# CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

LUNAMARA MAIA MONTALVÃO

# ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA BAINÍTICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AISI 4340

BELO HORIZONTE

## LUNAMARA MAIA MONTALVÃO

## ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA BAINÍTICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AISI 4340

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador (a): Elaine Carballo Siqueira Corrêa

## LUNAMARA MAIA MONTALVÃO

## ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA BAINÍTICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO AISI 4340

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em: 10/12/2019

### **BANCA EXAMINADORA**

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientador (a)

Profa. Dra. Aline Silva Magalhães

Prof. Dr. Wellington Lopes

#### AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à minha orientadora, Prof<sup>a</sup> Elaine Carballo, por me acompanhar durante o desenvolvimento deste trabalho e pelos ensinamentos transmitidos ao longo da graduação.

Aos verdadeiros amigos que conquistei na Engenharia de Materiais, agradeço por tantas experiências compartilhadas, sobretudo pelas conversas descontraídas e pelas risadas sinceras, que aliviaram a tensão nos momentos mais críticos.

Ao meu supervisor de estágio na Açoforja – Indústria de Forjados S.A., Pedro Perdigão, agradeço por todo o suporte que me forneceu neste período. Aos meninos do Laboratório, agradeço imensamente pela ajuda técnica, que foi fundamental para a conclusão deste estudo.

#### **RESUMO**

Caracterizado pela presença de cromo, níquel e molibdênio em sua composição, o aço AISI 4340, normalmente, é submetido à têmpera convencional para promover a alteração desejada em sua microestrutura. No entanto, a elevada dureza e resistência mecânica do material martensítico são associadas à redução expressiva da tenacidade e alto nível de tensões internas, sendo necessário, portanto, a realização do tratamento de revenimento subsequente à têmpera. Neste contexto, o presente trabalho visa analisar a influência da estrutura bainítica obtida para o AISI 4340, a partir da realização de autêmpera (sob duas condições de temperatura distintas), para posterior comparação aos resultados obtidos a partir de duas condições de revenimento do material previamente temperado, sobretudo em termos de resistência mecânica e ductilidade. Além da caracterização microestrutural por meio de Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura, foram realizados os ensaios mecânicos de dureza Rockwell C, de tração e impacto Charpy. Ao considerar as propriedades mecânicas finais das amostras austemperadas, apenas os resultados encontrados para a transformação isotérmica a 330°C foram satisfatórios em nível semelhante às amostras temperadas e revenidas. Em termos de energia absorvida no ensaio de impacto, a austêmpera se mostrou ineficiente para as duas condições estabelecidas, devido à formação de uma estrutura não totalmente bainítica.

Palavras-chave: Aço AISI 4340. Microestrutura bainítica. Austêmpera,

#### ABSTRACT

Characterized by the presence of chromium, nickel and molybdenum in its composition, AISI 4340 steel is normally subjected to conventional quenching to promote the desired change in its microstructure. However, the high hardness and mechanical strength of the martensitic material are associated with the significant reduction in toughness and high level of internal stresses; therefore, tempering treatment is required subsequent to quenching. In this context, the present work aims to analyze the bainitic structure influence of the AISI 4340, from the austempering (under two different temperature conditions), for further comparison to the results obtained from two tempering conditions of the material previously quenched, especially in terms of ductility and toughness. In addition to microstructural characterization by Optical and Scanning Electron Microscopy, Rockwell C hardness, tensile and Charpy impact tests were performed. When considering the final mechanical properties of austempered samples, only the results found for isothermal transformation at 330°C were satisfactory at a level similar to quenched and tempered samples. In terms of energy absorbed in the impact test, austempering proved to be inefficient for the two conditions established due to the formation of a not entirely bainitic structure.

Keywords: AISI 4340 steel. Bainitic microstructure. Austempering.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Estrutura perlítica em um aço eutetóide, resfriado lentamente17
Figura 2 – Estrutura martensítica em uma liga Fe-1,8C, com ampliação de 500x18
Figura 3 – Representação dos mecanismos de formação da bainita
Figura 4 – Estrutura acicular da bainita superior no aço AISI 434019
Figura 5 – Estrutura da bainita inferior em um aço composto por 0,3% C e 4,0% Cr20
Figura 6 – Diagrama ITT do AISI 434021
Figura 7 – Diagrama CCT do AISI 434022
Figura 8 – Diagrama de equilíbrio Fe-Fe <sub>3</sub> C23
Figura 9 – Curva ITT genérica para a têmpera dos aços24
Figura 10 – Curva ITT genérica para o revenimento dos aços
Figura 11 – Curva tensão X deformação para temperaturas de revenimento distintas27
Figura 12 – Curva ITT genérica para a austêmpera dos aços
Figura 13 – Diagrama ITT para um aço ao carbono (0,76%C)31
Figura 14 – Microestrutura típica da martensita revenida32
Figura 15 – Microestrutura da martensita revenida X bainita em um aço 0,46%C 32
Figura 16 – Fluxograma dos procedimentos realizados neste trabalho
Figura 17 – Marcação do corte no material recebido (Ø 600 mm)
Figura 18 – Curvas de têmpera e revenimento dos blocos de prova
Figura 19 – Curvas de austêmpera dos blocos de prova37
Figura 20 – Sequência de lixas e direções do lixamento
Figura 21 – Dimensões (mm) do corpo de prova de tração41
Figura 22 – Corpos de prova de tração42
Figura 23 – Dimensões (mm) do corpo de prova de impacto
Figura 24 - Corpos de prova de impacto com entalhe em V44
Figura 25 – Microestutura do aço em estudo normalizado45
Figura 26 – Microestrutura do material na condição A46
Figura 27 – Microestrutura do material na condição B46
Figura 28 - Microestrutura do material na condição C47
Figura 29 – Microestrutura do material na condição D48
Figura 30 – Curva de temperabilidade para o aço AISI 434049
Figura 31 – Corpos de prova após o ensaio de tração50
Figura 32 – Curva força X deslocamento para os corpos de prova na condição A51
Figura 33 – Curva força X deslocamento para os corpos de prova na condição B51

