



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

FRANCISCO WILLIAM PERES TEIXEIRA FILHO

**ANÁLISE DA EFICIÊNCIA DE UM TRATAMENTO ISOTÉRMICO A 565 °C PARA
AUMENTO DA DUREZA DE UM AÇO SAE 1020**

**FORTALEZA
2019**

FRANCISCO WILLIAM PERES TEIXEIRA FILHO

**ANÁLISE DA EFICIÊNCIA DE UM TRATAMENTO ISOTÉRMICO A 565 °C PARA
AUMENTO DA DUREZA DE UM AÇO SAE 1020**

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)

- T266a Teixeira Filho, Francisco William Peres.
Análise da eficiência de um tratamento isotérmico a 565° C para aumento da dureza de um aço SAE 1020 / Francisco William Peres Teixeira Filho. – 2019.
50 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. Aço 1020. 2. Tratamento térmico. 3. Transformações isotérmica. 4. Microdureza. I. Título.
CDD 669
-

FRANCISCO WILLIAM PERES TEIXEIRA FILHO

**ANÁLISE DA EFICIÊNCIA DE UM TRATAMENTO ISOTÉRMICO A 565 °C PARA
AUMENTO DA DUREZA DE UM AÇO SAE 1020**

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.

Aprovada em: ____/____/____.

BANCA EXAMINADORA

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

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

Prof. Dr. Igor Frota de Vasconcelos
Universidade Federal Do Ceará (UFC)

A minha família, pelo amor e apoio incondicional.
A DEUS, pela graça, misericórdias e bênçãos infinitas.

AGRADECIMENTOS

A DEUS, por me mostrar, em cada dia de minha vida, que não importa o quão pequeno eu seja, eu posso tudo.

Aos meus pais, pelas palavras de sabedoria, de amor, de incentivo, pelas lutas e pelas glórias.

Ao meu irmão, que sempre esteve ali para apoiar.

A todos os Professores que contribuíram para a conclusão desta jornada.

A educação é a arma mais poderosa que você pode usar
para mudar o mundo.

(Nelson Mandela)

RESUMO

O presente trabalho busca avaliar a viabilidade de um tratamento isotérmico a 565 °C para aumentar a dureza de um aço-carbono SAE 1020, por meio da caracterização da cinética da transformação isotérmica a 565 °C e observação da alteração gradativa da sua microestrutura e, por fim averiguar como a microdureza se modifica no decorrer da transformação. Inicialmente, seis amostras recortadas da peça foram submetidas a tratamento térmico constituído de três fases: austenitização a 900 °C por 15 minutos; tratamento isotérmico a 565 °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. Ensaio de microdureza Vickers permitiram verificar a influência da transformação avaliada nas propriedades mecânicas do material. As micrografias revelaram uma microestrutura composta predominantemente de ferrita e perlita. A quantificação das fases demonstra o progresso da transformação isotérmica a qual em 90 segundos resultam em uma microestrutura com 11,20% de perlita, enquanto em 300 segundos ela é constituída de 68,7% de perlita. Os valores de microdureza indicam um aumento da dureza do material ao longo da transformação, desde uma dureza média de 176 HV até 227 HV, valores característicos da transição de uma microestrutura ferrítica para perlítica.

Palavras-chave: Aço 1020; Transformação isotérmica; Tratamento térmico; Cinética de transformação; Quantificação de fases; Microdureza.

ABSTRACT

The present work aims to evaluate the viability of an isothermal treatment at 565 ° C to increase the hardness of a SAE 1020 carbon steel, by kinetic characterization of the isothermal transformation at 565 ° C and observing the gradual alteration of its microstructure and, lastly how microhardness changes during transformation. Initially, six cut-out colors of the piece undergo the heat treatment consisting of three phases: austenitization at 900 ° C for 15 minutes; isothermal treatment at 565 ° C for a varying time per sample from 90 to 300 seconds; immersion in water at room temperature. Perform a metallographic analysis and phase quantification of the samples to determine the microstructure related to the progress of isothermal transformation. Vickers microhardness tests allow to verify the influence of the evaluated transformation on the mechanical properties of the material. 20% of the perlite, while in 300 seconds it is 68.7% of the perlite. Microhardness values may show an increase in material durability throughout the transformation, from an average of 176 HV to 227 HV, characteristic of the transition from a ferritic to perlitic microstructure.

Keywords: SAE 1020 steel, Isothermal transformation, Heat treatment, Transformation kinetics, Volume fraction, Microhardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Classificação dos aços. -----	19
Figura 2 – Diagrama de fases ferro-carbono até 6,67% C. As linhas sólidas indicam os valores para o equilíbrio Fe-Fe ₃ C; as linhas pontilhadas representam o equilíbrio ferro-grafita. ---	22
Figura 3 – Região de aço eutetóide esfriado muito lentamente. As lamelas de perlita estão bem visíveis. Aumento de 750x. Espécime atacada com solução de ácido nítrico.-----	23
Figura 4 – 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%. -----	24
Figura 5 – 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) Aspecto da textura de um aço duro temperado de temperatura excessivamente alta em 75x, martensita muito grosseira, ataque: nítrico. -----	25 e 26
Figura 6 – 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). -----	27
Figura 7 – Gráfico da fração transformada em função do logaritmo do tempo, típico para muitas transformações no estado sólido onde a temperatura é mantida constante. -----	28
Figura 8 – Diagrama de Transformação-Temperatura-Tempo (TTT) de um aço eutetóide. -	27
Figura 9 – Durômetro para ensaios Vickers. -----	30
Figura 10 – peça de vergalhão como recebido -----	32
Figura 11 – Fluxograma do procedimento experimental executado -----	32
Figura 12 – Exemplo de amostra produzida, A-01 -----	33
Figura 13 – Cortadora Fortel 2 -----	35
Figura 14 – Forno EDG 3P-S utilizado na etapa de tratamento isotérmico -----	36
Figura 15 – Forno EDGCON 1P utilizado na etapa de tratamento isotérmico -----	36
Figura 16 – Diagrama TTT do aço 1020 -----	37
Figura 17 – Poletroz pvv utilizada na etapa de Metalografia-----	38

Figura 18 – Microscópio ótico Axio Imager.M2m da Zeiss utilizado na etapa de Metalografia-----39

Figura 19 – Micrografia da amostra A-03 com grade sobreposta, observa-se grãos de perlita em um fundo branco de ferrita-----40

Figura 20 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-01, observa-se grãos pretos de perlita bem espaçados, em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%-----42

Figura 21 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-02, observa-se grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%-----42

Figura 22 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-03, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%-----43

Figura 23 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-04, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%-----43

Figura 24 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-05, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%-----44

Figura 25 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-06, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%-----44

Figura 26 – Regressão linear para determinar as constantes k e n para a equação (1) -----48

Figura 27 – Fração de perlita transformada por tempo de tratamento isotérmico a 565 °C---
-----49

Figura 28 – Microdureza Vickers por tempo de tratamento isotérmico -----50

Figura 29 – Microdureza Vickers por fase transformada-----50

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Características mecânicas de materiais laminados a quente e aplicações típicas para vários aços-carbono comuns com baixo de carbono e aços de alta resistência e baixa liga.	20
Tabela 2 – Aplicações típicas e faixas de propriedades mecânicas para aços-carbono comuns e aços-liga temperados em óleo e revenidos.	20
Tabela 3 – Composição química de um aço 1020 segundo a norma NBR NM 87:2000.....	32
Tabela 4 – Propriedades mecânicas mínimas estimadas para barras de aço 1020.	32
Tabela 5 – Quantificação de fases da amostra A-01, 90 segundos de tratamento isotérmico.	45
Tabela 6 – Composição de fases da amostra A-02, 120 segundos de tratamento isotérmico.....	45
Tabela 7 – Quantificação de fases da amostra A-03, 150 segundos de tratamento isotérmico.....	46
Tabela 8 – Composição de fases da amostra A-04, 180 segundos de tratamento isotérmico.....	46
Tabela 9 – Quantificação de fases da amostra A-05, 240 segundos de tratamento isotérmico.....	46
Tabela 10 – Composição de fases da amostra A-06, 300 segundos de tratamento isotérmico.....	47
Tabela 11 – Dados experimentais organizados como aplicados a regressão linear.	48
Tabela 12 – Resultados do ensaio de dureza Vickers.....	48

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
2.OBJETIVOS	17
2.1 Geral	17
2.2 Específicos	17
3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 Aços Carbono	18
<i>3.1.1 Classificação composicional e aplicações dos aços carbono</i>	19
<i>3.1.2 Austenita, ferrita e cementita</i>	21
<i>3.1.3 Perlita e Bainita</i>	22
<i>3.1.4 Martensita</i>	25
3.2 Transformação isotérmica e o diagrama TTT	27
3.3 Dureza	30
<i>3.3.1 Ensaio Vickers</i>	30
4. MATERIAIS E MÉTODOS	31
4.1 Materiais	31
4.2 Métodos	32
<i>4.2.1 Corte</i>	33
<i>4.2.2 Tratamento Térmico</i>	34
<i>4.2.3 Metalografia</i>	37
<i>4.2.4 Quantificação de fases</i>	39
<i>4.2.5 Ensaio de microdureza</i>	40
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.2 Microscopia ótica	40
5.3 Quantificação de fases	44

5.4 Cinética da transformação isotérmica	46
5.5 Efeito da transformação isotérmica na microdureza.....	48
6. CONCLUSÕES.....	50
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	51
8. REFERÊNCIAS	51

INTRODUÇÃO

A humanidade, há aproximadamente 1000 a.C. , descobriu os metais e as aplicações destes em seu cotidiano. Em seguimento, aprendeu a realizar tratamentos térmicos, descobrindo acidentalmente diversos fenômenos relativos ao calor que, com aquecimento e resfriamento desses metais, podia modificar suas propriedades mecânicas e metalúrgicas, tornando-os mais duros, trabalháveis, moles, resistentes, frágeis, dentre outras características.

Em Roma, antes de Cristo, Júlio César desfrutava de vantagem do seu arsenal bélico sobre os demais, pois os romanos já haviam descoberto o aumento da dureza do ferro, quando ele era aquecido durante longo tempo num leito de carvão vegetal e resfriado, em seguida, em salmoura. Esse procedimento está relacionado às conquistas romanas em trechos onde havia água do mar que, naturalmente é salobra, sendo considerada a primeira forma de tratamento térmico conhecida, pois permitia a fabricação de armas mais duras e mais resistentes.

Na Idade Média fabricava-se de novo o aço aquecendo-se o ferro em contato direto com materiais ricos em carbono. O enriquecimento em carbono tinha como lugar unicamente a superfície. Para se obter materiais duros, com certo volume, forjava-se em conjunto uma grande quantidade de pequenas peças de aço enriquecido em carbono. Todavia o homem necessitou de muitas gerações para lidar de maneira mais eficaz com o calor e com os processos e meios de resfriamento dos metais, para realizar um tratamento térmico melhorado.

Apenas no século XVIII (1740) Huntsman redescobriu a fusão do aço. Fundindo em um cadinho pequenos pedaços de ferro enriquecido em carbono, obteve um bloco de aço homogêneo e que endurecia de maneira uniforme. No início do século XIX surgiu a elaboração, por mistura em cadinho, antes da fusão, de ferro e materiais ricos em carbono e, mais tarde, de gusa. Contudo, apenas em 1820 é que Karsten mostrou que a diferença entre ferro, aço e gusa (ferro fundido) consistia no teor em carbono. Em 1868 Mushet descobriu que a adição de tungstênio ao aço tornava-o mais duro após aquecimento sem que houvesse necessidade de temperá-lo. Logo se reconheceu que esse aço resistia a mais desgaste e que, no caso das ferramentas de corte, mantinha a afiação, mesmo depois de tempos de serviço mais longos. Foi, entretanto, vinte e cinco anos depois que se constatou que esse aço (com composição aproximada de 2% C, 2,5% Mn e 7% W) tinha dureza a quente muito mais elevada e que suportava aumentos consideráveis das velocidades de corte. Surgia assim o primeiro aço rápido.

