



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

GABRIEL ALMEIDA DE OLIVEIRA

**ANÁLISE DA CINÉTICA DA TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA A 665 °C E
CARACTERIZAÇÃO DOS SEUS EFEITOS NA MICROESTRUTURA E NA
DUREZA DO AÇO SAE 1080**

FORTALEZA

2019

GABRIEL ALMEIDA DE OLIVEIRA

**ANÁLISE DA CINÉTICA DA TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA A 665 °C E
CARACTERIZAÇÃO DOS SEUS EFEITOS NA MICROESTRUTURA E NA
DUREZA DO AÇO SAE 1080**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.

FORTALEZA

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

O47a Oliveira, Gabriel Almeida de.

Análise da cinética da transformação isotérmica a 665 °C e caracterização dos seus efeitos na microestrutura e na dureza do aço SAE 1080 / Gabriel Almeida de Oliveira. – 2019.

71 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.

Orientação: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.

1. Tratamento Térmico. 2. Transformação de Fases. 3. Cinética Química. 4. SAE 1080. I. Título.

CDD 669

GABRIEL ALMEIDA DE OLIVEIRA

**ANÁLISE DA CINÉTICA DA TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA A 665 °C E
CARACTERIZAÇÃO DOS SEUS EFEITOS NA MICROESTRUTURA E NA
DUREZA DO AÇO SAE 1080**

Trabalho de conclusão de curso
apresentado ao Departamento de
Engenharia Metalúrgica e de Materiais da
Universidade Federal do Ceará como parte
dos requisitos para a obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: ____/____/____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva (Orientador)
Universidade Federal Do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Universidade Federal Do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Jorge Luiz Cardoso
Universidade Federal Do Ceará (UFC)

A minha família pela fiel confiança e encorajamento, aos meus amigos por nossa valiosa fraternidade e aos mestres pelo desafio e conhecimento.

AGRADECIMENTOS

Aos meu pais e irmã, Mauro, Daniele e Beatriz, por todo o apoio altruísta e incondicional as minhas escolhas, por me ensinarem a paciência e o valor da educação; aos meus avós, José, Dolores e Eliane, que me demonstraram o valor da simplicidade; aos meus tios e tias, Vânia, Aécio, Aerton, Cláudia, Teresa, Zilane, pois me ensinaram a perseverança e sempre me trazem alegria; aos meus primos pela doce infância.

Aos meus grandes amigos de longa data Daniel Franklin, João Eduardo, Lucas Araújo, Marina, Gênison, Lucas Capistrano, Alice, Davi Frota e Brena Rabelo, pelas *wii-parties*, receitas absurdas e por todo apoio e carinho que sempre me oferecem.

A todos meus amigos e colegas no curso de Engenharia Metalúrgica, especialmente Guilherme Gadelha, Giovani Gonçalves, Ronaldo Lima, Raphaella Hermont, Emerson Edilson, Jamil Nobre, Gustavo Saboia, Stayne Ribeiro, Misael Peixoto, José Analzido, Lucas Coelho, Fábio Gomes, Bruno Braga, Thiago Freitas, Igor Fernandes, Lucas Moura, Otilio Freire, Dyego Obina, Júlio César, Javã Lira, Daniel Lucas, Ramon Sampaio e Diego Dias, pelo companheirismo ao longo do curso, noites viradas de estudo, alegrias e comédias fantásticas.

Aos meus colegas do Programa de Educação Tutorial, Rafael Lima, Pedro Henrique, Rayssila Ripardo, Maria Vasconcelos, Luiza Guedes, Patrick Melo, Soraya Castro, Davi Marques e João Fernandes, por nossos momentos de trabalho em equipe e discussões construtivas, assim como a nosso tutor do PET, professor Marcelo Motta, por sua orientação com muita dedicação e apreço.

Ao meu professor e orientador Dr. Marcelo José Gomes da Silva pelo aprendizado em suas aulas, pela oportunidade deste trabalho e sua compreensão e apoio ao longo da execução dele.

Aos bolsistas e colegas do LACAM que me auxiliaram com muita atenção e companheirismo nos experimentos deste e anteriores trabalhos ao longo do curso,

em especial a Carlos Viana, Natan Lima, Ana Larissa, Hana Livia e também ao Dr. Flávio Gaspar que sempre auxilia os alunos com muita cortesia e dedicação.

Aos meus amigos do intercâmbio: Temponi, Vina, Leonardo, Pinduca, Marcel, Paulo, João, Bete, Rodrigo, Ya, Jefferson, Kimura, Chaves, Joyce, Pico, Jacqueline, Pedro, Luciana, Filipe, Andressa, Daniele, Andy, Agatha, Darlan e Isabella; pelo companheirismo, carinho e todas as experiências em solo americano.

“Nada é permanente, exceto a mudança.”
(Heráclito de Éfeso)

RESUMO

O presente trabalho busca avaliar a cinética da transformação isotérmica a 665 °C de um aço-carbono SAE 1080 pela observação da alteração gradativa da sua microestrutura e averiguar como a microdureza se modifica no decorrer da transformação. Inicialmente, a espectrometria de emissão ótica forneceu a composição química da peça estudada a fim de se verificar particularidades dela. Em seguida, seis amostras cortadas da peça são submetidas a tratamento térmico constituído de três fases: austenitização a 850 °C por 15 minutos; tratamento isotérmico a 665 °C por tempo variado por amostra, de 90 a 300 segundos; imersão em água a temperatura ambiente. Executou-se a análise metalográfica e a quantificação de fases das amostras para determinar a microestrutura relacionando-a com o progresso da transformação isotérmica. Ensaios de microdureza Vickers permitiram verificar a influência da transformação avaliada nas propriedades mecânicas do material. Constatou-se que as amostras apresentam um teor de silício próximo ao limite máximo (0,60%p) permitido pela norma NBR NM 87. As micrografias revelaram uma microestrutura composta de martensita, cementita proeutetóide, perlita e inclusões não-metálicas, das quais a morfologia sugere que sejam inclusões duplex compostas de silicatos e sulfetos, ambos de manganês. A quantificação das fases demonstra o progresso da transformação isotérmica a qual em 90 segundos resulta em uma microestrutura com 98,25% de martensita, enquanto em 300 segundos ela é constituída de 97,82% de perlita. Os valores de microdureza indicam o amolecimento do material ao longo da transformação, desde uma dureza média de 794 HV até 282 HV, valores característicos da transição de uma microestrutura martensítica para perlítica. Ademais, estima-se através desses valores que o espaçamento interlamelar da perlita formada é 0,31 µm. Então, seguindo procedimento explicado por (Christian, 2002), com os dados obtidos se determina a equação de Avrami que descreve a cinética da transformação isotérmica. Por sua vez, a equação indica que ela ocorreu pelo mecanismo de nucleação heterogênea com núcleos que cresceram em três dimensões.

Palavras-chave: Aço 1080; Transformação isotérmica; Tratamento térmico; Cinética de transformação; Quantificação de fases; Microdureza.

ABSTRACT

The current study seeks to evaluate the kinetics of the isothermal transformation at 665 °C of a SAE 1080 carbon steel through inspection of its microstructural gradual shifts and to examine how the hardness changes during transformation. Initially, emission spectrometry provided the chemical composition of the steel specimen in order to investigate its particularities. Then, six samples cut out from the specimen were heat treated in three continuous stages: austenitization at 850 °C for 15 minutes; isothermal treatment at 665 °C for 90 to 300 seconds with individual value per sample; water quenching at room temperature. Metallographic and volume fraction estimation enables identifying and correlating the observed microstructure with ongoing isothermal transformation, furthermore, Vickers hardness tests showed its influence on the mechanical properties of the material. Chemical analysis revealed that the specimen present a silicon content close to the maximum limit (0.60wt%) allowed by the norm NBR NM 87. The micrographs exhibited a microstructure constituted of martensite, proeutectoid cementite, perlite and nonmetallic inclusion whose morphology indicates that they are duplex inclusions composed of silicates and sulphides, both of manganese. The volume fraction estimations demonstrated the progress of the isothermal transformation, thus, at 90 seconds of treatment the microstructure is constituted of 98.25% martensite, while at 300 seconds it's composed of 97.82% perlite. The obtained hardness data described a gradual softening of the material during the transformation; starting with average hardness of 794 HV that decreases to 282 HV, a typical behavior of the transition from martensite to perlite. Additionally, these results indicates that the interlamellar spacing of the obtained perlite is 0.31 μm . Applying the kinetics analysis described by (Christian, 2002) to the volume fraction results leads to the determination of an Avrami equation that describes the observed isothermal transformation, further, the equation indicates that the transformation occurs via heterogeneous nucleation with tridimensional nuclei growth.

Keywords: SAE 1080 steel, Isothermal transformation, Heat treatment, Transformation kinetics, Volume fraction, Microhardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	– Região de aço eutetóide esfriado muito lentamente a partir do campo austenítico. Observa-se os grãos de perlita e suas lamelas bem definidas.	Ataque: Nital.....	26
Figura 2	– Microestrutura de um aço 5160 austenitizado em 830°C, tratado isotermicamente e temperado em água, para dois tratamentos isotérmicos diferentes: (a) bainita superior sobre fundo de martensita, gerada em 538°C por 60s; (b) bainita inferior sobre fundo de martensita, gerada em 343°C por 5 minutos. Ataque: Nital 2%		27
Figura 3	– Aparência da martensita: (a) Aço 8620 austenitizado em 927°C, tratado isotermicamente em 677°C por 1 minuto e temperado em água, ataque: Nital 2%; (b) Martensita em aço baixa liga ASTM A533 Cl.1 (ASME AS 533 Cl 1 ou 20MnMoNi55) com C = 0,2%, Mn = 1,38%, Si = 0,25%, Ni = 0,83%, Mo = 0,49% resfriado continuamente com 50 °C/s. Temperatura de início de transformação: 415 °C. Ataque: Nital 2%		29
Figura 4	– Durômetro para ensaios Vickers		35
Figura 5	– Peça recebida após o corte das amostras		38
Figura 6	– Espectrômetro Shimadzu PDA-7000		40
Figura 7	– Exemplo de amostra produzida, AT-05		40
Figura 8	– Cortadora Fortel II		41
Figura 9	– Forno EDG 3P-S utilizado na austenitização das amostras		42
Figura 10	– Forno EDGCON 1P utilizado na etapa de tratamento isotérmico		44
Figura 11	– Microscópio Axio Imager.M2m da Zeiss		46
Figura 12	– Carta padrão para avaliação micrográfica das inclusões comuns dos aços, produzida pela Associação dos Siderúrgicos Suecos (Jernkontoret)		47
Figura 13	– Micrografia da amostra AT-04 com grade sobreposta. Observa-se grãos de perlita em fundo branco, posteriormente identificado como martensita		48

Figura 14	– Impressão produzida por ensaio de microdureza Vickers. As barras pretas são marcadores utilizados para a medição das suas dimensões	49
Figura 15	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-01. Observa-se pequenos grãos brancos de cementita proeutetóide e inclusões sobre matriz indefinida (martensita). Ataque: Nital 2%	51
Figura 16	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-02. Identifica-se grãos perlíticos e inclusões globulares (em preto) sobre matriz não revelada (martensita). Ataque: Nital 2%	51
Figura 17	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-03. Observa-se grãos de perlita em fundo indefinido (martensita). Ataque: Nital 2%	52
Figura 18	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-04. Identifica-se grãos de perlita sobre fundo não revelado (martensita). Ataque: Nital 2%	52
Figura 19	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-05. Observa-se grãos de perlita e grãos brancos não revelados (martensita). Ataque: Nital 2%..	53
Figura 20	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-06. Identifica-se uma matriz perlítica com inclusões (em preto) e pequenos grãos não revelados (martensita). Ataque: Nital 2%	53
Figura 21	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-03. Observa-se grãos de perlita em fundo de martensita com morfologia de agulhas. Ataque: Picral 4%	54
Figura 22	– Micrografia ótica em 500x da amostra AT-02, identifica-se uma matriz de martensita em forma de agulhas com grãos de perlita. Ataque: Picral 4%	55
Figura 23	– Micrografia ótica em 100x da amostra AT-06. Destacam-se inclusões não-metálicas de morfologia variada em preto sobre uma matriz perlítica com grãos brancos não revelados. Ataque: Nital 2%	56

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1	– Classificação dos aços carbono	21
Gráfico 2	– Diagrama de fases ferro-carbono até 6,67%p C. As linhas sólidas indicam os valores para o equilíbrio Fe-Fe ₃ C; as linhas pontilhadas representam o equilíbrio ferro-grafita	25
Gráfico 3	– Fração sob reação isotérmica em função do logaritmo do tempo para a transformação da austenita em perlita para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide (0,76%p C)	31
Gráfico 4	– Gráfico da fração transformada em função do logaritmo do tempo, típico para muitas transformações no estado sólido onde a temperatura é mantida constante	32
Gráfico 5	– Diagrama de Transformação-Temperatura-Tempo (TTT) de um aço eutetóide	33
Gráfico 6	– Diagrama do procedimento experimental executado	39
Gráfico 7	– Diagrama TTT do aço 1080 contendo 0,79 %p e 0,76 %p Mn. As temperaturas Ms, M50 e M90 foram estimadas	44
Gráfico 8	– Regressão linear para determinar as constantes k e n para a equação (1)	62
Gráfico 9	– Fração de perlita transformada por tempo de tratamento isotérmico a 665 °C	63
Gráfico 10	– Microdureza Vickers por tempo de tratamento isotérmico e fase transformada. Os intervalos das medidas foram calculados com um nível de confiança de 95%	65
Gráfico 11	– Variação de dureza da perlita com o espaçamento interlamelar para aços 0,8%p C com e sem adição de 0,03%p Nb	66
Gráfico 12	– Microdureza da perlita e da bainita para aços 0,8%p C com e sem adição de 0,03%p Nb transformados isotermicamente. Austenitizados a 1350 °C	66
Gráfico 13	– Dureza em função do teor de carbono para várias microestruturas dos aços. Áreas riscadas ilustram o efeito da austenita retida	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	– Características mecânicas de materiais laminados a quente e aplicações típicas para vários aços-carbono comuns com baixo carbono e aços de alta resistência e baixa liga	22
Tabela 2	– Aplicações típicas e faixas de propriedades mecânicas para aços-carbono comuns e aços-liga temperados em óleo e revenidos	23
Tabela 3	– Composição química de um aço 1080 segundo a norma NBR NM 87:2000	37
Tabela 4	– Propriedades mecânicas mínimas estimadas para barras de aço 1080 não resulfurado	37
Tabela 5	– Composição química da peça obtida pela medida de espectrometria de emissão ótica	38
Tabela 6	– Temperatura de austenitização e martêmpera para alguns aços	42
Tabela 7	– Tempo de tratamento isotérmico para cada amostra	43
Tabela 8	– Quantificação de fases da amostra AT-01, 1,5 minutos de tratamento isotérmico a 665°C	58
Tabela 9	– Composição de fases da amostra AT-02, 2 minutos de tratamento isotérmico a 665°C	58
Tabela 10	– Quantificação de fases da amostra AT-03, 2,5 minutos de tratamento isotérmico, 665°C	59
Tabela 11	– Composição de fases da amostra AT-04, 3 minutos de tratamento isotérmico a 665°C	59
Tabela 12	– Quantificação de fases da amostra AT-05, 4 minutos de tratamento isotérmico a 665°C	60
Tabela 13	– Composição de fases da amostra AT-06, 5 minutos de tratamento isotérmico a 665°C	60
Tabela 14	– Dados experimentais organizados como aplicados a regressão linear.....	62
Tabela 15	– Resultados do ensaio de dureza Vickers	64

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
EUA	Estados Unidos da América
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
NBR	Norma Brasileira
NM	Norma Mercosul
PDA	Pulse Height Distribution Analysis
SAE	Society of Automotive Engineers
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TTT	Transformação-Temperatura-Tempo
UFC	Universidade Federal do Ceará

LISTA DE SÍMBOLOS

°C	Graus Celsius
%p	Porcentagem em peso
MPa	Megapascal
%AL	ductilidade, em porcentagem de alongamento
γ	Austenita
α	Ferrita ou ferro alfa
δ	Ferro delta ou ferrita- δ
n	Expoente da equação de Avrami
k	Constante da equação de Avrami
M _i , M _s	Temperatura de início da transformação martensítica
M _f	Temperatura de término da transformação martensítica
HV	Dureza Vickers
N	Newton
ksi	1000 libras por polegada quadrada
HB	Dureza Brinell
HRC	Dureza Rockwell: escala C
μm	Micrômetros
\bar{P}_P	Média das porcentagens de fase quantificada
P _{P,i}	Porcentagem de fase quantificada
IC 95%	Intervalo de confiança de 95%

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
2.1	Geral	19
2.2	Específicos	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	Aços Carbono	20
3.1.1	<i>Classificação composicional e aplicações dos aços carbono</i>	21
3.1.2	<i>Austenita, ferrita e cementita</i>	23
3.1.3	<i>Perlita e Bainita</i>	25
3.1.4	<i>Martensita</i>	28
3.2	Transformação isotérmica e o diagrama TTT	30
3.3	Dureza	34
3.3.1	<i>Ensaio Vickers</i>	34
4	MATERIAIS E MÉTODOS	37
4.1	Materiais	37
4.2	Métodos	38
4.2.1	<i>Espectrometria de emissão ótica</i>	39
4.2.2	<i>Corte</i>	40
4.2.3	<i>Tratamento Térmico</i>	41
4.2.4	<i>Metalografia</i>	45
4.2.5	<i>Quantificação de fases</i>	46
4.2.6	<i>Ensaio de microdureza</i>	48
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	50
5.1	Composição química	50

5.2	Microscopia ótica	50
5.2.1	<i>Ataque com Nital 2%</i>	50
5.2.2	<i>Ataque com Picral 4%</i>	54
5.3	Quantificação de fases	55
5.3.1	<i>Inclusões não-metálicas</i>	55
5.3.2	<i>Fases principais</i>	57
5.4	Cinética da transformação isotérmica	61
5.5	Efeito da transformação isotérmica na microdureza	64
6	CONCLUSÕES	68
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	69
	REFERÊNCIAS	70

1 INTRODUÇÃO

O tratamento térmico de ligas metálicas faz parte da essência da metalurgia enquanto tecnologia tanto que as primeiras práticas de tratamento surgem concomitantemente com a fabricação das primeiras ferramentas, armas, moedas e peças decorativas metálicas. A princípio, as etapas de tratamento térmico se mesclavam indefinidamente com as demais fases da produção de armas metálicas, entretanto, logo se observou a influência da têmpera em água na resistência e durabilidade de peças de aço. Assim, é sabido que diversas técnicas de têmpera foram individualmente desenvolvidas ao redor do mundo para aprimorar o aço adquirido. Elas se fundamentavam em observar a coloração do metal quente para identificar quando e por quanto tempo seria adequado submeter o metal a imersão em água. Então, por séculos esses tratamentos foram desenvolvidos de forma artística ou supersticiosa, como em reinos do oriente médio na era medieval onde espadas incandescentes eram ritualisticamente temperadas ao serem atravessadas em um bode vivo.

