



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

ANDREY POMPEU ANASTÁCIO

**INFLUÊNCIA DOS DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS A 900°C NAS
VARIÇÕES MICROESTRUTURAIS PRODUZIDAS NO AÇO SAE 4320**

FORTALEZA-CE

2020

ANDREY POMPEU ANASTÁCIO

INFLUÊNCIA DOS DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS A 900°C NAS
VARIÇÕES MICROESTRUTURAIS PRODUZIDAS NO AÇO SAE 4320

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

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

FORTALEZA

2020

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)

A552i Anastácio, Andrey Pompeu.

Influência dos diferentes tratamentos térmicos a 900°C nas variações microestruturais produzidas no Aço SAE 4320 / Andrey Pompeu Anastácio. – 2020.
45 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2020.

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

1. Aço SAE 4320. 2. Aço microligado. 3. Tratamento térmico. I. Título.

CDD 669

ANDREY POMPEU ANASTÁCIO

INFLUÊNCIA DOS DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS A 900°C NAS
VARIÇÕES MICROESTRUTURAIS PRODUZIDAS NO AÇO SAE 4320

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à 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. Jorge Luiz Cardoso
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

À minha mãe, meus irmãos e avó.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Deus, por ter me concedido saúde e sabedoria para concluir minha graduação.

Agradeço aos meus pais Valber e Ticiania, por todo apoio e incentivo para comigo ao longo da graduação, em especial minha mãe que sempre soube a importância da educação e foi a principal responsável para que eu pudesse ter as oportunidades que tive.

Agradeço fortemente aos meus queridos irmãos Walber e Lorrana que sempre foram tão presentes em minha vida e sempre acreditaram em mim, mesmo nos momentos mais difíceis. Agradeço ao meu irmão por me ajudar a escrever esse trabalho sempre com muita paciência.

Agradeço fortemente a todos os professores do departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais por todo o incentivo e dedicação durante a graduação e por buscarem sempre o melhor de todos os alunos.

Agradeço ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo José por ser tão acessível, paciente e dedicado com os alunos em todas as questões acadêmicas e por ter me dado grandes oportunidades como bolsista em diferentes laboratórios, como no LEM e no LACAM, onde pude ter grandes aprendizados acadêmicos e também para a vida, através do trabalho conjunto com diversos estudantes.

Agradeço a Prof^ª. Nadia Zurba pela oportunidade de ser bolsista CNPq, foi de grande aprendizado o trabalho que desenvolvemos.

Agradeço aos professores Dr. Marcelo Ferreira Motta e Dr. Jorge Luiz Cardoso por serem sempre solícitos em muitas dificuldades acadêmicas e pessoais e por me ajudarem durante a monografia.

Agradeço também ao Antônio, secretário do curso de Engenharia Metalúrgica que sempre me auxiliou nos diversos assuntos relacionados as disciplinas, horários dentre outras questões pessoais e acadêmicas, sempre muito paciente e dedicado.

Agradeço imensamente ao Engenheiro Flavinho do laboratório de caracterização de materiais, que sem ele nada disso seria possível, sempre me ajudando com muita paciência em todas as dificuldades que enfrentei ao longo do trabalho final de curso. Se mostrou não apenas um grande engenheiro, mas principalmente um excelente ser humano.

Por fim, agradeço aos meus amigos de faculdade, que me acompanharam e me ajudaram, em especial, aos meus amigos Amilton Cardoso, Francisco Bruno, Alexia Sousa, Leonardo Mello, Pedro Paulo, João Vitor, Osélio, Samuel Barros. Dentre muitos outros amigos.

“A persistência é o menor caminho do êxito.”
(Charles Chaplin).

RESUMO

O aço SAE 4320 é amplamente utilizado na fabricação de engrenagens, pinhões, pinos e componentes de máquinas, onde há a exigência de dureza superficial obtida pelo processo de cementação, pois é um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL). É considerado um aço microligado, ou seja, com baixas composições de elementos de liga que conferem, majoritariamente, as propriedades mecânicas desejadas, viabilizando sua importância para as supramencionadas aplicações. Apresenta boa forjabilidade e soldabilidade, bem como alta temperabilidade, tenacidade, porém, péssima usinabilidade. É um aço ligado ao cromo (Cr), níquel (Ni), molibdênio (Mo) e carbono (C), como elementos principais, dentre outros, que serão citados posteriormente. O baixo teor de carbono permite o uso do tratamento termoquímico de cementação para elevar a resistência ao desgaste. Esta pesquisa visa a analisar e investigar a microestrutura, bem como as propriedades mecânicas do aço SAE 4320, diante dos diferentes tratamentos térmicos realizados a 900 °C. Nessa perspectiva, à medida que os tratamentos térmicos foram sendo realizados, constatou-se o aparecimento de fases e microconstituintes diversos, a exemplo, nos tratamentos térmicos de têmpera, do aparecimento da fase martensita, que apresenta elevada dureza em comparação a outras fases. Ademais, no tratamento térmico de têmpera em água seguido de revenimento, se observou uma mudança da morfologia da fase martensítica e uma queda de dureza, em detrimento de razões que serão abordadas mais adiante. Além disso, no tratamento térmico de têmpera em óleo verificou-se uma pluralidade de fases devido ao tempo de aquecimento ter sido insuficiente, com isso constatou-se a fase martensita que se esperava, além disso, uma certa quantidade de austenita retida. Por último, já nos tratamentos térmicos de recozimento e normalização percebeu-se o aparecimento de uma predominância de microconstituintes ferríticos e perlíticos. Sendo assim, por meio de técnicas habituais de preparação metalográfica de amostras, bem como através de ensaios de dureza, análise química, microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (MEV), possibilitou-se fazer uma análise da variação microestrutural do aço em estudo.

Palavras-chave: Aço SAE 4320. Aço microligado. Tratamento térmico.

ABSTRACT

SAE 4320 steel is widely used in the manufacture of gears, pinions, pins and machine components, where there is a requirement for surface hardness obtained by the case-hardening process, since it is a high-strength and a low-alloy steel (HSLA). It is considered a microalloyed steel, that is, with low compositions of alloying elements that principally confer the desired mechanical properties, enabling its importance for the aforementioned applications. It has good forging and weldability, as well as high hardenability, toughness, but poor machinability. It is a steel linked to chromium (Cr), nickel (Ni), molybdenum (Mo) and carbon (C), as main elements, among others, which will be mentioned later. The low carbon content allows the use of the carburizing thermochemical treatment to increase wear resistance. This research aims to analyze and investigate the microstructure, as well as the mechanical properties of SAE 4320 steel, considering that different heat treatments carried out at 900 °C. In this perspective, as the thermal treatments are being carried out, the appearance of different phases and microconstituents is expected. For example, in the tempering thermal treatments, it appears a martensite phase, which presents high hardness in comparison to other phases. In addition, in the heat treatment of water tempering followed by quenching, the occurrence of a change in the morphology of the martensitic phase and a drop in hardness were observed, to the detriment of reasons that will be approached later. In addition, in the heat treatment of oil quenching there was a plurality of phases due to insufficient heating time, hence, the expected martensite phase was found, as an amount of austenite retained either. Finally, in the annealing and normalization heat treatments, it is expected that a predominance of ferritic and pearlitic microconstituents will appear. Therefore, through usual metallographic sample preparation techniques, as well as through hardness tests, chemical analysis, optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM), it was possible to make an analysis of the microstructural variation of the steel under study.

Keywords: SAE 4320 steel. Microalloyed steel. Heat treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama em Equilíbrio Ferro Cementita	21
Figura 2: Transformações possíveis envolvendo a decomposição da austenita	24
Figura 3: Curvas TTT dos aços AISI 4340	27
Figura 4: Tipos de tratamentos térmicos dos aços	28
Figura 5: Sumário gráfico dos tratamentos térmicos para aços no diagrama de equilíbrio..	29
Figura 6: Tratamento térmico de recozimento. Microestrutura durante (a) Início do tratamento. (b) Metade do tratamento. (c) Final do tratamento.....	29
Figura 7: Procedimentos adotados na pesquisa	32
Figura 8: Forno utilizado para tratamentos térmicos	34
Figura 9: Microscópio Ótico utilizado na prática.....	35
Figura 10: Aço SAE 4320. Como recebido, aumento de 500X, atacado com nital 2%, em microscopia óptica com Zeiss, através do programa Axiovision	36
Figura 11: Aço SAE 4320. Como recebido, aumento de 10000X, atacado com nital 2%, em microscopia eletrônica de varredura com Philips	37
Figura 12: Aço SAE 4320. Recozido, aumento de 1000X, atacado com nital 2%, em microscopia óptica com Zeiss, através do programa Axiovision	38
Figura 13: Aço SAE 4320. Recozido, aumento de 10000X, atacado com nital 2%, em microscopia eletrônica de varredura com Philips	38
Figura 14: Aço SAE 4320. Normalizado, aumento de 500X, atacado com nital 2%, em microscopia óptica com Zeiss, através do programa Axiovision	39
Figura 15: Aço SAE 4320. Normalizado, aumento de 10000X, atacado com nital 2%, em microscopia eletrônica de varredura com Philips	39
Figura 16: Aço SAE 4320. Temperado em água, aumento de 500X, atacado com nital 2%, em microscopia óptica com Zeiss, através do programa Axiovision	41
Figura 17: Aço SAE 4320. Temperado em água, aumento de 10000X, atacado com nital 2%, em microscopia eletrônica de varredura com Philips	41
Figura 18: Aço SAE 4320. Temperado em água e depois revenido, aumento de 500X, atacado com nital 2%, em microscopia óptica com Zeiss, através do programa Axiovision	42
Figura 19: Aço SAE 4320. Temperado em água e depois revenido, aumento de 10000X, atacado com nital 2%, em microscopia eletrônica de varredura com Philips	42
Figura 20: Aço SAE 4320. Temperado em óleo, aumento de 1000X, atacado com nital 2%, em microscopia óptica com Zeiss, através do programa Axiovision	43

Figura 21: Aço SAE 4320. Temperado em óleo, aumento de 10000X, atacado com nital 2%, em microscopia eletrônica de varredura com Philips 43

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição Química (% massa) do aço AISI/SAE 4320 por espectroscopia de emissão óptica	32
Tabela 2: Resultado das durezas Rockwell do tipo C, das amostras analisadas	44

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
NBR	Norma Brasileira Regulamentar
UFC	Universidade Federal do Ceará
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
MO	Microscópio Ótico
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
AISI	American Iron and Steel Institute
SAE	Society of Automotive Engineers
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
C	Elemento químico Carbono
Si	Elemento químico Silício
Mn	Elemento químico Manganês
P	Elemento químico Fósforo
S	Elemento químico Enxofre
Ni	Elemento químico Níquel
Cr	Elemento químico Cromo
Mo	Elemento químico Molibdênio