Em 1878, Holtzer teve a ideia da adição de cromo ao aço, mas os tratamentos térmicos ainda não estavam totalmente compreendidos. Achava ele que esse Tratamento Térmico no aço não suportaria aquecimentos acima de 900°C. Com as experiências de Taylor no final do século XIX, descobriu-se que o aço, com teores de cromo melhorava suas propriedades a altas temperaturas, de tal modo que suas características lhe permitiam ter velocidades de corte muito elevadas para a época (10 metros a cada minuto). Taylor e White, em meados do século XIX, idealizaram um aço com 1,85% C, 4% Cr e 8% W, seguindo-se de uma queda do teor de carbono para 0,7%, acompanhada de um aumento do teor em tungstênio para

14%. Criou-se, então, a base dos aços rápidos dos dias de hoje. No século XX, progrediu-se no campo dos aços rápidos e este crescimento estendeu-se aos aços-ferramenta.

Em 1920, já existiam 12 variedades disponíveis nos Estados Unidos, e a maior parte deles continua a ser fabricada atualmente. É o caso dos aços que trabalham a quente que contém cromo ou tungstênio, e os aços de trabalho a frio que contém manganês, tungstênio, cromo e vanádio. Em aços rápidos, a dureza a quente aumentou grandemente com a adição de cobalto em teores que podem ir até cerca de 10%. Dentre as importantes melhorias por parte da composição química após a Primeira Guerra Mundial, é de se salientar a introdução de molibdênio nos aços com 5% de cromo para sanar problemas de temperabilidade e aparecimento dos aços grafiticos e dos aços com endurecimento estrutural para melhorar sua usinabilidade. Durante esse período, verifica-se a utilização mais intensa de molibdênio em substituição ao tungstênio nos aços rápidos. Essa tendência acentuou-se durante a Segunda Guerra Mundial pelas dificuldades de obtenção de tungstênio. A utilização de banhos de sais nos tratamentos térmicos alcançou grandes progressos. Após 1950, a evolução dos aços-ferramenta situou-se, principalmente nas condições de elaboração e de transformação para refinar a estrutura dos aços obtidos. No início dos anos de 1970, já existiam duzentas e quarenta e cinco variedades de aços-ferramenta no trio formado por Estados Unidos, Alemanha e França. A contínua evolução e aplicabilidade da mecanização e a diversidade dos meios empregados para transformar os diferentes materiais elevaram o campo Aula 1 - Introdução ao tratamento térmico 17 e Tec Brasil de utilização dos aços-ferramenta, levando fabricantes de ligas a dotá-las de várias qualidades para atender às necessidades da indústria. Essa diversificação se deve ao fato de o aço-ferramenta ser aplicado em diversas possibilidades: das ferramentas manuais, passando por ferramentas de trabalho a quente, até ferramentas de corte.

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 tempera. 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. 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, este trabalho equacionará a cinética da transformação isotérmica a 665 °C de um aço SAE 1020 e um aço SAE 1080 através da observação e compreensão das alterações microestruturais que ocorram durante ela, ademais, as modificações de microdureza ao longo da transformação serão medidas e correlacionadas com a microestrutura. Para esses objetivos, amostras de aço 10520 e 1080 serão 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; logo depois, 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 deste trabalho é avaliar a eficiência de um tratamento isotérmico para aumentar a dureza de um aço-carbono SAE 1020, por meio da análise da cinética da transformação a 565 °C, correlaciona-la com as modificações observadas na microestrutura e as modificações observadas na dureza do material.

2.2 Específicos

Determinar uma equação de Avrami que descreva a cinética da transformação isotérmica;

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

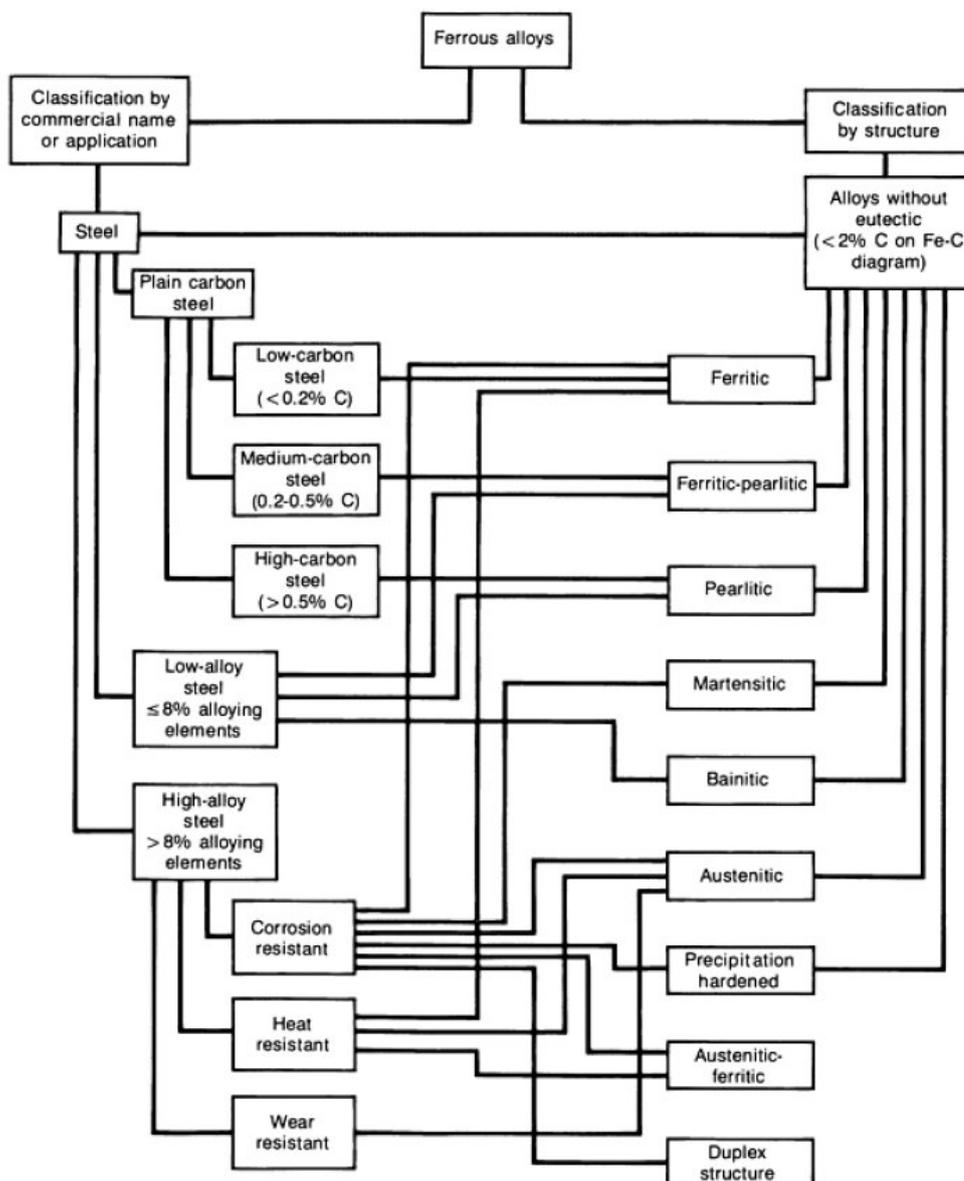
3.1 Aços Carbono

Os aços-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% a 3,5%, enquanto que nos aços alta liga, tal valor deve ser de no mínimo 10% a 12%, 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%, 1,65%, 0,060% e 0,065%; quando o boro ou o cobre são requeridos para compor a liga, demanda-se respectivamente os teores mínimos de 0,0005% e 0,20%; para a adição de chumbo, permite-se valores de 0,15 a 0,35; 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%.

3.1.1 Classificação composicional e aplicações dos aços carbono

Figura 1 – Classificação dos aços.



Fonte: ASM handbook, volume 1: Properties and selection: Irons, Steels, and High-Performance (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).

Tabela 1 – Características mecânicas de materiais laminados a quente e aplicações típicas para vários aços-carbono comuns com baixo teor de 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%C a 2,0%C e que são caracterizadas por uma microestrutura de grãos equiaxiais ultrafinos de ferrita com uma distribuição uniforme de carbeto proeutetóide finos, esféricos e descontínuos. Essa particular microestrutura possibilita um comportamento superplástico da liga.

3.1.2 Austenita, ferrita e cementita

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) paramagnética que é estável de 912°C até 1394°C e cujo limite de solubilidade para o carbono é de 2,11% quando em equilíbrio com a cementita a 1148°C (ASM, 1990).

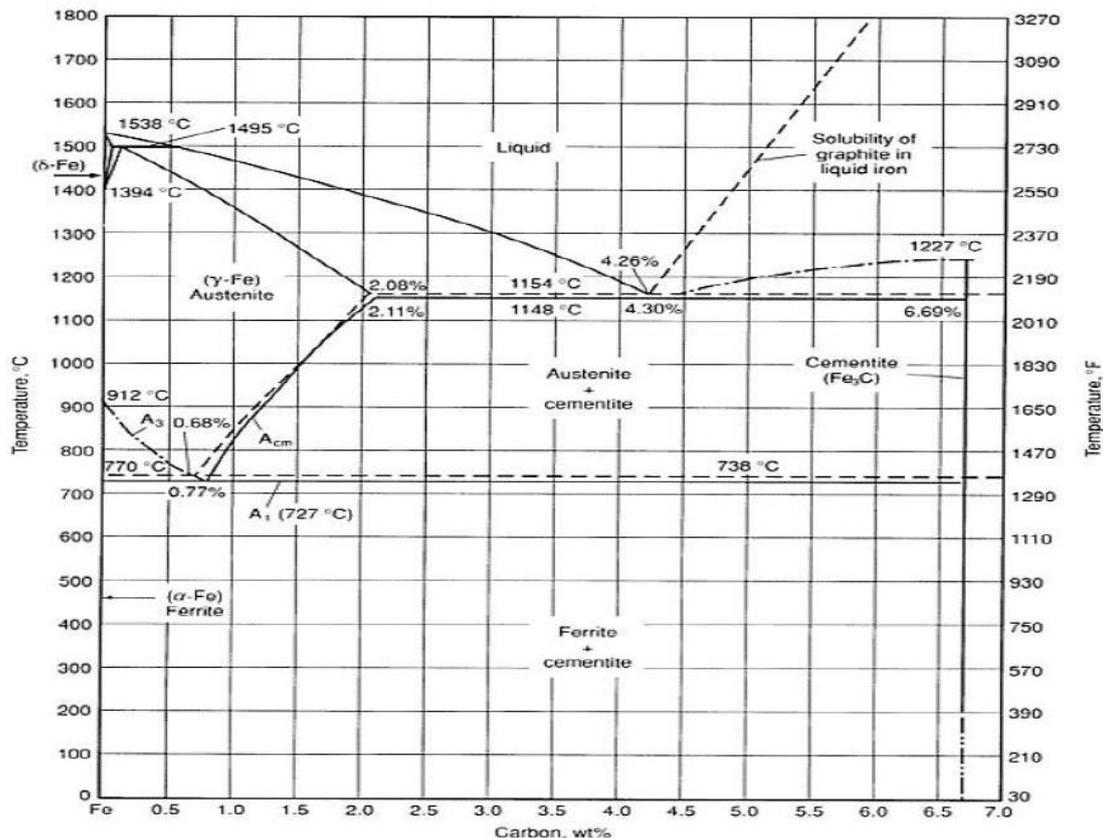
Por sua vez, a ferrita é capaz de solubilizar o máximo de 0,0218%C a 727°C, ponto de equilíbrio com a cementita, e possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrada (CCC) ferro magnética que é estável em dois intervalos: desde temperaturas abaixo da ambiente até 912°C, no qual é nomeada de ferro alfa (α); e de 1394°C ao ponto de fusão em 1530°C, chamada de ferro delta (δ) (ASM, 1990).