Figura 34 – Curva força X deslocamento para o corpo de prova na condição C	52
Figura 35 – Curva força X deslocamento para os corpos de prova na condição D	52
Figura 36 – Superfície de fratura dos corpos de prova de tração	54
Figura 37 – Corpos de prova após o ensaio de impacto	55
Figura 38 – Superfície de fratura dos corpos de prova de impacto	56

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação dos aços segundo os sistemas SAE e AISI	15
Tabela 2 – Severidade da têmpera para diferentes meios e condições de agitação	25
Tabela 3 – Propriedades mecânicas de um arame de aço médio carbono	29
Tabela 4 – Propriedades mecânicas do AISI 4340 submetido à austêmpera	30
Tabela 5 – Composição química (%) do material estudado	35
Tabela 6 – Condições de têmpera e revenimento dos blocos de prova	36
Tabela 7 – Condições de austêmpera dos blocos de prova	
Tabela 8 – Dimensões e tolerâncias previstas na norma DIN EN ISO 6892-1: 2017.	41
Tabela 9 – Medidas de dureza Rockwell C	49
Tabela 10 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração	53
Tabela 11 – Resultados do ensaio de impacto	55

1	INTRODUÇÃO	11
2	OBJETIVOS	12
2.1	Objetivos gerais	12
2.2	Objetivos específicos	12
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1	Aços estruturais	13
3.1.1	Aços-carbono	13
3.1.2	Aços baixa liga	14
3.2	Principais microconstituintes dos aços baixa liga	16
3.2.1	Perlita	16
3.2.2	Martensita	17
3.2.3	Bainita	18
3.3	Diagramas TTT	20
3.4	Tratamentos térmicos	22
3.4.1	Têmpera	24
3.4.2	Revenimento	25
3.4.3	Austêmpera	27
3.5	Martensita revenida X bainita	28
3.5.1	Propriedades mecânicas	28
3.5.2	Tempo de processamento	30
3.5.3	Microestrutura	31
4	MATERIAL E MÉTODOS	33
4.1	Informações gerais	33
4.2	Material	34
4.2.1	Corte das amostras	34
4.2.2	Análise química	35
4.3	Tratamentos térmicos	35
4.3.1	Têmpera e revenimento	36
4.3.2	Austêmpera	37
4.4	Caracterização microestrutural	38
4.4.1	Micrografia	38
4.4.1.1	Preparação das amostras	38
4.4.2	Microscopia Eletrônica de Varredura	39

# SUMÁRIO

Ensaios mecânicos	40
Ensaio de dureza	40
Ensaio de tração	40
Confecção dos corpos de prova	40
Parâmetros do ensaio	42
Ensaio de impacto	43
Confecção dos corpos de prova	43
Parâmetros do ensaio	44
RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
Caracterização microestrutural	45
Ensaio de dureza	48
Ensaio de tração	50
Ensaio de Impacto	55
CONCLUSÕES	57
RÊNCIAS	58
	Ensaios mecânicos Ensaio de dureza Ensaio de tração Confecção dos corpos de prova Parâmetros do ensaio Confecção dos corpos de prova Confecção dos corpos de prova RESULTADOS E DISCUSSÃO Caracterização microestrutural Ensaio de dureza Ensaio de tração Ensaio de Impacto CONCLUSÕES RÊNCIAS

## 1 INTRODUÇÃO

De maneira geral, a eficiência dos aços baixa liga para a aplicação estrutural se deve à combinação adequada de resistência mecânica, soldabilidade e ductilidade. Em estruturas móveis, para a indústria de transporte de maneira geral; ou em estruturas fixas, para a engenharia civil, esses materiais proporcionam alta relação entre resistência e peso associada a baixos custos operacionais (SOUZA, 2008).

Neste aspecto, o aço AISI 4340, material de interesse neste trabalho, é um importante exemplo dentro da classificação de aços de alta resistência e baixa liga para fins estruturais. Caracterizado pela presença de cromo, níquel e molibdênio em sua composição, esse material é normalmente submetido ao tratamento térmico de têmpera para promover a alteração da sua estrutura e, consequentemente, obter propriedades características. No entanto, a elevada dureza e resistência mecânica proporcionada pela microestrutura martensítica são associadas à redução dos níveis de tenacidade (ANAZAWA *et al.*, 2012).

Em busca de uma melhor combinação entre essas propriedades, normalmente, realizase o tratamento de revenimento subsequente à têmpera. A necessidade de revenir peças temperadas também está relacionada ao elevado nível de tensões internas residuais envolvidas na formação da martensita, o que por sua vez pode desencadear o surgimento de trincas e empeno dessas peças se não houver o alívio das tensões (RANIERI, 2005). Neste contexto, outra possibilidade viável e promissora é a substituição ao tratamento de têmpera e revenimento convencional, pela austêmpera, por meio da qual se obtém a microestrutura bainítica em substituição parcial ou total à martensita (ABDALLA *et al.*, 2006; ABBASZADEH; SAGHAFIAN; KHEIRANDISH, 2012).

A bainita apresenta-se como um constituinte de amplo potencial no âmbito da pesquisa e desenvolvimento dos aços com aplicabilidade estrutural, proporcionando estruturas de alta resistência mecânica e dureza sem perda acentuada da tenacidade. Nas indústrias aeronáutica, aeroespacial e de energia nuclear, elementos estruturais compostos por AISI 4340 e fabricados com microestrutura composta, predominantemente, por bainita são submetidos a cargas elevadas, em severas condições de operação (SOUZA, 2008).

Diante das vantagens proporcionadas pela estrutura bainítica nos aços ligados, o presente trabalho avalia a influência dessa microestrutura sobre as propriedades mecânicas do aço AISI 4340 a partir do tratamento de austêmpera.