Foi no meio do século 19 que estudos científicos produzidos nos EUA e na França buscaram compreender de forma aprofundada o processo de endurecimento do aço quando submetido a têmpera. Já em meados do século 20, os primeiros diagramas de fase são desenhados e rapidamente se tornam ferramentas essenciais para a indústria metalurgista. Além disso, em 1906, o pesquisador alemão A. William figura entre os primeiros a observar que ligas não-ferrosas, na sua pesquisa ligas Al-Cu, também são suscetíveis a endurecimento por tratamento térmico. Nas décadas de 1910 e 1920, as técnicas de difração de raios-x são adaptadas para o estudo de aços e o trio R. Merica, Waltenberg e Scott postulam os mecanismos responsáveis pela formação de precipitados dispersos durante o envelhecimento de ligas contendo soluções sólidas supersaturadas.

Assim, chega a década de 1930 na qual os metalurgistas Davenport e Bain desenvolveram um extenso estudo da transformação eutetóide do aço em temperatura constante. Seus resultados junto com os de tantos outros pesquisadores permitiram uma melhor compreensão da cinética das transformações de fases que ocorrem durante os tratamentos térmicos. Por fim, criou-se gráficos que compilam tal

conhecimento de forma simplificada e cujo propósito é facilitar a elaboração e execução de tratamentos térmicos na indústria: são os diagramas de Transformação-Temperatura-Tempo (TTT).

Revisitando as pesquisas de Davenport e Bain, neste trabalho se procura equacionar a cinética da transformação isotérmica a 665 °C de um aço SAE 1080 através da observação e compreensão das alterações microestruturais que ocorram durante a transformação, ademais, as modificações de microdureza ao longo da transformação serão medidas e correlacionadas com a microestrutura. Para esses objetivos, amostras de aço 1080 são tratadas termicamente em três etapas: austenitização a 850 °C por 15 min; tratamento isotérmico a 665 °C por tempo variado por amostra, de 90 a 300 segundos; imersão em água a temperatura ambiente. Em seguida, as amostras tratadas são examinadas por metalografia com microscopia ótica. Deste modo, executa-se uma quantificação de fases a partir das micrografias obtidas a fim de se avaliar a microestrutura variante e, por essas variações, se pode descrever a cinética da transformação. Posteriormente, ensaios de dureza Vickers são executados, pois seus resultados permitem a construção do perfil de modificação temporal da dureza ao longo da transformação.

2 OBJETIVOS

2.1 Geral

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a cinética da transformação isotérmica a 665 °C do aço SAE 1080 e correlacioná-la com as modificações observadas na microestrutura e na dureza do material.

2.2 Específicos

- Determinar uma equação de Avrami que descreva a cinética da transformação isotérmica avaliada;
- Construir um gráfico de fase transformada por tempo de transformação;
- Elaborar o perfil de dureza do material ao longo da transformação isotérmica avaliada;
- Relacionar as modificações microestruturais com as variações de dureza do material.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Carbono

Os aços são ligas ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga (Callister, 2008). A extensa gama de aços é tradicionalmente classificada de acordo com sua composição química em dois grandes grupos: aços carbono e aços ligados.

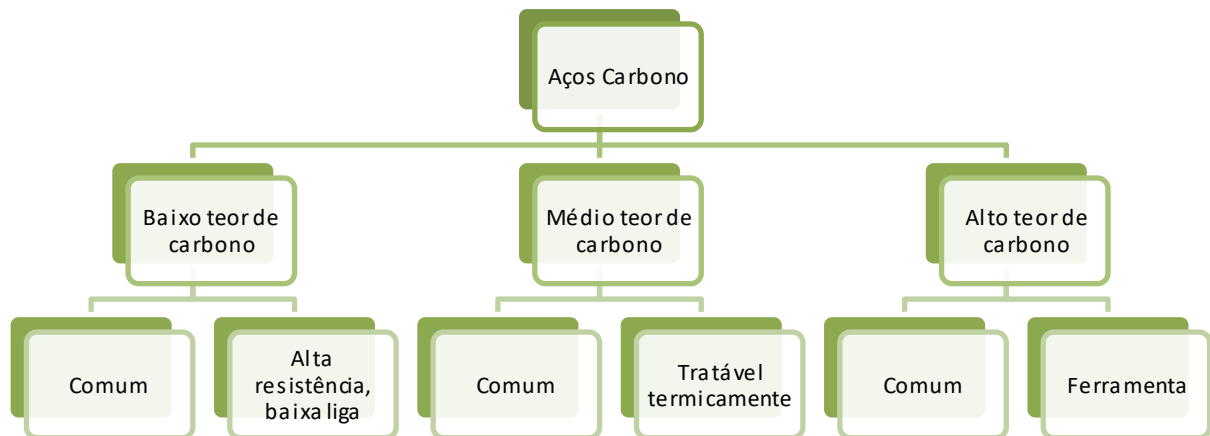
Os aços-ligas são caracterizados pela adição de elementos de ligas que propiciam propriedades potencializadas como alta resistência a corrosão (aços inoxidáveis) ou elevada dureza (aços ferramenta). O teor total desses elementos varia muito, nos chamados aços baixa liga esse valor normalmente está por volta de 3%p a 3,5%p, enquanto que nos aços alta liga, tal valor deve ser de no mínimo 10%p a 12%p, pois se almeja promover profundas alterações na estrutura da liga (Chiaverini, 1996). Os principais elementos de liga são: cromo e níquel para aços inoxidáveis; molibdênio, tungstênio e vanádio para aços-ferramenta (Callister, 2008).

Segundo a norma NBR NM 87 da ABNT (2000), caracterizam-se como aços carbono, as ligas ferro-carbono cuja composição química em peso respeite os seguintes limites: para o carbono, o manganês, o fósforo e o enxofre, os teores máximos permitidos são respectivamente de 1,03%p, 1,65%p, 0,060%p e 0,065%p. Quando o boro ou o cobre são requeridos para compor a liga, demanda-se respectivamente os teores mínimos de 0,0005%p e 0,20%p. Para a adição de chumbo, permite-se valores de 0,15%p a 0,35%p. Enfim, a especificação para o silício é dada em intervalos, dos quais o de maior teor corresponde aos valores de 0,30 a 0,60%p. Assim, os aços carbono possuem suas propriedades associadas, principalmente, ao seu teor de carbono e manganês. Enquanto que demais elementos que se apresentem em sua composição são pequenas adições de liga para melhorar sua usinabilidade (cobre, bismuto) e propriedades mecânicas (vanádio, molibdênio) ou são impurezas residuais (enxofre e fósforo).

3.1.1 Classificação composicional e aplicações dos aços carbono

Há três subdivisões tradicionais dos aços carbono de acordo com seu teor de carbono: os aços baixo carbono que contêm menos de 0,25%p de carbono; aços médio carbono com teor de 0,25%p C a 0,60%p C; e os aços alto carbono que possuem de 0,60%p C a 1,4%p C. Como ilustrado no Gráfico 1.

Gráfico 1 – Classificação dos aços carbono.



Fonte: adaptado de ASM (1990).

Aços baixo carbono são empregados na fabricação de embalagens, painéis de carroceria de automóveis, tubulações, chapas aplicadas em edifícios e pontes, dentre outros. Tais aplicações são justificadas pela combinação de baixo custo, tenacidade e excepcional ductilidade (Silva; Mei, 2006). Além disso, essas ligas também são facilmente soldáveis, mas possuem baixa dureza e resistência mecânica (Callister, 2008). Essas propriedades advêm da microestrutura constituída de ferrita e perlita, a qual não responde a tratamentos térmicos de endurecimento por formação de martensita, visto que esta constituinte demanda maior teores de carbono para se formar. A Tabela 1 exemplifica as características mecânicas de aços baixo carbono.

Tabela 1 – Características mecânicas de materiais laminados a quente e aplicações típicas para vários aços-carbono comuns com baixo carbono e aços de alta resistência e baixa liga.

Número AISI/SAE ou ASTM	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Ductilidade (%AL em 50mm)	Aplicações Típicas
Aços-carbono comuns com baixo teor de carbono				
1010	325	180	28	Painéis de automóveis, pregos e arames
1020	380	205	25	Tubos; aço estrutural e em chapas
A36	400	220	23	Estrutural (pontes e edificações)
A516 Classe 70	485	260	21	Vasos de pressão para baixas temperaturas
Aços de alta resistência e baixa liga				
A440	435	290	21	Estruturas que são aparafusadas ou rebitadas
A633 Classe E	520	380	23	Estruturas usadas em temperaturas ambientes baixas
A656 Classe 1	655	552	15	Chassis de caminhões e vagões de trem

Fonte: adaptado de Callister (2008).

Por sua vez, os aços com médio teor de carbono são susceptíveis a endurecimento por tratamentos térmicos, assim, essas ligas são frequentemente tratadas com uma sequência de austenitização, têmpera e revenido a fim de se obter a microestrutura de martensita revenida, a qual propicia alta resistência mecânica e boa resistência a abrasão com manutenção de boa tenacidade (Callister, 2008). Algumas aplicações desse conjunto de ligas são rodas, eixos e trilhos de trem, virabrequins, engrenagens e acoplamentos (ASM, 1990).

A categoria dos aços alto carbono inclui os aços carbono de maior resistência mecânica e dureza, mas com a menor ductilidade. Assim como os aços médio carbono, essa categoria também é tratada termicamente para endurecimento e usualmente empregada no estado revenido. Porém, sua resistência ao desgaste será superior e possuem uma capacidade vantajosa de manter um fio de corte afiado, quando empregados em ferramentas (Callister, 2008). Então, as principais aplicações desse grupo são em ferramentas como: martelos, lâminas de serra, facas, talhadeiras;

e também em molas e arames de alta resistência (ASM, 1990). A Tabela 2 fornece exemplos das propriedades mecânicas de aços alto carbono e aços-liga.

Tabela 2 – Aplicações típicas e faixas de propriedades mecânicas para aços-carbono comuns e aços-liga temperados em óleo e revenidos.

Número AISI/SAE ou ASTM	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Ductilidade (%AL em 50mm)	Aplicações Típicas
Aços-carbono comuns com médio e alto teor de carbono				
1040	605-780	430-585	33-19	Virabrequins, parafusos
1080	800-1310	480-980	24-13	Talhadeiras, martelos
1095	760-1280	510-830	26-10	Facas, lâminas de serra
Aços-liga				
4063	786-2380	710-1770	24-4	Molas, ferramentas manuais
4340	980-1960	895-1570	21-11	Buchas, tubulações de aeronaves
6150	815-2170	745-1860	22-7	Eixos, pistões, engrenagens

Fonte: adaptado de Callister (2008).

Segundo ASM (1990), ainda há uma quarta classe de aços carbono chamada de ultra alto teor de carbono na qual se incluem ligas experimentais com teores aproximados de 1,25%p C a 2,0%p C e que são caracterizadas por uma microestrutura de grãos equiaxiais ultrafinos de ferrita com uma distribuição uniforme de carbetos proeutetóide finos, esféricos e descontínuos. Essa particular microestrutura possibilita um comportamento superplástico da liga.

3.1.2 Austenita, ferrita e cementita

São quatro fases principais que constituem os aços carbonos: austenita, ferrita, cementita e martensita. A proporção da quantidade de cada uma dessas fases junto com a microestrutura em que se organizam afetam diretamente as propriedades da liga.

A austenita e a ferrita são fases cristalinas dúcteis fundamentais do ferro puro, por isso sua presença nos aços. A austenita, também denominada de ferro gama (γ), se caracteriza por uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) não magnética que é estável de 912°C até 1394°C e cujo limite de solubilidade para o carbono é de 2,11%p quando em equilíbrio com a cementita a 1148°C (ASM, 1990). Por sua vez, a ferrita é capaz de solubilizar o máximo de 0,0218%p C a 727°C, ponto de equilíbrio com a cementita, e possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrada (CCC) magnética que é estável em dois intervalos: desde temperaturas abaixo da ambiente até 912°C, no qual é nomeada de ferro alfa (α); e de 1394°C ao ponto de fusão em 1530°C, chamada de ferro delta (δ) (ASM, 1990).

É devido à baixa solubilidade do carbono na ferrita e na austenita que ocorre a formação de uma nova fase fundamental nos aços: a cementita. Quando um aço carbono é resfriado de seu ponto de fusão até a temperatura ambiente, sua estrutura cristalina eventualmente irá se transformar de austenita para ferrita (α). Nessa transformação os átomos de carbono que não forem solubilizados pela ferrita (α) irão se concentrar em regiões adjacentes a ela, assim, haverá a formação de uma nova fase nessas regiões para acomodar esse excesso de carbono: o carbeto de ferro (Fe_3C), também denominado de cementita. A cementita apresenta estrutura cristalina ortorrômbica, detém capacidade de solubilizar até 6,7%p de carbono e se caracteriza por ser muito dura e frágil, logo sua presença promove o aumento da resistência mecânica dos aços (Callister, 2008).

3.1.3 Perlita e Bainita

Observando-se o diagrama de fases Fe-C no Gráfico 2 se percebe uma reação eutetóide no ponto de 0,77%p C e 727°C, a qual pode ser descrita como:

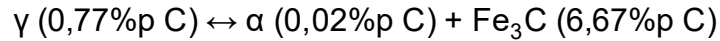
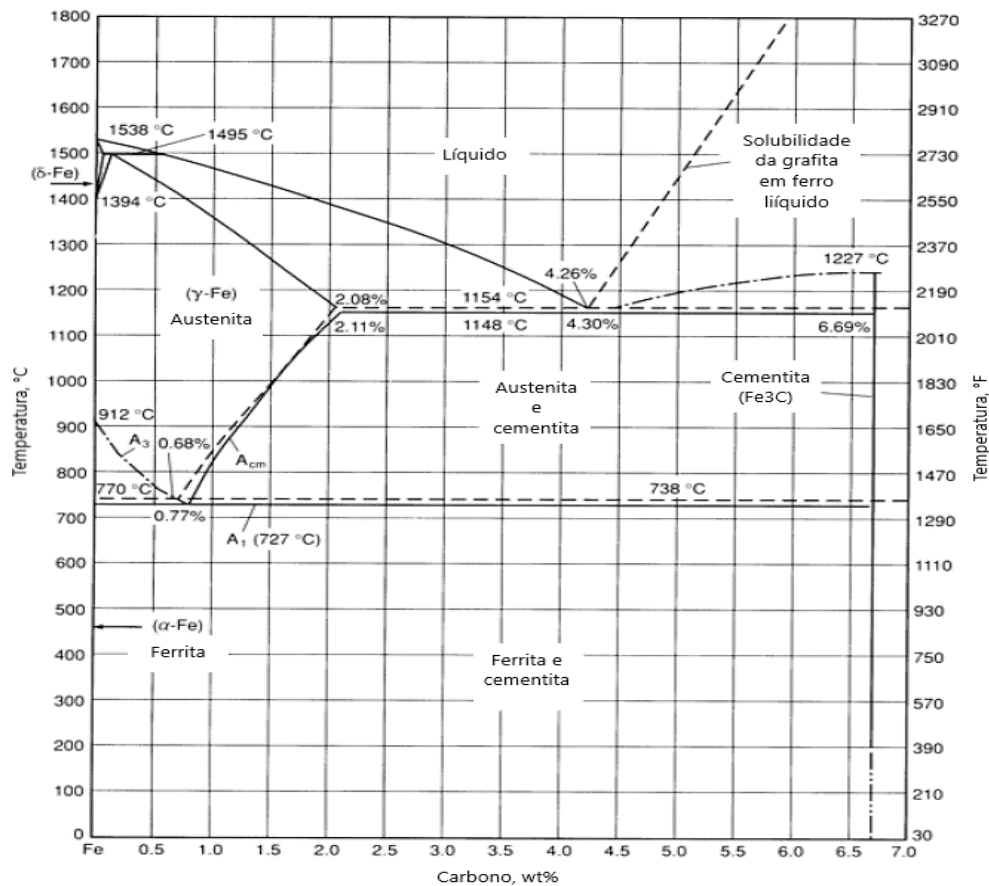


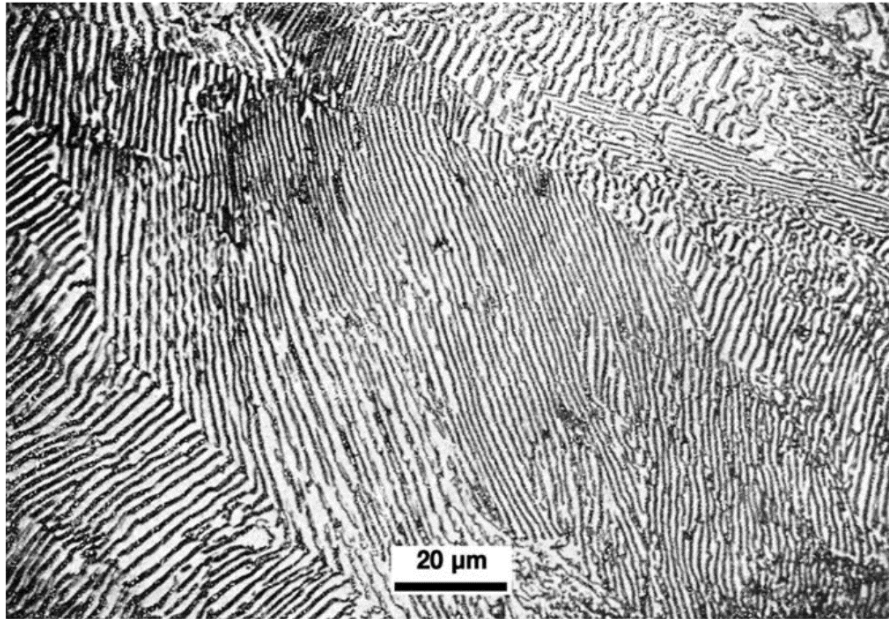
Gráfico 2 – Diagrama de fases ferro-carbono até 6,67%p C. As linhas sólidas indicam os valores para o equilíbrio Fe-Fe₃C; as linhas pontilhadas representam o equilíbrio ferro-grafita.