Devido à baixa solubilidade do carbono na ferrita e na austenita que ocorre a formação de uma nova fase fundamental nos aços, pois conforme um aço carbono é resfriado de seu ponto de fusão até a temperatura ambiente, sua estrutura cristalina irá se transformar de austenita para ferrita- α , nesse momento os átomos de carbono que não forem solubilizados pela ferrita- α irão criar um gradiente de concentração que causará a formação de uma nova fase para acomodá-los: o carbeto de ferro (Fe₃C). Esta nova fase também é denominada de

cementita, apresenta estrutura cristalina ortorrômbica, detém capacidade de solubilizar até 6,7% 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

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



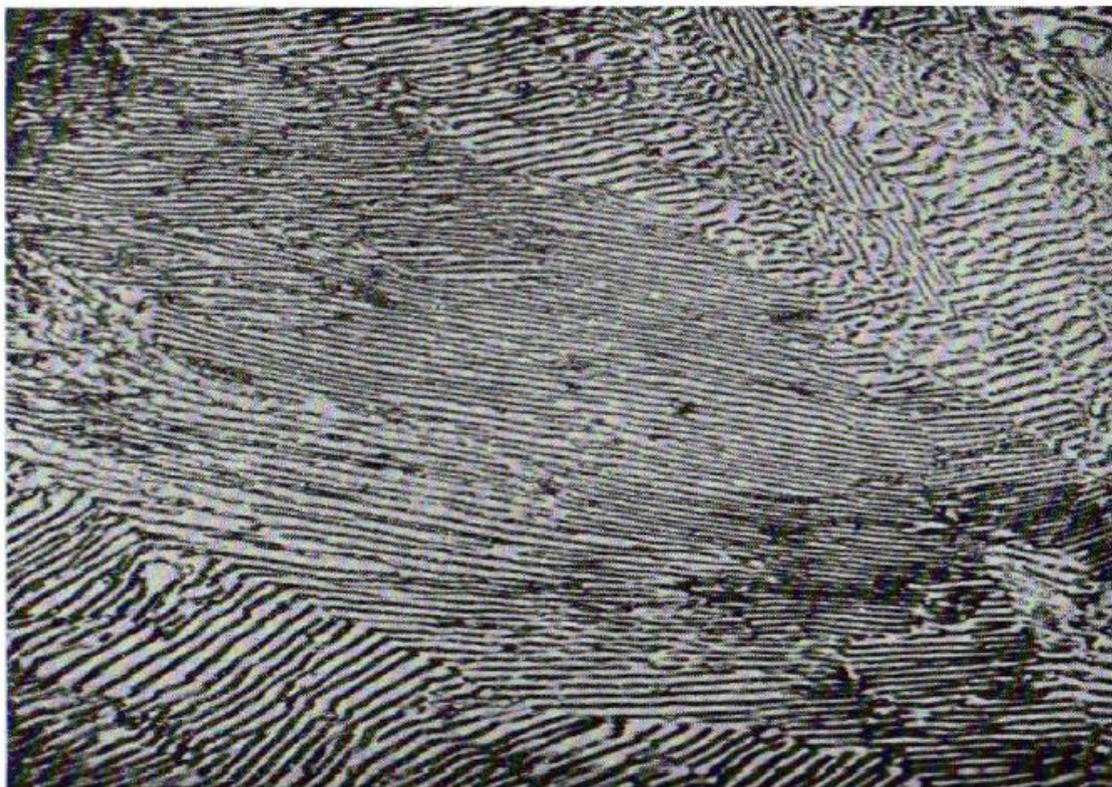
Fonte: ASM (1990).

Observando-se o diagrama de fases Fe-C na Figura 2 se percebe uma reação eutetóide, ou seja, uma transformação de uma fase sólida (austenita) em duas fases sólidas (ferrita e cementita), no ponto de 0,77%C e 727°C, a qual pode ser descrita como:



Esta reação promove a formação de uma microestrutura constituída de lamelas de cementita e ferrita que se alternam paralelamente, como ilustra Figura 3. A essa microestrutura foi dado o nome de perlita, devido à sua aparência de madrepérola quando vista ao microscópio sob baixas ampliações (Callister, 2008).

Figura 3 – Região de aço eutetóide esfriado muito lentamente. As lamelas de perlita estão bem visíveis. Aumento de 750x. Espécime atacada com solução de ácido nítrico.



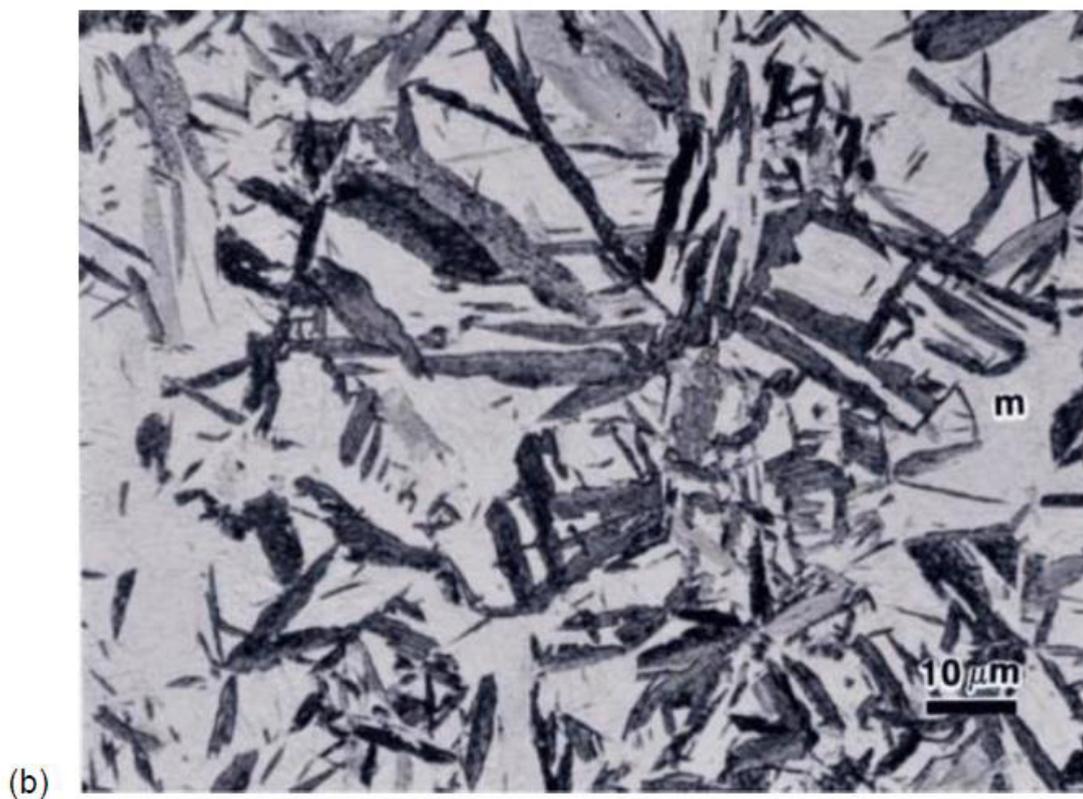
Fonte: Colpaert (1951).

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).

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 $350^{\circ}C$ e é composta por grandes placas aciculares de ferrita com carbonetos finos dispersos dentro delas (Chiaverini, 2003). Smith (1993) explica que o mecanismo da transformação da austenita para bainita apresenta uma combinação dos elementos da transformação difusional perlítica com os da transformação adifusional martensítica. A Figura 4 ilustra as duas morfologias da bainita.

Figura 4 – 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%.



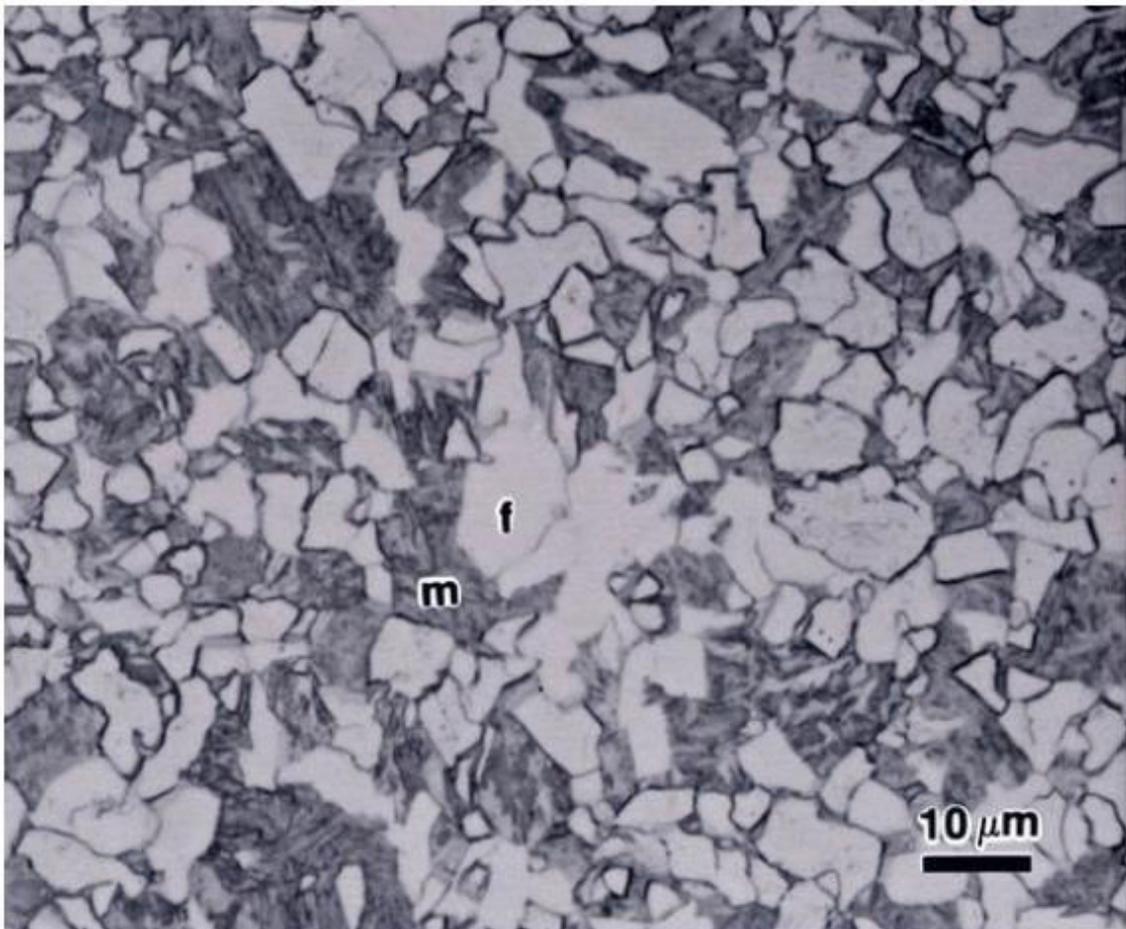
Fonte: adaptado de Voort (2018).