#### **2 OBJETIVOS**

#### 2.1 Objetivos gerais

Este estudo possui como objetivo analisar a influência da formação de microestrutura bainítica nas propriedades mecânicas do aço AISI 4340, bem como comparar os valores de resistência mecânica e ductilidade obtidos após o tratamento de austêmpera, cuja estrutura é predominantemente bainítica, com os resultados após o beneficiamento (têmpera e revenimento), cuja estrutura predominante é a martensita revenida.

#### 2.2 Objetivos específicos

- Avaliar a influência de diferentes temperaturas de transformação bainítica sobre o tipo de bainita formada;
- Analisar, qualitativamente, a influência de diferentes temperaturas de transformação bainítica sobre a dureza, resistência à tração e energia absorvida no ensaio de impacto do aço AISI 4340;
- Comparar os resultados de dureza, resistência à tração e energia absorvida no ensaio de impacto do aço em questão quando submetido aos tratamentos de austêmpera e beneficiamento.

## **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### 3.1 Aços estruturais

A extensa utilização dos aços como elementos estruturais pode ser observada em vários âmbitos da engenharia, seja como estrutura móvel, na indústria automobilística, ferroviária, naval e aeronáutica; ou como estrutura fixa de edifícios e pontes, na construção civil. Os aços ao carbono, também denominados aços-carbono, constituem uma parcela considerável do grupo de aços estruturais quando no estado laminado, sem a necessidade de realizar quaisquer tratamentos térmicos (SOUZA, 2008).

Segundo Chiaverini (2008), quando se exige uma maior razão resistência mecânica/peso associada à resistência à corrosão mais satisfatória, os aços baixa liga são empregados em maior escala. Sobretudo na indústria de transporte, em que os equipamentos, sob condições normais de serviço, são submetidos a esforços severos e repentinos. Nestes casos, a redução da resistência mecânica da estrutura em operação devido à corrosão pode ser fatal.

De forma geral, o destaque dos aços ao carbono e/ou baixa liga com aplicabilidade estrutural se deve à combinação adequada entre limite de escoamento, soldabilidade, tenacidade e alta ductilidade, que afeta diretamente a conformabilidade desses materiais durante o seu processamento (SOUZA, 2008).

#### 3.1.1 Aços-carbono

Os aços-carbono são típicas ligas de ferro e carbono, basicamente, contendo teores mínimos de outros elementos incorporados ao aço líquido durante a sua produção, tais como: silício, manganês, enxofre e fósforo, considerados elementos residuais (CHIAVERINI, 2008). De acordo com Souza (2008), a demanda de processos de fabricação relativamente simples e o baixo custo tornam vantajosa a aplicação desses aços que, em maior ou menor intensidade dependendo do teor de carbono presente em sua composição, atendem às propriedades mecânicas requeridas.

Por definição, para que os aços sejam considerados baixo carbono, o teor máximo de carbono em sua composição deve ser próximo a 0,25% e, por essa razão, esses materiais não são submetidos ao endurecimento por têmpera. Neste caso, o trabalho a frio associado às

operações de forjamento, laminação, estiramento ou trefilação é definitivo para a obtenção de propriedades mecânicas satisfatórias (CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010).

Os aços com valores intermediários de carbono, superiores a 0,25% e inferiores a 0,60%, são considerados médio carbono, enquanto os aços alto carbono apresentam teores superiores a 0,60%. Na prática, os aços alto carbono comerciais não excedem o valor de 1,00% e, em geral, são empregados no estado temperado e revenido. Quando comparados às primeiras categorias, os aços com alta concentração de carbono apresentam maiores resistência mecânica e dureza, porém, menor ductilidade (CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010).

#### 3.1.2 Aços baixa liga

Conforme a definição apresentada por Totten (2006), os aços baixa liga são assim denominados quando contêm, além do ferro e do carbono, elementos de liga em baixa concentração, adicionados intencionalmente (em até 5%) para atribuir características específicas aos aços; e/ou elementos residuais, presentes em percentuais acima dos considerados normais para os aços-carbono. Em geral, a presença de manganês em teores acima de 1,65%, cobre e silício acima de 0,60% faz com que esses elementos sejam considerados elementos de liga, e os aços são, então, classificados como aços ligados (de baixa, média ou alta liga).

Dentre as principais propriedades atribuídas aos aços com a adição de elementos de liga, destacam-se o aumento da dureza, da resistência mecânica e a uniformidade desta ao longo da seção de peças com grandes dimensões. De maneira geral, o ganho de resistência mecânica dos aços ligados em relação aos aços ao carbono se deve à formação de outros carbonetos além da cementita (Fe<sub>3</sub>C), contendo ferro e elementos de liga como cromo, molibdênio e vanádio; e ao aumento da dureza e da resistência da ferrita, mesmo antes de qualquer tratamento térmico, com a dissolução de silício, manganês e molibdênio nesta fase (CHIAVERINI, 2008).

Como citado anteriormente, a elevada resistência à corrosão atmosférica é outra importante característica a ser considerada nos aços baixa liga para fim estrutural. Neste aspecto, Totten (2006) descreve que, presentes em pequena concentração, os elementos cromo, níquel e cobre são responsáveis pela melhoria dessa propriedade em comparação aos aços-carbono comuns.

Além da simples subdivisão dos aços ligados em baixa, média ou alta liga, os sistemas de classificação empregados comercialmente são aqueles definidos pelo Instituto Americano de Ferro e Aço (*American Iron and Steel Institute – AISI*) e pela Sociedade de Engenheiros Automotivos (*Society of Automotive Engineers – SAE*). Na Tabela 1, os aços de baixo teor em liga são identificados e diferenciados entre si por meio de quatro algarismos, em que os dois primeiros correspondem aos principais elementos de liga, presentes em uma determinada faixa de concentração, e os dois últimos correspondem ao teor de carbono na liga em centésimos.