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
γ	Fase austenita do aço
α	Fase ferrita do aço
δ	Delta (fase da ferrita - cúbica de face centrada)
°C	Grau Celsius

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	20
2.1	Objetivo Geral	20
2.2	Objetivos Específicos	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1	Diagrama Ferro-Carbono	21
3.2	Aços-Carbono	23
3.3	Aços Ligas e Aço SAE 4320 Com Suas Aplicações	25
3.4	Tratamentos Térmicos	27
3.4.1	<i>Recozimento Pleno</i>	28
3.4.2	<i>Normalização</i>	29
3.4.3	<i>Têmpera</i>	30
3.4.4	<i>Revenido</i>	30
3.5	Fases Bandeadas	31
4	MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1	Materiais	32
4.2	Métodos	32
4.3	Preparação dos Corpos de Prova	32
4.4	Tratamentos Térmicos	33
4.5	Ensaio de Dureza	34
4.6	Microscopia Ótica	34
4.7	Microscopia Eletrônica de Varredura	35
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	36
5.1	Caracterização Microestrutural	36

5.2	Durezas	44
6	CONCLUSÃO	45
	REFERÊNCIAS	46

1 INTRODUÇÃO

Os aços são ligas que contém ferro e carbono como elementos principais, porém em sua composição normalmente apresentam elementos secundários também, visto que a composição de um aço para outro pode variar, devido ao processo de fabricação que o mesmo sofreu. Com isso, pode-se dizer que os aços são ligas de ferro e com percentuais de carbono variando entre 0,008% a 2,11%, bem como podendo apresentar diversos elementos distintos ao longo de sua composição, a fim de trazer um efeito pretendido ao aço (CHIAVERINI, 1979).

Nesse contexto, os aços carbono geralmente são os mais utilizados para atender a maioria das necessidades da sociedade atual. Os metais, em particular os aços podem ser utilizados também em diversos setores industriais, como o da indústria metal mecânica, devido a sua multifuncionalidade para os diversos processos de conformação mecânica em geral, fundição, laminação dentre outros e pela sua facilidade de serem tratadas termicamente, com o objetivo de poderem atender as diversas aplicações da sociedade (GARCIA, 2017).

Ademais, se tem também os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Esses, por sua vez, são aços que engenheiros e projetistas utilizam cada vez mais quando se busca um aumento da resistência mecânica e uma melhor resistência à corrosão atmosférica do que aquelas alcançadas com os aços carbonos comuns no mercado. Com isso, os aços microligados apresentam normalmente certos elementos de ligas que favorecem suas diversas aplicabilidades, sendo algum deles o cromo, níquel, cobre e molibdênio, além do próprio carbono. Por último, os aços de alta resistência baixa liga, muitas vezes também são tratados termicamente, com o intuito de aumentar a performance de suas propriedades (CHIAVERINE, 2008).

Sendo assim, os tratamentos térmicos são um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento ao qual os aços são submetidos. Logo, diversos parâmetros no processo são controlados como a temperatura, tempo, velocidade de resfriamento e até mesmo a atmosfera. Com isso, o aço poderá sofrer mudanças ao longo de sua microestrutura, a fim de lhe conferir características específicas (CHIAVERINE, 1979).

O recozimento pleno é um tratamento térmico que consiste em fazer um aquecimento do material até a temperatura de austenitização do aço e posteriormente fazer um resfriamento lento, geralmente ao forno. Diversos são os seus objetivos, como eliminação de estruturas defeituosas que podem ter sido originadas durante algum processo de conformação mecânica ou fabricação como, fundição, laminação a quente, soldagem ou até mesmo outro tratamento

térmico que o material tenha sofrido (NOVIKOV, 1994). Portanto, também se faz o recozimento pleno, com o objetivo de reduzir a excessiva dureza do aço, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio no material e controlar o tamanho de grão do aço (COSTA & SILVA, 2006).

A normalização é um tratamento térmico semelhante ao de recozimento pleno, todavia o resfriamento geralmente é feito ao ar, com isso gera-se uma estrutura mais refinada, ou seja, uma com granulação mais fina do que a do recozimento pleno, mais homogênea, bem como algumas propriedades mecânicas apresentam valores levemente mais altos, como por exemplo a dureza, a resistência e seu limite de escoamento (COLPAERT, 2008).

O tratamento térmico de têmpera, constitui-se em fazer um rápido resfriamento do aço após a austenitização do material, a fim de se evitar transformações difusionais como é o caso das transformações dos microconstituintes perlíticos e bainíticos, dessa maneira dando origem a uma estrutura metaestável martensítica, que é proveniente do processo adifusional, ou seja, não ocorre difusão do carbono (COSTA & SILVA, 2006). Portanto, é um tratamento térmico em que se busca, como principais objetivos, o aumento do limite de resistência à tração e também da dureza do material. Assim, diversos são os meios em que a têmpera pode ser empregada como água, óleo e ar (CHIAVERINE, 2002).

Além disso, outro tratamento térmico de suma importância que foi realizado ao longo desse estudo foi o tratamento de revenimento que tem como princípio aquecer o material a uma temperatura abaixo daquela utilizada para austenitizar o aço por um certo tempo. Com isso, visa-se a uma diminuição na fragilidade da martensita gerada, ou seja, se tem um melhor controle sobre a dureza do material (KRAUSS, 2005).

Diante disso, o presente trabalho incide sobre o aço SAE 4320, o qual apresenta baixos teores de elementos de liga, com quantidades médias em torno de 0,20% de carbono, 1,80% de níquel, 0,25% de molibdênio e 0,50% de cromo, dentre outros elementos comuns aos aços (COSTA & SILVA, 2006). Com isso, apresenta diversas aplicações na indústria automobilística, como na fabricação de engrenagens, pinhões, pinos e outros componentes que necessitam de dureza superficial obtida por meio de um posterior tratamento termoquímico de cementação (CHIAVERINE, 2002). Assim sendo, foram realizados diversos tratamentos térmicos, com tempos e temperaturas padronizadas, com o intuito de estudar como esses tratamentos influenciam nos diversos microconstituintes formados e de avaliar o comportamento da dureza diante dos tratamentos térmicos realizados na prática.

Por fim, o interesse do presente trabalho surgiu durante a disciplina de tratamentos térmicos, ministrada pelo Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva. No decorrer da disciplina

ministrada pelo docente, foi-se questionado sobre um material em que se pudesse fazer diferentes tratamentos térmicos e que fosse possível visualizar com clareza as diferentes fases e microconstituintes presentes, principalmente de fases de elevada dureza, como é o caso da martensita, obtida através de tratamentos térmicos de têmpera. A partir desse questionamento, chegou-se a sugestão de trabalhar com aços microligados de alta temperabilidade, como o do presente estudo.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

- Analisar as variações microestruturais do aço SAE 4320 quando submetido a tratamentos térmicos de recozimento, normalização, têmpera em água, têmpera em água seguida de revenimento e têmpera em óleo.

2.2 Objetivos Específicos

- Verificar através da microscopia eletrônica de varredura as diferentes morfologias que o material apresentou após os tratamentos térmicos;
- Analisar as possíveis modificações produzidas na microestrutura do material com os tratamentos térmicos, correlacionando com a dureza que o material apresentou.

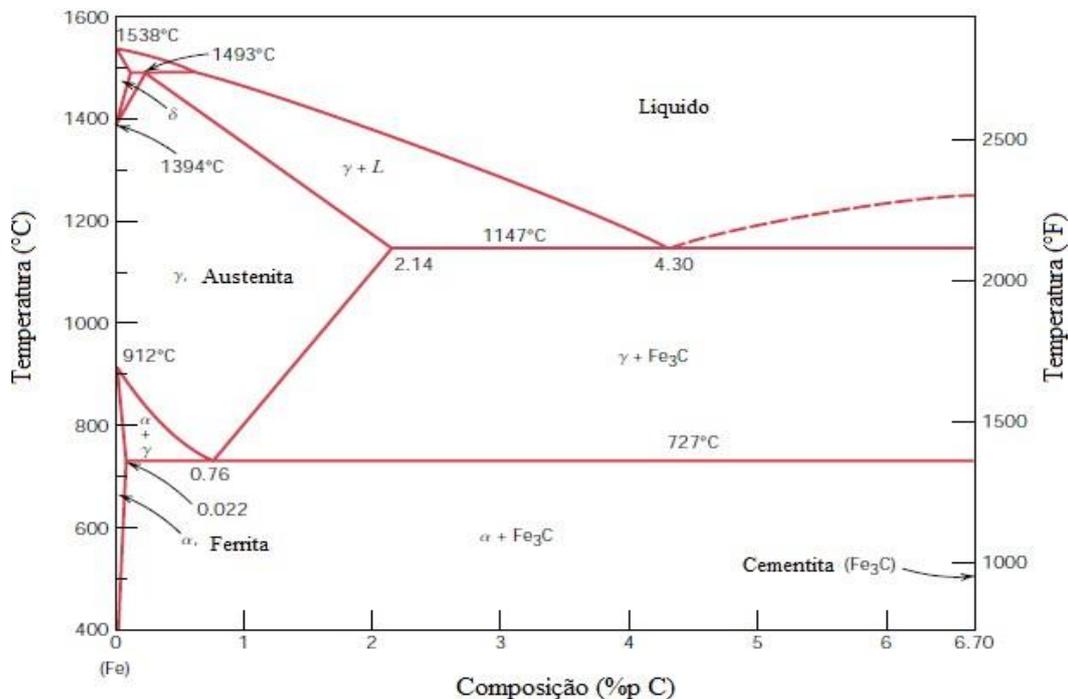
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta seção apresenta uma breve revisão sobre o que são aços carbono e aços ligas de forma geral, bem como seus principais constituintes. Além disso, os principais tratamentos térmicos realizados durante a prática, levando em consideração as microestruturas formadas e características geradas pelas mesmas.

3.1 Diagrama Ferro-Carbono

O diagrama Ferro-Carbono é aquele que representa de forma esquemática o equilíbrio entre o ferro e o carbono, que é de grande importância para o estudo dos aços de forma geral. A figura abaixo apresenta o diagrama da liga binária Fe-C para teores de carbono com até 6,7% de carbono (CHIAVERINI, 1979).

Figura 1: Diagrama em Equilíbrio Ferro Cementita.



Fonte: Extraído de Callister e Rethwisch (2000).