Fonte: adaptado de ASM (1990).

Esta reação promove a formação de uma microestrutura constituída de lamelas de cementita e ferrita que se alternam paralelamente, como ilustra Figura 1. A essa microestrutura foi dado o nome de perlita, devido à sua aparência de madrepérola quando vista ao microscópio sob baixas ampliações (Callister, 2008). Como a perlita combina camadas de ferrita e cementita, suas propriedades mecânicas serão naturalmente intermediárias entre as dessas fases.

Figura 1 – Região de aço eutetóide esfriado muito lentamente a partir do campo austenítico. Observa-se os grãos de perlita e suas lamelas bem definidas. Ataque: Nital.



Fonte: adaptado de Colpaert (2018).

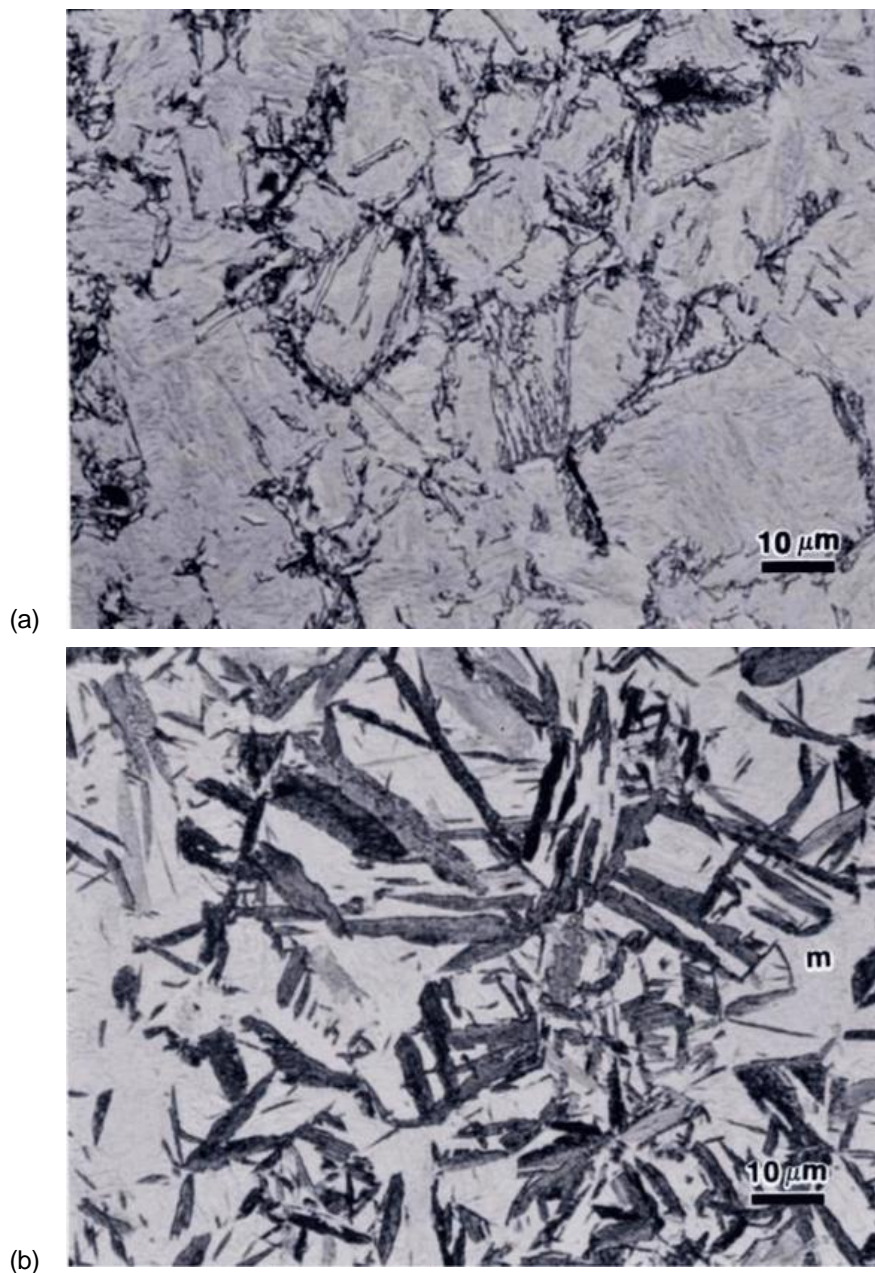
Um mecanismo proposto para a formação da perlita é: a nucleação de pequenas partículas de Fe_3C ao longo do contorno de grão da austenita que ao crescerem diminuiriam o teor de carbono nas regiões adjacentes, assim propiciando a formação das lamelas de ferrita, as quais por sua vez, iriam crescer e difundir o carbono para a austenita adjacente até que o acúmulo de carbono nela levaria a formação de um novo núcleo de cementita, então, esse ciclo seguiria sucessivamente promovendo o crescimento para os lados e para frente da colônia de perlita (Silva; Mei, 2006).

Para um aço-carbono resfriado rapidamente de uma temperatura no campo austenítico até o intervalo de temperatura de $250^{\circ}C$ a $550^{\circ}C$, a transformação eutetóide pode originar, além da perlita, um microconstituente não lamelar chamado bainita, nome dado por E. C. Bain, o qual foi um dos primeiros a investigar sua formação (Smith, 1993). Assim como a perlita, a bainita é constituída de ferrita e cementita, porém ela apresenta duas morfologias principais muito distintas da perlita: a bainita inferior e a bainita superior.

Formada em temperaturas logo abaixo do cotovelo do diagrama TTT de um aço carbono, a bainita superior se constitui de feixes de ferrita com forma de penas e

partículas alongadas de Fe_3C entre esses feixes; diversamente, 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 (Chiaverini, 2003). A Figura 2 ilustra as duas morfologias da bainita.

Figura 2 – Microestrutura de um aço 5160 austenitizado em 830°C , tratado isotermicamente e temperado em água, para dois tratamentos isotérmicos diferentes: (a) bainita superior sobre fundo de martensita, gerada em 538°C por 60s; (b) bainita inferior sobre fundo de martensita, gerada em 343°C por 5 minutos. Ataque: Nital 2%.



Fonte: adaptado de Voort (2018).

Existe uma forte discussão na academia quanto ao mecanismo de formação da bainita, há pesquisadores que defendem se tratar de uma transformação adifusional, enquanto outros sustentam que a transformação é difusional. Além disso, Smith (1993) ainda menciona que a transformação poderia combinar elementos de um processo difusional com um adifusional.

3.1.4 Martensita

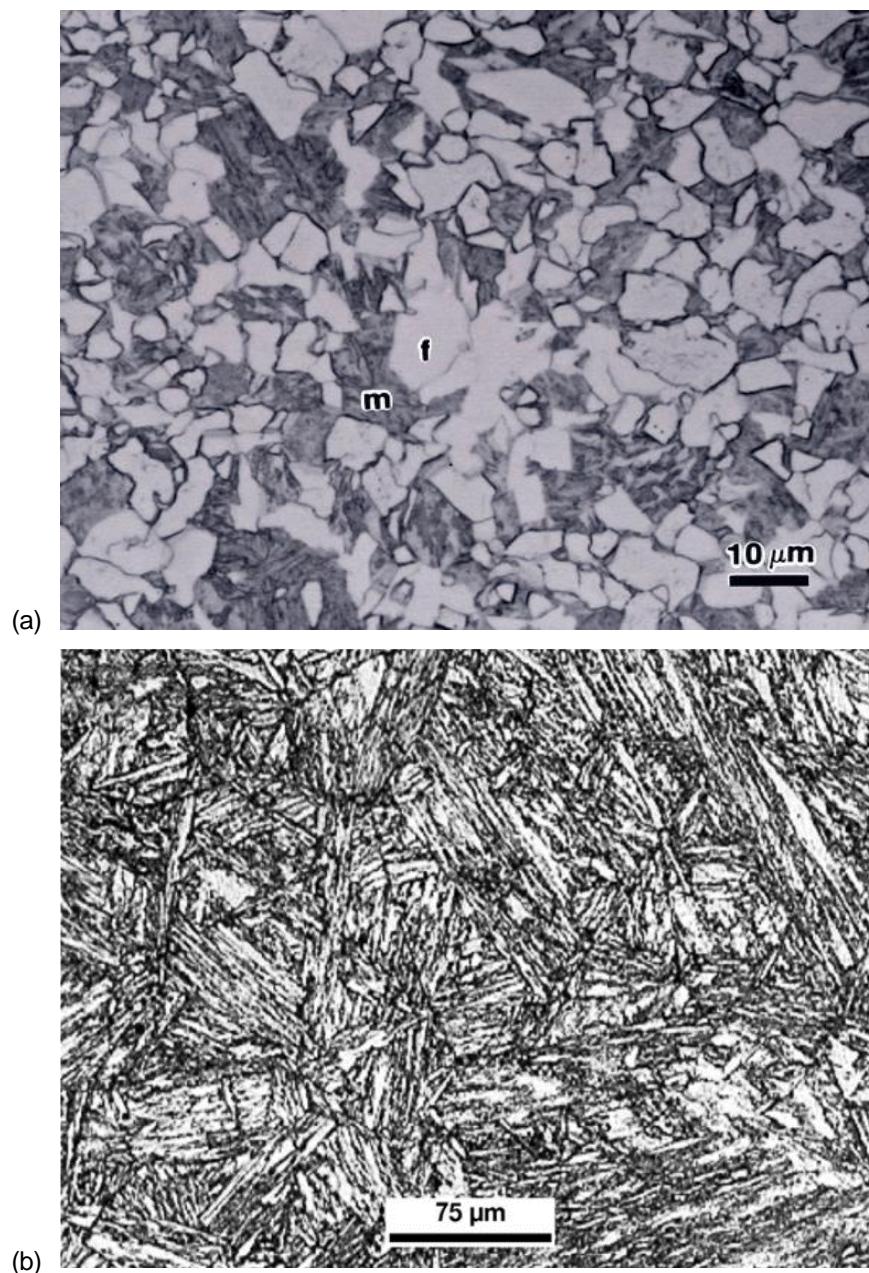
A transformação entre as fases austenita, ferrita e cementita ocorre por meio de mecanismos de difusão, no qual átomos do aço se movimentam através de sua estrutura cristalina criando gradientes de concentração que eventualmente levam a organização de uma nova fase. A temperatura afeta diretamente a taxa com a qual os átomos podem difundir pelo material, portanto transformações difusionais se tornam mais lentas quanto menor a temperatura em que o aço esteja. Quando, durante um processo de transformação de fases, as condições para a difusão não são favoráveis, podem ocorrer transformações adifusionais que causam a estruturação de fases alternativas.

Para os aços carbono, a martensita é a fase formada por transformação adifusional. Quando o aço carbono austenitizado em alta temperatura é muito rapidamente resfriado até uma temperatura específica, a formação da martensita se inicia instantaneamente e prossegue conforme o resfriamento rápido continuar até que se alcance uma temperatura chave de término desta transformação, então toda a austenita terá virado martensita (Smith, 1993). Porém, se o resfriamento cessar durante a transformação martensítica em uma dada temperatura superior a temperatura final, a estruturação da martensita cessará e a austenita não transformada permanecerá retida de forma metaestável na liga até que o resfriamento retorne (Chiaverini, 1996).

A origem da martensita se deve a um mecanismo de cisalhamento instantâneo disparado pelo rápido resfriamento da microestrutura, o qual causa o acúmulo de tensões internas capazes de cisalhar o reticulado cristalino. Além disso, a falta de difusão durante a transformação acarreta na supersaturação do carbono dentro de sua microestrutura e esse excesso de carbono provoca a distorção do

reticulado CCC em formação para um reticulado Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) (Chiaverini, 2003). Então, as tensões internas acumuladas combinadas com sua supersaturação de carbono garantem à martensita dos aços carbono uma extrema dureza. A Figura 3 exibe a aparência da martensita em micrografias óticas.

Figura 3 – Aparência da martensita: (a) Aço 8620 austenitizado em 927°C, tratado is termicamente em 677°C por 1 minuto e temperado em água, ataque: Nital 2%; (b) Martensita em aço baixa liga ASTM A533 Cl.1 (ASME SA 533 Cl 1 ou 20MnMoNi55) com C = 0,2%, Mn = 1,38%, Si = 0,25%, Ni = 0,83%, Mo = 0,49% resfriado continuamente com 50 °C/s. Temperatura de início de transformação: 415 °C. Ataque: Nital 2%.



Fontes: extraído de (a) Voort (2018) e (b) Colpaert (2018).

O teor de carbono do aço interfere diretamente na tetragonalidade da martensita formada visto que são os átomos de carbono que levam a distorção do reticulado CCC. Dessa forma, Silva e Mei (2006) elucidam que quanto maior o teor de carbono, maior será a tetragonalidade da martensita formada. Entretanto, se o teor de carbono for muito baixo, a distorção pode não ser suficiente para que o reticulado se torne TCC. Assim ocorre com os aços maraging, que são um grupo de aços de baixíssimo teor de carbono e que possuem uma microestrutura de matriz martensítica CCC.

3.2 Transformação isotérmica e o diagrama TTT

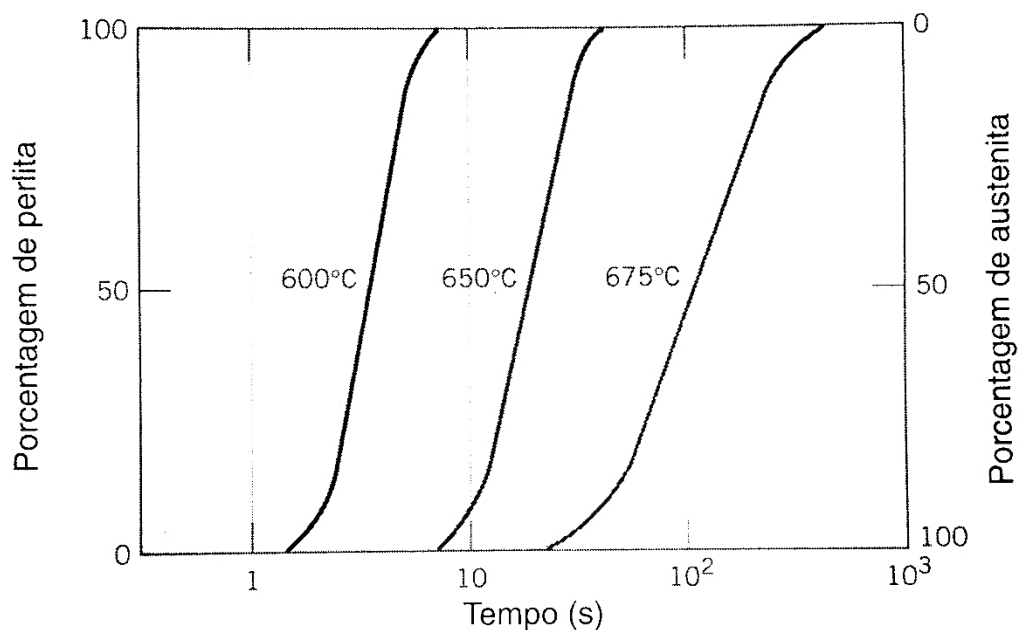
Na metalurgia, o fenômeno da transformação de fases isotérmica foi notavelmente estudado pelos pesquisadores Davenport e Bain em meados de 1930. Eles analisaram o processo de transformação da austenita quando um aço era inicialmente austenitizado e em seguida resfriado rapidamente até uma temperatura constante, na qual se verificava a ocorrência de possíveis transformações de fases (Chiaverini, 2003).

O procedimento adotado em seus estudos era simples: prepararam diversas amostras de aço do tamanho de uma moeda de um centavo de dólar (aproximadamente o tamanho de uma moeda de dez centavos de real); austenitizaram as moedas em um forno numa temperatura acima da eutética; em seguida mergulharam elas em um banho de sal fundido a uma dada temperatura abaixo da eutética; então, com diferentes intervalos de tempo, cada uma era retirada do banho e imediatamente temperada em água na temperatura ambiente; por fim, a microestrutura da amostra era examinada por metalografia (Smith, 1993).

Os resultados de Davenport e Bain foram um marco para a compreensão de como a temperatura e o tempo afetam a transformação de fases em ligas metálicas, particularmente da transformação eutetóide, da austenita em perlita, no aço. Além disso, os dados obtidos permitiram a construção de dois gráficos muito utilizados no estudo e aplicação de tratamentos térmicos: a curva de reação isotérmica e o diagrama transformação-temperatura-tempo (TTT).

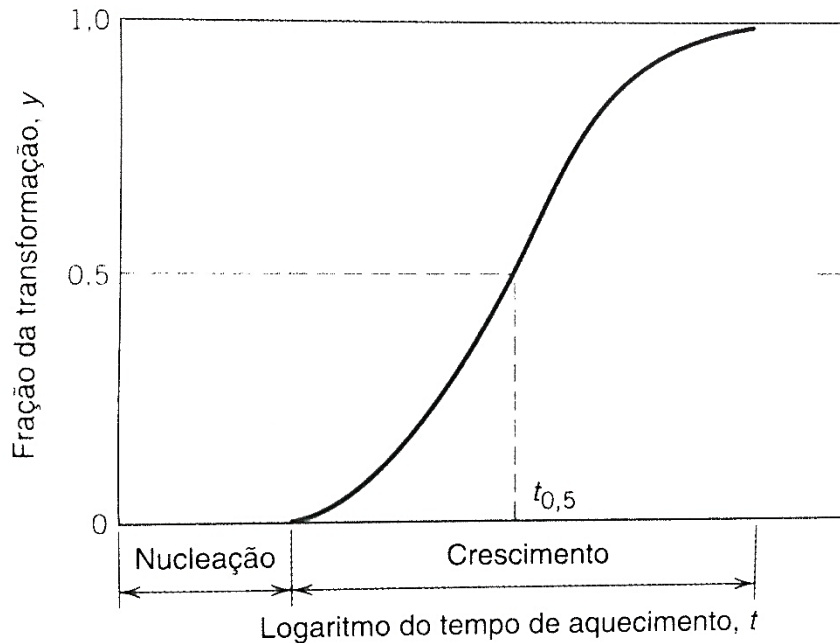
O Gráfico 3 ilustra a cinética da transformação isotérmica de um aço-carbono com 0,76%p C para as temperaturas 600°C, 650°C e 675°C. Tais curvas são chamadas de curvas de transformação isotérmica e esse gráfico em particular demonstra a relação entre temperatura e a taxa de transformação da austenita em perlita. A forma da curva é explicada pelo processo de nucleação e crescimento de uma nova fase, como exibe o Gráfico 4. Primeiro se observa um intervalo de tempo em que ocorre a nucleação de vários embriões da nova fase até que surjam núcleos com tamanho adequado para se manterem estáveis, então, inicia-se a fase do crescimento na qual os primeiros núcleos da nova fase crescem formando grãos e, simultaneamente, novos núcleos vão surgindo e crescendo, por consequência a curva da reação inclina-se acentuadamente, por fim, o crescimento esmorece conforme os grãos se encontram e param de crescer (Porter; Easterling, 1992).