Designação				
AISI-SAE	Tipos de Aço			
10XX	Aços-carbono comuns			
11XX	Aços de usinagem fácil, com alto S			
12XX	Aços de usinagem fácil, com alto P e S			
15XX	Aços-Mn com manganês acima de 1%			
13XX	Aços-Mn com 1,75% de Mn médio			
40XX	Aços-Mo com 0,25% de Mo médio			
41XX	Aços-Cr-Mo com 0,4 a 1,1% de Cr e 0,08 a 0,35% de Mo			
43XX	Aços-Ni-Cr-Mo com 1,65 a 2% de Ni, 0,4 a 0,9% de Cr e 0,2 a 0,3% de Mo			
46XX	Aços-Ni-Mo com 0,7 a 2% de Ni e 0,15 a 0,3% de Mo			
47XX	Aços-Ni-Cr-Mo com 1,05% de Ni, 0,45% de Cr e 0,2% de Mo			
48XX	Aços-Ni-Cr-Mo com 3,25 a 3,75% de Ni e 0,2 a 0,3% de Mo			
51XX	Aços-Cr com 0,7 a 1,1% de Cr			
61XX	Aços-Cr-V com 0,6 ou 0,95% de Cr e 0,1 ou 0,15% de V mín.			
86XX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,2% de Mo			
87XX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,25% de Mo			
88XX	Aços-Ni-Cr-Mo com 0,55% de Ni, 0,5% de Cr e 0,3 a 0,4% de Mo			
9260	Aços-Si com 1,8 a 2,2% de Si			

Tabela 1 – Classificação dos aços segundo os sistemas SAE e AISI.

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 2008.

#### 3.2 Principais microconstituintes dos aços baixa liga

Como já se sabe, a estrutura dos materiais exerce grande influência sobre as propriedades finais de um determinado produto. No caso das ligas ferro-carbono, cada uma das microestruturas formadas apresenta características específicas que, em maior ou menor grau, serão responsáveis por atribuir propriedades mecânicas decisivas para a aplicabilidade desses materiais, sobretudo dos aços tratados termicamente (ANAZAWA *et al.*, 2012). Na prática, a microestrutura proveniente das transformações de fase pode ser composta de um ou mais constituintes, combinados entre si em variadas frações volumétricas (SOUZA, 2008).

Por definição, constituinte é a maneira com que uma ou mais fases se organizam no material, sendo facilmente identificado no microscópio devido à morfologia característica (SILVA; MEI, 2010). Ainda de acordo com Silva e Mei (2010), nos principais microconstituintes dos aços baixa liga a serem descritos nos itens 3.2.1 ao 3.2.3, as fases encontradas são:

- Ferrita: solução sólida de carbono em ferro alfa, cuja estrutura cristalina se dispõe na forma cúbica de corpo centrado (CCC);
- Cementita: carboneto de ferro (Fe<sub>3</sub>C) com alta dureza;
- Austenita: solução sólida de carbono em ferro gama, cuja estrutura cristalina se dispõe na forma cúbica de face centrada (CFC);
- Martensita: solução sólida supersaturada de carbono em ferro, cuja estrutura cristalina se dispõe na forma tetragonal de corpo centrado (TCC).

#### 3.2.1 Perlita

Segundo Krauss (2005), a perlita é caracterizada pela presença de lamelas paralelas e alternadamente espaçadas de cementita em uma matriz de ferrita, obtida a partir do resfriamento lento dos aços, inicialmente compostos pela fase austenita. Durante essa transformação de fase, na medida em que ocorrem os mecanismos de difusão e nucleação da cementita, fase rica em carbono quando comparada às demais, verifica-se a redução desse átomo nas regiões vizinhas, originando a ferrita (SILVA; MEI, 2010).

A micrografia apresentada na Figura 1 ilustra a estrutura da perlita em um aço eutetóide (0,77%C), composta por lamelas de cementita de diferentes orientações e espaçamentos (representada em preto) sobre uma matriz de ferrita (representada em branco).

20 μm

Figura 1 – Estrutura perlítica em um aço eutetóide, resfriado lentamente.

Fonte: COLPAERT, 2008.

## 3.2.2 Martensita

Atribui-se a denominação "martensita" tanto à fase, descrita anteriormente no item 3.2, quanto ao constituinte que a contém, obtido com o resfriamento brusco dos aços, incialmente a partir da austenita. Após o término da transformação martensítica, a fração do material que porventura permanecer na fase austenita a temperatura ambiente recebe o nome de austenita retida (SILVA; MEI, 2010).

Diferentemente do mecanismo envolvido na formação da perlita, a estrutura martensítica é resultante do cisalhamento dos planos cristalinos e, de maneira geral, apresenta-se sob a forma de agulhas, caracterizadas pelo formato estreito e longo e pela elevada dureza. Nos aços baixo carbono, devido ao baixo teor de carbono, essas agulhas apresentam pequena espessura, enquanto nos aços alto carbono, seu formato se assemelha ao de plaquetas, com maior espessura e maior dureza (SILVA; MEI, 2010).

Segundo Chiaverini (2008), as razões pelas quais a estrutura martensítica apresenta elevada dureza são: distorção da rede cristalina promovida pelo excesso de átomos de carbono, tensões internas e pequeno tamanho de grão. A micrografia apresentada na Figura 2 ilustra a microestrutura martensítica em uma liga Fe-1,8C, em que as regiões escuras correspondem à martensita e as regiões claras correspondem à austenita retida.



Figura 2 – Estrutura martensítica em uma liga Fe-1,8C, com ampliação de 500x.

(a) resfriada até -60°C e (b) resfriada até -100°C. Fonte: Adaptado de KRAUSS, 2005.

