínio, titânio e nitrogênio total, o "boron potential" (Equação 2.7.

$$B_p = x_B - \frac{11}{14}(x_N - \frac{14}{47.9}x_{Ti}) \quad (2.7)$$

tendo que se  $(x_N - \frac{14}{47.9}x_{Ti}) < 0$  então  $B_p = x_B$

onde  $B_p$  é o *Boron Potential*;

$x_B, x_N, x_{Ti}$  são as proporções mássicas de Boro, Nitrogenio e Titânio, respectivamente

O resultado do trabalho se mostrou uma forma suficientemente próxima de correlacionar o fator de endurecimento do boro  $f_B$  (Equação 2.8), conforme proposto por Nakasato e Takahashi [23] (Tabela 1)

$$f_B = \frac{d_i^{OB}}{d_i} \quad (2.8)$$

Tabela 1: critério de endurecimento do aço ao boro proposto  
Fonte:Nakasato e Takahashi

Fonte:[23]

$f_B \geq 2.0$	Excelente
$2.0 > f_B \geq 1.5$	Bom
$f_B < 1.5$	Ruim

sendo  $d_i^{OB}$  e  $d_i$ , respectivamente o diâmetro da curva do ensaio Jominy obtido do aço com adição do boro e sem adição.

## 2.6.2 O Aço AISI 15B30

O Aço AISI 15B30 é um aço ao boro, de estrutura majoritariamente bainítica e que é utilizado amplamente para montagem de máquinas do setor agrícola, ferramentas de corte e autopeças [24] e é produzido industrialmente com um processo de austempera e resfriamento, afim de favorecer a formação de bainita na estrutura(figura 13 )

A composição básica deste material pode ser observada na tabela 2

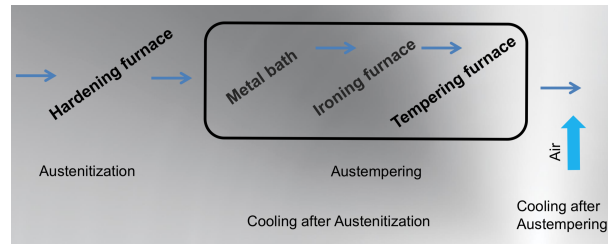


Figura 13: Esquema de processo de produção do aço AISI15B30

Fonte : [25]

### 2.6.2.1 A Curva TTT do aço AISI 15B30

Em seu trabalho a respeito deste material, Cecília Vendramine[24] realizou o levantamento da curva TTT através da análise metalográfica dos microconstituintes do aço após um tratamento isotérmico em banho de sal (Figura 14) e comparou-o com a curva fornecida por um software de previsão de tratamentos térmicos.

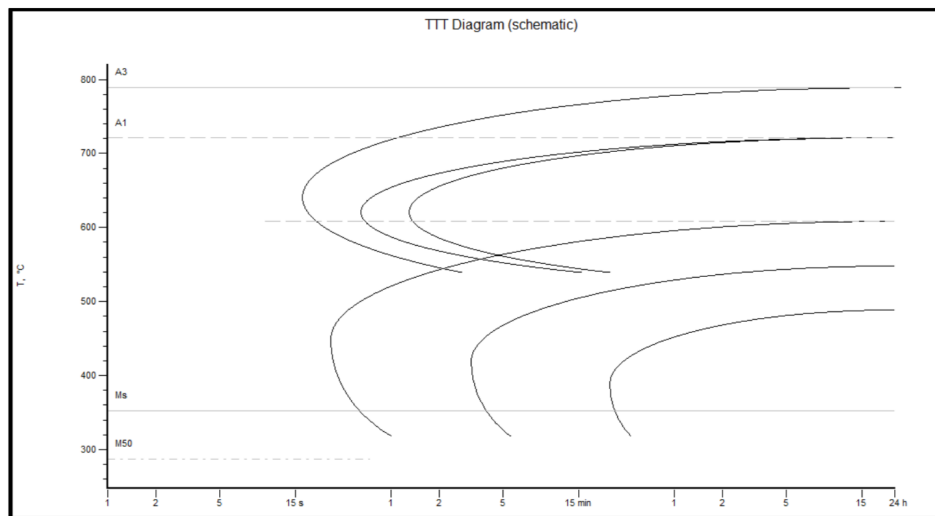


Figura 14: Curva do aço AISI 15B30

Fonte : [24]

Durante seus estudos, Cecília preparou diversas amostras que foram aquecidas em um forno até completarem a austenitização e então submetidas à tratamentos isotérmicos em

Tabela 2: Composição do aço AISI 15B30

Fonte : [26]

% Massica	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	NI	Al	Cu	B
AISI 15B30	0.27-0.35	0.15-0.35	0.7-1.2	max 0.030	max 0.010	0,334	0,001	0,008	0,043	0,009	0.0005-0.0030

diferentes temperaturas e para diferentes intervalos de tratamento.

## 2.7 Dilatometria

A dilatometria é um método utilizado para estudar a transformação de fase dos metais e ligas meio do acompanhamento da variação volumétrica associada à quase todas as transformações. Este método associa o volume, o tempo e a temperatura de um determinado material durante um aquecimento ou resfriamento à taxas predeterminadas e utiliza as informações coletadas para plotar um gráfico de dilatação vs temperatura (Figura 15).

O experimento é realizado por meio da utilização de um dilatômetro (Figura 16). Este equipamento é composto essencialmente por um forno, um sistema de resfriamento (como pro exemplo um fluxo de gás inerte, como Hélio), um sensor de dilatação, um cronômetro e um termopar.

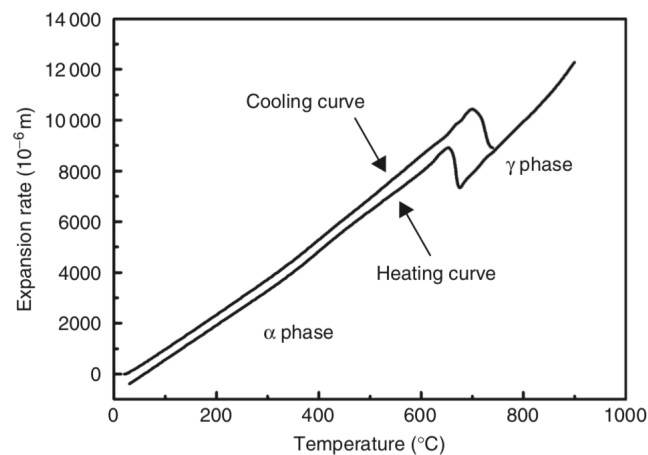


Figura 15: exemplo de curva dilatométrica do aço

Fonte:[27]

Ao final do ensaio, obtém-se a relação tempo x temperatura x dilatação do material durante as condições do ensaio. Estes dados podem, então, ser manipulados para o estudo da transformação de fase. Através da análise do comportamento da curva dilatométrica e de conhecimentos auxiliares sobre o material e as propriedades das fases envolvidas na transformação estudada, é possível determinar as temperaturas de transformação nos ciclos térmicos desejados.[28]

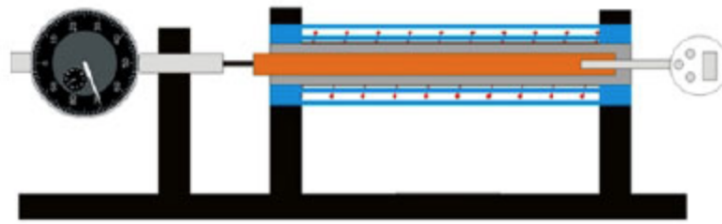


Figura 16: Desenho esquemático de um dilatômetro

Fonte:[29]

## 3 MÉTODOS

### 3.1 Preparo das amostras

As amostras foram produzidas utilizando uma bobina de aço AISI15B30 fornecida pela empresa Waelzholtz Brasil. Por conta do formato da peça fornecida pela empresa, que impossibilita a preparação de amostras cilíndricas, usualmente utilizadas para ensaios dilatométricos, as amostras utilizadas para realizar os ensaios deste trabalho tiveram que ser adaptadas para o uso do equipamento seguindo o método utilizado pelo professor Eduardo Franco de Monlevade[30].