Gráfico 3 – Fração sob reação isotérmica em função do logaritmo do tempo para a transformação da austenita em perlita para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide (0,76%p C).



Fonte: Callister (2008).

Gráfico 4 – Gráfico da fração transformada em função do logaritmo do tempo, típico para muitas transformações no estado sólido onde a temperatura é mantida constante.



Fonte: Callister (2008).

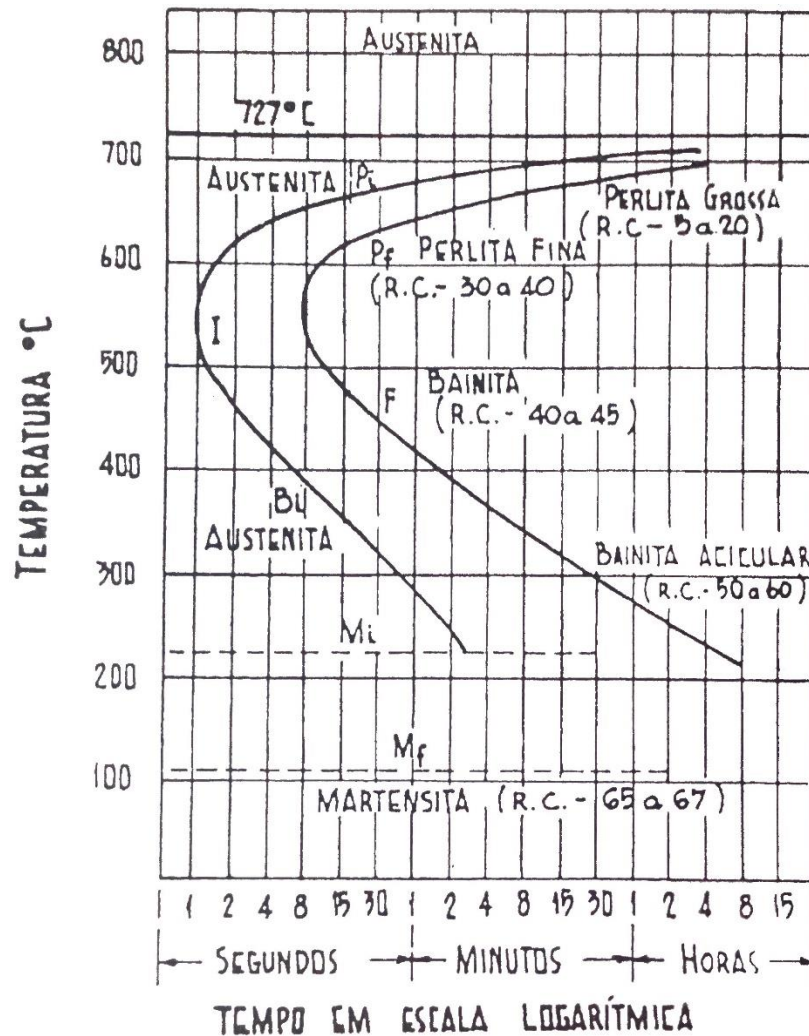
Porter e Easterling (1992) demonstram que a fração de fase transformada em função do tempo para uma transformação isotérmica pode ser descrita pela seguinte fórmula, a qual é a equação de Avrami:

$$f = 1 - \exp(-k.t^n) \quad (1)$$

em que n é um expoente numérico que varia de ~ 1 a 4, k é uma constante característica para cada transformação e ambos são independentes do tempo, porém afetados pelo mecanismo de nucleação e a temperatura.

Pela união de uma série de curvas de transformação isotérmica geradas em uma larga faixa de temperaturas, é possível expor como se configura a relação da transformação de fases vigente com o tempo e a temperatura em um único gráfico com mais clareza e maior riqueza de detalhes. Esse gráfico é nomeado de diagrama TTT e está exemplificado no Gráfico 5.

Gráfico 5 – Diagrama de Transformação-Temperatura-Tempo (TTT) de um aço eutetóide.



Fonte: Chiaverini (2003).

O diagrama TTT (Gráfico 5) apresenta no eixo vertical a temperatura e no eixo horizontal o tempo em escala logarítmica. Duas curvas sólidas retratam o processo de transformação: a primeira à esquerda indica o tempo de início da transformação em cada temperatura; enquanto a seguinte indica o tempo de término. Uma curva tracejada entre as curvas sólidas corresponde ao tempo no qual 50% da transformação está concluída. Além disso, a reta tracejada superior representa a temperatura eutetóide e as linhas M_i (M_s) e M_f horizontais marcam o início e o fim da transformação martensítica (Chiaverini, 1996).

3.3 Dureza

A dureza é uma propriedade mecânica definida como uma medida da resistência de um material a uma deformação plástica localizada. Os métodos desenvolvidos (ensaios) para aferir quantitativamente a dureza empregam o uso de um penetrador (identador) que é forçado sobre a superfície do material a ser testado, sendo que parâmetros como o formato do penetrador, carga aplicada, taxa de aplicação e tempo de penetração são controlados. Então, o valor de dureza do material é determinado pela relação entre a carga aplicada e a profundidade, ou o tamanho, da impressão deixada pelo penetrador, quanto mais profundo, ou maior, for a impressão resultante, menor será o índice de dureza do material.

Para materiais metálicos, a dureza está intrinsecamente ligada à sua microestrutura cristalina, assim, qualquer processamento que altere o estado da microestrutura irá refletir sobre a dureza. Logo, conformação mecânica, tratamentos térmicos e termoquímicos são comumente empregados para modificar a dureza de peças metálicas. Os principais ensaios de dureza empregados tanto na indústria quanto no meio acadêmico são: Rockwell, Brinell, Knoop e Vickers (Callister, 2008).

Importante observar que o índice de dureza é uma medida que melhor descreve a resistência da superfície de uma peça do que de seu interior. Portanto, as condições de contato entre uma peça e outros componentes indicam qual o valor ideal de dureza almejado, que será maior de acordo com o aumento do desgaste superficial previsto.

3.3.1 Ensaio Vickers

Desenvolvido por Smith e Sandland em 1925, essa técnica utiliza um penetrador piramidal de base quadrada constituído de diamante com um ângulo de 136° entre faces opostas, também é conhecida como ensaio universal por ser aplicável a qualquer material metálico, mesmo os muito duros e inclusive em corpos de prova muito finos, pequenos e irregulares (Garcia; Spim; Santos, 2012).

O índice de dureza Vickers é obtido pela relação da carga aplicada com a área superficial da impressão obtida, a qual possui a forma de um losango regular, cujas diagonais são medidas com o auxílio de um microscópio acoplado a máquina de testes. A Figura 4 ilustra um durômetro para ensaios Vickers. O valor médio para a diagonal e o valor da carga aplicada são inseridos na seguinte equação para se obter a dureza (HV):

$$HV=0,189 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (2)$$

em que:

P = Carga (N);

d = comprimento médio da diagonal da impressão (mm);

Figura 4 – Durômetro para ensaios Vickers.



Fonte: Ponta Grossa (2019).

Segundo a norma brasileira NBR NM 188-1:1999, a carga aplicada nesse ensaio possui três faixas de operação: de 49 N a 980 N (carga normal); de 1,96 N a

49 N (carga pequena); de 0,0098 N a 1,96 N (micro carga). E ainda, somente se aceita impressões cuja diagonais estejam entre os limites de 0,011 mm até 1,999 mm. Por fim, o tempo padrão de aplicação da carga é de 10 a 15 segundos para materiais duros e de 30 a 60 segundos para materiais moles (Garcia; Spim; Santos, 2012).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

O material selecionado para o estudo foi o aço SAE 1080 cuja composição química padrão determinada pela norma NBR NM 87 da ABNT (2000) é dada na Tabela 3, enquanto que valores de suas propriedades mecânicas estão dispostos na Tabela 4.

Tabela 3 – Composição química de um aço 1080 segundo a norma NBR NM 87:2000.

Componente	C	Mn	P (máx.)	S (máx.)
Porcentagem em peso (%p)	0,75-0,88	0,60-0,90	0,04	0,05

Fonte: dados extraídos de ABNT (2000).

Tabela 4 – Propriedades mecânicas mínimas estimadas para barras de aço 1080 não resulfurado.

Tipo de processamento	Resistência a tração (MPA/ksi)		Limite de escoamento (MPA/ksi)		Alongamento em 50 mm (%)	Redução em área (%)	Dureza Brinell (HB)
Laminado a quente	770	112	420	61,5	10	25	229
Esferoidizado, Recozido e Trefilado a frio	680	98	520	75	10	40	192

Fonte: dados extraídos de ASM (1990).

A peça recebida para os procedimentos experimentais fora obtida de um trilho de trem e consistia de um retângulo com aproximadamente 35 cm³ de volume, conforme ilustra a Figura 5.

A medida de espectrometria de emissão ótica confirmou que a peça de trilho escolhida para o estudo se trata de um aço SAE 1080 dentro dos limites dados pela norma NBR NM 87 da ABNT (2000), como se pode observar no seu resultado dado na Tabela 5. Além disso, constata-se que o teor de silício do material é relativamente alto, visto que está próximo do limite máximo permitido de 0,60%p, dessa forma, a presença de inclusões não-metálicas como silicatos é esperada.

Figura 5 – Peça recebida após o corte das amostras.



Fonte: Autor.

Tabela 5 – Composição química da peça obtida pela medida de espectrometria de emissão ótica.

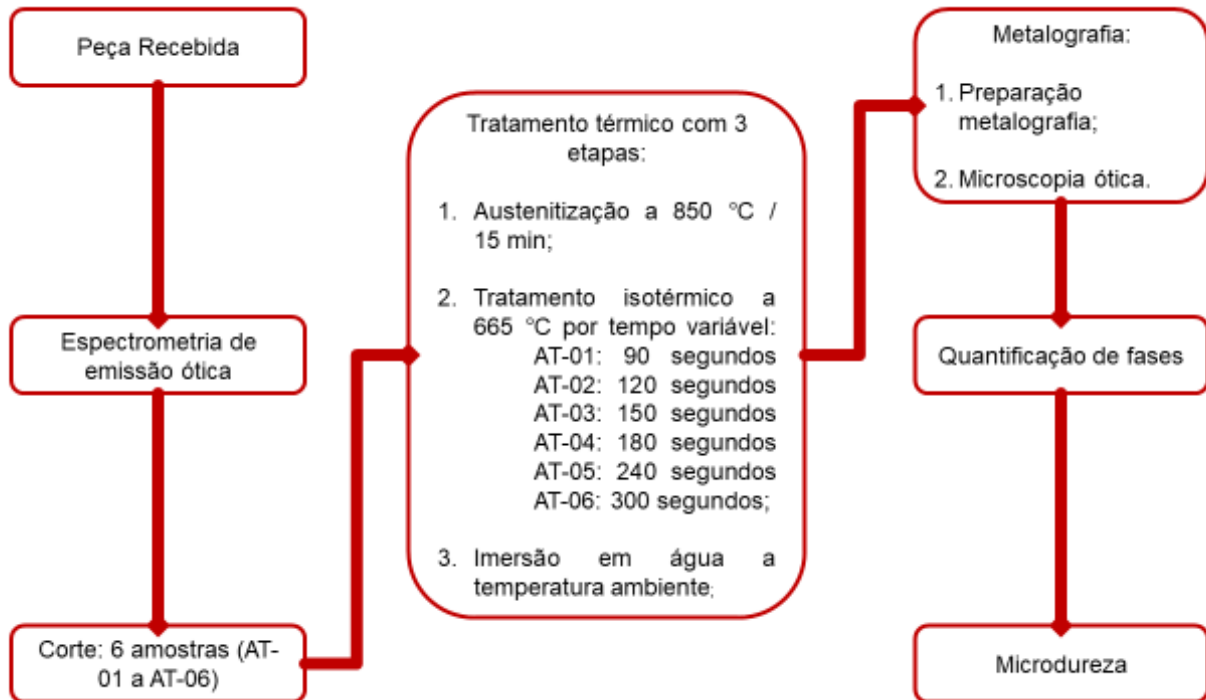
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Nb	V	Ti
Porcentagem em peso (%p)	0,80	0,55	0,90	0,03	0,02	0,20	0,03	0,002	0,008	0,008	0,003

Fonte: Autor.

4.2 Métodos

Todas as etapas do procedimento experimental foram executadas com os equipamentos e dentro das dependências do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará (UFC), salvo quando relatado o contrário. Um diagrama ilustrando as etapas do procedimento experimental executado é dado no Gráfico 6.

Gráfico 6 – Diagrama do procedimento experimental executado.



Fonte: Autor.

4.2.1 Espectrometria de emissão ótica

Para garantir que a peça recebida correspondia ao material escolhido e também para melhor correlacionar a composição química do material com os resultados a serem obtidos, uma medida de espectrometria de emissão ótica foi executada em um espectrômetro PDA-7000 da Shimadzu (Figura 6), o qual utiliza o método de leitura *Pulse Height Distribution Analysis* (PDA) em suas análises. A preparação da peça recebida para esse ensaio foi somente o lixamento de uma de suas superfícies para eliminar uma camada superficial de ferrugem e sujeira, visto que suas dimensões eram pequenas e permitiam que fosse colocada por inteiro na câmara de queima do espectrômetro.

Figura 6 – Espectrômetro Shimadzu PDA-7000.

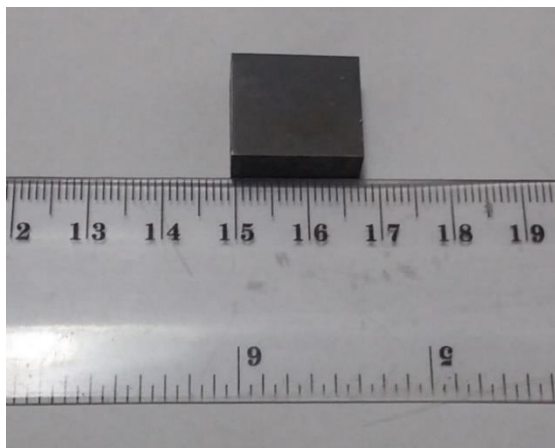


Fonte: <http://www.shimadzu.com.br/analitica/produtos/elemental/oes/pda-7000.shtml>.

4.2.2 Corte

O processo de corte não demandou qualquer preparação prévia da peça recebida, logo o corte foi efetuado em duas etapas: na primeira, a peça foi separada na secção transversal em quatro partes de largura similar; em seguida, uma parte e meia dessas quatro foram divididas em seis amostras com dimensões aproximadas de 1,7 cm por 1,5 cm por 1 cm. As seis amostras foram nomeadas de AT-01 a AT-06, uma delas é exibida na Figura 7. A máquina utilizada neste procedimento foi a Cortadora Fortel 2 (Figura 8).

Figura 7 – Exemplo de amostra produzida, AT-05.



Fonte: Autor.

Figura 8 – Cortadora Fortel II.



Fonte: Autor.

4.2.3 Tratamento Térmico

Visto que se busca analisar a cinética da transformação perlítica do aço 1080 em condição de temperatura constante a partir de uma microestrutura inicial composta inteiramente de austenita, o tratamento térmico deve ser executado em três etapas: austenitização, tratamento isotérmico e têmpera em água. A austenitização produz uma microestrutura homogênea de austenita, enquanto o tratamento isotérmico promove a transformação eutetóide e pôr fim a têmpera permite a interrupção da transformação em curso para que seu resultado seja avaliado.

A execução deste processo demandou o uso de dois fornos mais um recipiente com água a temperatura ambiente e se deu da seguinte forma: os fornos foram configurados, um para a temperatura de austenitização e o outro para a temperatura de tratamento isotérmico; assim, quando ambos os fornos alcançaram suas respectivas temperaturas, as amostras foram inseridas juntas no primeiro para austenitização; passada a duração dessa etapa, as amostras foram transferidas juntas imediatamente para o segundo forno para tratamento isotérmico; então, cada amostra era retirada respectivamente do forno conforme se completava a sua duração individual dessa segunda etapa, imediatamente imersa na água a temperatura ambiente e agitada. Por fim cada amostra era secada com um pano e guardada.

Para a etapa de austenitização, a temperatura empregada foi 850 °C e a duração de 15 minutos, além disso o equipamento utilizado foi o forno EDG 3P-S (Figura 9). Os parâmetros foram escolhidos de acordo com Chiaverini (2003) que, ao discutir tratamentos isotérmicos, exibe temperaturas típicas de austenitização de aços aplicadas na indústria, as quais variam entre 815 °C e 870 °C (Tabela 6), e também afirma que peças de secção uniforme necessitam de pelo menos um minuto de aquecimento por milímetro de espessura a fim de se obter uniformidade de temperatura. Portanto, já que as amostras possuem dez milímetros de espessura, o seu aquecimento demandaria dez minutos e os posteriores cinco minutos permitiriam a austenitização completa da microestrutura.

Figura 9 – Forno EDG 3P-S utilizado na austenitização das amostras.



Fonte: Autor.

Tabela 6 – Temperatura de austenitização e martêmpera para alguns aços.

Aço	Temperatura (°C)		
	Austenitização	Martêmpera em óleo	Martêmpera em banho de sal
1024	870	135	-
1070	843	176	-
1146	815	176	-
4130	843	-	204 a 260
4140	830	-	232 a 274
52100	857	190	-

Fonte: adaptado de Chiaverini (2003).