#### 3.2.3 Bainita

Segundo Krauss (2005), em geral, a estrutura da bainita é composta por ferrita e cementita não lamelar, cuja obtenção envolve taxas de resfriamento consideradas elevadas para a formação de perlita, mas insuficientes quando se considera a formação de martensita. Definida como microconstituinte intermediário entre perlita e martensita, a bainita é assim denominada devido à sequência de etapas de resfriamento e à associação entre mecanismos difusionais e adifusionais (deformação plástica) envolvidos na transformação (KRAUSS, 2005; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

De acordo com a morfologia apresentada em virtude da temperatura de transformação, a bainita pode ser subdividida em duas categorias principais: bainita superior (em altas temperaturas) e bainita inferior (em baixas temperaturas) (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). Caracterizada pelo formato acicular em ambos os casos, a diferença existente entre as duas categorias corresponde à distribuição dos carbonetos, como representado esquematicamente na Figura 3. Dependendo dos parâmetros de transformação e da composição química do aço, os carbonetos precipitados podem ser Fe<sub>3</sub>C (cementita) e/ou Fe<sub>2.4</sub>C (carboneto épsilon -  $\varepsilon$ ). (SILVA; MEI, 2010).



#### Figura 3 – Representação dos mecanismos de formação da bainita.

Fonte: Adaptado de BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017.

No que se refere às propriedades mecânicas, a precipitação dos carbonetos de maneira dispersa no interior das placas de ferrita promove o aumento da resistência mecânica da bainita inferior, em comparação à bainita superior, sem reduzir de forma acentuada a ductilidade do material (BADESHIA, 2001). As micrografias apresentadas na Figura 4 e Figura 5 ilustram a morfologia dos dois tipos principais de bainita.



Figura 4 – Estrutura acicular da bainita superior no aço AISI 4340.

Fonte: BHADESHIA, 2001.



Figura 5 – Estrutura da bainita inferior em um aço composto por 0,3% C e 4,0% Cr.

Fonte: BHADESHIA, 2001.

Para o completo entendimento acerca da transformação da estrutura austenítica em bainita, deve-se analisar os diagramas "transformação, tempo, temperatura", em que a influência da temperatura e do tempo de resfriamento na origem das diferentes microestruturas é evidenciada.

#### 3.3 Diagramas TTT

A partir dos diagramas "transformação, tempo, temperatura", ou simplesmente Diagramas TTT, é possível compreender o mecanismo de formação das microestruturas perlita, bainita e martensita, separadamente ou associadas entre si, em virtude da temperatura e dos tempos de início e término das transformações de fase (CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010).

Ainda segundo Callister Júnior e Rethwisch (2010), para a análise mais detalhada do tratamento térmico dos aços, esses diagramas são subdivididos em: curva ITT (*Isothermal Time Transformation*), referente às transformações envolvendo resfriamento isotérmico, e CCT (*Continuous Cooling Transformation*), referente às transformações por resfriamento contínuo.

Na Figura 6, são mostradas as possíveis alterações estruturais do aço AISI 4340, material de interesse neste estudo, durante o resfriamento a partir da fase austenita. As estruturas formadas são representadas por: A – austenita, F – ferrita, P – perlita, B – bainita e M – martensita.



#### Figura 6 – Diagrama ITT do AISI 4340.

\* A temperatura eutetoide equivale a 727°C. Fonte: Adaptado de CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010.

A Figura 7 apresenta a sobreposição das curvas de resfriamento previstas para o aço AISI 4340, demonstrando a influência das diferentes taxas adotadas no resfriamento contínuo sobre a microestrutura final obtida. Nota-se que, devido à alta temperabilidade desse material, é possível obter estrutura martensítica desde taxas de resfriamento mais altas, próximas a 8,3°C/s, até taxas consideravelmente baixas, próximas a 0,006°C/s. Observa-se ainda que a taxa de 8,3°C/s é destacada como taxa de resfriamento crítica para o início da transformação bainítica.



\* A temperatura eutetoide equivale a 727°C. Fonte: Adaptado de CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010.

#### 3.4 Tratamentos térmicos

Denomina-se tratamento térmico a sequência de operações de aquecimento e resfriamento aos quais os materiais metálicos são submetidos, sob condições específicas de velocidade, temperatura e meio de resfriamento, com o intuito de atribuir-lhes propriedades características. No caso dos aços, a alteração da estrutura com a realização de tratamentos térmicos se torna mais evidente com a presença de elementos de liga e/ou alto teor de carbono em sua composição (CHIAVERINI, 2008).

Em geral, para que ocorram as transformações desejadas na estrutura dos aços, os tratamentos térmicos convencionais são realizados a partir do aquecimento desses materiais até obter a fase austenita em sua totalidade (COLPAERT, 2008). Analisando o diagrama de equilíbrio Fe-Fe<sub>3</sub>C apresentado na Figura 8, é possível correlacionar o percentual de carbono em uma liga Fe-C e o intervalo de temperaturas em que a austenita ( $\gamma$ ) é obtida de maneira estável. Neste diagrama, também são representadas a fase líquida (L), a ferrita ( $\alpha$ ), a ferrita delta ( $\delta$ ) e a cementita (Fe<sub>3</sub>C).





Fonte: Adaptado de CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010.

De acordo com Callister Júnior e Rethwisch (2010), o gráfico apresentado acima possui como limitação a inexistência do fator tempo sobre as transformações de fase. Além disso, para a realização dos tratamentos térmicos em condições de aquecimento e resfriamento fora do equilíbrio, associado ao conhecimento acerca do Diagrama de equilíbrio Fe-FeC, deve-se considerar os Diagramas TTT (CHIAVERINI, 2008).

Tendo em vista o que foi abordado nos itens 3.3 e 3.4, entende-se que os tratamentos térmicos envolvem ampla possibilidade em termos de temperatura de aquecimento e resfriamento, bem como são diretamente influenciados pela velocidade de resfriamento adotada. Para a obtenção da microestrutura desejada nos aços médio e alto carbono, visando a melhor combinação entre as propriedades mecânicas de acordo com a aplicação, os tratamentos térmicos mais frequentemente realizados no âmbito industrial são: têmpera e

revenimento (SILVA; MEI, 2010). Realizados de maneira consecutiva, esses ciclos térmicos dão origem ao tratamento conhecido por beneficiamento.