Diversos elementos apresentam uma variedade de estruturas alotrópicas, como é o caso do ferro, que, quando submetido a diferentes temperaturas, irá apresentar estruturas cristalinas distintas. Por exemplo, na temperatura ambiente, a forma alotrópica apresenta estrutura cristalina cúbica de corpo centrado CCC, que é a ferrita, ou também conhecida por ferro α . Ademais, a ferrita também apresenta uma transformação polimórfica para uma outra estrutura cristalina quando submetida a temperatura em torno de 912 °C, a qual é chamada de fase austenita, que apresenta uma estrutura cúbica de fase centrada, ou seja, CFC (CALLISTER, 2006).

Sendo assim, o diagrama Ferro-Carbono (Fe-C), também pode ser conhecido como Ferro-Cementita (Fe-Fe₃C), uma vez que a cementita ou carbeta de ferro é gerada através de uma ligação entre o ferro e o carbono quando se alcança o equilíbrio termodinâmico. Todavia, a cementita é um composto intermediário, pois constatou-se que, mesmo em ligas relativamente puras mantidas durante um certo período de tempo a temperaturas elevadas, em torno de 700 °C, pode-se decompor na forma de grafita.

Diversos são os pontos onde pode-se tirar informações de suma importância do diagrama para a previsão das possíveis transformações de fases. Um desses pontos é o ponto peritético que se forma em temperaturas próximas a 1534 °C, no qual uma fase sólida reage com uma fase líquida, gerando outra fase sólida, sendo essa última a austenita. Outro ponto de suma importância é o ponto eutetóide, o qual se forma em concentrações de carbono aproximadas de 0,77% e se constitui em temperaturas próximas a 727 °C. Diante disso, é no ponto eutetóide que se delimita a chamada zona crítica, que corresponde à temperatura limite para as transformações das fases ferro α e do carbeta de ferro em austenita, que apresenta uma estrutura cristalina cúbica de fase centrada. Isso ocorre por meio de reorganizações cristalinas, tendo em vista as diversas formas alotrópicas que o ferro apresenta, CCC (ferrita) para CFC (austenita) (CHIAVERINI, 1979).

O ferro, quando se encontra em temperaturas próximas a 910 °C, apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado CCC, também chamada de ferro α , porém quando submetido a temperaturas em torno de 1400 °C, o seu reticulado cristalino muda para cúbica de fase centrada CFC. O principal resultado dessas mudanças se visualiza na grande importância prática dos tratamentos térmicos que as ligas de ferro e carbono podem sofrer. A grande diferença entre as duas fases citadas acima é que a fase ferro alfa apresenta uma solução sólida intersticial de carbono de baixa solubilidade, em torno de 0,02% em peso à temperaturas próximas a 723 °C, ao passo que a fase austenita, também chamada de ferro γ apresenta solubilidade maior, em torno de 2,06% em peso à temperaturas próximas de 1.147 °C, uma vez que os espaços intersticiais no ferro são maiores (GOMES DOS SANTOS, 2006).

Assim sendo, quando há um decréscimo de temperatura, a partir de temperaturas próximas a 1.147 °C, a quantidade de carbono em solução no ferro γ torna-se cada vez menor até um determinado limite de temperatura, que se encontra em torno de 723 °C. Com isso, atinge-se aproximadamente 0,8% em peso de carbono (GOMES DOS SANTOS, 2006).

3.2 Aços-Carbono

Aços carbono são ligas de Ferro-Carbono produzidas geralmente nas indústrias siderúrgicas por variados processos. Logo, vem sendo utilizadas em quase todos os projetos do ramo das engenharias, principalmente em áreas onde se necessita de resistência mecânica e de resistência a ambientes corrosivos. Portanto, é necessário que cada aço tenha uma composição química definida para a sua utilização, levando em consideração o ambiente ao qual será exposto, bem como os esforços mecânicos ao qual ele será submetido (SOUZA, 2006).

Dessa maneira, existem variações de suas aplicações, de acordo com o teor de carbono que venham a apresentar. Tem-se, assim, suas concentrações de carbono como elemento principal variando em torno de (0,008 a 2,11%). Além disso, encontra-se geralmente nos aços carbono outros elementos secundários, uma vez que existem variações devido ao processo de fabricação do material. A esse respeito, ocorre que os elementos secundários mais comuns nos aços carbonos são o silício, manganês, fósforo e enxofre (CHIAVERINE, 2002).

Portando, as propriedades mecânicas dos aços-carbono são alteradas, principalmente em decorrência de dois fatores, que são a composição química do aço e a sua respectiva microestrutura. Diante disso, na composição química dos aços em que se realizou a transformação total da austenita, considera-se como elemento primordial o carbono, que, à proporção em que aumenta, leva a um aperfeiçoamento das propriedades relativas à resistência mecânica, ou seja, ao seu limite de escoamento e ao limite da resistência à tração e à dureza do material, assim afetando as propriedades relacionadas à tenacidade, à ductilidade ou, melhor dizendo, ao alongamento que o material pode suportar, à estrição e à resistência ao choque (CHIAVERINI, 2002).

De uma maneira geral, os aços carbono podem ser categorizados da seguinte forma:

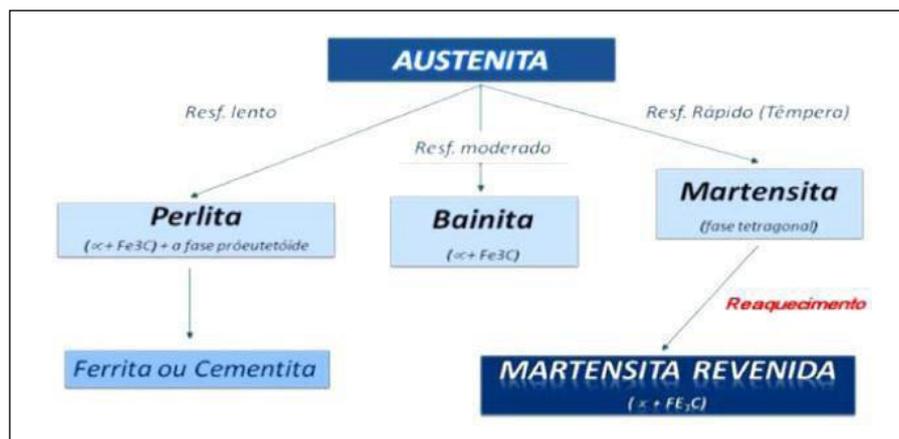
Aços de baixo teor de carbono: são aqueles que apresentam, em sua composição química, o carbono em concentrações menores que 0,3%. Dentre as características mecânicas que são comuns a esses aços, pode-se citar a excelente ductilidade, isso é, são ótimos para possíveis conformações mecânicas que o material possa sofrer, são aços de boa usinabilidade e soldabilidade, além de apresentarem boas aplicações em diversos setores estruturais, como de navios, caldeiras e materiais de grandes dimensões. No entanto, são aços não indicados para processos de tratamentos térmicos de têmpera.

Aços de médio teor de carbono: são aqueles em que suas concentrações de carbono se encontram entre valores de 0,3% e 0,7% em peso. Eles apresentam uma elevada gama de aplicações. Dentre elas, estão as bielas, as engrenagens e os cilindros. Com isso, são aços que

quando submetidos a tratamentos térmicos de têmpera e a um posterior revenimento, alcançam excelentes valores de tenacidade e resistência mecânica. Além disso, são aços que, quando combinados com outros elementos de liga, podem apresentar boas combinações de resistência e ductilidade.

Aços de alto teor de carbono: são aços carbono que apresentam um teor acima de 0,7% de carbono. Dessa forma, são aços caracterizados por alta dureza, baixa conformabilidade, baixa tenacidade e que apresentam boa resistência mecânica após um tratamento térmico de têmpera. Portanto, são frequentemente empregados em molas e materiais do ramo agrícola, uma vez que os mesmos resistem a elevado desgaste abrasivo, bem como são empregados também em pinos de diversos tipos de engrenagens (PANNONI, 2005).

Figura 2 - Transformações possíveis envolvendo a decomposição da austenita.



Fonte.: Callister, 2008.

Com isso, os aços podem sofrer eventuais modificações em sua composição de fases, pois irão depender dos elementos de ligas que esses possam apresentar e das condições de resfriamento, ao qual serão expostos. A figura 2 apresenta de forma simplificada o resfriamento da fase austenita e os possíveis microconstituintes formados, provenientes da mesma (CALLISTER, 2008).

A perlita é uma combinação de duas fases, a ferrita e a cementita, em proporções específicas, geradas através da decomposição da austenita e da composição eutetóide (VAN VLACK, 1970). Logo, é o microconstituente formado abaixo da temperatura eutetóide, ou seja, em torno de 723 °C, gerado por meio de camadas ou de lamelas alternadas de ferrita de cementita, portanto são microconstituintes em que processos de difusão estão presentes. Conseqüentemente, por a perlita apresentar camadas alternadas de dureza baixa (ferrita) e outras de dureza alta (cementita), sua dureza é considerada intermediária. A proporção entre

as lamelas de ferrita e cementita é da ordem 6 de ferrita para 1 de cementita (COLPAERT 1983).

Além disso, existe outro microconstituente gerado através de transformações envolvendo a austenita, que é denominado de bainita. A bainita se processa à temperatura constante, acima de M_i , ou seja, próximas das temperaturas de formação da martensita e abaixo da temperatura de formação da perlita fina. (GROSSMAN, 1972). A bainita é classificada em bainita superior e inferior. A bainita superior apresenta geralmente morfologia em forma de agulhas finas de fase ferrítica, que se separam entre partículas prolongadas de cementita. A bainita inferior apresenta morfologia diferente, isto é, em forma de placas finas de fase ferrítica, com a precipitação da cementita menos abrangente, ou seja, na forma de finas lâminas (CALLISTER, 2008).

Por último, temos a fase martensita, a qual corresponde a uma fase metaestável e monofásica composta por ferro em solução supersaturada de carbono. A fase martensítica é resultante de uma taxa de resfriamento brusco do material. Com isso, não há tempo para que ocorra a difusão do carbono, ou seja, nessa fase ocorre transformações adifusionais, geralmente essas taxas rápidas de resfriamentos que são resultantes de tratamentos térmicos de têmpera. Dessa forma, essa fase apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). A partir disso, das diversas microestruturas que podem ser geradas nos aços, a martensita é a que apresenta maior dureza e resistência, porém ela é extremamente frágil em alguns casos. Assim, sua dureza irá depender do teor de carbono que a liga de ferro e carbono venha a apresentar, geralmente até um limite de 0,6% em peso (CALLISTER, 2002). Por fim, durante a formação da estrutura martensítica, há uma expansão volumétrica, a qual se deve pelo fato da fase martensítica apresentar maior volume específico em relação às demais microestruturas (ZAKHAROV, 1962).