Para a preparação das amostras, foi utilizada uma chapa de 50 centímetros de comprimento da bobina anteriormente mencionada. A peça foi cortada em 7 amostras de 4 milímetros de largura, 7 milímetros de comprimento e 1 milímetro de espessura utilizando um equipamento de corte Da Marca Struers, modelo Secotom - 10, do laboratório de transformações de fases da Escola politécnica da USP (Figura 17), resultando em 7 amostras de formato retangular, em seguida, as amostras foram desbastadas nas bordas utilizando uma lima comum para obter peças chanfradas que poderiam ser encaixadas no dilatômetro. O formato e dimensões das amostras desejadas estão esquematizadas na Figura 18

Após o preparo, obteve-se as amostras A, B, C, D, E, F e G, que foram utilizadas para os ensaios realizados neste trabalho. Devido à produção manual, obteve-se uma pequena variação no formato e nas dimensões. As dimensões finais de cada amostra foram obtidas utilizando um paquímetro digital e podem ser observadas na Tabela 4

Tabela 3: Composição Química do aço AISI 15B30 da Waelzholtz

% Massica	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	NI	Al	Cu	B
AISI 15B30	0.27-0.35	0.15-0.35	0.7-1.2	max 0.030	max 0.010	0,334	0,001	0,008	0,043	0,009	0.0005-0.0030



Figura 17: Máquina de corte utilizada para preparação das amostras

## 3.2 Dilatometria

Para realizar os ensaios dilatométricos, foi utilizado um dilatômetro do modelo 805 A (série 8) da fabricante Bahr Thermo Analysis, disponível no laboratório de metalografia da Escola Politécnica da universidade de São Paulo. Antes de realizar o ensaio, as amostras foram levemente lixadas com uma lixa numero 1000 para retirar possíveis impurezas que poderiam alterar os resultados do teste, prejudicar a soldagem do termopar ou até danificar o equipamento. Após o lixamento, as amostras foram soldadas à um termopar utilizando uma solda de ponto do modelo também do fabricante Bahr Thermoanalyse (Figura 20), desenvolvida especificamente para não alterar a microestrutura da amostra durante a soldagem, afim de evitar distorções nos resultados do ensaio. O termo par utilizado para os testes foi do tipo K

## 3.3 Determinação dos intervalos de temperatura dos ensaios

Por conta da diferença do fator de empacotamento entre as fases  $\alpha$  e  $\gamma$  do ferro, a mudança temporária na tendência de dilatação observada na curva dilatométrica (15)

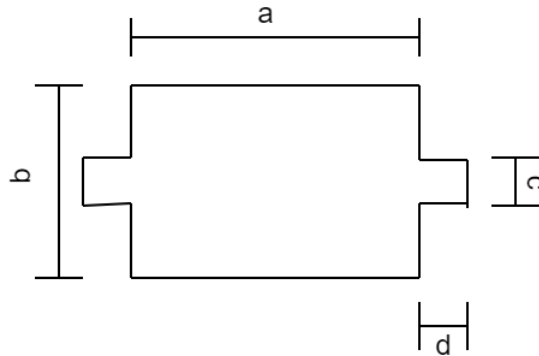


Figura 18: Esquema do formato das amostras utilizadas e medidas

Tabela 4: Dimensões das amostras

<b>Amostra</b>	<b>a</b> (mm)	<b>b</b> (mm)	<b>c</b> (mm)	<b>d</b> (mm)
A	7,1	4,2		
B	7,0	4,0		
C	6,9	4,2		
D	7,1	4,1	1	1
E	7,2	4,3		
F	7,1	4,2		
G	6,9	4,1		

Tabela 5: Condições dos ensaios de resfriamento constante após tratamento à 900°C por 30 minutos

<b>Amostra</b>	<b>Taxa de resfriamento contínuo</b>
A	5°C/min
B	50°C/seg

indica a mudança de fase na estrutura tanto na região de aquecimento quanto na região de resfriamento do material.

Para realizar os tratamentos térmicos que seriam utilizados para elaborar o diagrama TTT do material estudado, foi necessário, inicialmente determinar o intervalo de temperaturas que seria estudado e especificar as temperaturas que seriam utilizadas para o tratamento isotérmico. Para isto, foram realizados dois ensaios de resfriamento contínuo

para determinação empírica das temperaturas  $A_{c3}$ ,  $A_{c1}$  e  $A_{Ms}$  do material.

Devido às dimensões reduzidas da amostra e o formato dos chanfros utilizados para o encaixe dilatômetro, existe a possibilidade de ocorrer um aquecimento muito elevado nas bordas da amostra, que poderiam causar divergências nos resultados ou, em casos mais sérios, a fusão da amostra, que poderia danificar o equipamento. Para minimizar este tipo de ocorrido, foi utilizado nos experimentos uma taxa de aquecimento baixa,  $10^\circ\text{C}/\text{seg}$ .

### 3.4 Ensaios isotérmicos

Com os resultados extraídos dos experimentos A e B, escolheu-se 5 temperaturas que pudessem abranger o intervalo encontrado afim de observar o comportamento da cinética de transformação das fases do aço. As condições dos ensaios isotérmicos podem ser observados na tabela 6. Nestes ensaios, a amostra foi inicialmente aquecida até  $900^\circ\text{C}$  à uma taxa de aquecimento de  $10^\circ\text{C}/\text{seg}$  pelos motivos citados anteriormente. As amostras foram, então, mantidas à esta temperatura por 30 minutos, afim de permitir a transformação da estrutura. As amostras são, então, resfriadas à uma taxa de  $50^\circ\text{C}/\text{seg}$  utilizando um fluxo de gás Hélio até a temperatura do tratamento isotérmico, afim de congelar a microestrutura para que toda a transformação ocorra dentro da temperatura desejada e, dessa forma, evitar distorções nos dados obtidos. A temperatura é mantida por um período de 20 minutos e, em seguida, realiza-se o resfriamento até  $25^\circ\text{C}$  novamente à taxa de  $50^\circ\text{C}/\text{seg}$ , para permitir a retirada da amostra do equipamento.

### 3.5 levantamento do diagrama TTT

Para analisar a transformação e definir o percentual transformado, foi utilizado o método proposto no trabalho de Kang, Cheng, Yang e HU [31] que utiliza como base o intervalo de tempo onde a amostra está sob a temperatura definida para o ensaio onde a variação no comprimento registrada pelo dilatômetro é crescente, ou seja, o material está dilatando apesar de não existir mudança de temperatura. Tomamos o material como 100% transformado no momento em que a dilatação registrada atinge seu máximo (dilatação  $D_m$  e tempo  $T_{100}$ ). Com este valor, verificamos a diferença entre o comprimento da amostra no início do ensaio isotérmico até o momento  $T_{100}$  para determinar a dilatação total da transformação de fase da amostra ( $D_T$ ). Verificamos então a variação no comprimento da amostra desde o momento do início do ensaio isotérmico até a dilatação  $D_M$  para cada ponto tomado pelo equipamento ( $D_i$  e  $T_i$ ) e, então, calculamos  $\frac{D_i}{D_T}$  para cada um

destes pontos para obter o quanto do material já se foi transformado em cada um dos tempos. Com estes valores, plota-se um gráfico de transformação em percentual por tempo. Ao fim, para a montagem do diagrama TTT, separamos o tempo necessário em cada um dos ensaios para obter 1% ,50% e 99% e plotou-se, com o auxílio do Microsoft Excel 2013, um gráfico de temperatura(eixo y) por tempo(eixo x). Importante ressaltar que, para este tipo de diagrama, é comum plotar-se o eixo x com escala logarítmica, afim de observar melhor a evolução da transformação.

Tabela 6: Condições dos ensaios de tratamento isotérmico com aquecimento à 10°C/seg mantidas por 30 minutos à 900°C e tratamento térmico de 20 minutos

<b>Amostra</b>	<b>Taxa de resfriamento (°C)</b>	<b>Temperatura de tratamento</b>
C		400
D		475
E	50	540
F		610
G		680



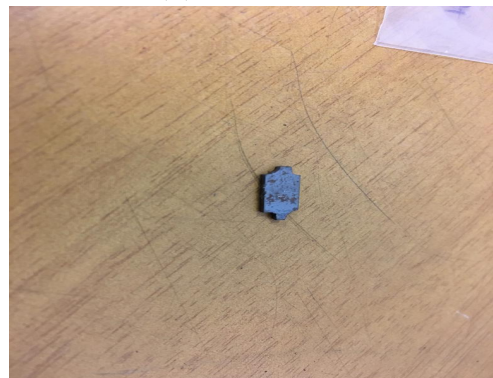
(a) Amostra A



(b) Amostra B



(c) Amostra C



(d) Amostra D



(e) Amostra E



(f) Amostra F

Figura 19: Foto das amostras utilizadas



Figura 20: Solda utilizada para fixar o termopar



Figura 21: Dilatômetro utilizado para os ensaios

## 4 RESULTADOS OBTIDOS

### 4.1 Condições de ensaio e curvas dilatométricas

Na curva dilatométrica do ensaio A (Figura 22) podemos observar que existe uma mudança no comportamento da curva de resfriamento nos intervalos de 712°C e 657°C. A dilatação da amostra em intervalos onde ocorre o resfriamento da peça indica a transformação de fase do material, de ferro- $\gamma$  para ferro- $\alpha$ , que se inicia à temperatura de aproximadamente 712°C com o material austenítico

Em seguida foi realizado o ensaio B nas condições especificadas na tabela 5 (Figura 24) valendo-se de uma alta taxa de resfriamento, afim de determinar a temperatura  $A_{Ms}$ . Pela análise da figura 23 e da figura 24 podemos notar que houve uma transformação de fase de alta velocidade que se inicia à aproximadamente 362°C, a qual podemos tomar como a transformação martensítica, devido às propriedades da transformação.