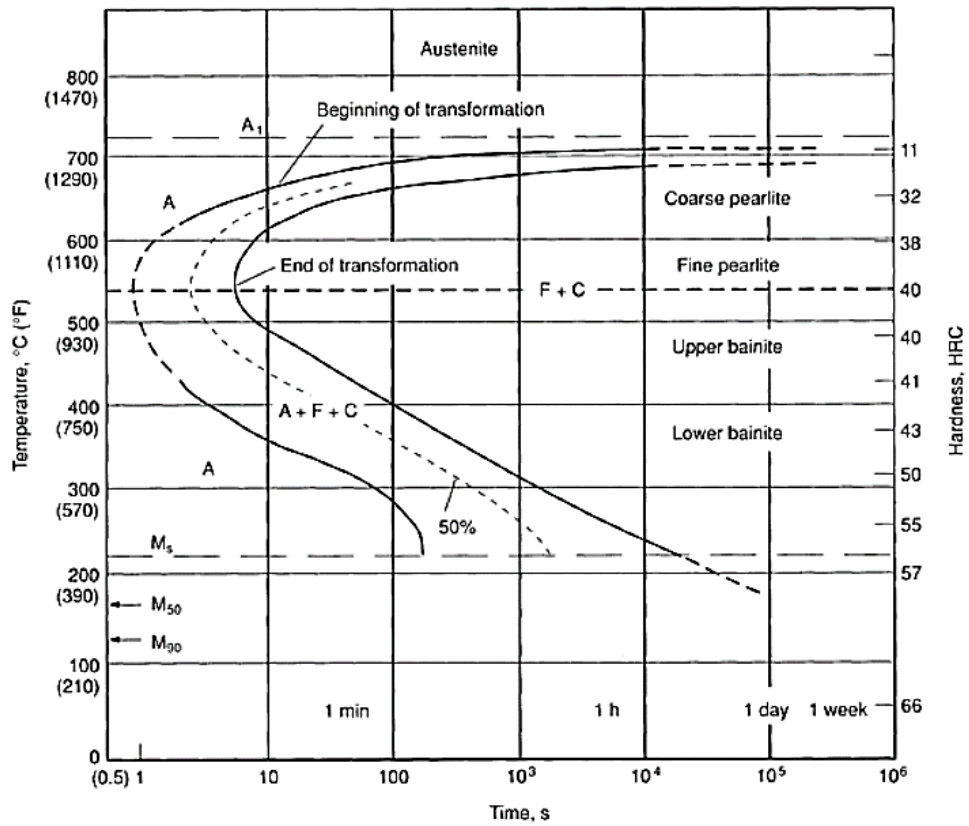
O tratamento isotérmico operou à temperatura de 665 °C com duração particular para cada amostra como indicado na Tabela 7. A temperatura de operação foi estabelecida de acordo com algumas condições. O único constituinte produto da etapa isotérmica deveria ser perlita, logo seria necessário um valor acima de 550 °C a fim de impedir a formação de bainita (Smith, 1993). O tempo mínimo para o início da transformação perlítica deveria ser 1 minuto e o tempo máximo de término da transformação precisaria ser 10 minutos, valores escolhidos a fim de reduzir o número total de amostras necessárias para a eficiente observação da cinética da transformação. Então, unindo as condições estabelecidas com a leitura do diagrama TTT do aço 1080 fornecido por ASM (1990), ilustrado no Gráfico 7, concluiu-se que a temperatura de operação adequada seria 665 °C, para qual se estimou o tempo de término da transformação perlítica como 7 minutos. Ademais, o equipamento utilizado nessa etapa foi o forno EDGCON 1P (Figura 10).

Tabela 7 – Tempo de tratamento isotérmico para cada amostra.

Temperatura do tratamento isotérmico: 665 °C	
Amostra	Tempo de tratamento isotérmico (min)
AT-01	1,5
AT-02	2
AT-03	2,5
AT-04	3
AT-05	4
AT-06	5

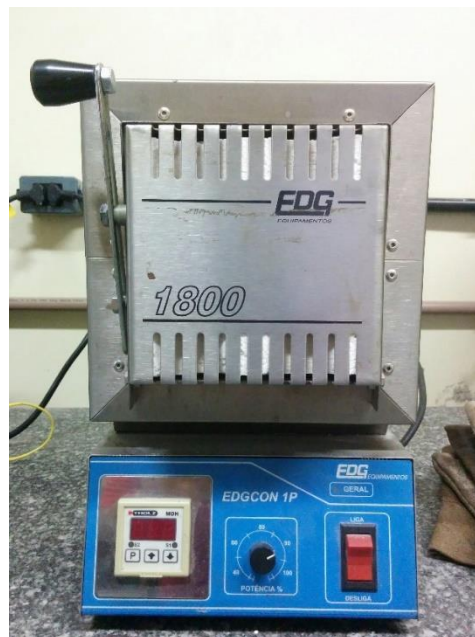
Fonte: Autor.

Gráfico 7 – Diagrama TTT do aço 1080 contendo 0,79 %p e 0,76 %p Mn. As temperaturas M_s , M_{50} e M_{90} foram estimadas.



Fonte: ASM (1990).

Figura 10 – Forno EDGCON 1P utilizado na etapa de tratamento isotérmico.



Fonte: Autor.

A têmpera em água à temperatura ambiente cumpre o intento de interromper a transformação perlítica imediatamente após a amostra ser retirada do forno de modo que seu progresso possa ser avaliado pela análise metalográfica das amostras. Visto que cada amostra é transformada isotermicamente por tempo distinto das demais, suas microestruturas individuais refletirão diferentes partes do progresso da transformação. Como as amostras possuem pequenas dimensões, a água à temperatura ambiente é um meio eficiente de resfriamento rápido. Além disso, por consequência do resfriamento rápido, a austenita ainda presente na amostra se transforma em martensita. Dessa forma, a microestrutura após o tratamento térmico deverá ser composta de perlita mais martensita.

4.2.4 Metalografia

O procedimento de análise metalográfica das amostras seguiu a sequência padrão: embutimento a quente, lixamento, polimento, ataque químico e microscopia ótica.

O embutimento a quente em baquelite foi escolhido para garantir que as faces preparadas das amostras estivessem retas e paralelas a suas bases, requisito demandado pelo ensaio de microdureza a ser executado posteriormente. Além disso, ele também facilita o manuseio das amostras. Para o lixamento, utilizou-se lixas de 80, 100, 220, 400, 600 e 1200 mesh em sequência. As duas primeiras lixas grosseiras foram precisas para remover a espessa camada oxidada que se formou nas amostras devido ao tratamento térmico. No polimento, empregou-se pastas de diamante de 6, 3 e 1 μm em tal ordem.

O ataque químico foi executado com duas soluções, escolhidas de acordo com Colpaert (2018), em aplicações distintas. Na primeira, objetivando revelar a perlita, aplicou-se por 6-10 segundos uma solução de Nital 2%: 0,4 ml de HNO_3 e 19,6 ml de álcool etílico. Na segunda, após as amostras serem micrografadas e polidas novamente, aplicou-se por 30-40 segundos uma solução de Picral 4%: 1,41 gramas de ácido pícrico e 20 ml de álcool etílico; com a finalidade de melhor revelar a

martensita. As durações dos ataques variaram pelo fato do progresso do tratamento térmico afetar a resistência das amostras ao ataque.

A análise microscópica das amostras foi realizada com o uso do microscópio ótico Axio Imager.M2m da Zeiss exibido na Figura 11. Cada amostra foi fotografada 20 vezes em ampliação de 200x para o processo de quantificação de fases e ainda fotografadas em 100x e 500x para que os constituintes da microestrutura e sua distribuição na amostra fossem observados.

Figura 11 – Microscópio Axio Imager.M2m da Zeiss.



Fonte: Autor.

4.2.5 Quantificação de fases

Foram escolhidos dois métodos para avaliar as fases presentes na amostra: a contagem de pontos por ser o método manual mais eficiente, segundo Voort (1984), para quantificar fases principais; enquanto que para as inclusões, escolheu-se um procedimento simples sugerido por Colpaert (1951), no qual são comparadas micrografias com ampliação de 100x com a carta padrão de classificação de inclusões recomendada pela Jernkontoret (Associação dos Siderúrgicos Suecos) (Figura 12). Importante ressaltar que o método aplicado às inclusões foi escolhido

porque a contagem de pontos não é eficiente para constituintes de baixa fração volumétrica e finos, assim, ela seria muito mais custosa em tempo e trabalho para obter resultados que a avaliação por carta padrão. Além disso, a avaliação das inclusões é tópico acessório aos objetivos do estudo.

Figura 12 – Carta padrão para avaliação micrográfica das inclusões comuns dos aços, produzida pela Associação dos Siderúrgicos Suecos (Jernkontoret).

A Tipo Sulfeto		B Tipo Alumina		C Tipo Silicato		D Tipo Óxido, Globular			
Série fina Espessura até 4 μ m	Série grossa Espessura até 6 μ m	Série fina Espessura até 9 μ m	Série grossa Espessura até 15 μ m	Série fina Espessura até 5 μ m	Série grossa Espessura até 9 μ m	Série fina Espessura até 8 μ m	Série grossa Espessura até 12 μ m		
1									1
2									2
3									3
4									4
5									5

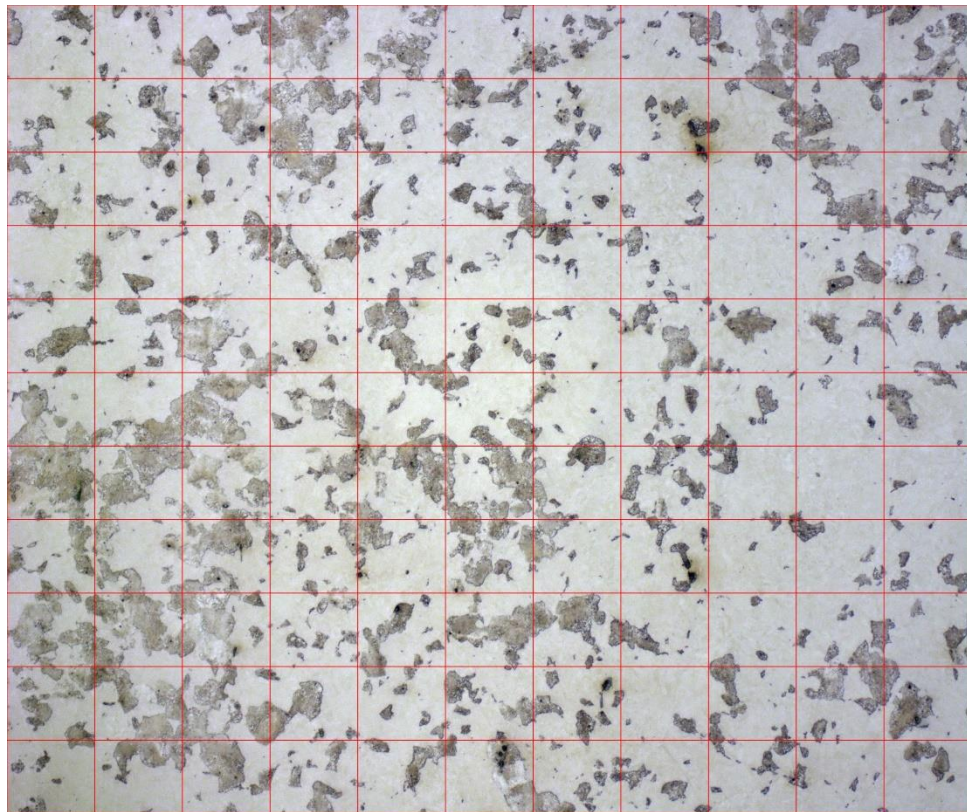
Fonte: Fernandes Neto (2001).

A contagem de pontos consiste de algumas etapas: primeiro, obtêm-se uma quantidade significativa de micrografias tiradas em baixa ampliação de regiões escolhidas aleatoriamente da superfície da amostra estudada, conforme foi feito no procedimento de metalografia; então, adiciona-se uma grade de pontos sobre as

micrografias e para cada uma delas são contadas as frações de pontos que marcam cada constituinte. Por fim, a média dessas frações de um constituinte corresponde a fração volumétrica desse constituinte na amostra.

A grade aplicada no processo possui 100 pontos distribuídos em 10 colunas por 10 linhas, sendo os pontos as interseções das linhas verticais com as linhas horizontais. A Figura 13 ilustra a grade sobreposta em uma das micrografias obtidas da amostra AT-04. Foram usadas 20 micrografias com ampliação de 200x por amostra para quantificar as fases presente.

Figura 13 – Micrografia da amostra AT-04 com grade sobreposta. Observa-se grãos de perlita em fundo branco, posteriormente identificado como martensita.



Fonte: Autor.

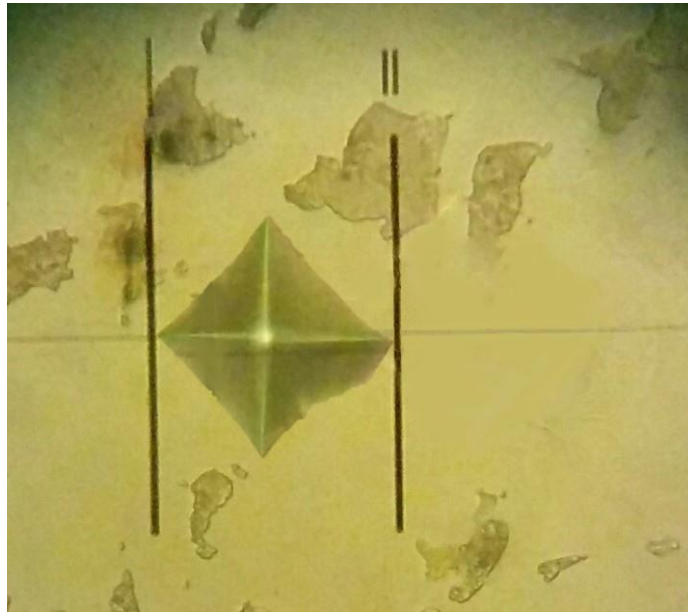
4.2.6 Ensaio de microdureza

Com o intuito de se observar como o progresso da transformação perlítica estava afetando as propriedades mecânicas do material, decidiu-se aplicar um ensaio

de dureza Vickers em cada amostra como etapa final do procedimento experimental. O ensaio foi operado em temperatura ambiente, com carga de 9,807 N, tempo de impressão de 15 segundos e aplicação de 10 impressões por amostra em regiões aleatórias de sua superfície, assim, o valor médio das impressões equivale a dureza da peça.

O equipamento utilizado para o ensaio foi o microdurômetro HMV da Shimadzu, similar ao ilustrado na Figura 9, o qual fornece os resultados em dois índices de dureza: Vickers (HV) e Rockwell C (HRC). As impressões do ensaio possuem a forma de um losango regular como mostrado na fotografia da Figura 14. Suas dimensões são lidas digitalmente com o microscópio do microdurômetro que possui marcadores móveis no formato de barras verticais para efetuar a medição.

Figura 14 – Impressão produzida por ensaio de microdureza Vickers. As barras pretas são marcadores utilizados para a medição das suas dimensões.



Fonte: Autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Composição química

A composição química, obtida na medida de espectrometria de emissão ótica (Tabela 5), revelou que o manganês é o principal aditivo de liga do material de estudo. Assim, Chiaverini (1996) explica que o manganês é o principal aditivo de liga no aço para trilhos porque sua presença na liga garante dois benefícios essenciais: incrementar a resistência ao desgaste, propriedade fundamental para trilhos devido suas condições de trabalho; e ainda, substituir a formação de FeS por MnS, visto que a presença do sulfeto de ferro (FeS) fragiliza o aço. Possivelmente, causando a falha dele durante o processo de laminação a quente, enquanto o MnS não contribui para a fragilização. Portanto, a existência de manganês e enxofre na liga indica a possível formação de sulfeto de manganês (MnS) nela.

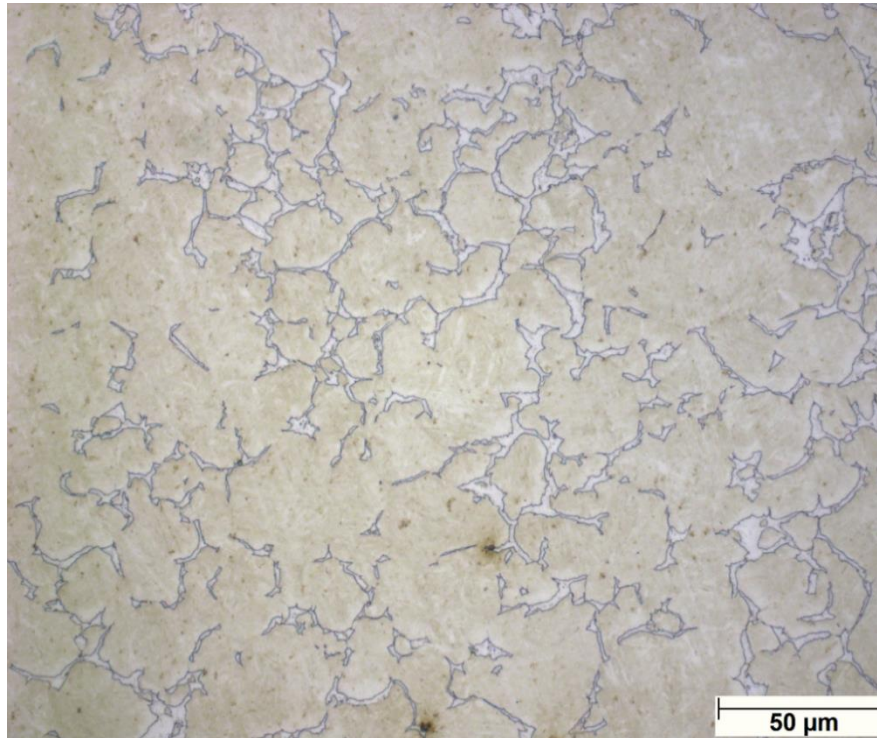
5.2 Microscopia ótica

5.2.1 Ataque com Nital 2%

O primeiro ataque químico aplicado nas amostras utilizou uma solução de Nital 2% objetivando revelar todos os constituintes da microestrutura, os quais deveriam ser perlita, martensita e inclusões não-metálicas, como previsto de acordo com o gráfico TTT do material e sua composição química. Porém, o Nital 2% não revelou toda a microestrutura, assim, as micrografias das amostras AT-02 a AT-05 exibem grãos de perlita e inclusões sobre um fundo branco indeterminado, enquanto na amostra AT-01 foram revelados os contornos de pequenos grãos de cementita proeutetóide mais inclusões e para a amostra AT-06 ocorre uma matriz perlítica com inclusões e poucos grãos brancos não revelados, como ilustram as Figuras 15 a 20.