3.3 Aços Ligas e Aço SAE 4320 Com Suas Aplicações

Nas últimas décadas, cada vez mais se procurou aços em que se pudesse obter melhores propriedades mecânicas para atender diversas aplicações da sociedade moderna. Com isso, diversas pesquisas foram realizadas e se constatou uma correlação entre propriedades mecânicas que determinados aços conseguiam alcançar, de acordo com sua microestrutura. Assim, surgiram os aços ligas, muitas vezes classificados como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), isto é, aços em que suas propriedades estão diretamente relacionadas com sua composição química, ou seja, com os elementos de liga que o material apresenta, com o processo de fabricação ao qual o aço foi exposto e com a sua estrutura, tanto

macro quanto micro (COSTA & SILVA, 2006).

Com isso, os aços de elevada resistência e baixa liga podem ser classificados em três grupos em função de sua resistência a tração, sendo eles:

Alto teor de liga: são aços em que apresentam percentuais de elementos de liga em torno de 10% a 12%. Sendo assim, suas microestruturas podem ser alteradas, bem como os tratamentos térmicos ao qual serão expostos, ou seja, sendo necessário um maior aprimoramento, cuidado e especificidade em cada operação, sendo muitas vezes necessário operações múltiplas (CHIAVERINE, 2008). Logo, são aços que apresentam aplicações em setores aeronáuticos, nos vasos de pressão, e no setores automotivos.

Médio teor de liga: são aços que apresentam limites de escoamento em torno de 1700 MPa, possuem também excelente resistência, mesmo em temperaturas em torno de 700 °C, ou quando em condição revenida em temperaturas em torno de 500 °C, obtendo-se um alongamento em torno de 6%. Com isso, são materiais que apresentam uma grande gama de aplicações, a exemplo de componentes do setor aeronáutico, parafusos, molas e até mesmo peças de trens (SILVA, 2006).

Baixo teor de liga: são aços que podem alcançar limites de escoamento entre 1.7 MPa e 2.2 MPa, com elevados valores de tenacidade do material. Portanto, são aços que apresentam uma grande diversidade de aplicações, como em motores de foguetes, parafusos e componentes do setor aeronáutico e automotivo (LEE; SU, 1999). Dessa maneira, pode-se citar como exemplo o aço SAE 4320 presente nesse trabalho.

Diversos elementos de liga são adicionados aos aços em geral, com isso geram diversas mudanças, desde alterações de fases ou de microconstituintes, mas também na forma e na velocidade com que essas fases irão se formar. Portanto, elementos de ligas que são adicionados aos aços podem, além do exposto, modificar as características das fases presentes (SILVA; MEI, 2010).

Dessa forma, modificações na composição química do material nos aços ligas tem, como intuito, aumentar as propriedades mecânicas dos aços, sendo as principais propriedades a dureza e a resistência mecânica, bem como resistência ao desgaste e a corrosão, além de melhorar propriedades físicas, como as elétricas e as magnéticas (CHIAVERINE, 2008).

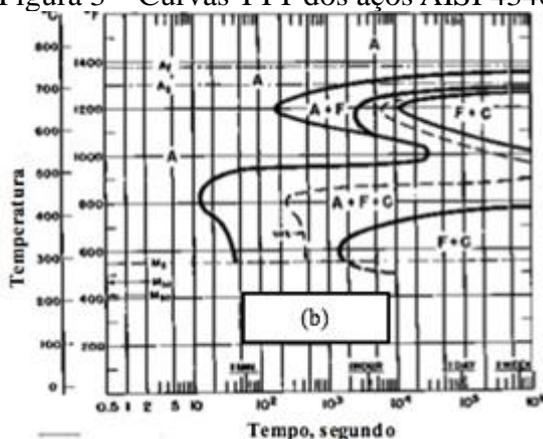
O aço SAE 4320, presente neste estudo é classificado como aço baixa liga de baixo teor de carbono com 0,20% de carbono em peso. Apresenta uma composição química aproximada de Cromo de 0,4 – 0,6%, de Níquel de 1,65 – 2,0% e Molibdênio com aproximadamente 0,20 – 0,3%. Por conseguinte, possui boa tenacidade, forjabilidade, soldabilidade e elevada resistência mecânica quando sofre posteriores tratamentos térmicos ou

termoquímicos, como é caso da cementação. Além disso, é um aço que apresenta baixa usinabilidade, mesmo quando submetido a tratamentos térmicos de recozimento e normalização, com isso é um material que quando submetido a essas condições térmicas pode sofrer diversos tipos de conformação mecânica. Por último, é um aço liga que permite ser soldado tanto por fusão como por resistência elétrica.

Ademais, constata-se, na figura 3, um esquemático diagrama de transformação isotérmica de um aço pertencente à mesma família do aço do presente estudo, com suas possíveis transformações de fases e microconstituintes gerados, a partir de determinada temperatura em função do tempo e do meio resfriamento.

Por essas características, o aço SAE 4320 é utilizado em uma grande diversidade de aplicações, sendo algumas delas em peças ou engrenagens para o setor aeronáutico ou automotivo, como pinhões, pinos, capas de rolamento, coroas, cilindros e componentes de máquinas onde há necessidade de elevada dureza superficial, adquirida por um posterior processo de cementação. Outrossim, é utilizados também em algumas aplicações do setores estruturais, como de eixos para turbinas e geradores hidráulicos (SILVA, 2006).

Figura 3 – Curvas TTT dos aços AISI 4340



Fonte: Voort, (1991).

3.4 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos podem ser definidos como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento ao qual os diversos materiais são submetidos. Tendo em vista que diversos parâmetros são controlados, como tempo, temperatura de aquecimento e resfriamento, atmosfera, ou seja, o ambiente em que os materiais estarão expostos e por último a velocidade de resfriamento. Os tratamentos térmicos são responsáveis muitas vezes pelas alterações nas microestruturas dos aços.

Dessa forma, diversos são os objetivos dos tratamentos térmicos, sendo alguns deles

modificar propriedades físicas e mecânicas dos aços, com intuito de fornecer materiais mais aperfeiçoados para as diversas aplicações da sociedade (CHIAVERINE, 2008). A figura 3 mostra alguns dos diversos tratamentos térmicos aos quais os aços podem ser submetidos.

Figura 4 – Tipos de tratamentos térmicos dos aços



Fonte: Adaptação do Callister (2006).

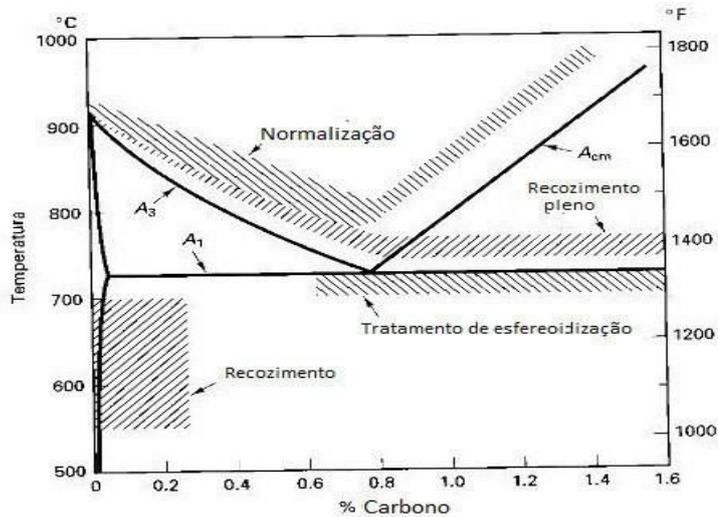
Os tratamentos térmicos podem ser analisados através de um gráfico que mostre a modificação da temperatura com o tempo. Com isso, pode-se definir tanto a temperatura de aquecimento, bem como o tempo necessário para aquecer e resfriar o material, e, por último, a duração da sequência do tratamento térmico proposto. Todavia, não é possível definir o tipo de tratamento térmico com o qual se está trabalhando. Portanto, não se define o tipo de tratamento térmico pela alteração da temperatura com o tempo e sim, pela transformação de fases, bem como pela mudança microestrutural do material (NOVIKOV, 1994).

3.4.1 Recozimento Pleno

O recozimento pleno é o tratamento térmico que consiste em fazer um aquecimento do material acima da zona crítica, isto é, em temperaturas acima de 727 °C, durante um certo período de tempo para se obter uma solução de carbono ou de outros elementos de liga dissolvidas na fase austenita. Portanto, após a austenitização completa acima de A3 para aços hipoeutetóides ou acima de A1 para aços hipereutetóides, faz-se um resfriamento lento, que normalmente é feito dentro de um forno, controlando a velocidade de resfriamento do aço até se atingir um equilíbrio de temperatura com as vizinhanças, ou seja, aproximadamente a temperatura ambiente (CHIAVERINE, 2008). Além disso, diversos são os objetivos do recozimento pleno, como reduzir a excessiva dureza do aço, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio no material e controlar o tamanho de grão do aço (COSTA & SILVA,

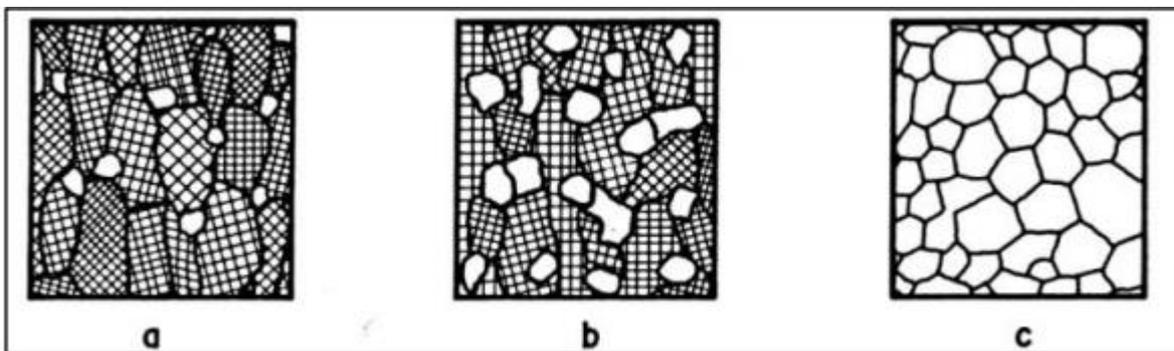
2006). Ademais, pode-se ter um alívio de tensões e produzir uma microestrutura característica mais refinada para determinada aplicabilidade (CALLISTER, 2002).

Figura 5 - Sumário gráfico dos tratamentos térmicos para aços no diagrama de equilíbrio.



Fonte: Adaptado de Novikov (1994).