Com a análise dos resultados obtidos, foi possível determinar que o intervalo de temperaturas em que ocorre a transformação ferro- $\gamma$  para ferro- $\alpha$  sem que haja distorções por conta de formação de fases metaestáveis indesejadas (martensítica). Escolheu-se, então, as temperaturas descritas na tabela 6, afim de abranger todo o intervalo de temperatura entre o início da transformação ( $A_{c3}$ ) e a transformação martensítica ( $A_{Ms}$ )

As figuras 25, 26, 27, 28 e 29 ilustram as condições de ensaios para os ensaios C, D, E e F, respectivamente.

As curvas dilatométricas dos ensaios C, D, E, F e G podem ser observadas, respectivamente, nas figuras 30, 31, 32, 33 e 34. Um fato relevante que deve ser apontado é que nestes resultados existe uma descontinuidade nos dados obtidos durante o tratamento isotérmico. Isto ocorre pois o dilatômetro, durante o intervalo de temperatura constante do ensaio, registrou a temperatura e dilatação da amostra em intervalos somente de 10 em 10 segundos devido à, provavelmente, um erro de configuração de condições do ensaio no equipamento. Para fins de análise, foi-se considerado como tempo

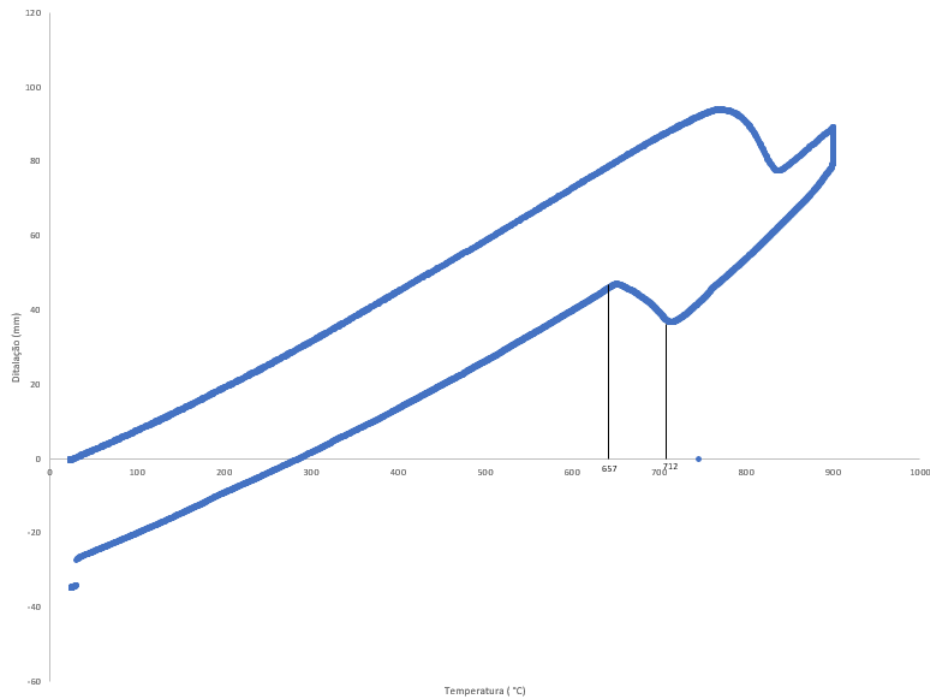


Figura 22: Curva dilatométrica do ensaio A

Fonte: Autor

de transformação o ponto registado com  $y$  mais próximo do desejado. Esta adaptação resultou em uma distorção nas curvas geradas, principalmente na curva de 1% , pois o início da transformação ocorre rapidamente.

pela plotagem das curvas seguindo o método de Kang [31], obtive-se as figuras 35,36,37,38 E 39.

Utilizando os pontos levantados pelas curvas de transformação, plotou-se o diagrama TTT para 1%,50% e 99% (Figura 40).