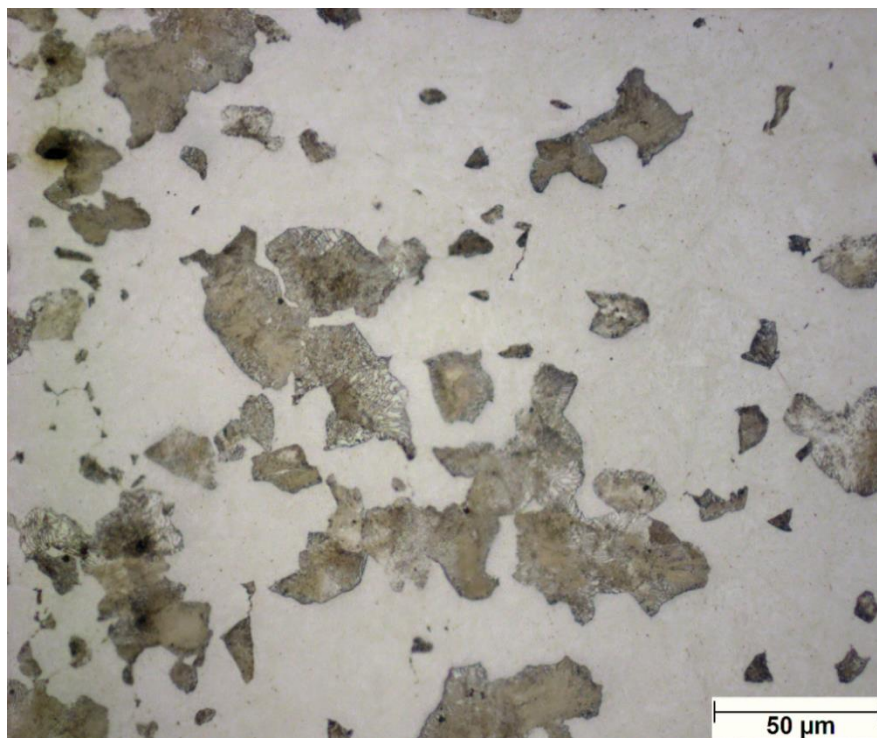
O fundo branco não revelado foi posteriormente identificado como martensita, quando um novo ataque químico com Picral 4% foi efetuado nas amostras.

Figura 15 – Micrografia ótica em 500x da amostra AT-01. Observa-se pequenos grãos brancos de cementita proeutetóide e inclusões sobre matriz indefinida (martensita). Ataque: Nital 2%.



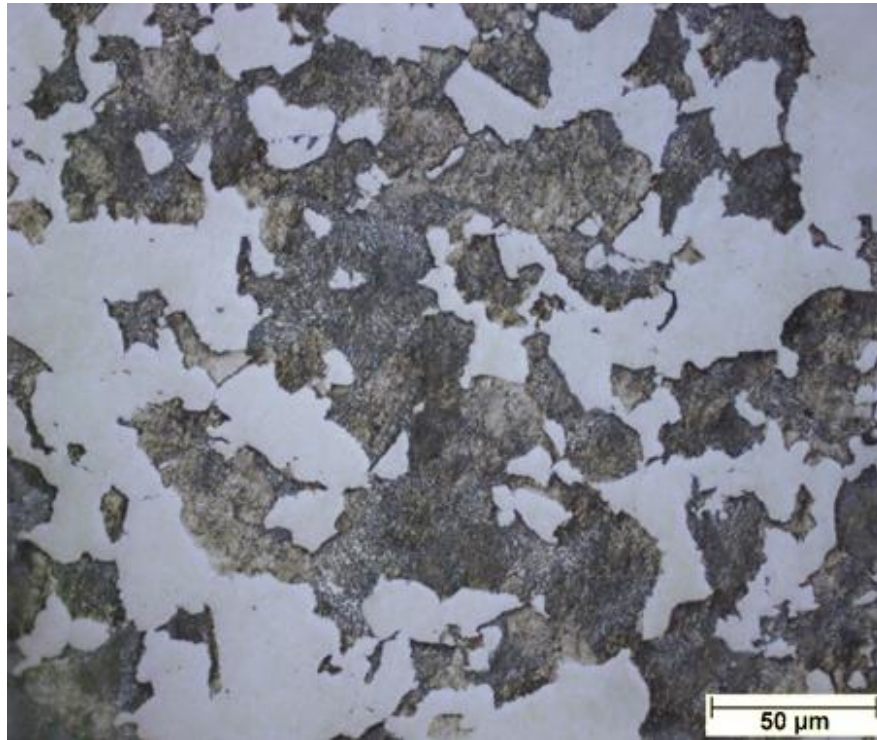
Fonte: Autor.

Figura 16 – Micrografia ótica em 500x da amostra AT-02. Identifica-se grãos perlíticos e inclusões globulares (em preto) sobre matriz não revelada (martensita). Ataque: Nital 2%.



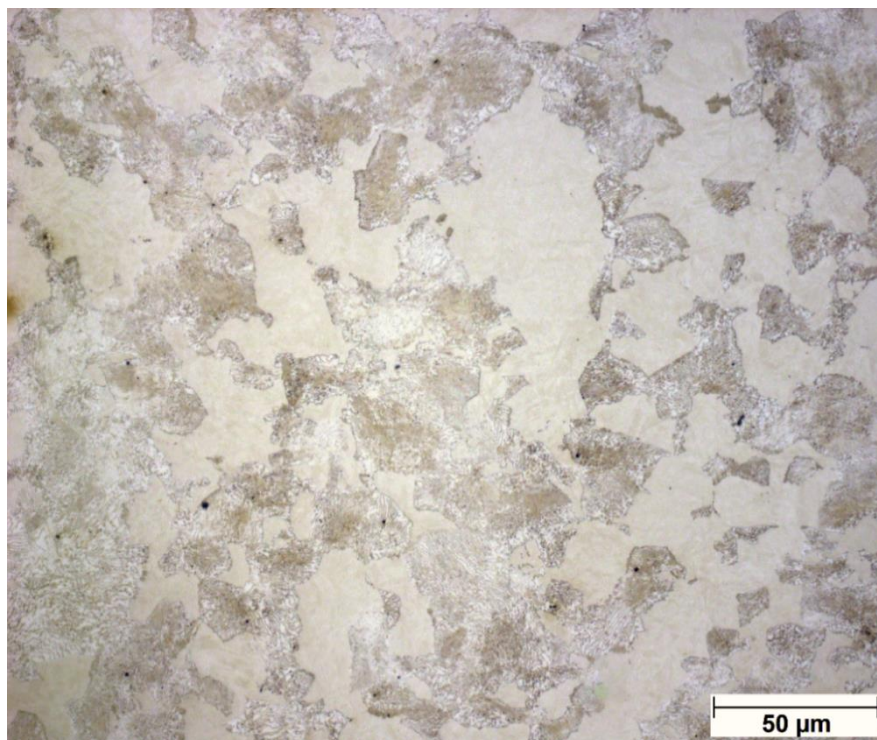
Fonte: Autor.

Figura 17 – Micrografia ótica em 500x da amostra AT-03. Observa-se grãos de perlita em fundo indefinido (martensita). Ataque: Nital 2%.



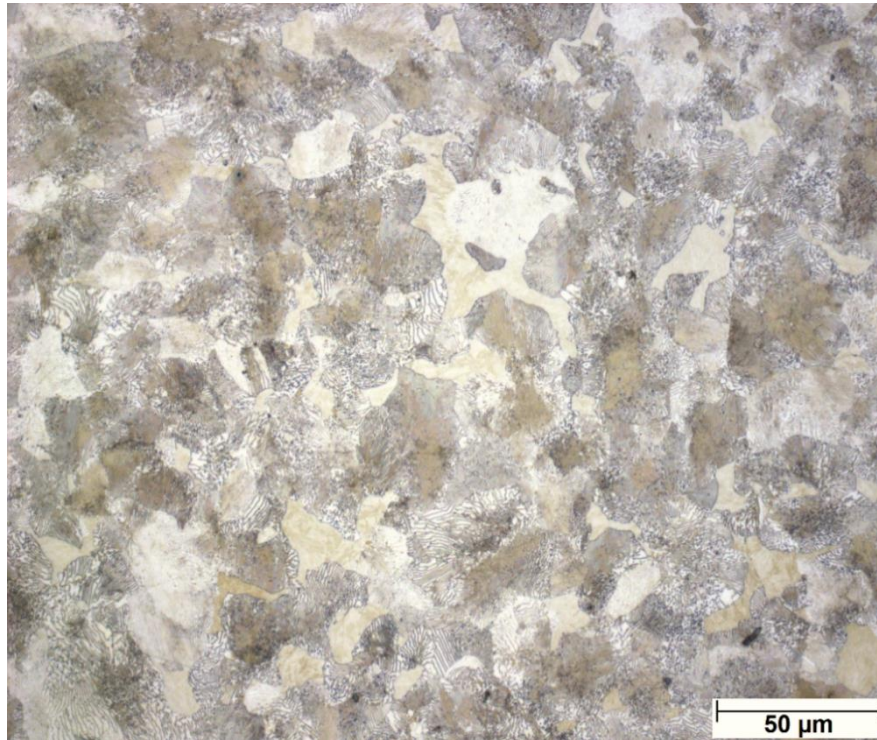
Fonte: Autor.

Figura 18 – Micrografia ótica em 500x da amostra AT-04. Identifica-se grãos de perlita sobre fundo não revelado (martensita). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 19 – Micrografia ótica em 500x da amostra AT-05. Observa-se grãos de perlita e grãos brancos não revelados (martensita). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 20 – Micrografia ótica em 500x da amostra AT-06. Identifica-se uma matriz perlítica com inclusões (em preto) e pequenos grãos não revelados (martensita). Ataque: Nital 2%.

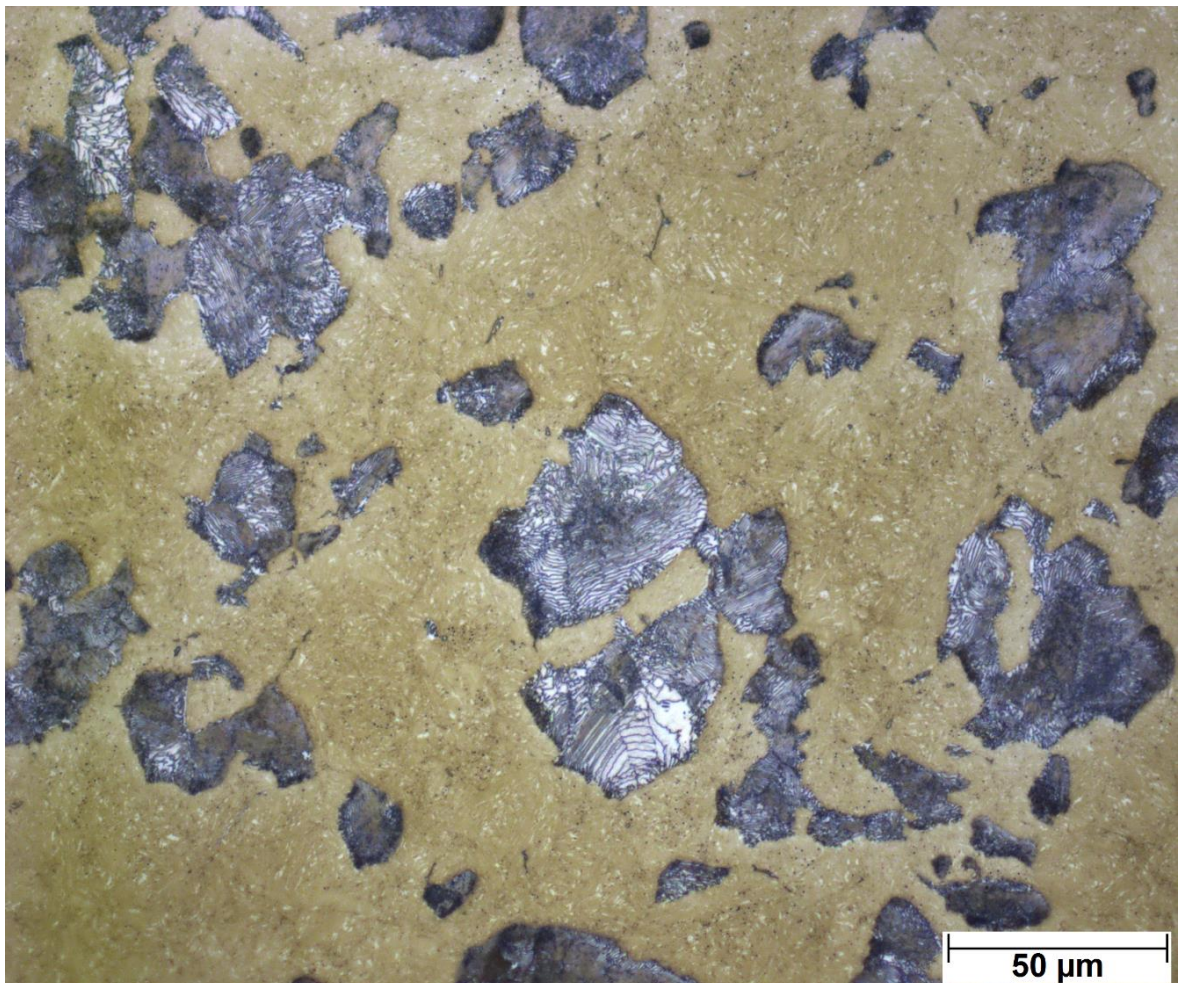


Fonte: Autor.

5.2.2 Ataque com Picral 4%

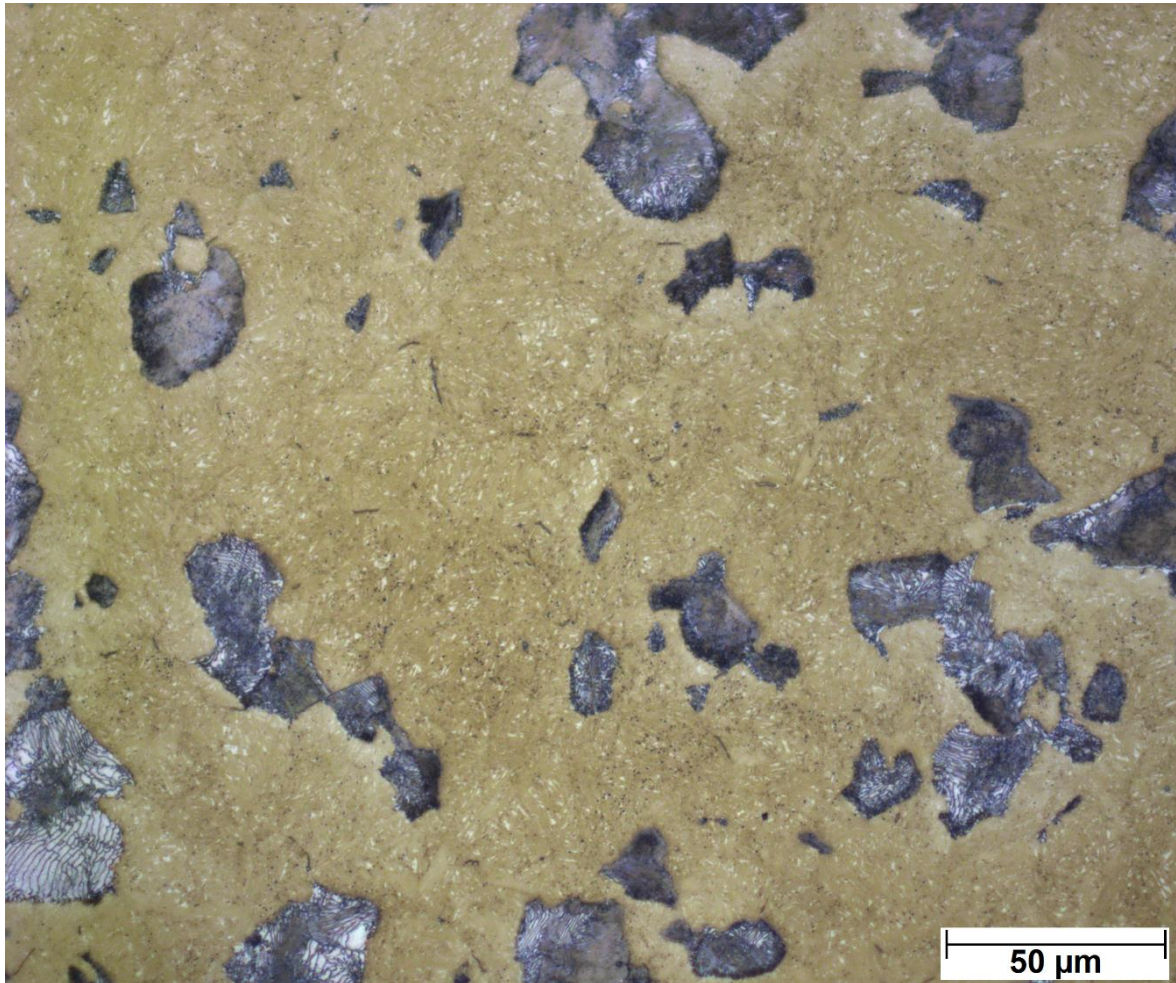
Devido ao ataque com Nital 2% não ter revelado completamente a microestrutura da amostra, executou-se um novo ataque químico com Picral 4%. Então, as amostras foram polidas novamente e atacadas com uma solução de Picral 4%, no esforço de revelar a martensita que se previa obter. Com êxito, o segundo ataque revelou toda a microestrutura, a qual correspondia ao previsto: perlita e martensita, como pode ser constatado nas micrografias exibidas nas Figuras 21 e 22. Além disso, a martensita observada possui a forma de agulhas, uma morfologia comum para essa fase em aços alto carbono.

Figura 21 - Micrografia ótica em 500x da amostra AT-03. Observa-se grãos de perlita em fundo de martensita com morfologia de agulhas. Ataque: Picral 4%.



Fonte: Autor.

Figura 22 - Micrografia ótica em 500x da amostra AT-02, identifica-se uma matriz de martensita em forma de agulhas com grãos de perlita. Ataque: Picral 4%.