Figura 6 – Tratamento térmico de recozimento. Microestrutura durante (a) Início do tratamento. (b) Metade do tratamento. (c) Final do tratamento.



Fonte: Adaptado de Machado, 2014.

3.4.2 Normalização

A normalização é o tratamento térmico que consiste em se fazer um aquecimento acima da zona crítica realizando um resfriamento posterior ao ar até atingir o equilíbrio com o ambiente externo, sendo essa uma das grandes diferenças em relação ao tratamento térmico de recozimento pleno (FREIRE, 1983).

Sendo assim, para o aquecimento de aços hipoeutetóides, pode-se admitir um aquecimento superior a linha A_1 , já que, para os aços hipereutetóides, admite-se um aquecimento acima da linha A_{cm} . Portanto, diversos são os objetivos do tratamento térmico

de normalização, como obter uma estrutura mais refinada, melhores propriedades mecânicas de dureza, limite de escoamento, assim como um aumento da usinabilidade do material e uma melhor conformabilidade do material (CHIAVERINE, 2008).

3.4.3 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera consiste em um rápido resfriamento do aço, após um aquecimento até a austenitização do material. Com isso, os objetivos são diversos, sendo um deles a obtenção de uma fase metaestável chamada de martensita, ao qual corresponde a uma fase monofásica de elevada dureza resultante das transformações de fases dos aços (DUFOUR, 2002). Dessa maneira, o tratamento térmico de têmpera é de extrema importância, uma vez que é através desse tratamento, seguido do tratamento térmico de revenimento, que se obtém microestruturas e propriedades mecânicas necessárias para aplicações de maior responsabilidade dos aços, como é o caso das indústrias do setor automotivo e de outros setores (CHIAVERINE, 2008).

Diante disso, a microestrutura obtida após o tratamento térmico de têmpera dependerá fortemente da taxa de resfriamento ao qual foi submetido o material, após sua completa austenitização. Sendo assim, se a taxa de resfriamento for rápida o suficiente, a microestrutura será a martensita, caso contrário, poderá ser produtos resultantes de transformações difusionais, como é o caso das transformações bainíticas e perlíticas. Portanto, as taxas de resfriamento são fortemente influenciadas pelos meios em que são expostas, sendo possível por diferentes meios, como por ar, água e óleo, que são os mais comuns, porém, pode-se ter também em soluções poliméricas e em sais fundidos (DUFOUR, 2002).

3.4.4 Revenido

O tratamento térmico de têmpera tende a gerar uma fase de extrema dureza e fragilidade, a martensita. Logo, materiais que tendem a permanecer nessa fase tendem a um alto tensionamento interno, portanto, apresentam grandes riscos de trincamento e comprometimento de suas funções originais, salvo quando o teor de carbono é extremamente baixo. Portanto, é um tratamento que consiste em fazer um aquecimento do material até uma temperatura abaixo da utilizada na austenitização, permanecendo nessa temperatura por tempo suficiente para se obter as propriedades desejadas (COSTA & SILVA, 2006).

Diante disso, o tratamento térmico de revenido geralmente tende a acompanhar materiais que sofreram têmpera, uma vez que elimina os inconvenientes produzidos pela mesma. Além disso, elimina ou alivia tensões internas do material decorrentes dos processos de fabricação e dos tratamentos térmicos que lhes são anteriores, ameniza a excessiva dureza e fragilidade gerada pela têmpera, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque

(CHIAVERINE, 2008). Abaixo, estão algumas faixas de temperaturas do revenido e suas transformações nos aços.

Até 250 °C em aços que apresentam teores de carbono menores que 0,25% em peso, ocorre difusão do carbono na martensita. Já em teores acima de 0,25%, ocorre precipitação de carbonetos, ocasionando diminuição do carbono que estava na martensita.

Entre 200 °C a 350 °C, a austenita retida é decomposta em ferrita e cementita, com características de bainita.

Entre 350 °C a 700 °C, na faixa de temperaturas de 300 °C a 400 °C, tem-se o início do coalescimento da cementita e apresenta-se na forma esferoidal a 700°C. Ademais, na faixa de temperaturas de 350 °C e 600 °C, visualiza-se uma diminuição forte na densidade de discordâncias.

Por último, na faixa de temperaturas de 600 °C a 700 °C, o processo de recuperação é alterado pelo de recristalização, ocasionando a formação de grãos de ferrita equiaxiais com partículas de formado esferoidal de cementita no exterior e interior da ferrita (COSTA & SILVA, 2006).

3.5 Fases Bandeadas

Os materiais, principalmente os aços são heterogêneos do ponto de vista de composição química, principalmente decorrente do seu processo de fabricação. Durante a solidificação de um aço, a primeira parte a se solidificar é a região mais externa, mais próxima das paredes do molde, região conhecida como região coquilhada. Com isso, resulta-se uma camada fina de cristais equiaxiais de mesma composição química do metal original. Por conseguinte, os cristais tendem a crescer na forma de grãos colunares, paralelos ao gradiente térmico. Por último, a solidificação irá terminar quando a temperatura do metal líquido cair e os grãos adjacentes se sobreporem uns aos outros na região central. Dessa forma, a microestrutura dos aços que sofreram laminação durante o seu processo de fabricação apresentarão uma irregularidade em certos grãos do microconstituente perlítico em que os mesmo tinham aparência de microsegregação de grãos dendríticos, isto é, provocando uma certa depressão com direção determinada. Consequentemente, relaciona-se com o bandeamento gerado pelo processo de fabricação, isto é, ocasionado por sua conformação mecânica, sendo alguns desses o lingotamento contínuo, a solidificação e a laminação. Nessa perspectiva, o bandeamento pode ser definido como um estado microestrutural, em que se constata bandas alternadas e paralelas a direção de laminação com diferentes microestruturas, nas quais são comuns em aços de baixo teor de carbono (KRAUSS, 2003).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nos tópicos seguintes, estão descritos os materiais, os diversos equipamentos e ensaios realizados durante a prática, a fim de se alcançar os objetivos propostos neste presente estudo.

4.1 Materiais

Os materiais utilizados neste estudo foram 6 amostras do aço AISI/SAE 4320 fornecidos pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS). Com isso, os materiais foram ofertados na forma de tarugos com dimensões de 11 mm de altura e 25 mm de diâmetro. Ademais, segue a composição química do aço 4320, realizada no laboratório de caracterização de materiais, na tabela 1.

Tabela 1 – Composição Química (% massa) do aço AISI/SAE 4320 por espectroscopia de emissão óptica.

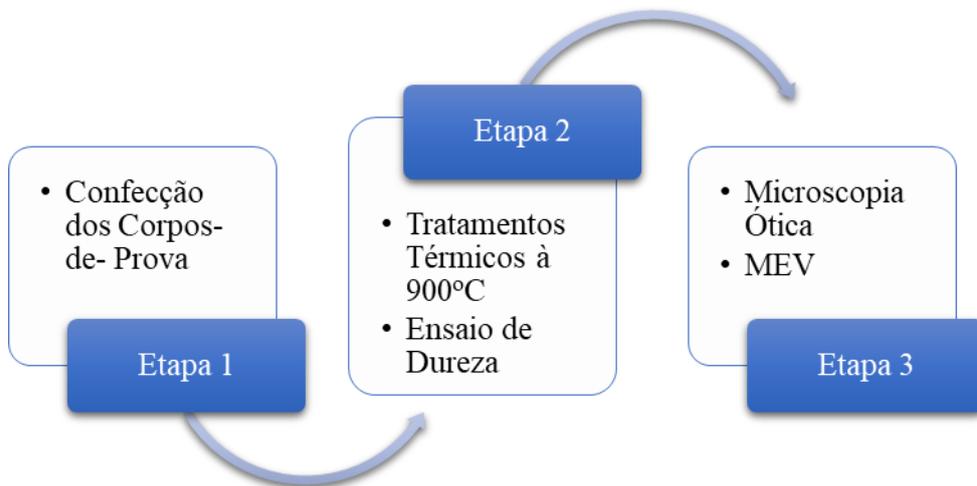
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
0,19	0,22	0,53	0,51	1,95	0,26

Fonte: Autor.

4.2 Métodos

Para o desenvolvimento da pesquisa, seguiu-se os passos ilustrados na figura 6.

Figura 7 - Procedimentos adotados na pesquisa.



Fonte: Autor.

4.3 Preparação dos Corpos de Prova

Para preparação dos corpos de prova, primeiramente procedeu-se com o corte das amostras por meio da máquina de corte Cut-off, o qual utiliza um disco abrasivo para corte das amostras com as dimensões desejadas. Além disso, a máquina apresenta um sistema de refrigeração para evitar que o material sobreaqueça e sofra possíveis mudanças de fases.

Posteriormente, realizou-se o embutimento das amostras em baquelite para facilitar o posterior lixamento e polimentos das mesmas. Por conseguinte, as amostras foram lixadas, por meio de lixas de água com diferentes granulometrias, posicionando aquelas a 90 graus a cada lixa que se passava. As lixas utilizadas durante essa etapa metalográfica foram as de 100, 220, 320, 400, 600, 1200 mesh.

Adiante, as amostras foram para a etapa de polimento, em que se utiliza panos de feltro e alumina como agente abrasivo com granulometria de $1\mu\text{m}$ e $0,05\mu\text{m}$. Por último, as amostras sofreram um ataque químico, com tempo de imersão de 4 segundos, por meio do reagente Nital, ou seja, ácido nítrico (HNO_3) com concentração de 2%.

4.4 Tratamentos Térmicos

Na etapa 2, de acordo com a figura 6, diversos tratamentos térmicos foram realizados nas amostras do aço SAE 4320. Inicialmente, estipulou-se a temperatura e o tempo previsto para cada tratamento térmico. Utilizou-se uma temperatura padronizada para todos os tratamentos térmicos, em torno de $900\text{ }^\circ\text{C}$, até que as amostras inseridas dentro do forno Mufla atingissem tal temperatura. O forno Mufla necessitou de 90 minutos com as amostras inseridas nele para atingir essa temperatura. Durante 10 minutos, após o alcance da temperatura almejada, as amostras permaneceram dentro do forno e, posteriormente, foram sendo retiradas, de acordo com o tratamento térmico. Os tratamentos térmicos realizados na prática em questão foram o recozimento pleno, a normalização, a têmpera em água, a têmpera em água seguida de revenimento e a têmpera em óleo.