#### 3.4.1 Têmpera

Denomina-se têmpera o tratamento térmico aplicado aos aços a fim de promover a formação da microestrutura martensítica, envolvendo mecanismos de deformação da rede cristalina que independem da difusão do carbono (DIETER, 1981). Segundo Totten (2006), a têmpera é composta, basicamente, por duas etapas: aquecimento do material para a completa obtenção da fase austenita, processo conhecido por austenitização; resfriamento até temperaturas abaixo do início da transformação martensítica em taxas relativamente elevadas, de modo a evitar a ocorrência dos mecanismos de transformação difusionais, tais como aqueles presentes na formação de perlita e bainita.

Nos Diagramas TTT, a temperatura de resfriamento necessária para o início da formação da martensita pode ser representada por M (como na Figura 7), Mi ou ainda Ms. De maneira ilustrativa, o resfriamento adotado na têmpera a partir de um aço no estado austenítico é apresentado na Figura 9.



Figura 9 – Curva ITT genérica para a têmpera dos aços.

Devido à necessidade de se estabelecer uma taxa de resfriamento suficientemente elevada para proporcionar a transformação martensítica, diferentes meios e condições de

Fonte: Adaptado de SILVA; MEI, 2010.

resfriamento podem ser empregados, dentre os quais, ar, água, óleo, polímero fundido ou salmoura, com ou sem agitação (TOTTEN, 2006).

Na Tabela 2, os meios de resfriamento tradicionais são classificados de acordo com a severidade (H) com que a têmpera é promovida, ou seja, de acordo com a velocidade de resfriamento proporcionada pelo meio em questão. A severidade dos meios é mensurada em relação à água sem agitação, cuja severidade da têmpera corresponde a 1,0.

Agitação	Ν	leios de resfriament	0
Agitação	Óleo	Água	Salmoura
Nenhuma	0,25 - 0,30	1,0	2,0
Suave	0,30 - 0,35	1,0 - 1,1	2,0-2,2
Moderada	0,35 - 0,40	1,2-1,3	_
Boa	0,40 - 050	1,4 - 1,5	_
Forte	0,50-0,80	1,6-2,0	_

Tabela 2 – Severidade da têmpera para diferentes meios e condições de agitação.

Fonte: Adaptado de TOTTEN, 2006.

A determinação do meio mais adequado para a têmpera de determinado aço, porém, depende da correlação entre três fatores: composição química, principalmente em relação ao teor de carbono, dimensões da peça a ser temperada e profundidade desejada para o endurecimento (ASM INTERNATIONAL, 1998).

#### 3.4.2 Revenimento

Caracterizado por ser um tratamento térmico subsequente à têmpera, o revenimento é realizado visando o alívio de tensões internas decorrentes da transformação martensítica, além do ajuste de dureza e tenacidade dos aços temperados. Visto que ambos os fatores (tensões residuais e dureza elevadas) estão associados à fragilidade desses materiais, seja pela susceptibilidade ao surgimento de trincas e rupturas, ou pela baixa resistência a choques mecânicos, respectivamente (CARDOSO, 2010).

O revenimento consiste, portanto, em aquecer o aço temperado, predominantemente composto por martensita e austenita retida, até uma determinada temperatura, inferior à necessária para a austenitização. Essa temperatura deve ser mantida por um tempo préestabelecido, proporcionando condições favoráveis à difusão do carbono e à precipitação de carbonetos a partir da austenita retida (TOTTEN, 2006). O ciclo de aquecimento e resfriamento característico do revenimento após a têmpera é apresentado na Figura 10.





Segundo Krauss (2014), as propriedades adquiridas pelos materiais revenidos são influenciadas não somente pela quantidade de austenita retida presente em sua estrutura, mas também pela temperatura de aquecimento empregada no revenimento. De forma geral, o aumento da temperatura de revenimento promove o aumento da tenacidade e em termos de microestrutura, reduz o aspecto acicular característico da martensita, ainda que essas alterações não ocorram de maneira uniforme (COLPAERT, 2008).

Como exemplo prático, na Figura 11 são apresentadas as curvas tensão X deformação de amostras do aço AISI 4340 revenidas em diferentes temperaturas por 1 hora. Observa-se a tendência de aumento do alongamento percentual e redução da tensão máxima suportada pelo material quando são aplicadas maiores temperaturas de revenimento.

Fonte: Adaptado de SILVA; MEI, 2010.



Figura 11 – Curva tensão X deformação para temperaturas de revenimento distintas.

Fonte: Adaptado de KRAUSS (2014).

#### 3.4.3 Austêmpera

Denomina-se austêmpera o tratamento térmico de caráter isotérmico aplicado aos aços com o objetivo de promover a formação da bainita como microestrutura predominante, seja de forma integral, ou associada à martensita, dependendo das propriedades finais requeridas. Neste contexto, a austêmpera consiste em aquecer o material até temperaturas acima do início da formação da austenita, de modo a promover a austenitização completa ou parcial e, posteriormente, resfriá-lo até determinada temperatura, mantida constante durante o tempo necessário para a transformação bainítica (EILISES *et al.*, 2008).

Ao final do tempo descrito, o resfriamento até a temperatura ambiente pode ser realizado em diferentes meios. Saeidi e Ekrami (2008) adotaram em seu estudo o ar e o óleo para o resfriamento da estrutura bainítica do aço AISI 4340, enquanto Anazawa *et al.* (2012) utilizou também a água.

Segundo Chiaverini (2008), o patamar isotérmico da austêmpera é usualmente obtido por meio de um banho salino, composto por nitratos de sódio e de potássio e, eventualmente, por nitreto de sódio. A Figura 12 apresenta o ciclo térmico característico desse tratamento para a formação completa de bainita em um aço genérico. Na curva em questão, o tipo de estrutura bainítica resultante não é abordado devido à indeterminação da temperatura em que é representada a transformação isotérmica.