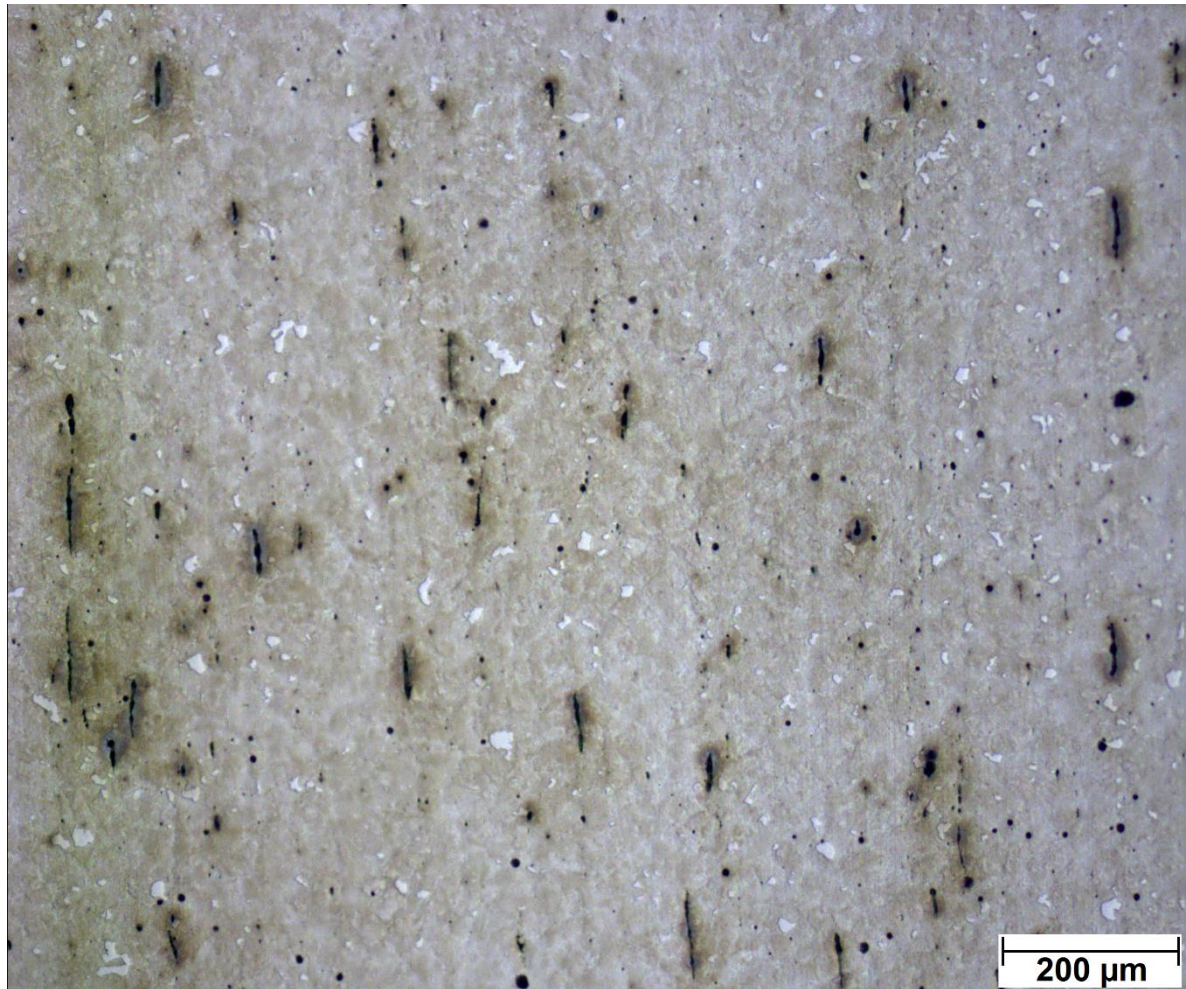
Fonte: Autor.

5.3 Quantificação de fases

5.3.1 Inclusões não-metálicas

As inclusões observadas apresentam uma morfologia variada, desde glóbulos a sinuosas linhas, como ilustra a Figura 23, mas sua extensa maioria possui coloração preta ao microscópio ótico sem ataque, como é característico de silicatos.

Figura 23 – Micrografia ótica em 100x da amostra AT-06. Destacam-se inclusões não-metálicas de morfologia variada em preto sobre uma matriz perlítica com grãos brancos não revelados. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Autor.

A carta padrão utilizada (Figura 19) classifica as inclusões em quatro tipos com 5 níveis de densidade: sulfetos (A); alumina (B); silicatos (C) e óxido globular (D). Visto que não há alumínio na composição da liga, o grupo B não está presente nas amostras. Inclusões como o tipo D foram percebidas, mas com pouca frequência. Os tipos A e C são os mais frequentes sendo muito difícil distingui-los entre si, pois aparentam formar inclusões mistas constituídas de sulfeto e silicato que se alinham sempre na mesma direção. O nível de densidade das inclusões varia pouco de região para região, entre níveis 1 a 3, assim, para as amostras AT-01, AT-02, AT-03 e AT-04, a densidade média constatada foi de 2, enquanto para as amostras AT-05 e AT-06, o valor sobe para 3.

Moraes (2009) elucida que aços contendo silício e manganês podem possuir em sua microestrutura inclusões duplex, as quais são constituídas de duas fases não miscíveis entre si: MnS e silicatos. A formação dessa classe de inclusões depende do processo de fabricação do aço, particularmente se ele foi desoxidado com Si ou semi-acalmado. A composição química da liga estudada junto com a morfologia variada de suas inclusões indica fortemente que tais inclusões sejam do tipo duplex. Portanto, conclui-se que a peça recebida tenha uma distribuição majoritariamente homogênea, com algumas regiões pouco mais concentradas, de inclusões não-metálicas compostas, as quais contêm silicatos com alguma adição de sulfetos ambos de manganês e que estão alinhadas numa possível direção de laminação.

5.3.2 Fases principais

Os pequenos grãos de cementita proeutetóide revelados na amostra AT-01 sinalizam o início da transformação da austenita em perlita durante o tratamento térmico, pois toda a austenita não transformada durante o tratamento isotérmico se torna martensita na etapa de têmpera, assim, a cementita observada se originou a partir da parcela de austenita que já estava em processo de transformação. Além disso, os grãos são identificados como cementita proeutetóide porque o teor de carbono da liga (0,799%p) excede ligeiramente o valor do ponto eutetóide (0,77%p). Enfim, considerando um intervalo de confiança de 95%, a amostra AT-01 é constituída de $1,75 \pm 0,92$ % cementita proeutetóide e $98,25 \pm 0,92$ % martensita, como mostrado na Tabela 8.

As demais amostras são quantificadas em perlita e martensita, devido a cementita proeutetóide ser indistinguível dos grãos de perlita por observação no microscópio ótico. Ademais, todos os intervalos das medidas foram calculados com um nível de confiança de 95%. Então, os resultados para as amostras AT-02 a AT-06 estão respectivamente expostos nas tabelas 9 a 13.

Note que as inclusões não são incorporadas nessa análise pois foram avaliadas pelo procedimento de carta padrão e também porque não participam da transformação perlítica, tema principal desse estudo.

Tabela 8 – Quantificação de fases da amostra AT-01, 1,5 minutos de tratamento isotérmico a 665°C.

Micrografia (n°)	Cementita proeutetóide ($P_{P,i}$)	Martensita	$(P_{P,i} - \bar{P}_P)^2$
1	6,0%	94,0%	18,06
2	5,0%	95,0%	10,56
3	0,0%	100,0%	3,06
4	0,0%	100,0%	3,06
5	2,5%	97,5%	0,56
6	0,0%	100,0%	3,06
7	0,0%	100,0%	3,06
8	4,5%	95,5%	7,56
9	0,0%	100,0%	3,06
10	0,0%	100,0%	3,06
11	2,5%	97,5%	0,56
12	3,0%	97,0%	1,56
13	0,5%	99,5%	1,56
14	1,5%	98,5%	0,06
15	0,0%	100,0%	3,06
16	2,5%	97,5%	0,56
17	3,5%	96,5%	3,06
18	0,5%	99,5%	1,56
19	0,5%	99,5%	1,56
20	2,5%	97,5%	0,56
Média Obtida	1,75% (\bar{P}_P)	98,25%	IC 95%: ± 0,92

Fonte: Autor.

Tabela 9 – Composição de fases da amostra AT-02, 2 minutos de tratamento isotérmico a 665°C.

Micrografia (n°)	Perlita ($P_{P,i}$)	Martensita	$(P_{P,i} - \bar{P}_P)^2$
1	4,0%	96,0%	219,04
2	22,0%	78,0%	10,24
3	19,0%	81,0%	0,04
4	3,0%	97,0%	249,64
5	15,5%	84,5%	10,89
6	39,5%	60,5%	428,49
7	31,5%	68,5%	161,29
8	40,5%	59,5%	470,89
9	8,0%	92,0%	116,64
10	4,0%	96,0%	219,04
11	6,5%	93,5%	151,29
12	6,0%	94,0%	163,84
13	6,0%	94,0%	163,84
14	10,5%	89,5%	68,89
15	3,5%	96,5%	234,09
16	3,5%	96,5%	234,09
17	33,5%	66,5%	216,09
18	50,5%	49,5%	1004,89
19	15,5%	84,5%	10,89
20	53,5%	46,5%	1204,09
Média Obtida	18,80% (\bar{P}_P)	81,20%	IC 95%: ± 8,05

Fonte: Autor.

Tabela 10 – Quantificação de fases da amostra AT-03, 2,5 minutos de tratamento isotérmico, 665°C.

Micrografia (n°)	Perlita ($P_{P,i}$)	Martensita	$(P_{P,i} - \bar{P}_P)^2$
1	34,0%	66,0%	5,76
2	26,0%	74,0%	108,16
3	42,0%	58,0%	31,36
4	37,0%	63,0%	0,36
5	25,0%	75,0%	129,96
6	16,0%	84,0%	416,16
7	45,0%	55,0%	73,96
8	28,0%	72,0%	70,56
9	30,0%	70,0%	40,96
10	46,0%	54,0%	92,16
11	65,0%	35,0%	817,96
12	41,0%	59,0%	21,16
13	49,0%	51,0%	158,76
14	31,0%	69,0%	29,16
15	34,0%	66,0%	5,76
16	24,0%	76,0%	153,76
17	46,0%	54,0%	92,16
18	34,0%	66,0%	5,76
19	32,0%	68,0%	19,36
20	43,0%	57,0%	43,56
Média Obtida	36,40% (\bar{P}_P)	63,60%	IC 95%: $\pm 5,30$

Fonte: Autor.

Tabela 11 – Composição de fases da amostra AT-04, 3 minutos de tratamento isotérmico a 665°C.

Micrografia (n°)	Perlita ($P_{P,i}$)	Martensita	$(P_{P,i} - \bar{P}_P)^2$
1	56,0%	44,0%	250,43
2	61,0%	39,0%	433,68
3	26,0%	74,0%	200,93
4	41,5%	58,5%	1,76
5	37,0%	63,0%	10,08
6	39,0%	61,0%	1,38
7	32,5%	67,5%	58,91
8	36,0%	64,0%	17,43
9	32,0%	68,0%	66,83
10	54,5%	45,5%	205,21
11	49,5%	50,5%	86,96
12	44,5%	55,5%	18,71
13	38,0%	62,0%	4,73
14	24,0%	76,0%	261,63
15	36,5%	63,5%	13,51
16	41,0%	59,0%	0,68
17	36,5%	63,5%	13,51
18	25,0%	75,0%	230,28
19	35,5%	64,5%	21,86
20	57,5%	42,5%	300,16
Média Obtida	40,18% (\bar{P}_P)	59,83%	IC 95%: $\pm 5,17$

Fonte: Autor.

Tabela 12 – Quantificação de fases da amostra AT-05, 4 minutos de tratamento isotérmico a 665°C.

Micrografia (n°)	Perlita ($P_{P,i}$)	Martensita	$(P_{P,i} - \bar{P}_P)^2$
1	47,0%	53,0%	108,68
2	59,5%	40,5%	4,31
3	21,0%	79,0%	1326,78
4	39,5%	60,5%	321,31
5	68,0%	32,0%	111,83
6	38,5%	61,5%	358,16
7	49,5%	50,5%	62,81
8	84,0%	16,0%	706,23
9	79,5%	20,5%	487,31
10	83,5%	16,5%	679,91
11	75,0%	25,0%	308,88
12	88,5%	11,5%	965,66
13	72,0%	28,0%	212,43
14	63,0%	37,0%	31,08
15	63,5%	36,5%	36,91
16	55,5%	44,5%	3,71
17	55,0%	45,0%	5,88
18	25,5%	74,5%	1019,21
19	30,0%	70,0%	752,13
20	50,5%	49,5%	47,96
Média Obtida	57,43% (\bar{P}_P)	42,58%	IC 95%: $\pm 9,57$

Fonte: Autor.

Tabela 13 – Composição de fases da amostra AT-06, 5 minutos de tratamento isotérmico a 665°C.

Micrografia (n°)	Perlita ($P_{P,i}$)	Martensita	$(P_{P,i} - \bar{P}_P)^2$
1	97,0%	3,0%	0,68
2	98,0%	2,0%	0,03
3	99,0%	1,0%	1,38
4	99,0%	1,0%	1,38
5	98,5%	1,5%	0,46
6	99,5%	0,5%	2,81
7	97,0%	3,0%	0,68
8	99,0%	1,0%	1,38
9	93,5%	6,5%	18,71
10	97,5%	2,5%	0,11
11	98,0%	2,0%	0,03
12	98,5%	1,5%	0,46
13	100,0%	0,0%	4,73
14	98,0%	2,0%	0,03
15	99,5%	0,5%	2,81
16	95,5%	4,5%	5,41
17	98,0%	2,0%	0,03
18	97,0%	3,0%	0,68
19	99,0%	1,0%	1,38
20	95,0%	5,0%	7,98
Média Obtida	97,83% (\bar{P}_P)	2,18%	IC 95%: $\pm 0,79$

Fonte: Autor.

Como esperado, as amostras apresentaram aumento da fração volumétrica de perlita diretamente proporcional ao tempo de tratamento isotérmico. Assim, o progresso observado da fração de fase transformada foi respectivamente da amostra AT-01 (1,5 min) a AT-06 (5 min): $1,75 \pm 0,92 \%$; $18,80 \pm 8,05\%$; $36,40 \pm 5,30\%$; $40,18 \pm 5,17 \%$; $57,43 \pm 9,57 \%$ e finalmente a transformação perlítica alcançou $97,83 \pm 0,79 \%$ de sua totalidade em apenas 5 minutos de tratamento térmico.

5.4 Cinética da transformação isotérmica

Fundamentando-se nos resultados da quantificação de fases e na dinâmica de nucleação e crescimento de uma nova fase sólida em uma matriz já sólida, como descrito em Porter e Easterling (1992), é possível determinar uma fórmula matemática para descrever a cinética da transformação isotérmica investigada, ademais, o modelo para essa fórmula é a equação (1):

$$f = 1 - \exp(-k \cdot t^n)$$

Recordando que f corresponde a fração da fase obtida pela transformação, t ao tempo, n a um expoente que varia entre ~ 1 a 4 e k a uma constante característica de cada transformação. Além disso, k e n são independentes do tempo, mas afetados pelo mecanismo de nucleação e a temperatura.

Modificando a equação (1) para uma forma linear, é possível estimar os valores das constantes k e n que se aplicam ao experimento através de uma regressão linear executada com os dados experimentais (SINHA; MANDAL, 2011). A linearização da equação é executada do seguinte modo:

$$\begin{aligned} f = 1 - \exp(-k \cdot t^n) &\rightarrow 1 - f = \exp(-k \cdot t^n) \rightarrow \ln(1 - f) = -k \cdot t^n \rightarrow \ln\left(\frac{1}{1 - f}\right) = k \cdot t^n \\ &\rightarrow \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - f}\right)\right) = \ln(k \cdot t^n) \rightarrow \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - f}\right)\right) = n \cdot \ln(t) + \ln(k) \\ y = \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - f}\right)\right) \text{ e } x = \ln(t) &\rightarrow y = n \cdot x + \ln(k) \end{aligned} \quad (3)$$

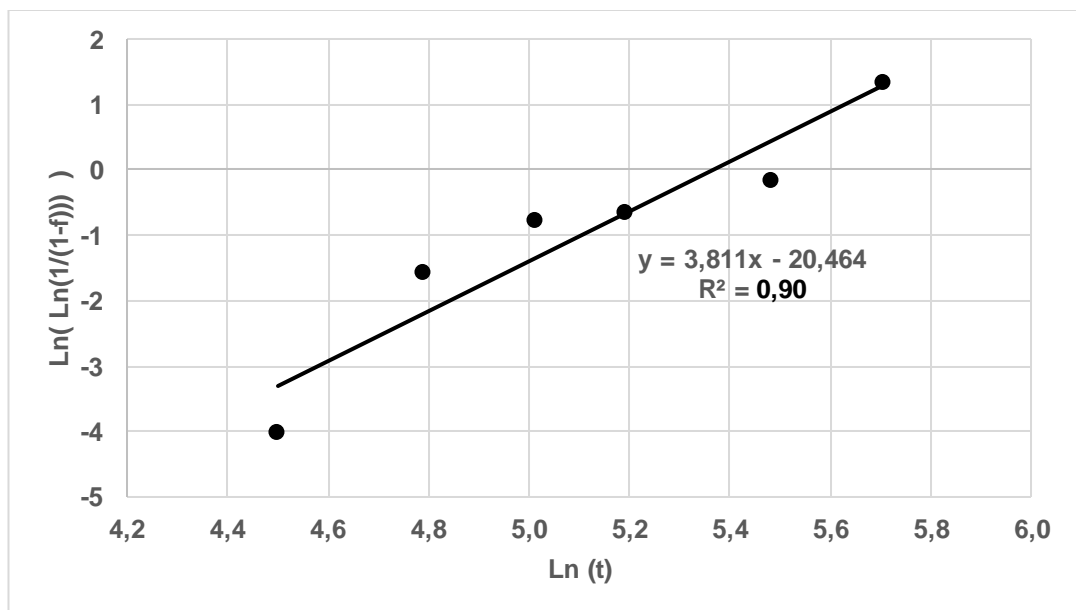
Assim, construindo o gráfico da equação (3) utilizando os dados experimentais, como resumidos na Tabela 14, e executando a regressão linear, se obtêm o Gráfico 8.