Por último, teve-se o cuidado com o meio de resfriamento para cada tratamento térmico. No recozimento, o resfriamento foi realizado dentro do forno até atingir um equilíbrio com o ambiente. Na normalização, o resfriamento foi feito ao ar até atingir também o equilíbrio térmico. Na têmpera em água, a amostra foi imersa em uma emulsão de baixíssima quantidade de óleo e maior concentração de água. Por sua vez, na têmpera em óleo, o resfriamento ocorreu em meio de óleo. Por último, na têmpera em água seguida de revenimento, o revenimento aconteceu em forno em torno de $500\text{ }^\circ\text{C}$ por 1 hora, e, posteriormente, a amostrada foi deixada ao forno desligado para o seu resfriamento e equilíbrio com o meio.

Figura 8 – Forno Mufla utilizado para tratamentos térmicos.



Fonte: Autor.

4.5 Ensaio de Dureza

Verificou-se a dureza das amostras por meio da dureza Rockwell do tipo C. Sendo assim, realizou-se 5 medidas de dureza em cada amostra de material. Dessas amostras, as duas primeiras medições de cada amostra foram descartadas, a fim de se verificar se a máquina estava calibrada corretamente. Com as 3 medidas restantes, foi procedida a aferição da média.

Os corpos de prova foram submetidos a uma aplicação da força de 150 kgF (N) verticalmente, com o auxílio de um indentador de diamante, ferramenta muito utilizada na dureza Rockwell do tipo C. Por último, pressionou-se o indentador na amostra por quatro 4 segundos, até que o valor fosse mostrado no dial do instrumento.

4.6 Microscopia Óptica

Dessa forma, após as amostras do aço SAE 4320 estarem embutidas, devidamente preparadas metalograficamente e adequadamente atacadas por um reagente químico para revelação de suas respectivas microestruturas, utilizou-se um microscópio óptico Zeiss com ampliações diversas, de 100X até 1000X. Todavia, as que apresentaram uma melhor nitidez foram as imagens ampliadas até 500X, as quais serão apresentadas no presente estudo, com exceção das micrografias de 1000X das amostras recozida e temperada em óleo.

Figura 9 – Microscópio Ótico Zeiss utilizado na prática.



Fonte: Autor.

4.7 Microscopia Eletrônica de Varredura

Da mesma forma que no tópico anterior, após as amostras do aço SAE 4320 estarem embutidas e devidamente preparadas metalograficamente e adequadamente atacadas por um reagente químico para revelação de suas respectivas microestruturas, empregou-se um microscópio eletrônico de varredura Philips.

Esse instrumento gera uma emissão de elétrons em altíssima tensão para bombardear as amostras e conseguir captar imagens resultantes da interação dos elétrons com a superfície da amostra. Por conseguinte, esse tipo microscópio é responsável por magnificações da ordem de 1000X até 50000X normalmente. Todavia, as que serão apresentadas neste trabalho serão as de magnificações de 10000X, pois essas apresentaram melhor resolução.

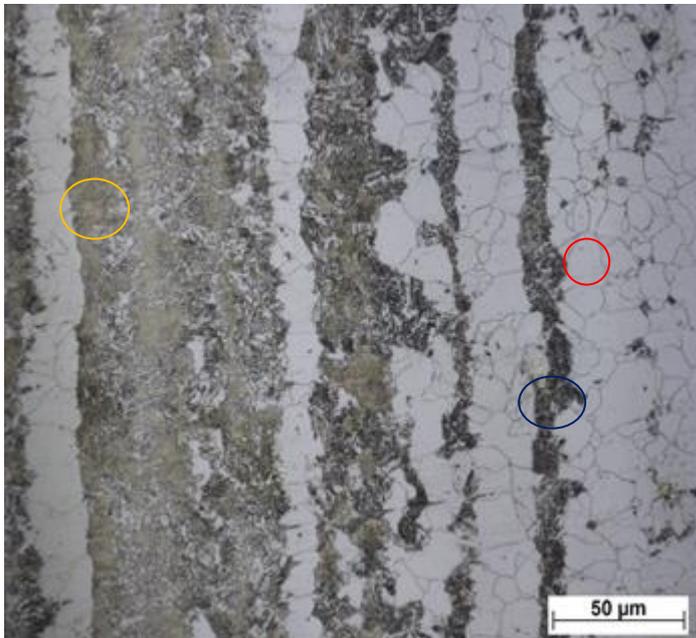
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta secção, serão apresentadas as micrografias do aço em estudo, analisando a influência dos diversos tratamentos térmicos sobre a microestrutura do material. Por último, serão mostrados os perfis de dureza do material, após os diferentes tratamentos térmicos.

5.1 Caracterização Microestrutural

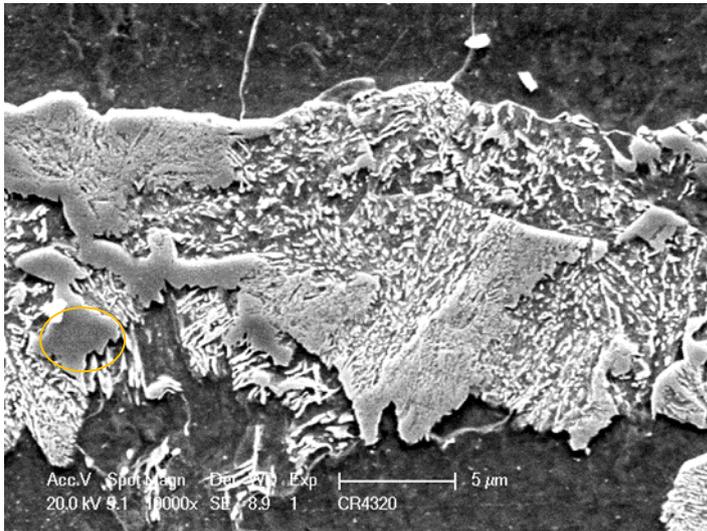
Através das micrografias apresentadas pelas figura 10 e figura 11, também categorizada como amostra recebida, pode-se perceber que essa passou por um processo de conformação mecânica, em que o material sofreu um processo de laminação durante sua fabricação. O mesmo é verificado também ao longo das demais amostras do presente estudo. Além disso, percebe-se bandas alternadas e paralelas à direção de laminação com variadas microestruturas, as quais são comuns em aços de baixo teor de carbono, como é o caso do aço em estudo. Com isso, ocasiona-se uma maior heterogeneidade no material, assim acarretando em mudanças em suas propriedades mecânicas. Ademais, também pode-se constatar a presença de ferrita na região de círculo vermelho, de perlita na região do círculo azul e de bainita nas regiões do círculo laranja.

Figura 10 – Imagem em MO da superfície do aço SAE 4320 Como Recebido, aumento de 500X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

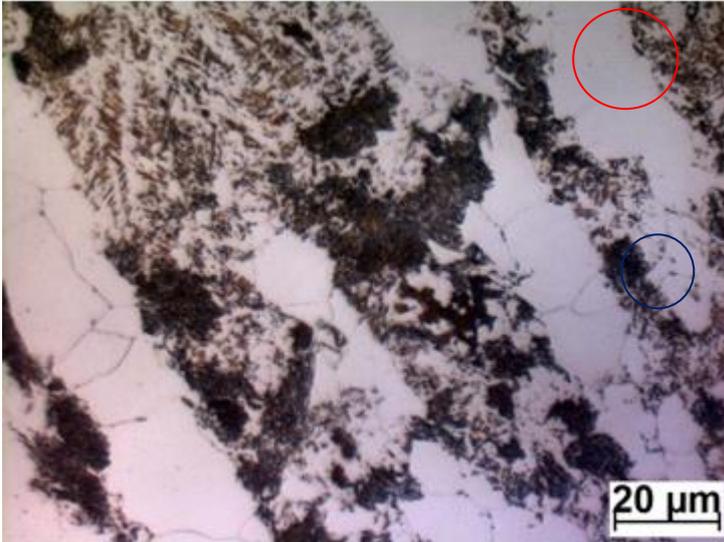
Figura 11 – Imagem em MEV da superfície do aço SAE 4320 Como Recebido, aumento de 10000X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

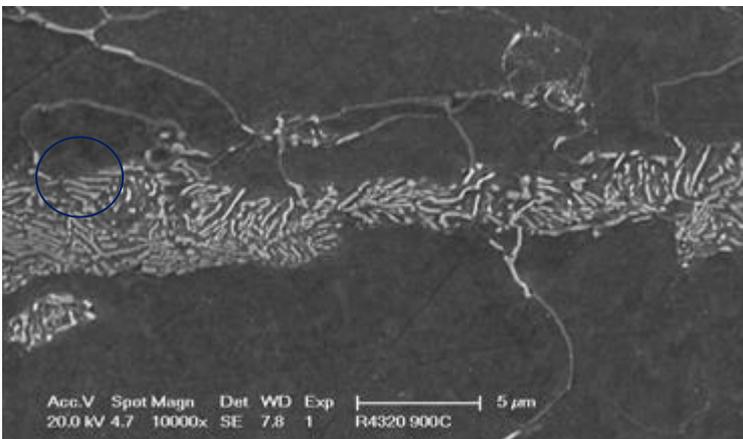
Diante das micrografias obtidas pelas figuras 12 e 13, percebe-se que após tratamento térmico de recozimento, é possível verificar que a amostra que passou por recozimento, há presença de uma matriz de ferrita pró-eutetóide com grãos uniformes e refinados, a exemplo da delimitada no círculo vermelho. Nota-se a presença de colônias de perlita, como percebe-se, por exemplo, na zona demarcada pelo círculo azul, que apresentam um grande espaçamento interlamelar e também é possível observar o efeito do bandejamento ferrita/perlita presente, isso ocorre devido a sua taxa de resfriamento e do efeito do processo de laminação. O tratamento realizado sobre essa amostra é o que possui a menor taxa de resfriamento dentre os tratamentos realizados, portanto, haverá um maior tempo comparado aos demais tratamentos térmicos, para que o carbono que estava retido na austenita se difundir, formando, por conseguinte, uma perlita mais grosseira e uma área mais uniforme, com grãos mais refinados de ferrita pró-eutetóide. O bandejamento resultante do processo de laminação produz zonas de composição química heterogênea, devido a essa heterogeneidade, tais zonas se tornam áreas preferenciais de aglomeração de colônias de perlita, pois essa é a área com a maior concentração de elementos de liga.

Figura 12 – Imagem em MO da superfície do aço SAE 4320 Recozido, aumento de 1000X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 13 – Imagem em MEV da superfície do aço SAE 4320 Recozido, aumento de 10000X, atacado com nital 2%.