Figura 12 – Curva ITT genérica para a austêmpera dos aços.

#### 3.5 Martensita revenida X bainita

#### 3.5.1 Propriedades mecânicas

Diante da limitação da martensita em relação à ductilidade e à tenacidade, os aços compostos predominantemente por bainita se destacam pela boa combinação entre essas propriedades e a elevada resistência mecânica, obtida sem ser necessário adotar outros tratamentos térmicos posteriores. A vantagem da estrutura bainítica se acentua quando são considerados os componentes estruturais, submetidos a solicitações por flexão e torção (COLPAERT, 1974).

Outra comparação abordada na literatura abrange a intensidade das tensões internas envolvidas na formação dessas estruturas, bem como sua influência sobre a qualidade do produto final. De acordo com Chiaverini (2008), as condições de resfriamento da austenita durante a têmpera resultam em tensões internas consideravelmente superiores em relação à austêmpera e, por consequência, o surgimento de distorções e possíveis rupturas se torna mais propício em peças temperadas. Nesse caso, o revenimento se torna essencial para amenizar as tensões internas e o seu prejuízo às propriedades mecânicas.

Fonte: Adaptado de SILVA; MEI, 2010.

Sendo assim, a austêmpera é apontada por diferentes autores (ABDALLA *et al.*, 2006; ABBASZADEH; SAGHAFIAN; KHEIRANDISH, 2012) como uma alternativa viável e promissora frente à necessidade de efetuar outro tratamento (revenimento) em aços temperados para mitigar os inconvenientes provenientes da têmpera. De modo comparativo, a Tabela 3 apresenta as propriedades obtidas após o beneficiamento e a austêmpera de um arame com seção de 5 mm, composto por um aço médio carbono (0,85%C). Foram consideradas as amostras que obtiveram o mesmo valor de dureza após os diferentes ciclos térmicos.

Pronriedades	Tratamentos térmicos		
Tropricuates	Têmpera + Revenimento	Austêmpera	
Limite de resistência (kg/ mm <sup>2</sup> )	183	180	
Limite de escoamento (kg/ mm <sup>2</sup> )	158	148	
Alongamento (% em 50 mm)	4,7	6,2	
Estricção (%)	28	44	
Resistência ao choque (kgm)	2,8	5,8	

Tabela 3 – Propriedades mecânicas de um arame de aço médio carbono.

Fonte: Adaptado de COLPAERT, 1974.

Observa-se a maior ductilidade do material austemperado em relação ao revenido (maiores percentuais de alongamento e estricção durante o ensaio de tração) e resultados relativamente próximos de resistência à tração e limite de escoamento. Ao avaliar a resistência ao choque de ambos, nota-se também a maior capacidade do aço austemperado em absorver energia durante o ensaio de impacto.

No entanto, a associação entre elevada resistência mecânica e elevada ductilidade do aço austemperado depende não somente da fração volumétrica de bainita, como também do tipo de estrutura bainítica formada. Na bainita superior, por exemplo, a precipitação de carbonetos entre as placas de ferrita e a microestrutura relativamente mais grosseira conduzem à menor resistência mecânica e ductilidade em comparação à bainita inferior, que, devido à presença de carbonetos dispersos no interior da ferrita, apresenta elevada resistência sem comprometer severamente a ductilidade (RANIERI, 2005).

Em seu estudo, Ranieri (2005) comparou os valores de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento para o aço AISI 4340, quando submetido a diferentes parâmetros de tempo e temperatura de austêmpera. Para as faixas de temperatura de 450°C e 350°C, ambas mantidas constantes por 30 minutos, a fração volumétrica de bainita formada foi de, respectivamente, 82,9% e 82,3%, como apresentado na Tabela 4.

Propriedodos	Condições de austêmpera		
Toprieuaues	450°C/ 1800s	350°C/ 1800s	
Fração volumétrica de bainita (%)	82,9	82,3	
Limite de resistência à tração (MPa)	1185,4	1347,8	
Limite de escoamento (MPa)	1127,1	1344,4	
Alongamento (%)	13,5	13,1	

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do AISI 4340 submetido à austêmpera.

Fonte: Adaptado de RANIERI, 2005.

Embora os percentuais de estrutura bainítica tenham sido similares, assim como os teores dos demais constituintes, nota-se a redução dos valores de resistência à tração e limite de escoamento com o aumento da temperatura de transformação isotérmica. Esse comportamento é justificado pela provável formação de bainita superior que, geralmente, ocorre em temperaturas acima de 350°C, enquanto sob temperaturas mais baixas a microestrutura formada corresponde à bainita inferior (RANIERI, 2005).

#### 3.5.2 Tempo de processamento

Se por um lado a martensita apresenta as desvantagens discutidas no item 3.5.1 devido aos mecanismos estruturais envolvidos na sua formação, por outro lado, a bainita pode apresentar grandes desvantagens nos âmbitos técnico e econômico no que diz respeito ao tempo de processamento. O tempo necessário para a formação da bainita nos aços ligados pode se estender por mais de 24 horas, quando são adotadas temperaturas isotérmicas relativamente mais altas (COLPAERT, 1974).

Considerando o aço estudado neste trabalho, por exemplo, a transformação de austenita em bainita em temperaturas próximas a 400°C irá se concretizar a partir de 27 horas e 47 minutos ( $10^5$  segundos), como pode ser observado na Figura 6 (item 3.3). Segundo o

mesmo autor, a desvantagem técnica da austêmpera para os aços ao carbono atribui-se ao ínicio da transformação bainítica, que pode ocorrer em tempos inferiores a 1 segundo para temperaturas acima de 450°C, resultando na transformação de parte da austenita em perlita. Como exemplo, o diagrama ITT para um aço 0,76%C é apresentado na Figura 13, no qual se observa o tempo inferior a 1 segundo para temperaturas acima de 480°C.