Tabela 14 – Dados experimentais organizados como aplicados a regressão linear.

Amostra	Tempo de tratamento, t (s)	Fração transformada (f)	Ln (t) (x)	Ln (Ln (1 / (1-f))) (y)
AT-01	90	0,0175	4,500	-4,037
AT-02	120	0,1880	4,787	-1,569
AT-03	150	0,3640	5,011	-0,793
AT-04	180	0,4018	5,193	-0,666
AT-05	240	0,5743	5,481	-0,158
AT-06	300	0,9783	5,704	1,342

Fonte: Autor.

Gráfico 8 – Regressão linear para determinar as constantes k e n para a equação (1).



Fonte: Autor.

Equiparando a equação da reta no Gráfico 8 com a equação (3), temos os seguintes resultados para k e n:

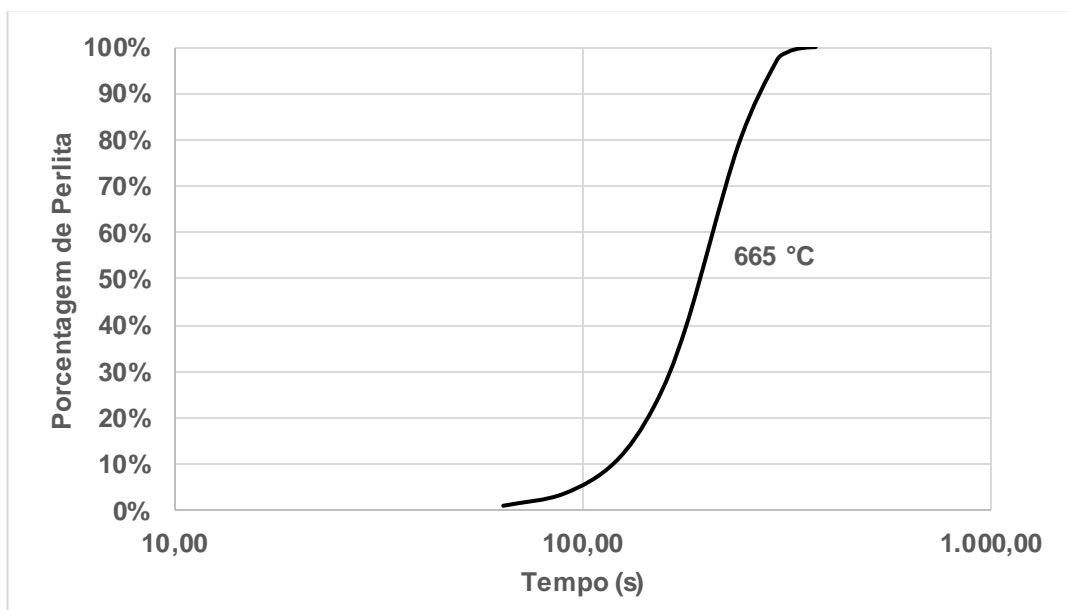
$$n = 3,811 \quad \text{e} \quad k = 1,296 \cdot 10^{-9}$$

Logo, a equação de Avrami que descreve a cinética da transformação isotérmica investigada é:

$$f = 1 - \exp(-1,296 \cdot 10^{-9} \cdot t^{3,811}) \quad (4)$$

Dessa forma, pode-se plotar o gráfico da proporção de perlita transformada por tempo de tratamento isotérmico a partir de (4), como ilustra o Gráfico 9.

Gráfico 9 – Fração de perlita transformada por tempo de tratamento isotérmico a 665 °C.



Fonte: Autor.

Segundo Christian (2002), o valor de n está diretamente relacionado ao mecanismo da transformação em curso, de forma que ele fornece pistas sobre qual pode ser o mecanismo avaliado em um dado experimento, por exemplo, quando $n=4$ a taxa de nucleação da fase em formação é constante. Então, o valor obtido experimentalmente $n=3,811$ indica que a taxa de nucleação da fase em formação é decrescente ao longo do tempo; os núcleos da nova fase crescem em três dimensões e sua formação ocorre por nucleação heterogênea, implicando que, pelas condições do experimento, os núcleos de perlita certamente se formaram nos contornos de grãos.

5.5 Efeito da transformação isotérmica na microdureza

A microdureza das amostras mostrou uma forte e gradativa redução conforme o tempo de tratamento isotérmico aumentava, com uma variação média por amostra de 102 HV. Assim, avaliando todas as medidas de forma a construir intervalos de confiança de 95%. Temos que a amostra AT-01 apresenta o maior valor médio de microdureza, $794 \pm 22,42$ HV, enquanto a amostra AT-06 possui o menor, $282 \pm 4,47$ HV, como pode ser verificado na Tabela 15 que exhibe os resultados de microdureza nos índices Vickers e Rockwell-C e os associa aos parâmetros que explicam o comportamento observado.

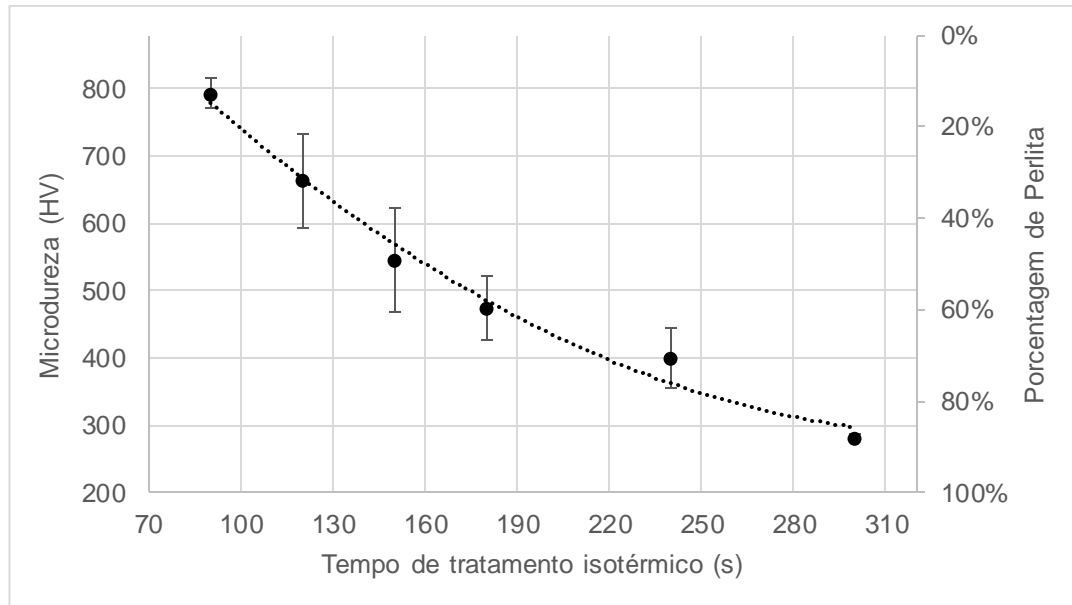
Tabela 15 – Resultados do ensaio de dureza Vickers.

Amostra	Microdureza Média (HV)	Intervalo de Confiança de 95% (HV)	Microdureza Média (HRC)	Tempo de tratamento isotérmico (s)	Porcentagem de Fase Transformada
AT-01	794	$\pm 22,42$	63,7	90	1,75%
AT-02	664	$\pm 70,88$	58,0	120	18,80%
AT-03	546	$\pm 78,04$	51,3	150	36,40%
AT-04	474	$\pm 46,90$	46,8	180	40,18%
AT-05	401	$\pm 44,50$	42,3	240	57,43%
AT-06	282	$\pm 4,47$	27,3	300	97,83%

Fonte: Autor.

Visto que a microestrutura produzida pelo tratamento térmico tem como constituintes principais a martensita e a perlita, sendo que o segundo possui uma dureza muito menor que o primeiro (ASM, 1990). É natural que ocorra a redução da dureza média com o crescimento da porcentagem de perlita presente na amostra. Dessa forma, para demonstrar como a transformação isotérmica avaliada afetou a dureza do aço 1080, montou-se o Gráfico 10 no qual as barras de erro representam os intervalos de confiança de 95% das medidas obtidas.

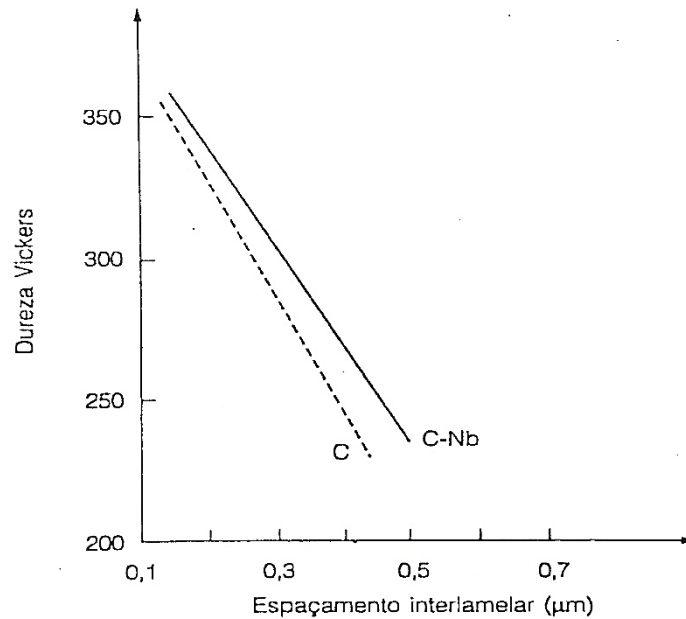
Gráfico 10 – Microdureza Vickers por tempo de tratamento isotérmico e fase transformada. Os intervalos das medidas foram calculados com um nível de confiança de 95%.



Fonte: Autor.

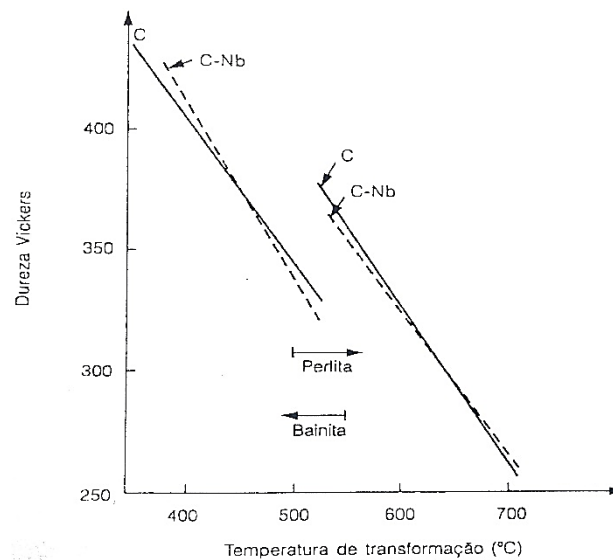
Silva e Mei (2006) relatam: “[...] à medida que se diminui a temperatura de formação da perlita, reduz-se seu espaçamento interlamelar e, conseqüentemente, aumenta-se sua dureza [...]”. Ademais, eles exibem os Gráficos 11 e 12, que demonstram tal relação entre temperatura de formação, espaçamento lamelar e dureza da perlita, para um aço com 0,8%p C. Assim, é possível aferir aproximadamente o espaçamento interlamelar da perlita formada no procedimento experimental, baseando-se no Gráfico 11 e na medida de dureza da amostra AT-06 de 282 HV, porque ela é composta de 97,83% de perlita. Então, o espaçamento interlamelar da perlita observada nas amostras é estimado em 0,31 μm .

Gráfico 11 – Variação de dureza da perlita com o espaçamento interlamelar para aços 0,8%p C com e sem adição de 0,03%p Nb.



Fonte: Silva; Mei, 2006.

Gráfico 12 – Microdureza da perlita e da bainita para aços 0,8%p C com e sem adição de 0,03%p Nb transformados isotericamente. Austenitizados a 1350 °C.

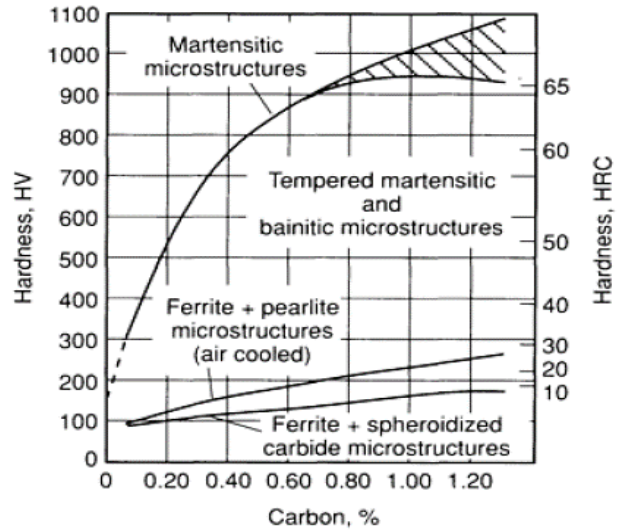


Fonte: Silva; Mei, 2006.

O Gráfico 13, retirado de (ASM, 1990), retrata como a dureza dos aços varia de acordo com seu teor de carbono e microestrutura. Assim, comparando os resultados de dureza Vickers obtidos com os Gráficos 12 e 13, bem como

considerando as observações por microscopia ótica. Constata-se que os resultados ilustram uma transição de uma microestrutura martensítica para uma perlítica. Então, pode-se afirmar que os resultados são consistentes com a literatura.

Gráfico 13 – Dureza em função do teor de carbono para várias microestruturas dos aços. Áreas riscadas ilustram o efeito da austenita retida.



Fonte: ASM, 1990.

6 CONCLUSÕES

- A martensita presente no material apresentou resistência elevada ao ataque químico com Nital 2%, pois não foi adequadamente revelada por ele. Enquanto que o ataque químico com Picral 4% se provou muito eficaz em revelar toda a microestrutura tratada termicamente das amostras e, ainda, produziu micrografias com melhor contraste e nitidez no microscópio ótico do que as produzidas com Nital 2%.

- As inclusões presentes em todas as amostras apresentam morfologia variada desde glóbulos a estreitas linhas paralelas. Sua distribuição e aspecto visual combinados com a composição química da liga indicam que se tratam de inclusões não-metálicas duplex, constituídas de silicatos e sulfetos, ambos de manganês. Além disso, sua distribuição é homogênea e alinhada a uma possível direção de laminação.

- A cinética da transformação isotérmica avaliada, de austenita para perlita, é descrita pela seguinte equação de Avrami:

$$f = 1 - \exp(-1,296 \cdot 10^{-9} \cdot t^{3,811})$$

A qual indica, através do valor de sua constante $n=3,811$, que a transformação isotérmica ocorre por nucleação heterogênea, os núcleos formados crescem em três dimensões e a taxa de nucleação decresce conforme a transformação progride. Ademais, a transformação alcançou 97,83% de conclusão em apenas 5 minutos.

- O perfil de microdureza por tempo de transformação obtido revelou que com 90 segundos de tratamento isotérmico e 98,25% de martensita, a dureza média da liga é 794 HV, ou 63,7 HRC. Já com 300 segundos de tratamento isotérmico e 97,83% de perlita, a dureza média cai para 282 HV, ou 27,3 HRC. Portanto, a transformação isotérmica causou uma gradativa redução da dureza, como é característico da transição de microestrutura martensítica para perlítica e com uma taxa de redução de 2,44 HV por segundo de tratamento isotérmico.

- O espaçamento interlamelar da perlita formada pela transformação isotérmica a 665 °C foi estimado em 0,31 μm .

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Investigar como diferentes tempos e temperaturas de austenitização afetam a cinética da transformação isotérmica a 665 °C.
- Determinar a dureza e a composição química das inclusões observadas a fim de compreender sua influência sobre a dureza média da liga.
- Executar ensaios de corrosão em amostras com diferentes tempos de tratamento isotérmico para que se observe a influência dele na resistência a corrosão da liga.
- Reproduzir o presente procedimento experimental com uma liga 1080 com menor teor de inclusões com intuito de avaliar como elas afetam a cinética da transformação isotérmica.
- Utilizar difração de raios-x in-situ durante o tratamento térmico com objetivo de obter dados mais acurados para a avaliação da cinética da transformação isotérmica e os comparar com os resultados presentes.

REFERÊNCIAS

ASM INTERNATIONAL (Ohio). **Metals Handbook**. 10. ed. Materials Park: Asm International, 1990.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM 87: Aço carbono e ligados para construção mecânica - Designação e composição química**. Rio de Janeiro: ABNT, 2000. 19 p.

CALLISTER, William D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2008.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 1996.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 2003.

CHRISTIAN, J.W. **The Theory of Transformations in Metals and Alloys**. 3. ed. Oxford: Pergamon, 2002. 1200 p.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1951.

COLPAERT, Hubertus. **Metallography of Steels**. Materials Park: ASM, 2018.

Disponível em:

<<http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=nlebk&AN=1884537&site=ehost-live>>. Acesso em: 12 jun. 2019.

FERNANDES NETO, Marcolino. **Análise de inclusões não-metálicas em aço de baixo carbono desoxidado ao alumínio produzido por lingotamento contínuo**. 2001. 216 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaaios dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: Grupo Gen - Ltc, 2012.

MORAES, Luís Augusto Batista de. **Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
doi:10.11606/D.3.2009.tde-18112009-102050. Acesso em: 2019-03-14.

PONTA GROSSA. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Secretaria da Educação do Paraná. **MDL**. 2019. Disponível em:
<<http://www.uepg.br/mestrados/mestreodonto/imagens/MDL.JPG>>. Acesso em: 18 jan. 2019.

PORTER, David A.; EASTERLING, Kenneth E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 2. ed. Boca Raton: Crc Press, 1992.

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. 2. Ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

SINHA, I.; MANDAL, R.K. **Avrami exponent under transient and heterogeneous nucleation transformation conditions**. Journal of Non-crystalline Solids, [s.l.], v. 357, n. 3, p.919-925, fev. 2011. Elsevier BV.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2010.11.005>.

SMITH, William F. **Structure and properties of engineering alloys**. 2. Ed. New York: McGraw-hill, 1993.

VOORT, George F. Vander. **Metallography: Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1984.

VOORT, George Vander. **Microstructure of Isothermally-Treated Steels**. 2018. Disponível em: <<https://vacaero.com/information-resources/metallography-with-george-vander-voort/1123-microstructure-of-isothermally-treated-steels.html>>. Acesso em: 6 abr. 2018.