3.1.4 Martensita

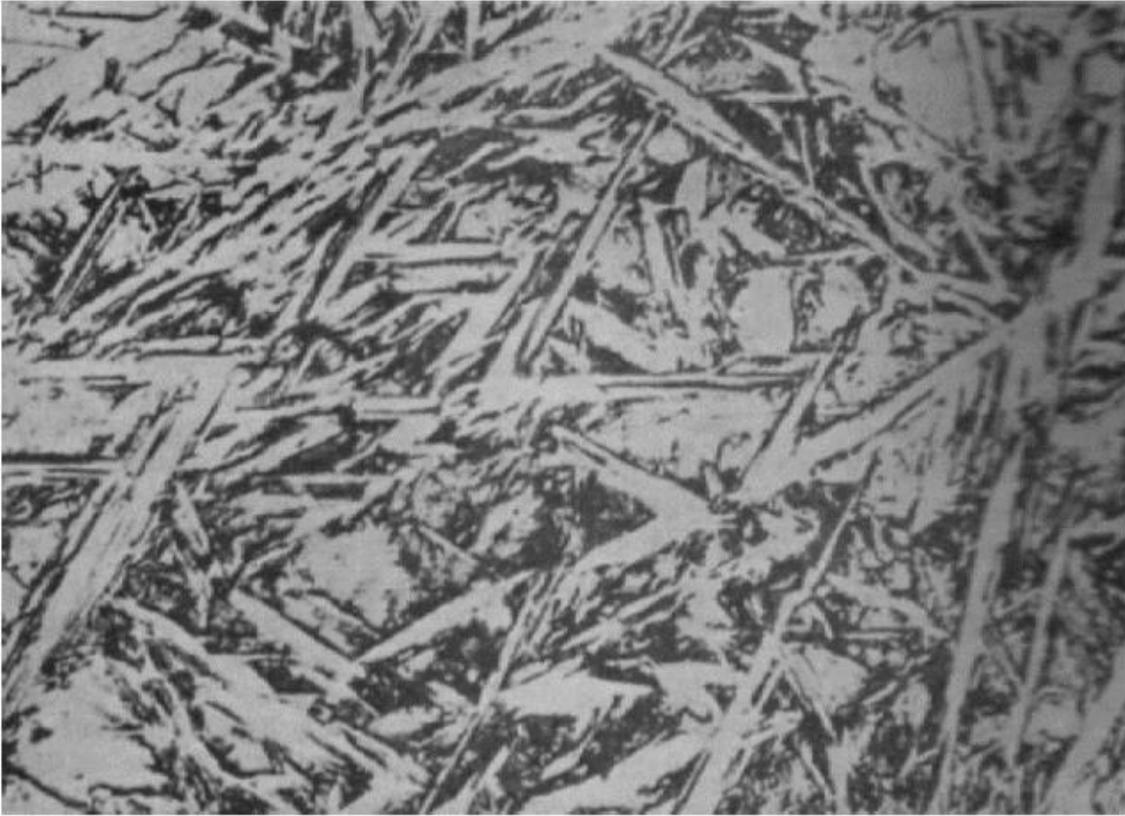
Para os aços carbono, a martensita é a fase formada por transformação adifusional. Quando o aço carbono austenitizado em alta temperatura é muito rapidamente resfriado até uma temperatura específica, a formação da martensita se inicia instantaneamente e prossegue conforme o resfriamento rápido continuar até que se alcance uma temperatura chave de término desta transformação, então toda a austenita terá virado martensita [7]. 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 Figura 5 exibe a aparência da martensita em micrografias óticas.

Figura 5 – 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) Aspecto da textura de um aço duro temperado de temperatura excessivamente alta em 75x, martensita muito grosseira, ataque: nítrico.

(a)



(b)



Fontes: extraído de (a) Voort (2018) e (b) Colpaert (1951).

A origem da martensita se deve a um mecanismo de cisalhamento disparado pela supersaturação de carbono na ferrita, pois em razão do rápido resfriamento, a estrutura cristalina do aço carbono se torna ferrita, mas não há difusão do carbono para a formação de cementita, conseqüentemente, esse carbono causa distorção do reticulado cúbico centrado ($\text{Fe-}\alpha$) e o transforma em reticulado tetragonal, o qual é característico da martensita (Chiaverini, 2003).

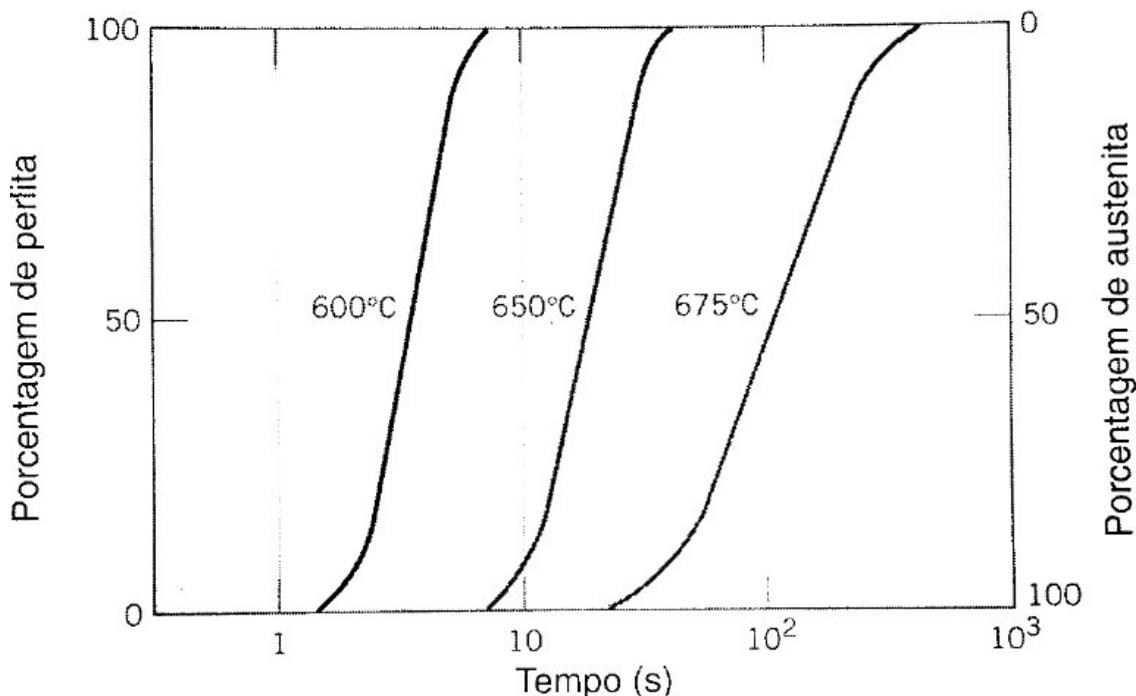
3.2 Transformação isotérmica, diagrama TTT e a equação de Avrami

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 as mergulharam 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;

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).

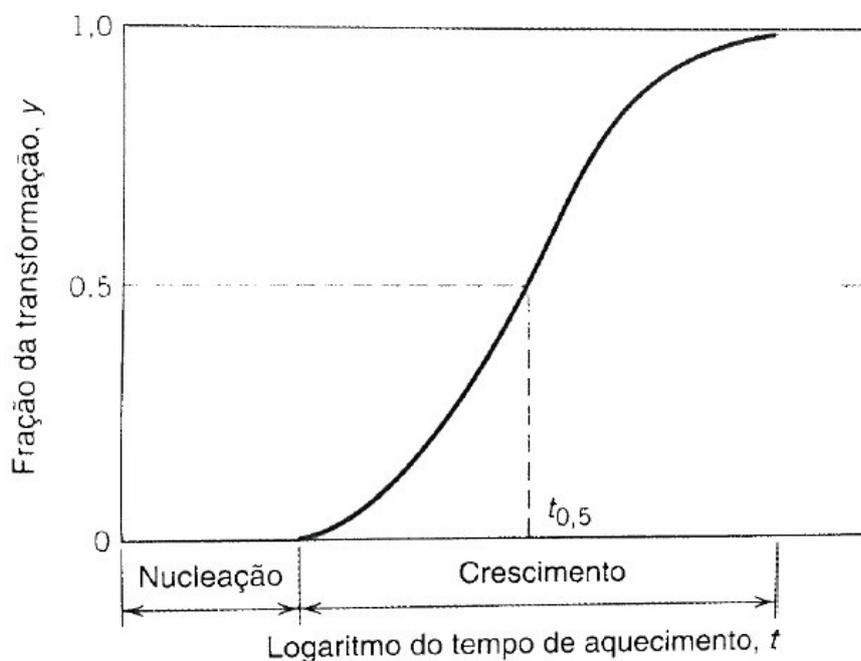
Figura 6 – Fração sob reação isotérmica em função do logaritmo do tempo para a transformação da austenita em perlita para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide (0,76%p C).



Fonte: Callister (2008).

A Figura 6 ilustra a cinética da transformação isotérmica de um aço-carbono com 0,76%C para as temperaturas 600°C, 650°C e 675°C, tais curvas são chamadas de curvas de transformação isotérmica, ou curvas em “S” devido sua forma, e esse gráfico em particular demonstra a relação entre temperatura e a taxa de transformação da austenita em perlita. A forma do gráfico é explicada pelo processo de nucleação e crescimento de uma nova fase, como exhibe a Figura 7, 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 acentuadamente, em seguida o crescimento esmorece conforme os grãos se encontram e param de crescer (Porter, 1992).

Figura 7 – 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).

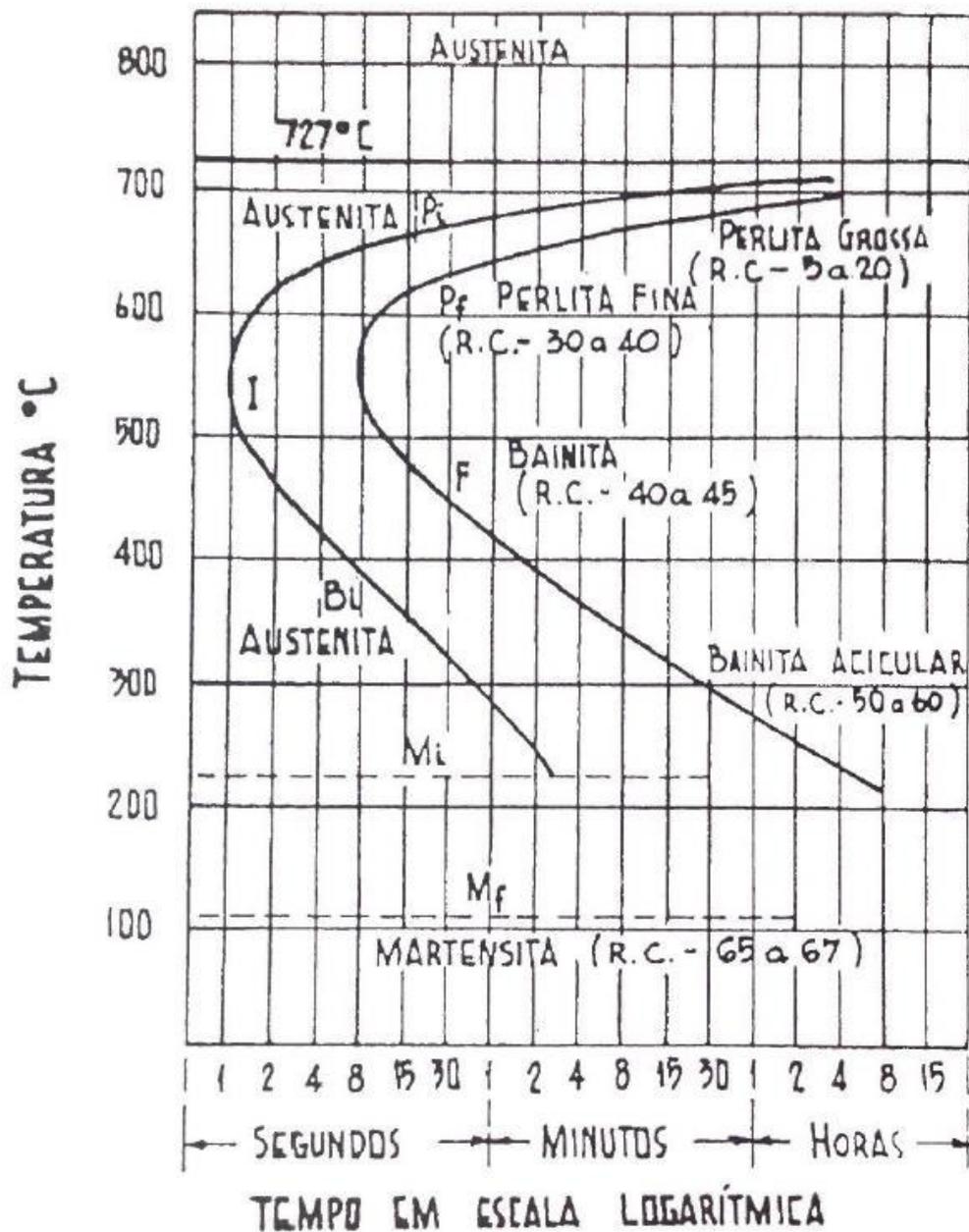
Porter e Easterling (1992) demonstram que a fração de fase transformada em função do tempo para uma transformação isotérmica pode ser descrita pela seguinte fórmula, a qual é a equação de Avrami:

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

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, com mais clareza e maior riqueza de detalhe, como se configura a relação da transformação de fases vigente com o tempo e a temperatura em um único gráfico nomeado de diagrama TTT, exemplificado na Figura 8.

Figura 8 – Diagrama de Transformação-Temperatura-Tempo (TTT) de um aço eutetóide



O diagrama TTT (Figura 8) 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

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).