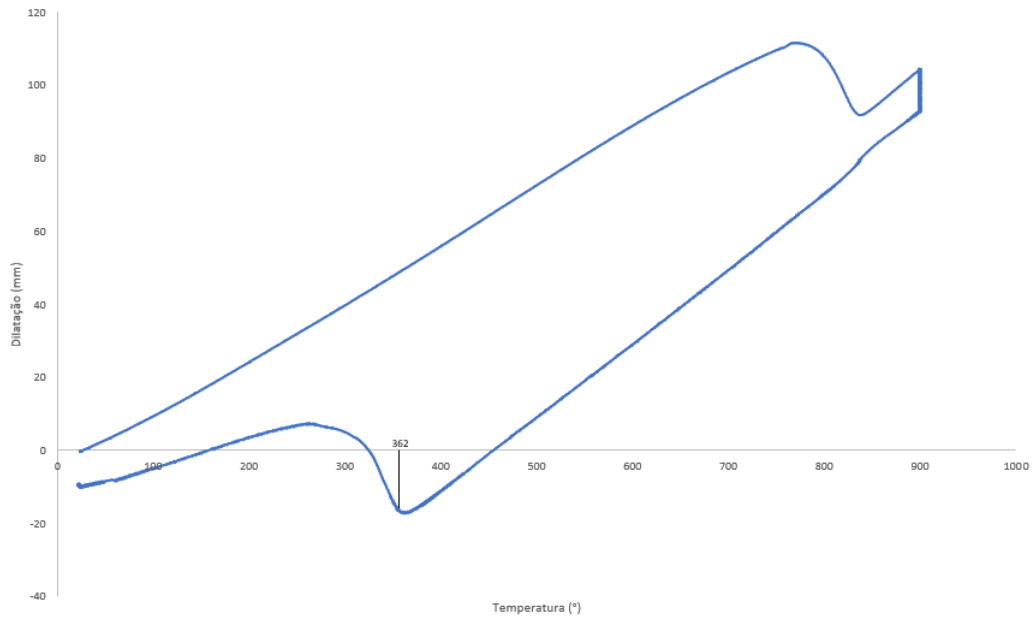


Figura 23: Curva dilatométrica do ensaio B

Fonte: Autor

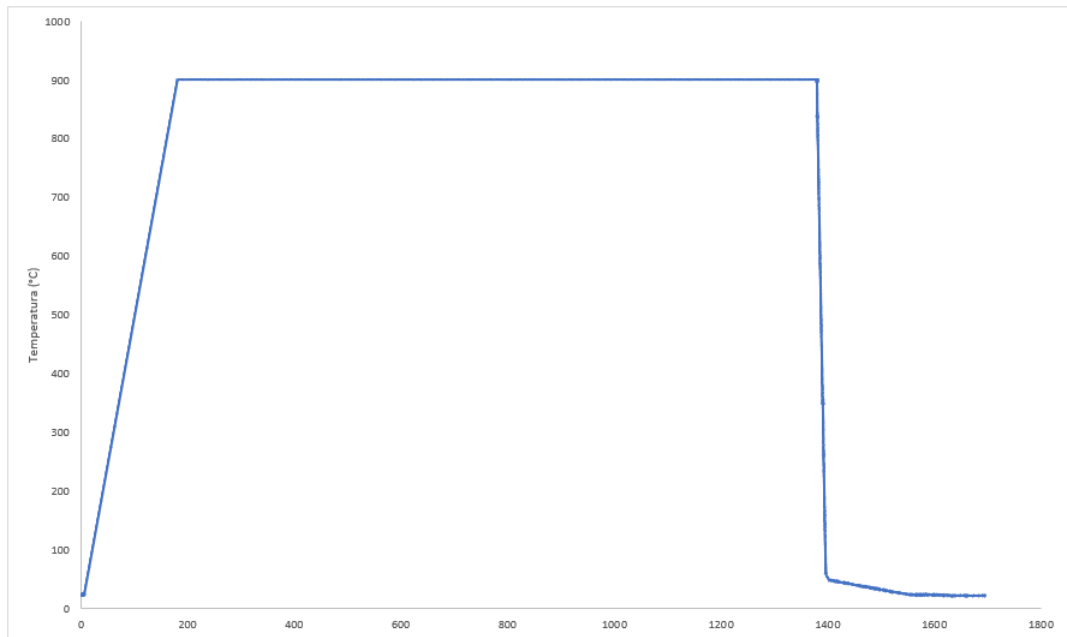


Figura 24: Relação Tempo x temperatura do ensaio B

Fonte: Autor

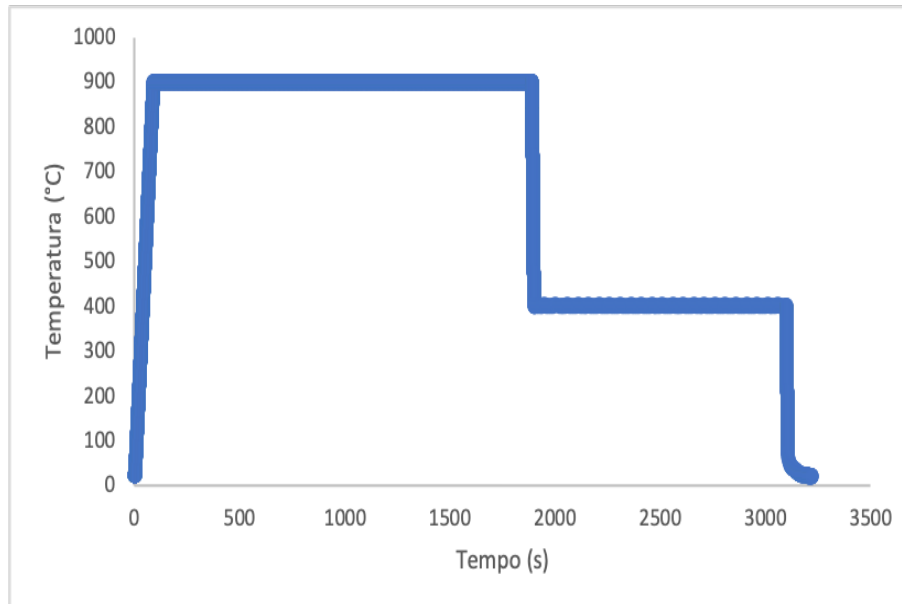


Figura 25: Relação Tempo x temperatura do ensaio C

Fonte: Autor

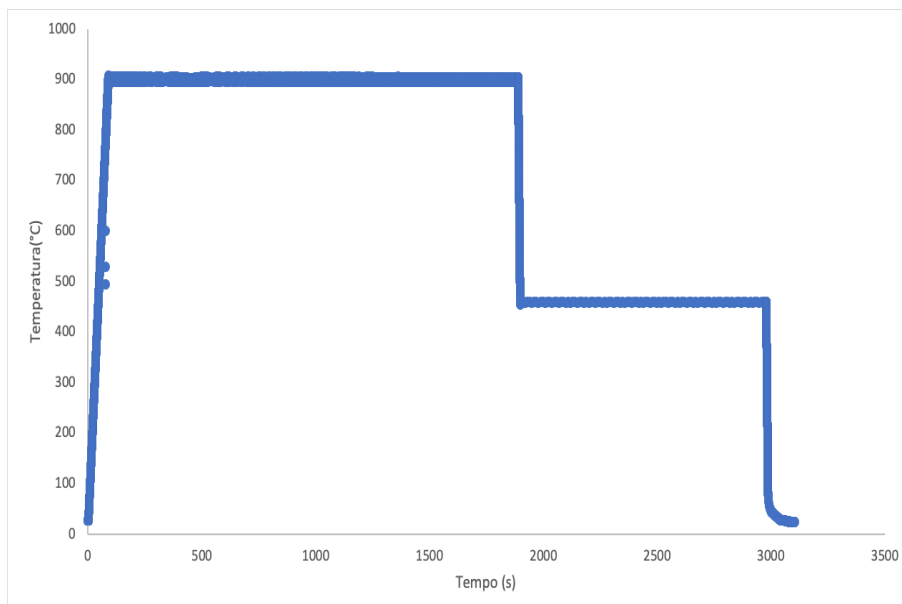


Figura 26: Relação Tempo x temperatura do ensaio D

Fonte: Autor

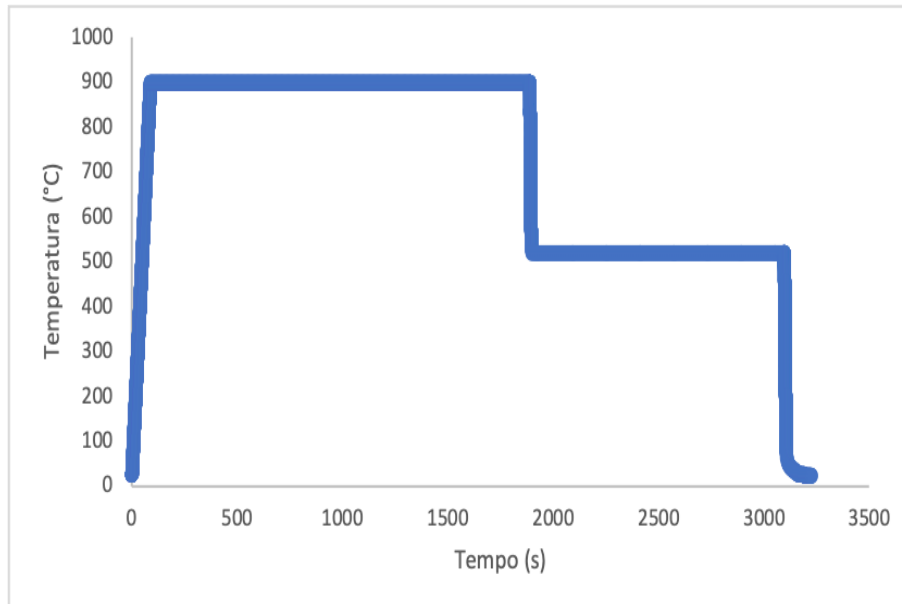


Figura 27: Relação Tempo x temperatura do ensaio E

Fonte: Autor

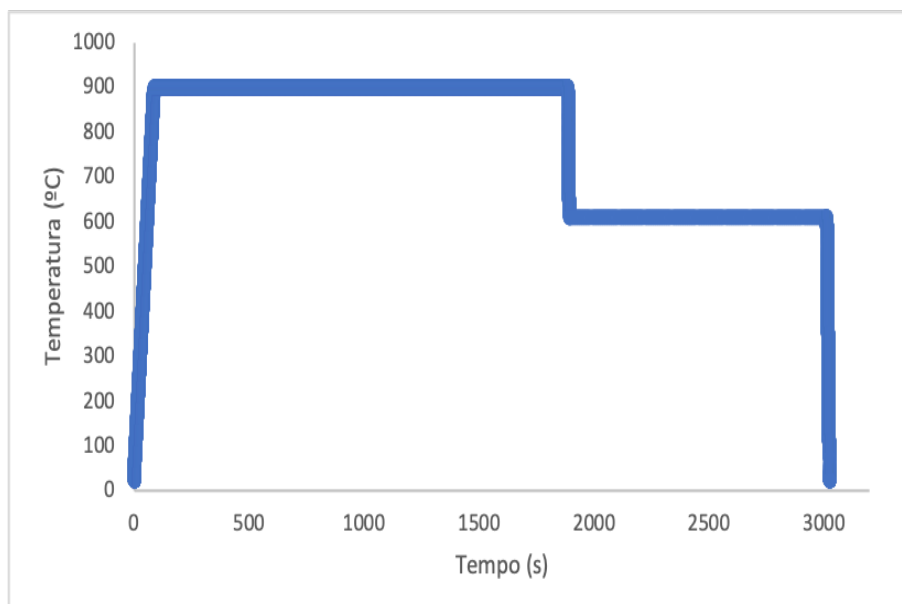


Figura 28: Relação Tempo x temperatura do ensaio F

Fonte: Autor

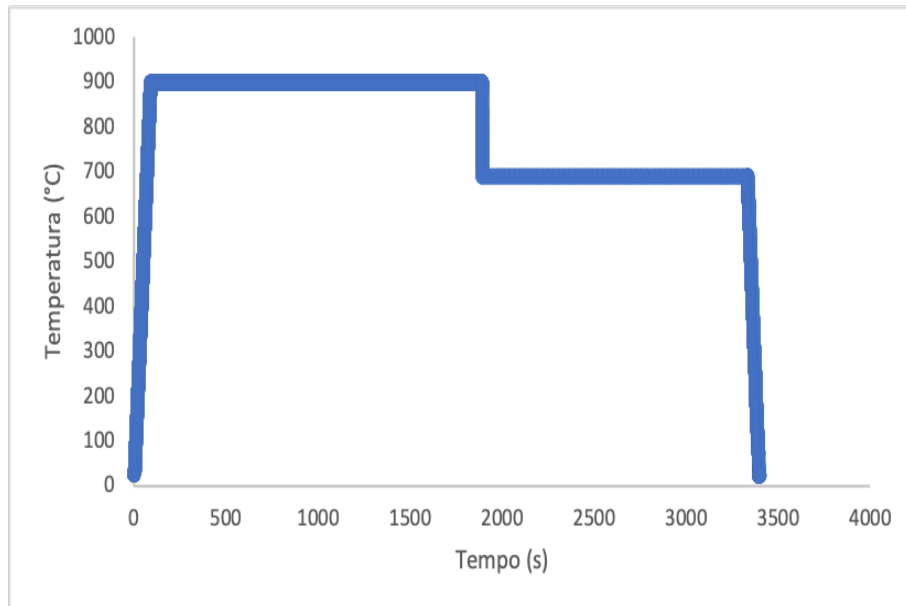


Figura 29: Relação Tempo x temperatura do ensaio G

Fonte: Autor

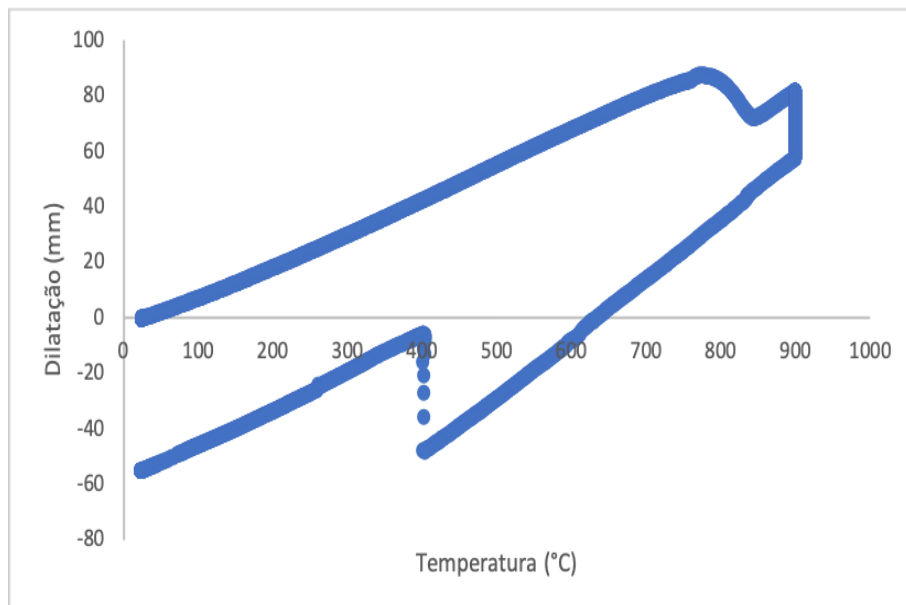


Figura 30: Curva dilatométrica do ensaio C

Fonte: Autor

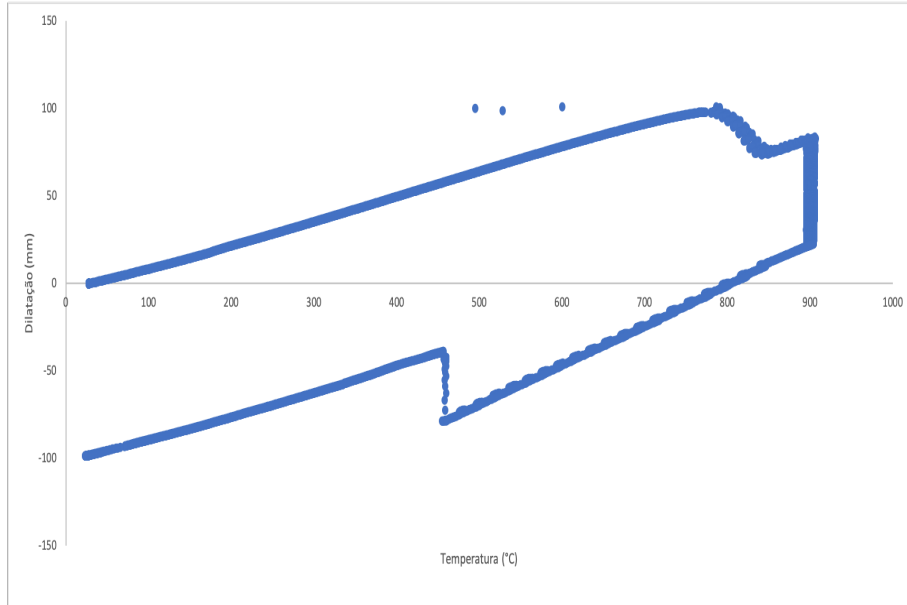


Figura 31: Curva dilatométrica do ensaio D

Fonte: Autor

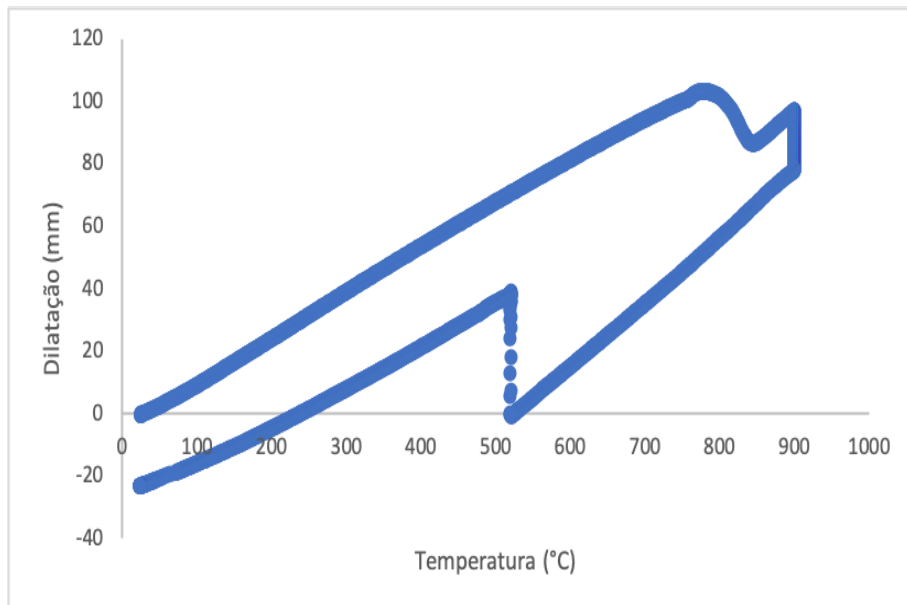


Figura 32: Curva dilatométrica do ensaio E

Fonte: Autor

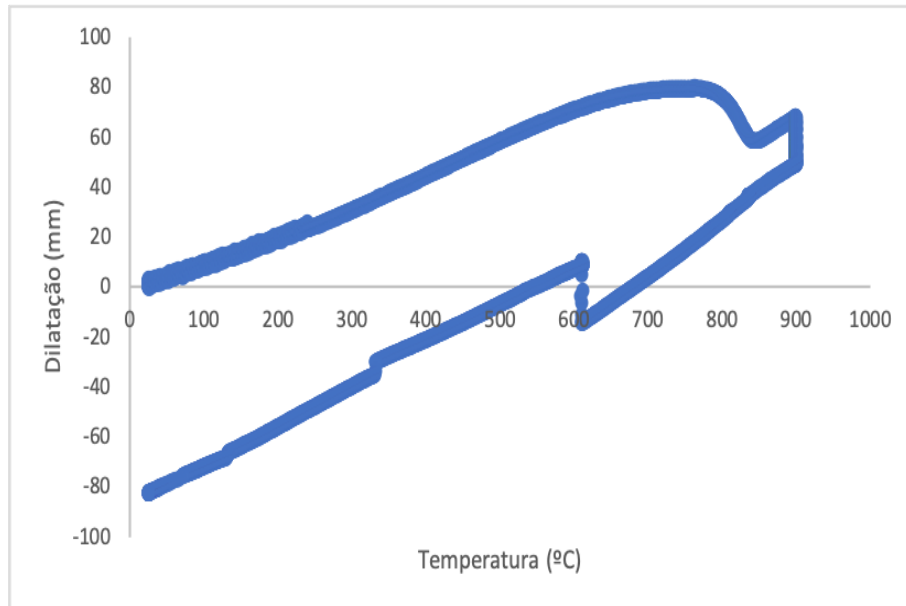