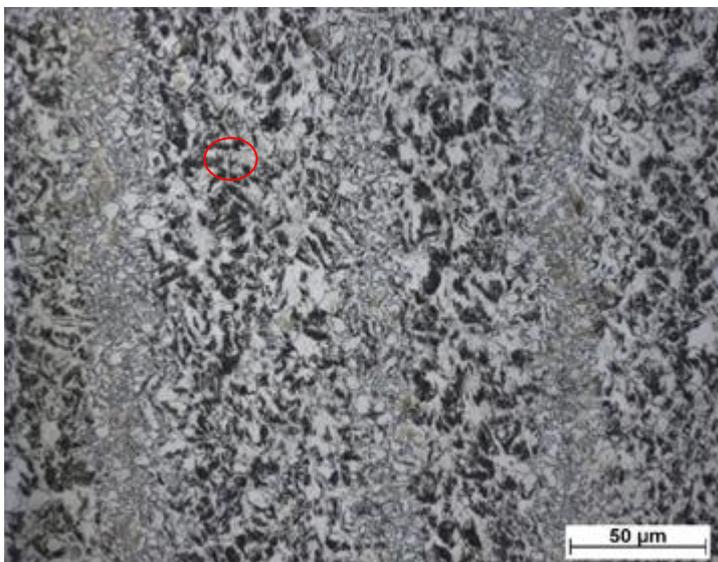


Fonte: Autor.

Tendo em vista as micrografias obtidas pelas figuras 14 e 15, constata-se que após tratamento térmico de normalização, a microestrutura resultante apresentou grãos bem menores em comparação às demais amostras, uma vez que passou por um resfriamento ao ar, ou seja, um resfriamento rápido, porém não tão rápido se comparado ao tratamento térmico de têmpera. Logo assim, ocorreu uma homogeneização da microestrutura, ao passo em que houve uma tendência desses contornos de grão em difundir-se ao longo da região, possibilitando a formação do microconstituente perlita, só que com lamelas mais finas do que as apresentadas no recozimento e também formação de áreas de microconstituente bainítico,

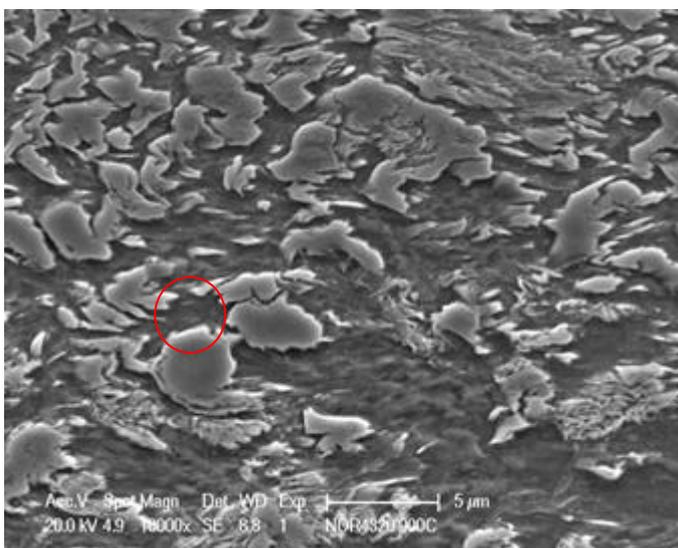
como a marcada pelo círculo vermelho. Com isso, resultando em estruturas esperadas para os aços hipoeutetóides, ou seja, com teor de carbono menor do que 0,77%. Por conseguinte, pode-se constatar uma matriz de ferrita pró-eutetóide nas (regiões claras) e colônias de perlita (regiões escuras). Por último, na amostra normalizada, temos um resfriamento mais rápido quando comparado ao tratamento térmico de recozimento, favorecendo a formação de grãos mais refinados do que os apresentados no recozimento.

Figura 14 – Imagem em MO da superfície do aço SAE 4320 Normalizado, aumento de 500X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

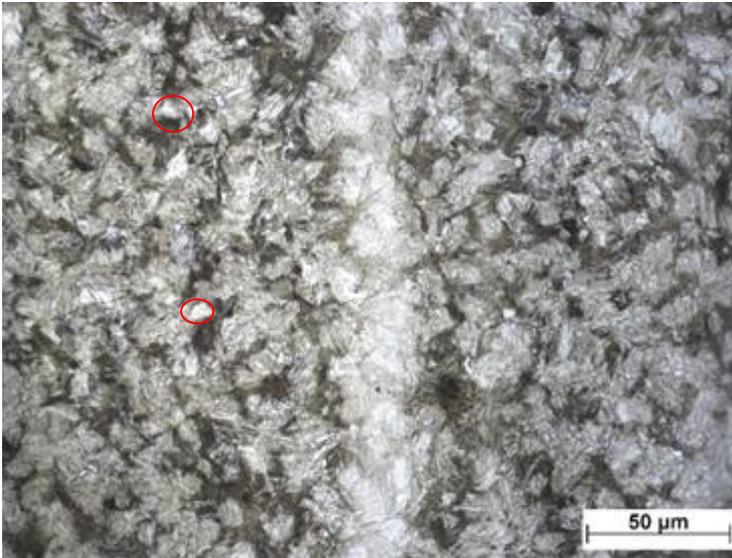
Figura 15 – Imagem em MEV da superfície do aço SAE 4320 Normalizado, aumento de 10000X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

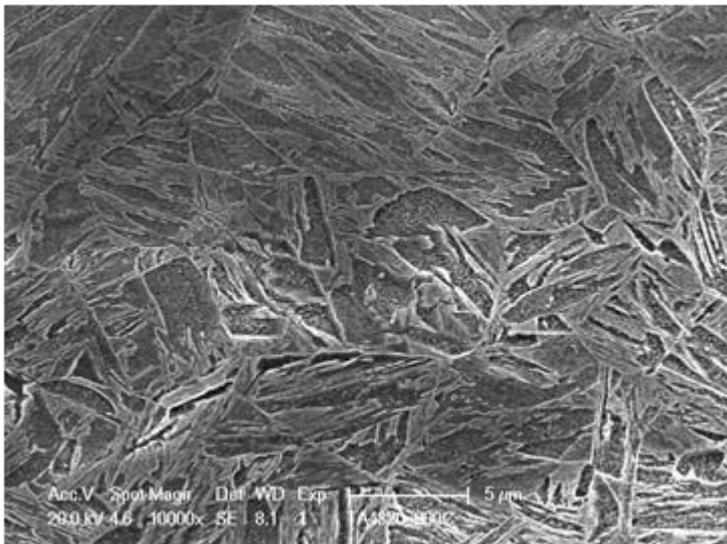
Mediante as micrografias obtidas através das figuras 16, 17,18 e 19, nota-se que após tratamento térmico de têmpera, a microestrutura resfriada em água sugere que seja composta de 100% de fase martensita com morfologias em agulhas extremamente finas e algumas placas de mesma fase. Assim sendo, tal comportamento era o esperado, quando comparado com a literatura pesquisada. A diferença de coloração em algumas regiões da amostra pode ser devido ao ataque heterogêneo realizado nesta amostra, devido a zonas preferencialmente energéticas, que deverão reagir primeiro que as menos energéticas. Deve-se notar que junto com a presença de agulhas martensíticas, também se observa a presença de uma região branca, a qual pode apresentar uma certa quantidade de austenita residual, demarcada ao redor de círculos vermelhos como exemplo, formada em decorrência da taxa de resfriamento insuficiente. A diferença na coloração de uma mesma fase martensítica se dá devido à combinação de dois fatores, um deles é a formação de martensita em forma de placas e o outro fator é o tipo de ataque produzido pelo nital. Pelo princípio de formação da imagem no microscópio fotônico, a região escura, onde se destacam as agulhas de martensita, é formada por uma quantidade menor de luz refletida, ou seja, menos sinal para a formação da imagem. Já na região clara, onde se destacam as placas de martensita, a imagem é formada por uma maior quantidade de luz refletida, logo mais sinal. Quando temperado, o aço é rapidamente resfriado do intervalo de austenitização para a temperatura ambiente, na qual cada grão austenítico (CFC) transforma-se rapidamente em agulhas de martensita (TCC) por cisalhamento da rede cristalina, sem que ocorra difusão. A hipótese de estrutura bainítica foi descartada para as amostras temperada em água e temperada em água seguida de revenimento, porém, plausível para a amostra normalizada, visto que para isso houve um resfriamento contínuo.

Figura 16 – Imagem em MO da superfície do aço SAE 4320 Temperado em água, aumento de 500X, atacado com nital 2%.



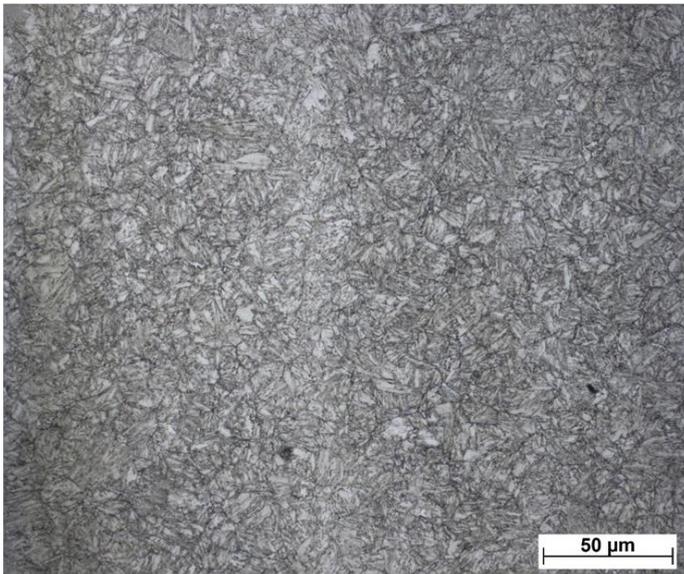
Fonte: Autor.

Figura 17 – Imagem em MEV da superfície do aço SAE 4320 Temperado em água, aumento de 10000X, atacado com nital 2%.



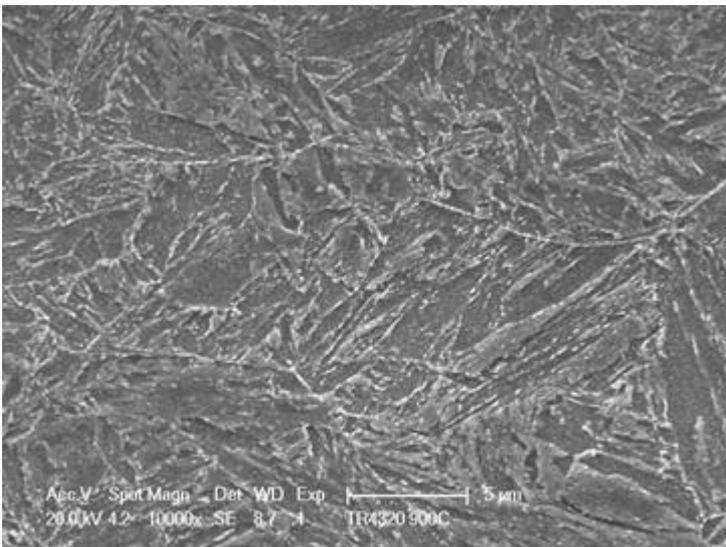
Fonte: Autor.