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 as diagonais são medidas com o auxílio de um microscópio acoplado a máquina de testes. O valor médio para a diagonal e o valor da carga aplicada são inseridos na seguinte equação para se obter a dureza (HV):

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

onde:

P = Carga (N);

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

Figura 9 – Durômetro para ensaios Vickers.



Fonte: [12].

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 (microcarga). E ainda, somente se aceita impressões cuja as 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, 1012).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

O material selecionado para o estudo foi o aço SAE 1020 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.

Aço SAE	C%	Mn%	Si%	P% (max.)	S% (Max.)
1020	0,23	0,45	0,21	0,04	0,05

Tabela 4 – Propriedades mecânicas de um aço 1020 segundo Aços e ligas especiais.

Limite de escoamento (MPa/ksi)	Resistência a tração(MPA/ksi)	Módulo elasticidade (MPa/ksi)	Alongamento base de medida de 50 mm
350 ou 50800	420 ou 60900	205 ou 29700	15%

A peça recebida para os procedimentos experimentais fora obtida de um vergalhão de construção civil e consistia de um cilindro com aproximadamente 1,0 cm de diâmetro, por 20 cm de comprimento, conforme ilustra a Figura 10.

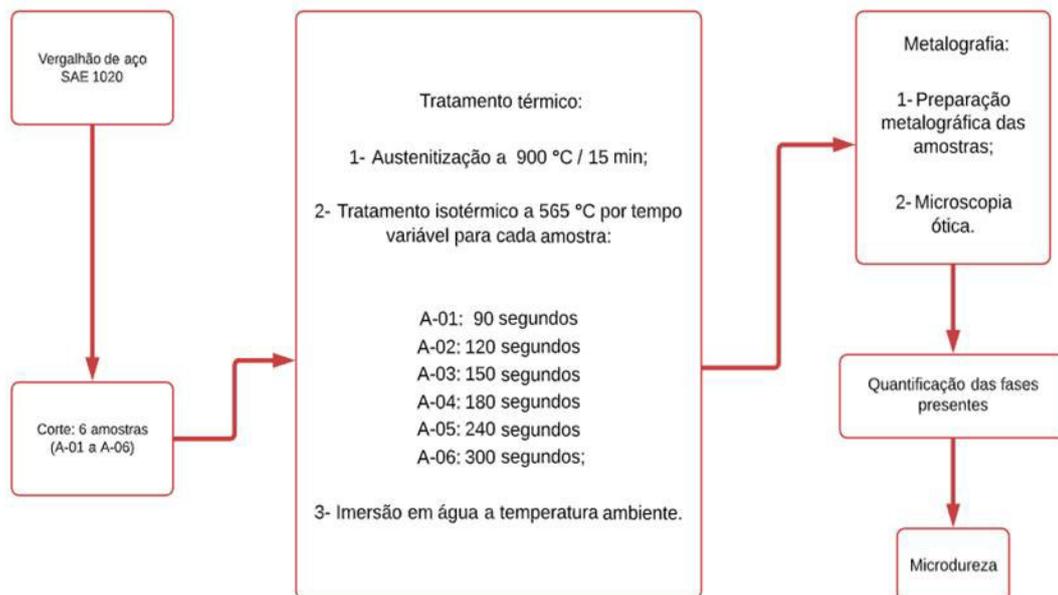
Figura 10 – peça de vergalhão como recebido



Fonte: Autor

4.2 Métodos

Figura 11 – Fluxograma do procedimento experimental executado



Fonte: Autor.

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, e do Laboratório de metalografia, salvo quando relatado o contrário.

4.2.1 Corte

O processo de corte foi realizado no laboratório de soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará, sem uma preparação prévia da peça recebida, uma vez que não era necessária.

O corte foi efetuado em apenas uma etapa, onde a foi separada na secção transversal em seis amostras com dimensões aproximadas de 1,7 cm de comprimento por 1,0 cm de diâmetro. As seis amostras foram nomeadas de A-01 a A-06, uma delas é exibida na Figura 12. A máquina utilizada neste procedimento foi a Cortadora Fortel 2 (Figura 13).

Figura 12 – Exemplo de amostra produzida, A-01



Fonte: Autor.

Figura 13 – Cortadora Fortel 2



Fonte: Autor.

4.2.2 Tratamento Térmico

Uma vez que o objetivo deste trabalho é analisar a cinética da transformação perlítica e a sua viabilidade no aço 1020, em condição de temperatura constante a partir de uma microestrutura inicial composta inteiramente de austenita, o tratamento térmico foi executado em três etapas: austenitização, tratamento isotérmico e tempera em água. O objetivo da austenitização é produzir uma microestrutura homogênea de austenita, enquanto o objetivo do tratamento isotérmico é promover a transformação eutetóide e, pôr fim, a têmpera, que permite a interrupção da transformação em curso para que seu resultado seja avaliado.

A execução deste processo demandou o uso de dois fornos e um balde de 12 litros com água a temperatura ambiente e se deu da seguinte forma: os fornos foram configurados, um para a temperatura de austenitização, que no caso foi de 900 °C, e o outro para a temperatura de tratamento isotérmico, cuja temperatura empregada foi de 665 °C. Quando ambos os fornos alcançaram suas respectivas temperaturas, as amostras foram inseridas juntas no primeiro forno para austenitização; passada a duração dessa etapa, aproximadamente 15 minutos, as amostras foram transferidas 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 e guardada.

Os equipamentos utilizados durante todo o processo foram o forno EDG 3P-S (figura 14) e o forno EDGCON 1P (Figura 15).

Figura 14 – Forno EDG 3P-S utilizado na etapa de tratamento isotérmico.



Fonte: Autor.

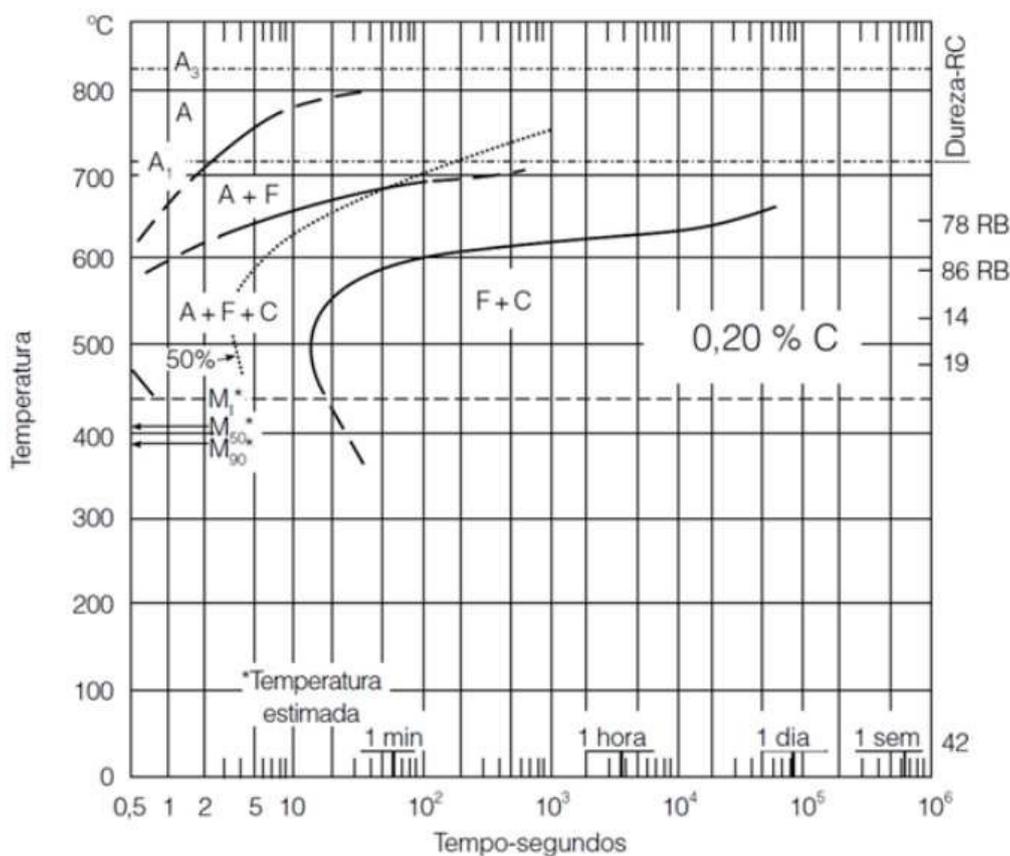
Figura 15 – Forno EDGCON 1P utilizado na etapa de tratamento isotérmico.



Fonte: Autor.

O tratamento isotérmico operou à temperatura de 565 °C com duração particular para cada amostra: 1:30 minuto para A-01; 2:00 minutos para A-02; 2:30 minutos para A-03; 3:00 minutos para A-04; 4:00 minutos para A-05; 5:00 minutos para A-06. 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 menor que 600 °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.

Figura 16 – Diagrama TTT do aço 1020



Curva TTT do aço AISI ABNT 1020

Fonte :

<http://joinville.ifsc.edu.br/~anael.krelling/Técnico%20em%20Mecânica%20Integrado/TTT/2%20-%20Tratamentos%20Térmicos%20e%20Termoquímicos.pdf>

Após o tempo decorrido de cada amostra, as amostras foram agitadas dentro do balde contendo água a temperatura ambiente, para que a têmpera em água fosse usada para interromper a transformação. 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.

4.2.3 Metalografia

As etapas do procedimento de análise metalográfica das amostras foram: lixamento, polimento, ataque químico e microscopia ótica.

Para o lixamento, utilizou-se lixas de 100, 400, 600 e 1200 mesh em sequência. A lixa de 100 mesh foi utilizada para remover a espessa camada oxidada que se formou nas amostras devido ao tratamento térmico. No polimento, empregou-se alumina 1 μm .

O equipamento utilizado durante o processo de lixamento foi uma Politriz pvv (figura 17) e o equipamento utilizado durante o processo de polimento foi uma segunda Politriz pvv.

Figura 17 – Politriz pvv utilizada na etapa de Metalografia.



Fonte: Autor.

O ataque químico foi executado com uma solução de Nital 2%: 0,4 ml de HNO₃ e 19,6 ml de álcool etílico, com uma duração do ataque variando de 2 a 4 segundos. 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 18. Cada amostra foi fotografada 20 vezes em ampliação de 200x, 100x e 500x, afim de formar uma imagem nítida da microestrutura das amostras para o processo de quantificação de fases e para a visualização dos constituintes da microestrutura e sua distribuição.

Figura 18 – Microscópio ótico Axio Imager.M2m da Zeiss utilizado na etapa de Metalografia.



Fonte: Autor.

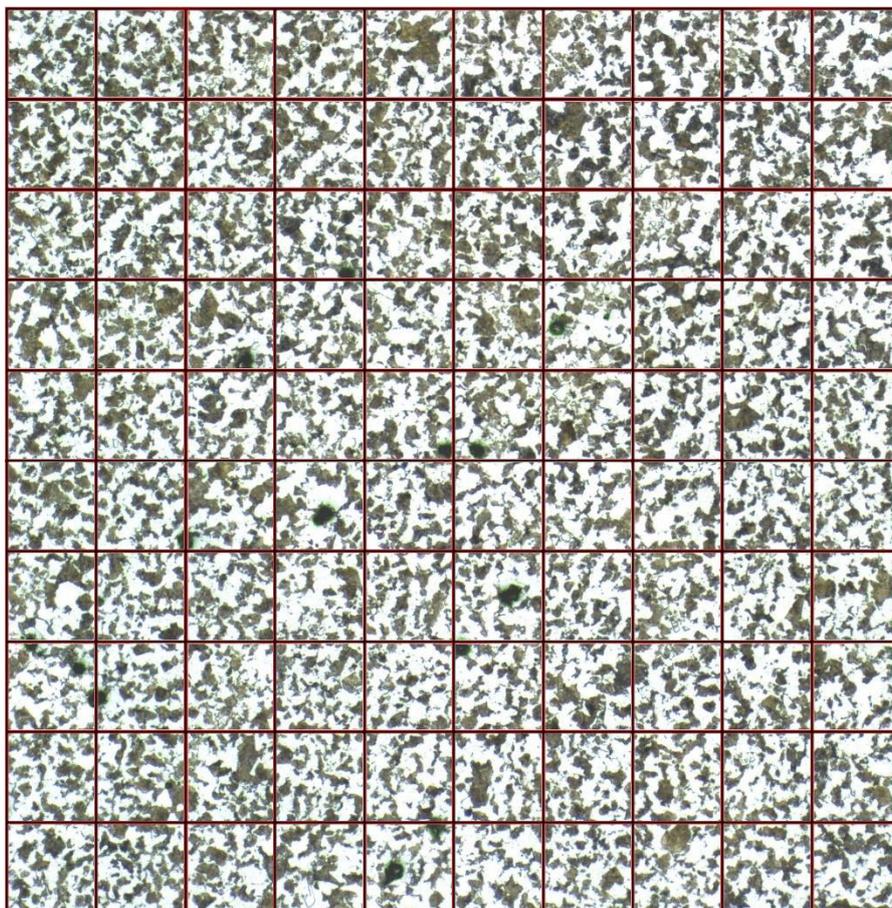
4.2.4 Quantificação de fases

Foi utilizado a contagem de pontos para quantificar as fases presentes em cada amostra, uma vez que este é o método manual mais eficiente, segundo Voort (1984), para quantificar fases principais.