Figura 33: Curva dilatométrica do ensaio F

Fonte: Autor

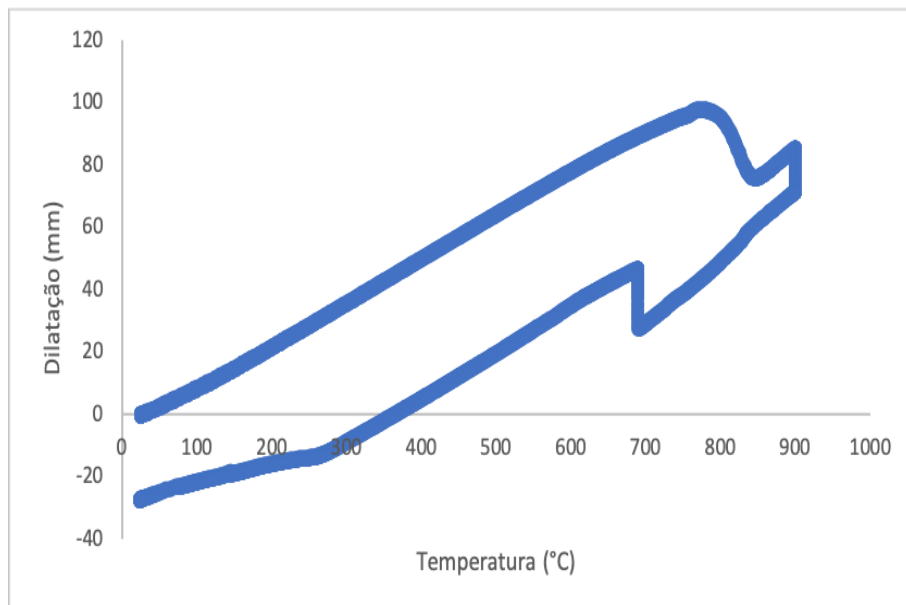


Figura 34: Curva dilatométrica do ensaio G

Fonte: Autor

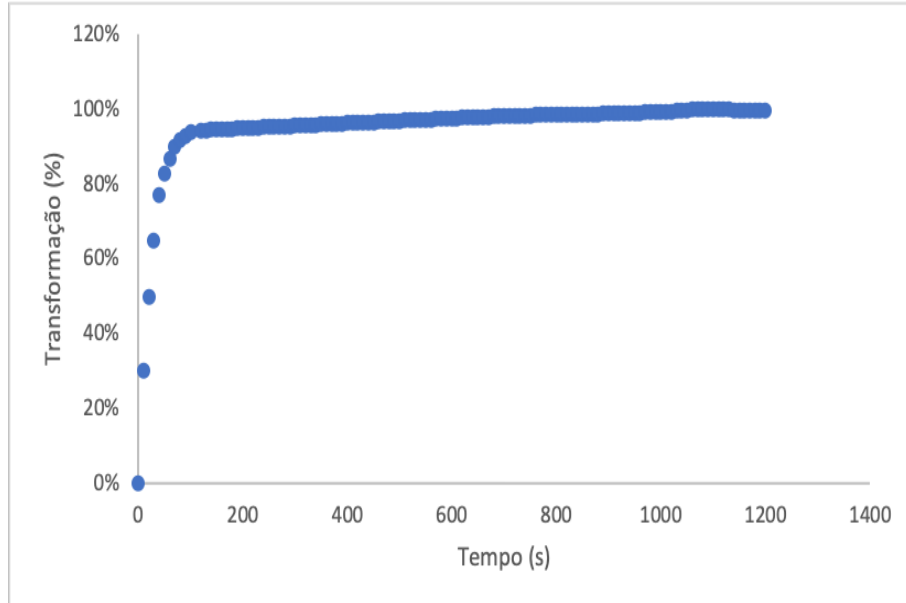


Figura 35: Curva dilatométrica do ensaio C

Fonte: Autor

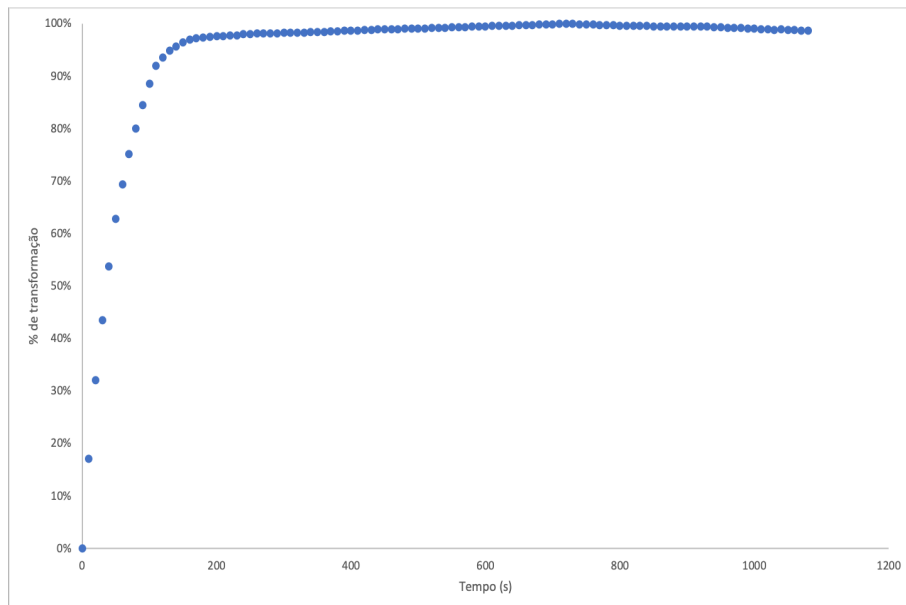


Figura 36: Curva dilatométrica do ensaio D

Fonte: Autor

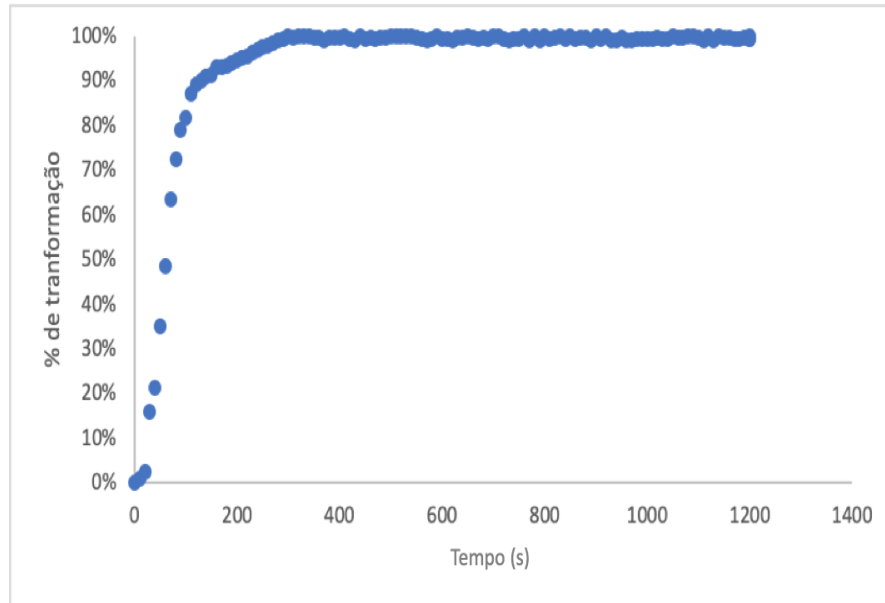


Figura 37: Curva dilatométrica do ensaio E

Fonte: Autor

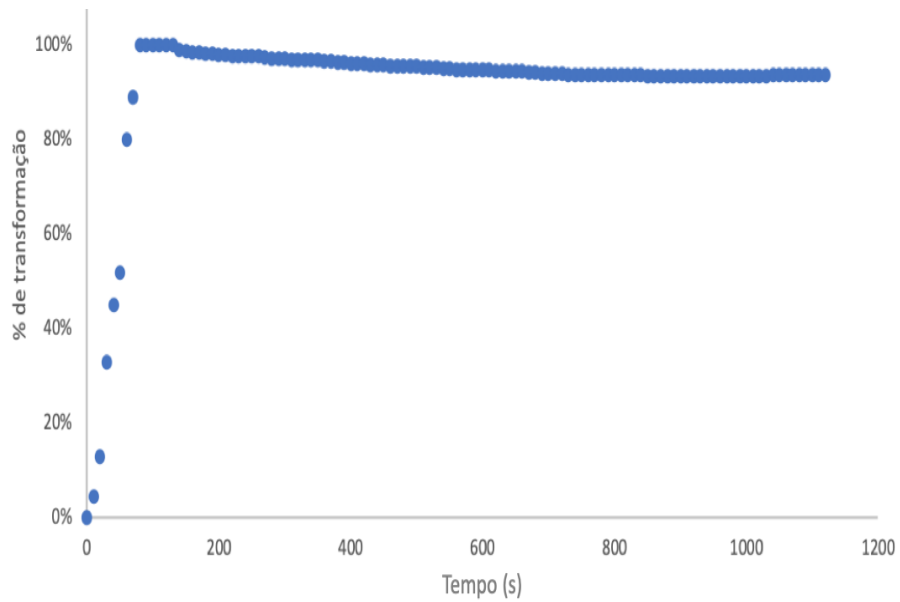


Figura 38: Curva dilatométrica do ensaio F

Fonte: Autor

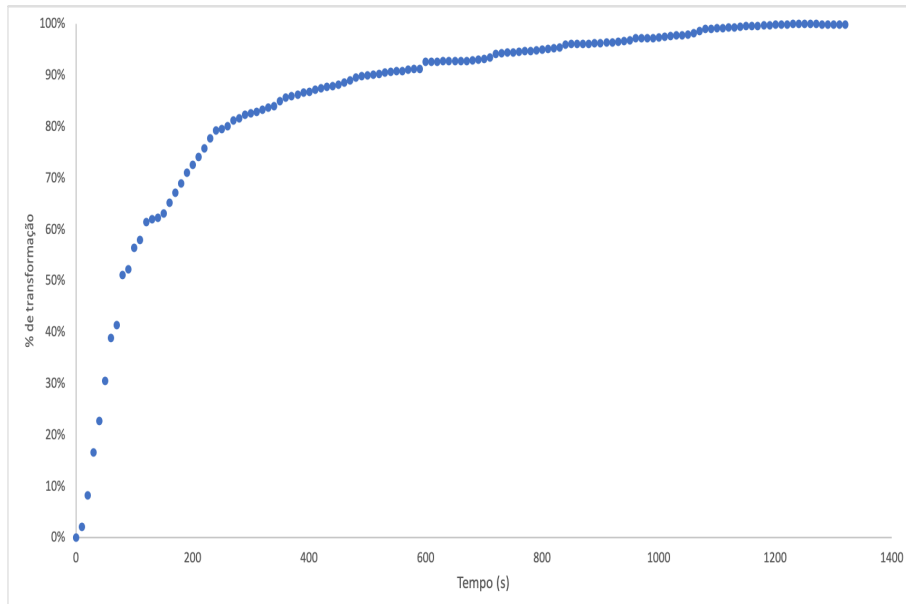


Figura 39: Curva dilatométrica do ensaio G

Fonte: Autor

## 5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A análise da figura 40 quando comparado ao diagrama TTT previamente apresentado (Figura 14) , podemos observar que houve uma distorção expressiva nos dados devido à configuração do equipamento utilizado para o ensaio ,citado anteriormente. Devido a este ocorrido, teve-se uma perda de acurácia nos resultados obtidos, principalmente nos momentos iniciais da transformação, que ocorre rapidamente.