Figura 18 – Imagem em MO da superfície do aço SAE 4320 Temperado em água e depois revenido, aumento de 500X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 19 – Imagem em MEV da superfície do aço SAE 4320 Temperado em água e depois revenido, aumento de 10000X, atacado com nital 2%.

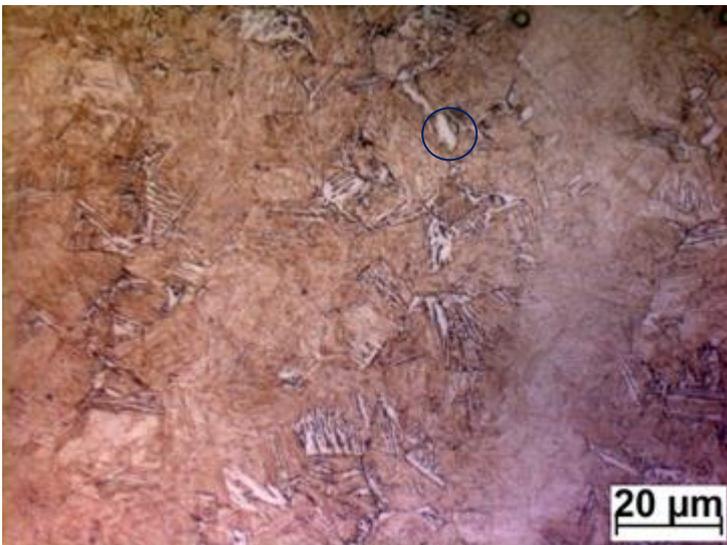


Fonte: Autor.

Na amostra tempera em óleo, figura 20 e figura 21, foi possível notar há presença de duas microestruturas características, uma delas é a fase metaestável martensita, demarcada ao redor de um círculo vermelho como exemplo, porém, devido ao bandeamento, nota-se que há regiões que possuem agulhas de martensita menos espessas e outras que possuem agulhas mais grosseiras e uniformes. Além disso, outra microestrutura característica observada é a bainita, pois pode notar-se que existe a presença de finos agregados de placas e de agulhas de ferrita, indicada em um círculo laranja como exemplo, onde há pequenos precipitados em seus

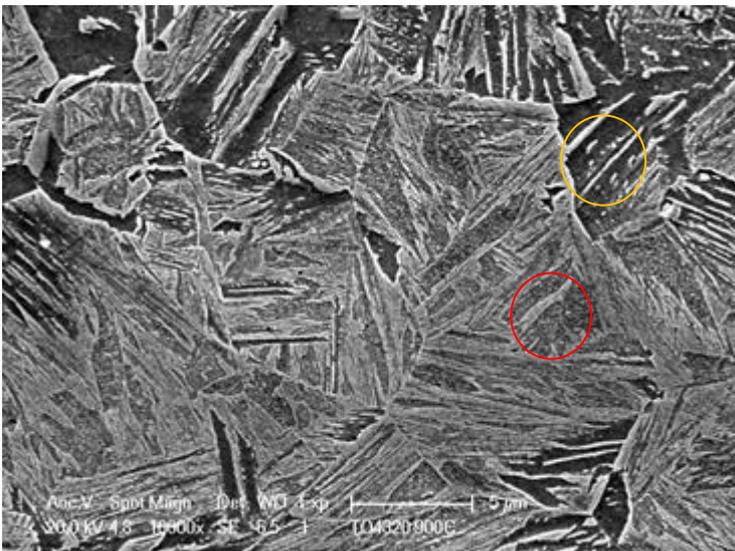
interiores, isso ocorre porque o resfriamento realizado nessa amostra não foi suficientemente rápido para evitar as transformações bainíticas. Percebe-se também que há presença de uma pequena porção de austenita retida, demarcada ao redor de um círculo azul escuro como exemplo, o que ocorre porque nem toda austenita, após o aquecimento, transformou-se. Por último, é de suma importância considerar que, no aquecimento, não houve uma austenitização completa, pois o tempo de permanência da amostra no forno não foi suficiente para tal transformação, assim acarretando essa pluralidade de fase.

Figura 20 – Imagem em MO da superfície do aço SAE 4320 Temperado em óleo, aumento de 1000X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 21 – Imagem em MEV da superfície do aço SAE 4320 Temperado em óleo, aumento de 10000X, atacado com nital 2%.



Fonte: Autor

5.2 Durezas

Tabela 2 – Resultado das durezas Rockwell do tipo C, das amostras analisadas.

Durezas				Média
Como Recebido	20	20	21	20,3
Recozimento	18	17	17	17,3
Normalização	23	24	25	24,0
Têmpera em água	46	47	46	46,3
Têmpera em água seguida de Revenimento	34	35	36	35,0
Têmpera em óleo	40	41	42	41,0

Fonte: Autor.

Diante dos resultados das durezas, após cada tratamento térmico realizado na prática, foi possível se obter resultados bem próximos dos quais eram esperados. As amostras como recebidas e normalizadas, apresentaram durezas bem próximas, o que sugere que foram menos modificadas do ponto de vista microestrutural. De fato, a amostra normalizada apresentou a formação de perlita com espaçamento pequeno entre suas lamelas, a qual é responsável pelo leve aumento de sua dureza. A amostra que sofreu recozimento foi a que apresentou menor dureza, visto que a sua taxa de resfriamento foi a menor em comparação a outros tratamentos térmicos, o que favoreceu a formação da fase ferrita pró-eutetóide e do microconstituente perlita. A perlita formada apresenta um espaçamento maior entre suas lamelas, e a ferrita apresenta grãos grosseiros, refinados e equiaxiais, sendo esses uma das razões da queda de dureza do material.

As amostras que passaram pelo tratamento térmico de têmpera foram as que apresentaram maior dureza, uma vez que, devido às mudanças microestruturais, as quais são responsáveis pela formação da fase metaestável martensita de elevada dureza, foi transformada a partir de um rápido arrefecimento da fase austenita, em meio de resfriamento em água, ocasionando uma elevada dureza no material, quando comparado às demais amostras. Além disso, a amostra que passou pelo tratamento térmico de têmpera em água seguida de revenimento, apresentou a menor dureza entre os tratamentos térmicos de têmpera, uma vez que o revenimento atua como um aliviador de tensões do material, com isso diminuindo a fragilidade da fase martensita, bem como sua dureza.

Por último, a amostra que sofreu um tratamento térmico de têmpera, porém com resfriamento em óleo, apresentou uma queda de dureza, pois o meio no qual foi submetido seu resfriamento favoreceu não só a formação de fases de elevada dureza, como a martensita, mas também de fases que dependem de processos difusionais e que são responsáveis pela queda de dureza do material, a exemplo da bainita.

6. CONCLUSÃO

Através deste trabalho, pode-se concluir que os tratamentos térmicos de têmpera em diferentes meios de resfriamento foram eficazes em promover transformações martensíticas no material, proporcionando um aumento de dureza do mesmo. Amostras normalizadas e resfriadas ao ar apresentaram microestrutura mais parecida com a pré-estabelecida para aços hipoeutetóides. Sendo assim, confirma-se informações encontradas previamente na literatura, sendo o aço SAE 4320 classificado como um aço de alta temperabilidade.

Além disso, verificou-se na prática que se deve ter bastante cuidado no momento do ataque químico, pois esse afetou a visualização da microestrutura de algumas amostras. Somado a isso, a falta de realização de análises químicas das regiões dos contornos de grão para constatar e quantificar os elementos químicos presentes nessas regiões impediu uma possível melhor identificação das fases e dos microconstituintes presentes nas amostras.

Por fim, a Microscopia Eletrônica de Varredura foi empregada com eficácia para verificar e identificar possíveis precipitados em forma de carbonetos ao longo da matriz de algumas micrografias, bem como para esclarecer, com clareza, a diferença das bainitas observadas nas amostras como recebida, normalizada e temperada com resfriamento em óleo.

REFERÊNCIAS

- CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006.
- CALLISTER, W. D. Jr; **CIÊNCIA, DE MATERIAIS, Engenharia. Uma introdução**. 7^a Edição. Rio de Janeiro: LTC, 2008
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 4. Ed. Associação Brasileira de Metais, 1979.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM, 2002.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.
- COLPAERT, Hubertus et al. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Editora Blucher, 2008.
- DE ALBUQUERQUE, Victor HC et al. Effect of nonmetallic inclusion and banding on the success of the two-layer temper bead welding technique. **Materials & Design**, v. 30, n. 4, p. 1068-1074, 2009.
- DUFOUR, J.D. **An Introduction to Metallurgy**. 4 ed. Houston-TX, Cooper Cameron Corporation, 2002.
- FREIRE, J.M. **Materiais de Construção Mecânica**, Rio de Janeiro – LTC, 1983.
- GARCIA, N. G. **Estudo da Cementação Sólida em Engrenagens Cilíndricas de Dentes Retos de Aço Sae 4320**. Instituto Federal de Santa Catarina. Jaraguá do Sul, 2017. Disponível em: <https://repositorio.ifsc.edu.br/bitstream/handle/123456789/234/Natalia%20Garcia_TCCFAB_2017.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em 14 de fevereiro de 2020.
- GROSSMAN, M. A., BAIN, E. C. **Principios de tratamiento térmico**. MADRID: Editorial Blume, 1972. 279p.
- KRAUSS, George. Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 34, n. 6, p. 781-792, 2003.
- KRAUSS, George. **Steels: processing, structure, and performance**. Asm International, 2015.
- Novikov, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Rio de Janeiro, Editora UFRJ , 1994.
- PANNONI, Fabio Domingos. **Aços Estruturais**. 2005.
- REZENDE, G. dos S. Transformações de fases em materiais metálicos. **Campinas SP Editora Unicamp**, p. 17, 2006.

SILVA, Aluísio Pinto. Estudo da transformação da austenita retida induzida por deformação, em um aço AISI 4340 com estrutura multifásica. Tese de doutorado Universidade Estadual Paulista, 2006.

SILVA, Andre Luiz da Costa E.; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. Edgard Blücher, 2006.

SILVA, André Luiz da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré, Sp: Edgar Blucher, 2010.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Composição química dos aços**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

VLACK, V. Princípios de ciência dos materiais. 12^a reimpressão, São Paulo: Editora Edgar Blücher, 1970.

ZAKHAROV, B. Heat-treatment of Metals. 2^a ed., Moscow: Peace Publishers, 1962.