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, neste trabalho em específico foi uma grade de dez linhas e dez colunas, e para cada uma delas são contadas as frações de pontos que marcam cada constituinte; por fim, a média das frações de pontos de um constituinte corresponde a fração volumétrica do constituinte na amostra.

A Figura 19 abaixo exemplifica a grade usada para se fazer a contagem de pontos. Foram usadas 6 micrografias com ampliação de 200x, por amostra, para quantificar as fases presente.

Figura 19 – Micrografia da amostra A-03 com grade sobreposta, observa-se grãos de perlita em um fundo branco de ferrita.



Fonte: Autor.

4.2.5 Ensaio de microdureza

Com o propósito de se correlacionar o progresso da transformação perlítica com as propriedades mecânicas do material, decidiu-se aplicar um ensaio de microdureza 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 5 impressões por amostra em regiões aleatórias de sua superfície, assim, o valor médio das impressões equivale a dureza da peça.

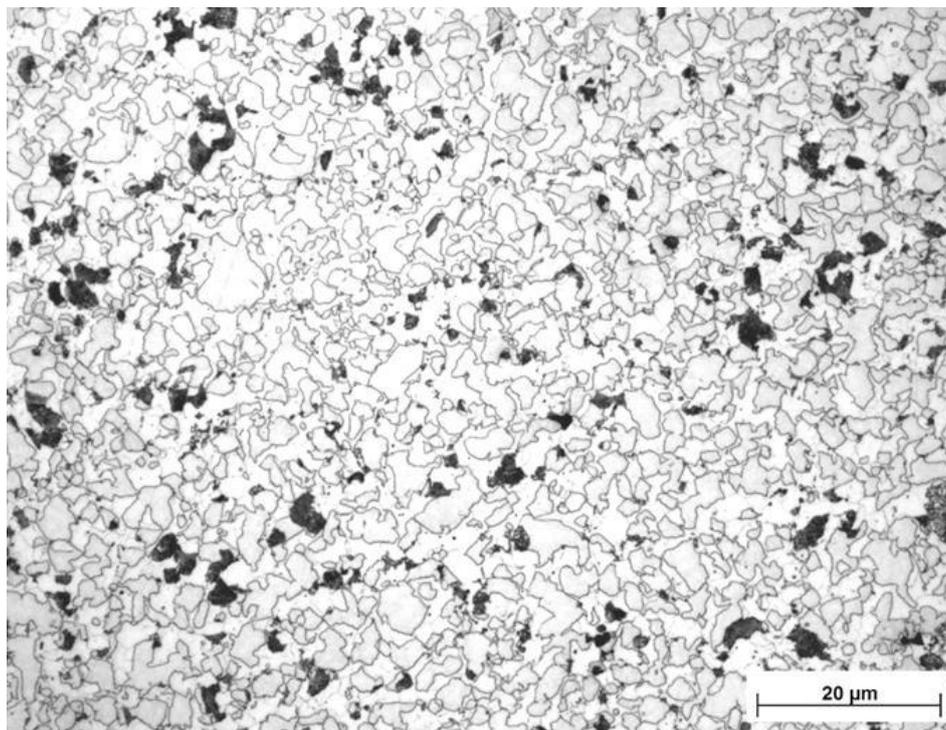
O equipamento utilizado para o ensaio foi o microdurômetro HMV da Shimadzu, similar ao ilustrado na Figura 9, o qual fornece os resultados em dois índices de dureza: Vickers (HV) e Rockwell C (HRC).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Microscopia ótica

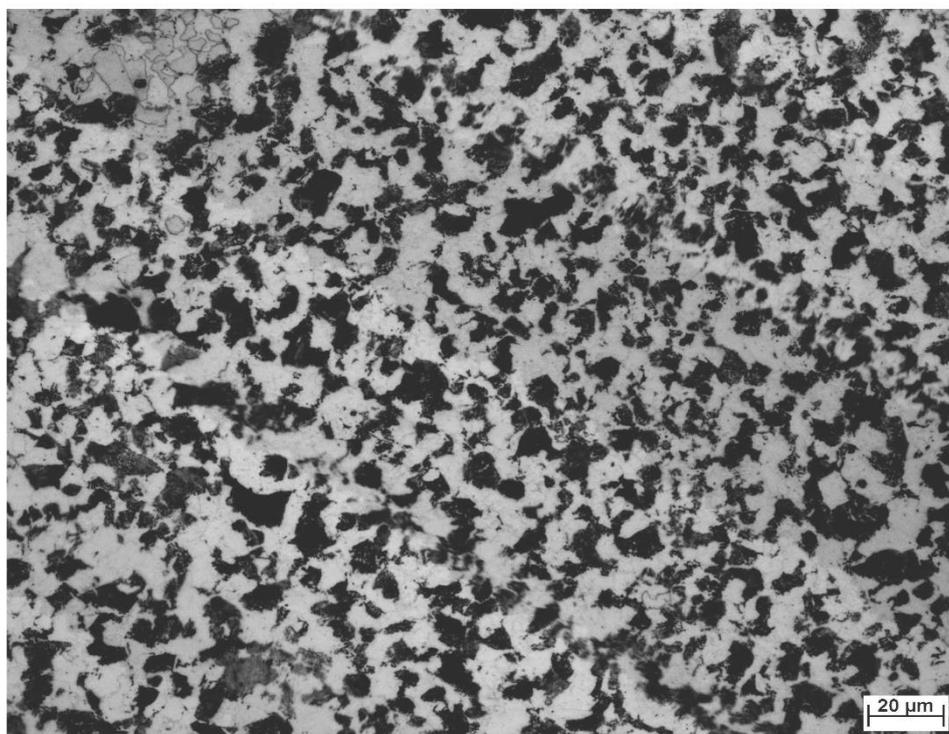
O ataque químico utilizado foi a solução de Nital 2%, com o propósito de revelar todos os constituintes da microestrutura, dos quais deveriam ser perlita, ferrita e martensita, como previsto de acordo com o gráfico TTT do material e sua composição química

Figura 20 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-01, observa-se grãos pretos de perlita bem espaçados, em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%.



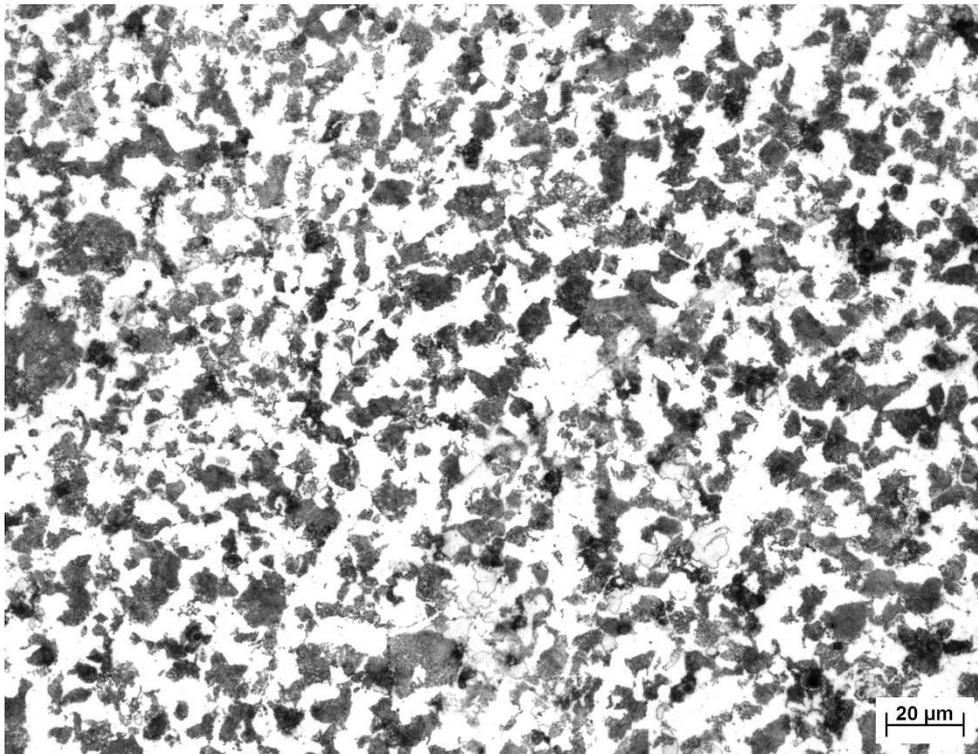
Fonte: Autor.

Figura 21 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-02, observa-se grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%.



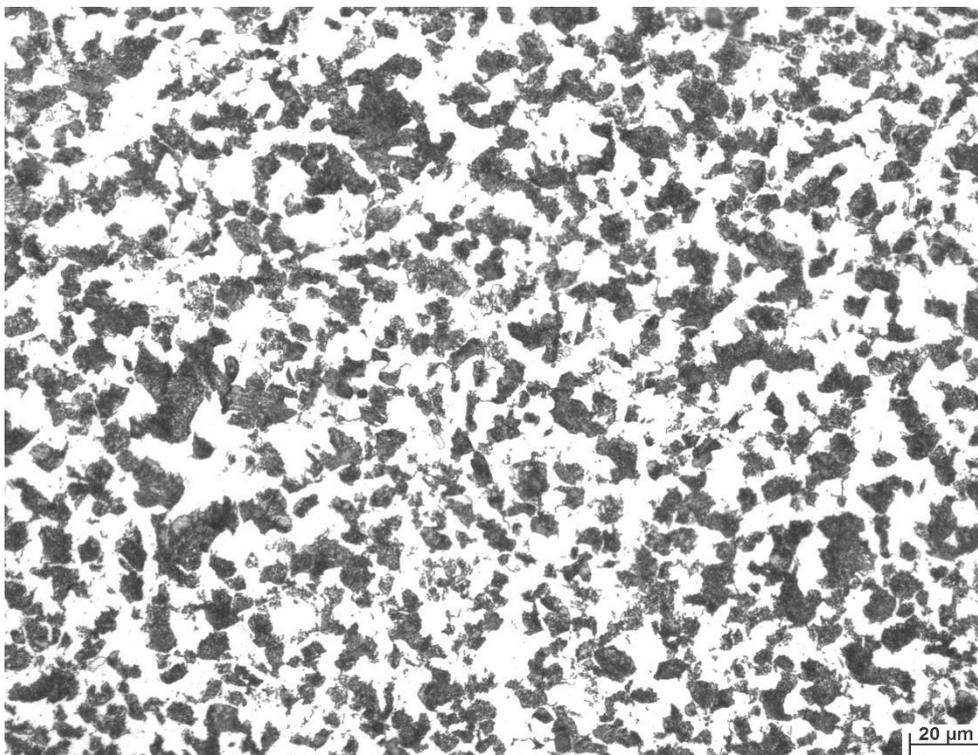
Fonte: Autor

Figura 22 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-03, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%.