Importante observar que no diagrama resultante dos experimentos foi traçado apenas uma curva S para toda a extensão de temperaturas , diferentemente do diagrama obtido na literatura (Figura 14) que traça duas curvas em C para cada uma das percentagens de transformação, a superior para transformação ferrítica e a inferior para transformação bainítica. Apesar desta diferença na estrutura dos diagramas, podemos observar a tendência de formação de dois "narizes" na figura 40 , com ponto de inflexão entre eles na região em torno de 500°C para as curvas de 1% e 50% , se aproximando do fenômeno observado no resultado esperado, porém a quantidade de temperaturas tomadas para este estudo não permite afirmar conclusivamente que ocorrerá a formação de um segundo "nariz" no diagrama irá se concretizar , apesar do resultado indicar que existe uma tendência de formação. A curva traçada para 99% de transformação , no entanto , não apresenta o mesmo fenômeno , possuindo apenas uma tendência de curva em C bem definida , apesar de ser esperado um comportamento semelhante ao das outras curvas obtidas. Análises metalográficas do material logo após os tratamentos poderiam esclarecer se a tendência da curva de transformação de 99% esta ocorrendo em região de formação ferrítica ou se já esta no campo bainítico , o que poderia explicar a o fato desta curva não apresentar nenhuma tendência de formação do segundo "nariz" da curva.

Na figura 41 realizou-se um paralelo entre a curva levantada neste trabalho<sup>40</sup> e a curva apresentada na literatura 14 para 1 minuto de transformação à 500°C, para permitir uma melhor análise dos resultados obtidos. Pode-se observar que existe uma divergência em relação ao estado da transformação neste ponto, onde a curva experimental indica uma transformação superior à 5% , enquanto a curva teórica indica que a transformação ainda

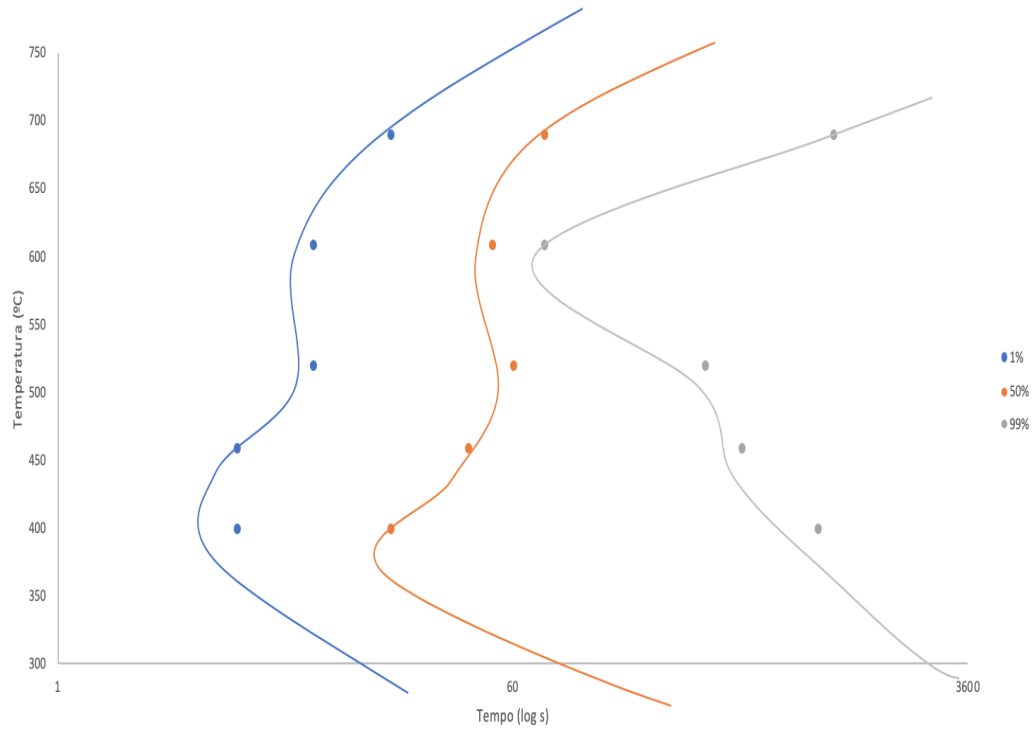


Figura 40: Diagrama TTT levantado experimentalmente

Fonte: Autor

está próxima de 1%. No entanto, para as temperaturas mais elevadas, acima de 600°C, os diagramas apresentam maior similaridade, tanto no estado da transformação quanto no formato do "nariz" da curva.