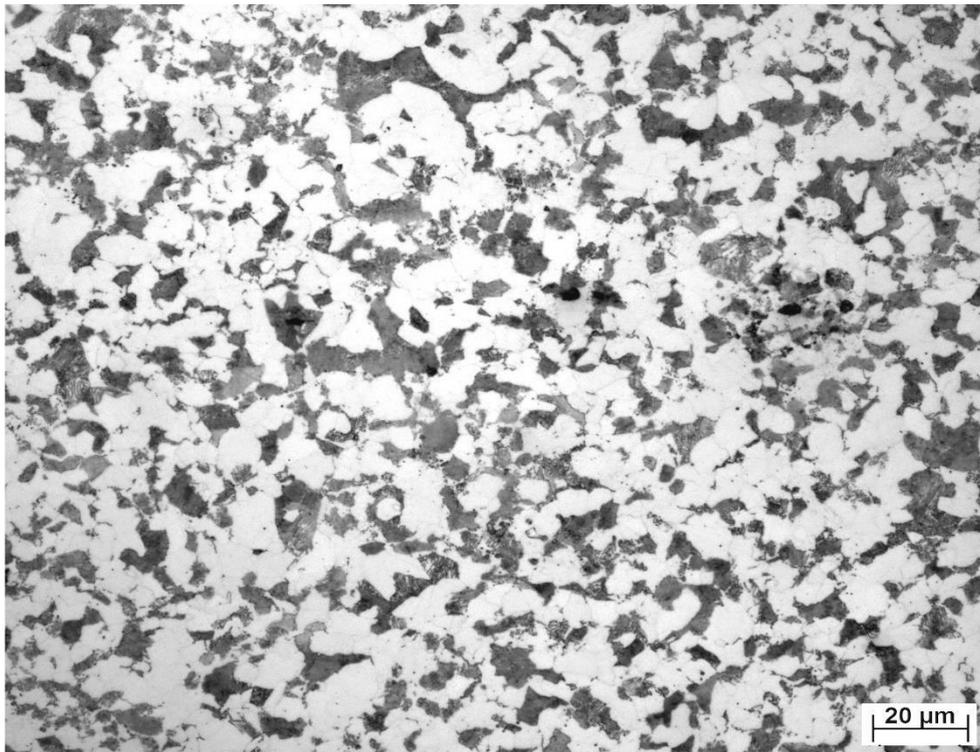
Fonte: Autor

Figura 23 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-04, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%.



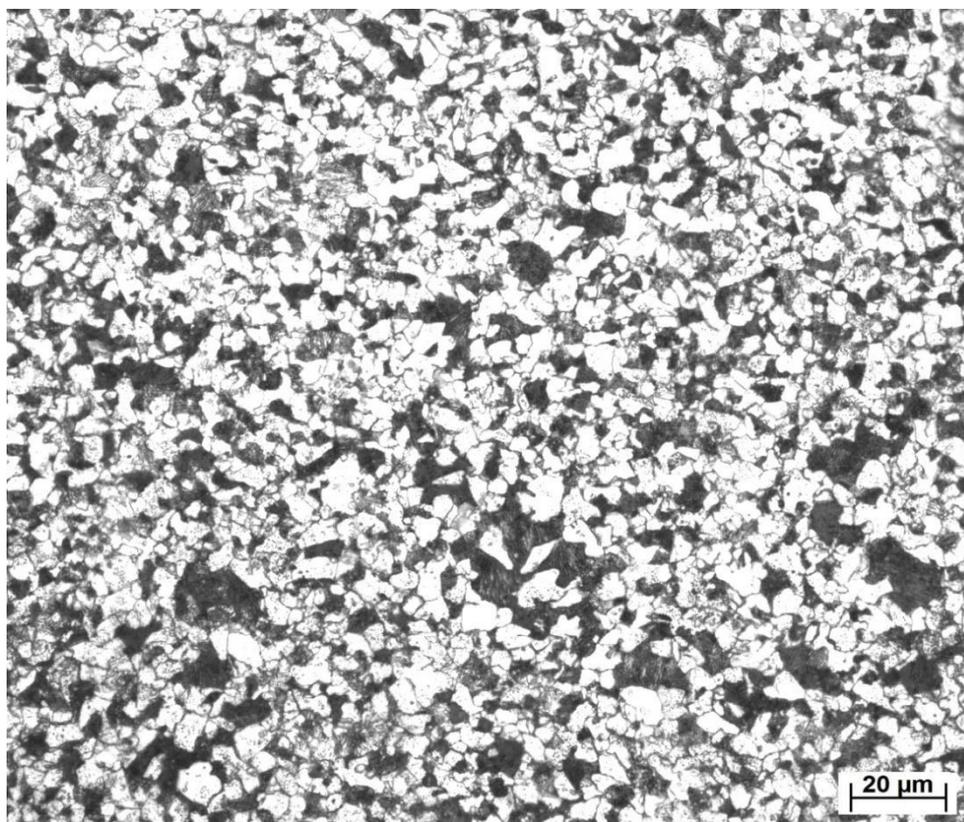
Fonte: Autor

Figura 24 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-05, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Autor

Figura 25 – Micrografia ótica em 500x da amostra A-06, observa-se uma grande quantidade grãos pretos de perlita em volta de um fundo branco de ferrita. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Autor

5.2 Quantificação de fases

A maior parte da austenita nas amostras se tornou ferrita proeutetóide, principalmente nas amostras 1,2,3 e 4. A austenita não transformada durante o tratamento isotérmico se torna martensita na etapa de tempera, sendo esta observada no começo da sua formação nas amostras 5 e 6. Assim, a ferrita observada se originou a partir da parcela de austenita que já estava em processo de transformação. Além disso, os grãos são identificados como perlita porque o teor de carbono da liga (0,23%) está abaixo do valor do ponto eutetóide (0,77%).

Apesar de conter martensita, as amostras 5 e 6 foram quantificadas em perlita e ferrita apenas, devido a ferrita ser indistinguível da martensita que está em uma quantidade ínfima e apenas no início da sua formação.

Tabela 5 – Quantificação de fases da amostra A-01, 90 segundos de tratamento isotérmico.

Micrografia (n°)	Ferrita	Perlita
1	87,20%	12,80%
2	86,50%	13,50%
3	90,00%	10,00%
4	94,00%	6,00%
5	88,90%	11,10%
6	86,20%	13,80%
Média Obtida	88,80%	11,20%

Fonte: Autor

Tabela 6 – Composição de fases da amostra A-02, 120 segundos de tratamento isotérmico.

Micrografia (n°)	Ferrita	Perlita
1	71,60%	28,40%
2	71,40%	28,60%
3	74,40%	25,60%
4	72,20%	27,80%
5	77,00%	23,00%
6	70,00%	30,00%
Média Obtida	72,77%	27,23%

Fonte: Autor

Tabela 7 – Quantificação de fases da amostra A-03, 150 segundos de tratamento isotérmico.

Micrografia (n°)	Ferrita	Perlita
1	46,00%	54,00%
2	49,60%	50,40%
3	44,40%	55,60%
4	49,90%	51,10%
5	46,90%	53,10%
6	50,20%	49,80%
Média Obtida	47,70%	52,30%

Fonte: Autor

Tabela 8 – Composição de fases da amostra A-04, 180 segundos de tratamento isotérmico.

Micrografia (n°)	Ferrita	Perlita
1	44,50%	55,50%
2	39,90%	60,10%
3	41,80%	58,20%
4	42,70%	57,30%
5	45,20%	54,80%
6	40,30%	59,70%
Média Obtida	42,40%	57,60%

Fonte: Autor

Tabela 9 – Quantificação de fases da amostra A-05, 240 segundos de tratamento isotérmico.

Micrografia (n°)	Ferrita	Perlita
1	41,70%	58,30%
2	39,50%	60,50%
3	36,90%	63,10%
4	44,20%	55,80%
5	40,60%	59,40%
6	38,10%	61,90%
Média Obtida	40,10%	59,90%

Fonte: Autor

Tabela 10 – Composição de fases da amostra A-06, 300 segundos de tratamento isotérmico.

Micrografia (n°)	Ferrita	Perlita
1	29,70%	70,30%
2	34,20%	65,80%
3	28,20%	71,80%
4	29,30%	70,70%
5	30,90%	69,10%
6	35,80%	64,20%
Média Obtida	31,30%	68,70%

Fonte: Autor

As amostras apresentaram aumento da fração volumétrica de perlita diretamente proporcional ao tempo de tratamento isotérmico, como esperado.

5.3 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):

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

Onde f corresponde à 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:

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

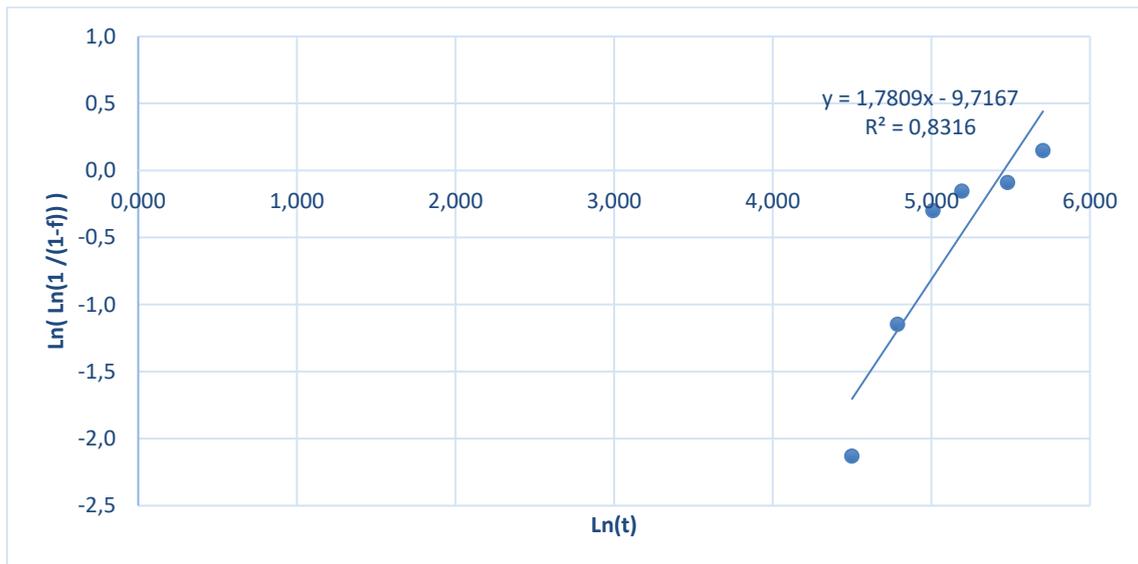
Assim, construindo o gráfico da equação (3) utilizando os dados experimentais, como resumidos na Tabela 13, e executando a regressão linear se obtêm a Figura 25.

Tabela 11 – Dados experimentais organizados como aplicados a regressão linear.

amostra	tempo do tratamento, t(s)	fração transformada (f)	Ln(t) (x)	Ln(Ln(1/(1-f))) (y)
A-01	90	0,112	4,500	-2,1
A-02	120	0,272	4,787	-1,1
A-03	150	0,523	5,011	-0,3
A-04	180	0,575	5,193	-0,2
A-05	240	0,599	5,481	-0,1
A-06	300	0,687	5,704	0,1

Fonte: Autor

Figura 26 – Regressão linear para determinar as constantes k e n para a equação (1).



Fonte: Autor

Equiparando a equação da reta na Figura 25 com a equação (3), temos os seguintes resultados para k e n:

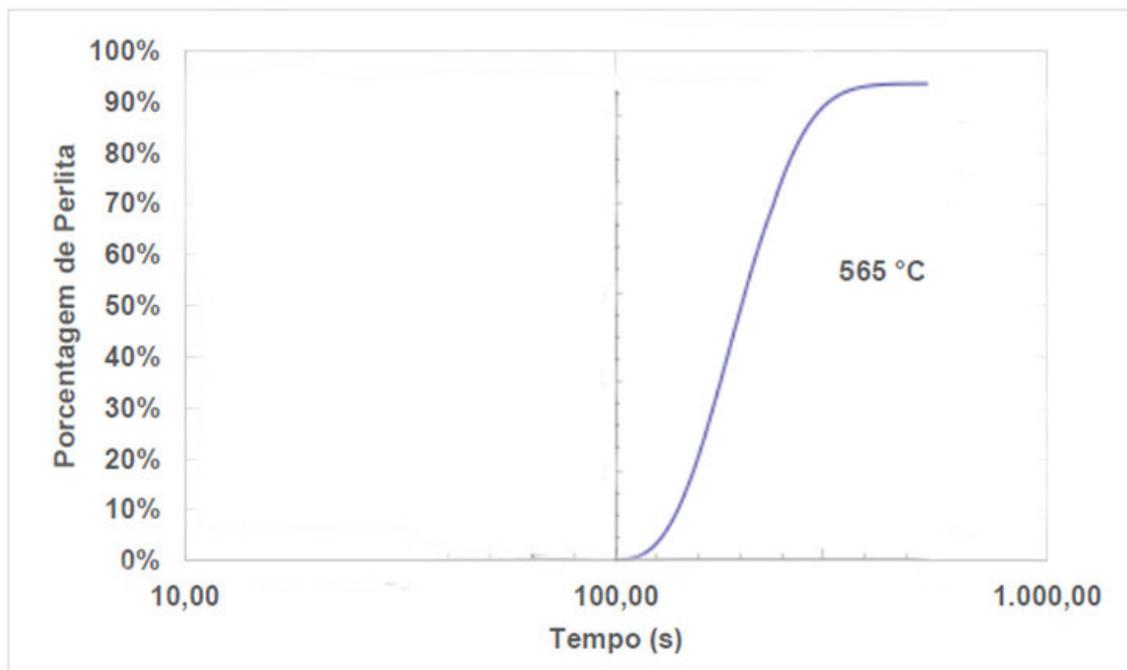
$$n = 1,7809 \text{ e } k = 6,0269 \cdot 10^{-5}$$

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

$$f = 1 - \exp(-6,0269 \cdot 10^{-5} \cdot t^{1,7809}) \quad (4)$$

Dessa forma, pode-se fabricar o gráfico da proporção de perlita transformada por tempo de tratamento isotérmico a partir de (4), como ilustra a Figura 27.

Figura 27 – Fração de perlita transformada por tempo de tratamento isotérmico a 565 °C.



Fonte: Autor

5.4 Efeito da transformação isotérmica na microdureza

A microdureza das amostras demonstrou um gradativo aumento de dureza conforme o tempo de tratamento isotérmico aumentava, com uma variação muito baixa por amostra. A amostra A-01 apresenta o menor valor médio de microdureza, 176 HV, enquanto a amostra A-06 possui o maior, 227 HV, como pode ser verificado na Tabela 14 que exhibe os resultados de microdureza nos índices Vickers e Rockwell-C e os associa aos parâmetros que explicam o comportamento observado.

Tabela 12 – Resultados do ensaio de dureza Vickers.

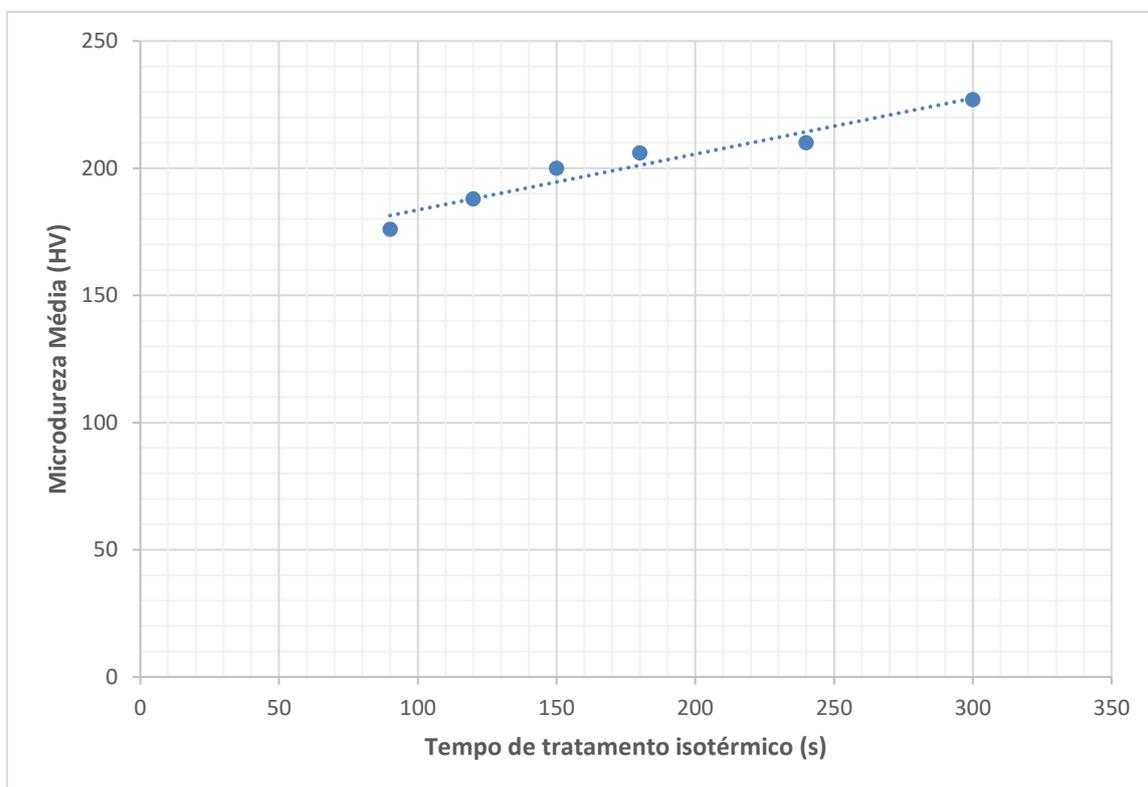
Amostra	Microdureza Média (HV)	Microdureza Média (HRC)	Tempo de tratamento isotérmico (s)	Porcentagem de Perlita
A-01	176	8,26	90	11,20%
A-02	188	9,40	120	27,23%
A-03	200	10,20	150	52,33%
A-04	206	12,32	180	57,59%
A-05	210	13,32	240	59,90%
A-06	227	17,20	300	68,66%

Fonte: Autor

Visto que a microestrutura produzida pelo tratamento térmico tem como constituintes principais a ferrita e a perlita, sendo a perlita mais dura e resistente que a ferrita (ASM, 1990), é natural que com o crescimento da porcentagem de perlita presente na amostra ocorra um aumento da dureza média.

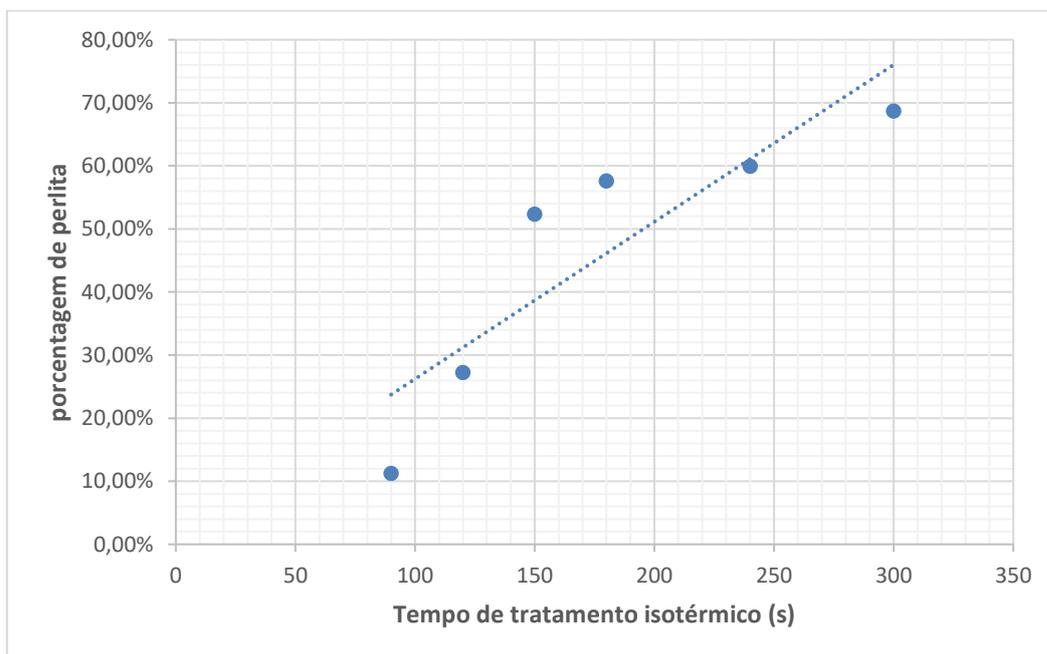
De acordo com Costa e Mei (2006) relatam, “[...] à medida que se diminui a temperatura de formação da perlita, reduz-se seu espaçamento lamelar e, conseqüentemente, aumenta-se sua dureza”, o que corrobora com os dados encontrados. Dessa forma, para demonstrar como a transformação isotérmica avaliada afetou a dureza do aço 1020, montou-se o gráfico ilustrado na Figura 28, correlacionando as durezas encontradas com o tempo de tratamento térmico, e a Figura 29, que correlacionando as durezas encontradas com o percentual de ferrita formada.

Figura 28 – Microdureza Vickers por tempo de tratamento isotérmico



Fonte: Autor

Figura 29 – Microdureza Vickers por fase transformada.



Fonte: Autor

6. CONCLUSÕES

A cinética da transformação isotérmica avaliada, de austenita para perlita, é descrita pela seguinte equação de Avrami para um aço SAE 1020 a 565 °C:

$$f=1-\exp(-6,0269.10^{-5}.t^{1,7809})$$

O perfil de microdureza por tempo de transformação obtido revelou que com 90 segundos de tratamento isotérmico e 11,20% de perlita, a dureza média da liga é 176 HV, ou 8,26 HRC. Já com 300 segundos de tratamento isotérmico e de perlita, a dureza média subiu para 227 HV, ou 17,2 HRC. Portanto, a transformação isotérmica causou um gradativo aumento na dureza, como é característico da transição de microestrutura ferrítica para perlítica.

O experimento mostrou que é possível aumentar a dureza de uma aço-carbono SAE 1020 com um tratamento isotérmico a 565 °C, entretanto os resultados mostraram que esse aumento é muito pequeno, uma variação de 12 HV por peça, então conclui-se que este método é possível, mas pouco eficiente para endurecer metais com baixo teor de carbono como um aço SAE 1020.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Acrescentar a margem de erro nas tabelas de composição das fases e nos gráficos de dureza.
- Comentar sobre a morfologia das fases encontradas e como ela é afetada pelo tempo de tratamento em cada uma das amostras.
- Acrescentar o desvio padrão nos gráficos que correlacionam o tempo de tratamento com a fração transformada e com a dureza.
- Comentar um pouco mais sobre as variáveis K e n e a sua importância na fórmula de avrami e na morfologia das estruturas.

REFERÊNCIAS

- [1] CALLISTER, William D. Jr.. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução. 7. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2008.
- [2] CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 1996.
- [3] 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.
- [4] SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. Aços e Ligas Especiais. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
- [5] ASM INTERNATIONAL (Ohio). Metals Handbook. 10. ed. Materials Park: Asm International, 1990.
- [6] COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1951.
- [7] SMITH, William F.. Structure and properties of engineering alloys. 2. ed. New York: McGraw-hill, 1993.
- [8] CHIAVERINI, Vicente. Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 2003.

- [9] 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: 17 nov. 2018.
- [10] PORTER, David A.; EASTERLING, Kenneth E.. Phase Transformations in Metals and Alloys. 2. ed. Boca Raton: Crc Press, 1992.
- [11] GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. Ensaaios dos Materiais. 2. ed. Rio de Janeiro: Grupo Gen - Ltc, 2012.
- [12] Universidade Estadual de Ponta Grossa. Ponta Grossa. Secretaria da Educação do Paraná. MDL. Disponível em: <<http://www.uepg.br/mestrados/mestredonto/imagens/MDL.JPG>>. Acesso em: 21 out. 2019.
- [13] VOORT, George F. Vander. Metallography: Principles and Practice. New York: Mcgraw-hill, 1984.
- [14] 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: 2019-09-19.
- [15] 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.
- [16] CHRISTIAN, J.W.. The Theory of Transformations in Metals and Alloys. 3. ed. Oxford: Pergamon, 2002. 1200 p.