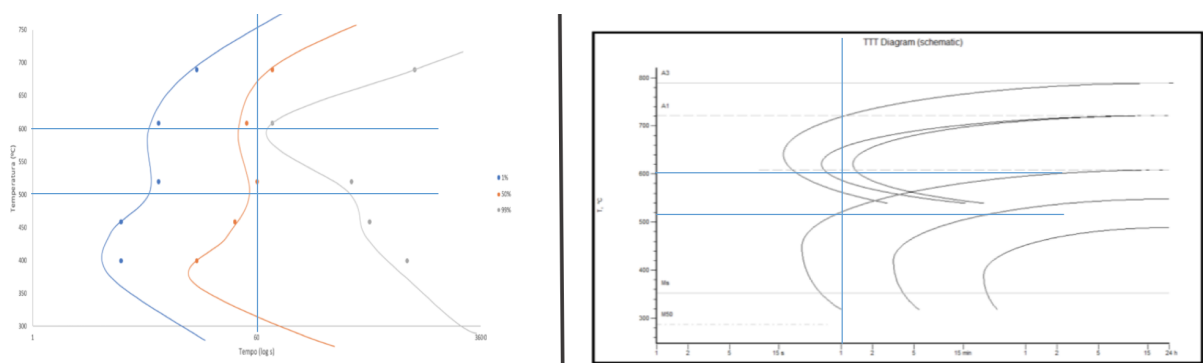


Figura 41: Comparação da curva elaborada experimentalmente e a curva produzida pelo software SteelCal

## 6 CONCLUSÃO

Por fim, pela análise dos resultados trazidos e com base na teoria estudada para a elaboração deste trabalho, podemos enumerar algumas conclusões.

- I A configuração do dilatômetro para coletar dados apenas de 10 em 10 segundos durante o tratamento isotérmico trouxe um significativo prejuízo para o levantamento da curva, principalmente para os menores percentuais de transformação, que ocorrem muito rapidamente para alguns intervalos de temperatura.
- II A quantidade de pontos tomados para a elaboração deste trabalho não permitiu que fosse plotada a curva TTT em toda sua extensão para que, assim, pudesse ser melhor comparada à literatura. Aconselha-se que em trabalhos futuros seja tomado como fonte de dados mais ensaios e em intervalos menores de temperatura entre  $A_{c3}$  e  $M_s$ .
- III As curvas de 1% e 50% de transformação se comportaram conforme o esperado, mostrando que é possível realizar o levantamento da curva TTT do material desejado utilizando ensaios dilatométricos. A curva de 99% de material transformado, no entanto, deve ser melhor analisada para entender seu comportamento.
- IV Quando realizado um paralelo entre o diagrama teórico encontrado na literatura e o diagrama experimental apresentado, observa-se maior proximidade no comportamento da transformação para as temperaturas superiores à 600°C.

## REFERÊNCIAS

- 1 KRAUSS, G. *Steels : Heat Treatment and Processing Principles*. [S.l.: s.n.], 1989.
- 2 SUN, C. C. Materials Science Tetrahedron—A Useful Tool for Pharmaceutical Research and Development. *Journal of Pharmaceutical Sciences*, v. 98, n. 5, p. 1671–1687, 2009.
- 3 CALLISTER, W. D. *Ciência de Engenharia de Materiais : Uma Introdução*. [S.l.: s.n.], 2000.
- 4 MAITREPIERRE, P.; THIVELLIER, D.; TRICOT, R. Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 6, p. 287–301, 02 1975.
- 5 HWANG, B.; SUH, D.-W.; KIM, S.-J. Austenitizing temperature and hardenability of low-carbon boron steels. *Scripta Materialia*, v. 64, n. 12, p. 1118 – 1120, 2011. ISSN 1359-6462. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646211001151>.
- 6 JIMÉNEZ, J. et al. Microstructure and mechanical properties of two ultrahigh boron steels. *Materials Science and Technology*, v. 11, p. 112–117, 02 1995.
- 7 HUMMEL, R. *Understanding materials science: History - Properties - Applications*. [S.l.: s.n.], 2005. 1-440 p.
- 8 UNTERWEISER, P. M. *Heat treaters guide , Standard practices and Procedures for Steel*. [S.l.: s.n.], 1981.
- 9 HONEYCOMBE, R. W. K. *Aços, Microestrutura e Propriedades*. [S.l.: s.n.], 1981.
- 10 COLPAERT, H. *"metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns"*. [S.l.: s.n.], 2008.
- 11 F.OSMOND. *Transformation du Fer*. [S.l.: s.n.], 1888.
- 12 BOYER, H. E. *Practical heat treating*. [S.l.: s.n.], 1984.
- 13 TAVARES, C. D. S. *Estudo do processo de têmpera em aço 15B28 aplicado em lâminas de motoniveladoras*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Santa Catarina, 2009.
- 14 MEHL, R. F.; HAGEL, W. C. The austenite: Pearlite reaction. *Progress in Metal Physics*, v. 6, p. 74 – 134, 1956. ISSN 0502-8205. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0502820556900053>.
- 15 HACKNEY, S.; SHIFLET, G. Pearlite growth mechanism. *Acta Metallurgica*, v. 35, n. 5, p. 1019 – 1028, 1987. ISSN 0001-6160. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616087900496>.

- 16 HUME-ROTHERY, W. Chapter viii - plain carbon steels: Pearlitic structures. In: HUME-ROTHERY, W. (Ed.). *The Structures of Alloys of Iron*. Pergamon, 1966. p. 194 – 218. ISBN 978-0-08-011249-7. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080112497500114>.
- 17 YIN, J. *Formation of Bainite in Steels*. Tese (doutorado) — KTH Royal Institute of Technology, Estocolmo, 2017.
- 18 BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. A perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical Transactions A*, v. 21, n. 3, p. 817–829, Mar 1990. ISSN 1543-1940. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/BF02656565>.
- 19 DAVENPORT, E. S.; BAIN, E. C. Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. *Metallurgical Transactions*, v. 1, n. 12, p. 3503–3530, Dec 1970. ISSN 1543-1916. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/BF03037892>.
- 20 LIN, H.-R.; CHENG, G.-H. Analysis of hardenability effect of boron. *Materials Science and Technology*, Taylor Francis, v. 6, n. 8, p. 724–730, 1990. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/mst.1990.6.8.724>.
- 21 WANG, X. M.; HE, X. L. Effect of boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels. *Isij International - ISIJ INT*, v. 42, 01 2002.
- 22 LIN, H.-R.; CHENG, G.-H. Hardenability effect of boron on carbon steels. *Materials Science and Technology*, Taylor Francis, v. 3, n. 10, p. 855–859, 1987. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/mst.1987.3.10.855>.
- 23 NAKASATO, F.; TAKAHASHI, M. Effects of boron, titanium, and nitrogen on the hardenability of boron-treated steels for heavy machinery. *Metals Technology*, v. 6, p. 102–105, 03 1979.
- 24 VENDRAMINE, C. D. F. Levantamento da curva ttt do aço 15b30 com análise dos constituintes ferrita e perlita. 2012.
- 25 SMI METAL ENGINEERING EXPO. *Two Bainitic Pre-Tempered Steel Grades for Similar Spring Applications: A New Concept*. Disponível em: <http://www.metalengineeringexpo.org/wp-content/uploads/2017/10/Two-Bainitic-Pre-Tempered-Steel-Grades.pdf>. Acesso em: 7 de Maio de 2019.
- 26 SSAB. Acesso em: 2 de Maio de 2019.
- 27 PAPIER, J. Da importância da dilatométrica diferencial no estudo dos metais e das ligas metálicas. 1958.
- 28 ZHAN, Y. Z.; DU, Y.; ZHUANG, Y. H. Chapter four - determination of phase diagrams using equilibrated alloys. In: ZHAO, J.-C. (Ed.). *Methods for Phase Diagram Determination*. Oxford: Elsevier Science Ltd, 2007. p. 108 – 150. ISBN 978-0-08-044629-5. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080446295500045>.
- 29 PIZETTA, D. C.; MASTELARO, V. R. Construção de um dilatômetro e determinação do coeficiente de dilatação linear. *Revista Brasileira de Ensino de Física*, scielo, v. 36, p. 1 – 5, 03 2014. ISSN 1806-1117. Disponível em: [http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S1806-11172014000100013&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1806-11172014000100013&nrm=iso).

30 MONLEVADE, E. F. de. *Estudo das transições morfológicas na decomposição da austenita utilizando um par de difusão Fe-5%Ni/Fe-10%Ni*. Tese (doutorado) — Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

31 KANG, M. K. et al. The time-temperature-transformation diagram within the medium temperature range in some alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 23, n. 3, p. 785–795, Mar 1992.