Figura 13 – Diagrama ITT para um aço ao carbono (0,76%C).

\* A temperatura eutetoide equivale a 727°C. Fonte: Adaptado de CALLISTER JÚNIOR; RETHWISCH, 2010.

## 3.5.3 Microestrutura

Em termos microestruturais, tanto a martensita revenida quanto a bainita apresentam morfologia acicular e as fases ferrita e cementita em sua composição. No entanto, os carbonetos presentes na martensita revenida se assemelham a partículas, devido à menor dimensão e maior espessura se comparados à estrutura bainítica, na qual os carbonetos são caracterizados pelo formato de plaquetas (ASM INTERNATIONAL, 2004).

A microestrutura típica da martensita revenida pode ser observada na Figura 14, em que os carbonetos dispersos são representados pela coloração branca. Para efeito comparativo, a Figura 15 apresenta imagens obtidas a partir do microscópio eletrônico de varredura para um aço composto por bainita e martensita revenida.



Figura 14 – Microestrutura típica da martensita revenida.

Fonte: ASM INTERNATIONAL, 2004.



Figura 15 – Microestrutura da martensita revenida X bainita em um aço 0,46%C.

MartensitaBainitaFonte: Adaptado de ASTM INTERNATIONAL, 2004.

## **4 MATERIAL E MÉTODOS**

#### 4.1 Informações gerais

O material estudado é o aço AISI 4340, caracterizado pela presença dos elementos de liga cromo, níquel e molibdênio em sua composição. O material em questão foi doado pela empresa Açoforja – Indústria de Forjados S.A. no estado forjado e após o tratamento de normalização. Os procedimentos realizados neste estudo estão esquematizados na Figura 16.

Figura 16 – Fluxograma dos procedimentos realizados neste trabalho.



Fonte: Próprio autor.

#### 4.2 Material

O material de interesse neste estudo refere-se à uma barra em aço AISI 4340 (diâmetro: 600 mm), conformada a quente pelo processo de forjamento em matriz aberta e, posteriormente, normalizada. Após o forjamento, a redução de área obtida em relação às dimensões da matéria-prima de origem (lingote fundido) foi de 3,39:1.

Vale ressaltar que o tratamento de normalização a 890°C por 12 horas e 10 minutos foi realizado pela empresa com o objetivo de reduzir o tamanho de grão e homogeneizar a microestrutura do material, previamente forjado. Para a determinação do tempo mínimo a ser adotado no patamar de normalização, considerou-se 30 minutos para cada 25 mm de diâmetro da barra a ser tratada inicialmente.

#### 4.2.1 Corte das amostras

A partir do material recebido, quatro blocos retangulares foram cortadas em serra de fita, no sentido transversal em relação ao sentido de forjamento, com dimensões aproximadas de 100 mm x 100 mm x 210 mm (altura x largura x comprimento). A região do corte pode ser observada na Figura 17.



Figura 17 – Marcação do corte no material recebido (Ø 600 mm)

Fonte: Próprio autor.

#### 4.2.2 Análise química

A determinação da composição química do material em estudo foi realizada por meio do Espectrômetro de Emissão Óptica SpectroSul (modelo SPECTROMAXx). A amostra foi preparada, anteriormente, utilizando lixas #80 a fim de remover a camada de oxidação e obter uma superfície plana para a análise.

Após a realização de três análises, os percentuais médios obtidos para os principais elementos químicos foram comparados aos limites superior e inferior especificados pelo fornecedor da matéria-prima, em referência à composição química normatizada para o aço AISI 4340. Os dados em questão foram reunidos na Tabela 5, a seguir.

%	С	Mn	Si	Cr	Ni	Мо
Mínimo	0,380	0,600	0,180	0,700	1,650	0,200
Máximo	0,430	0,800	0,320	0,900	2,000	0,300
Obtido	0.407	0.674	0.283	0.800	1.664	0.208
0/0	<b>P</b>	S	<b>Δ1</b>	Cu	V	Ti
70	Ĩ	b	1 11	Cu	•	11
Mínimo	-	-	0,02	-	-	-
Máximo	0,025	0,025	0,04	0,25	0,010	0,050
Obtido	0,018	0,002	0,033	0,105	0,005	0,007

Tabela 5 – Composição química (%) do material estudado.

Fonte: Próprio autor.

#### 4.3 Tratamentos térmicos

Devido ao interesse deste estudo em se obter, em diferentes situações, a predominância das estruturas bainítica e martensítica no aço AISI 4340, os tratamentos térmicos de beneficiamento (têmpera e revenimento) e austêmpera foram realizados sob diferentes parâmetros de tempo e temperatura. As condições de aquecimento e resfriamento das amostras são descritas de maneira detalhada nos itens a seguir.

Para efeito comparativo, dois blocos de prova foram submetidos à têmpera, sob o mesmo ciclo térmico e meio de resfriamento, sendo diferenciados entre si pelas temperaturas adotadas no revenimento, conforme apresentado na Tabela 6. Vale ressaltar que a temperatura de austenitização foi determinada com base no diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C (item 3.4), considerando o percentual de carbono do aço em estudo (0,407%) e os parâmetros de revenimento (tempo e temperatura) foram definidos de acordo com as práticas usuais da empresa.

	Têmper	a	Revenimento		
Condição	Temperatura/tempo	Meio de	Temperatura/tempo	Meio de	
	de aquecimento	resfriamento	de aquecimento	resfriamento	
Α	850°C/ 30 minutos	Óleo	580°C/ 240 minutos	Ar	
В	850°C/ 30 minutos	Óleo	620°C/ 240 minutos	Ar	

Tabela 6 – Condições de têmpera e revenimento dos blocos de prova.

Fonte: Próprio autor.

De maneira ilustrativa, os ciclos térmicos descritos na tabela acima são representados na Figura 18.





Fonte: Próprio autor.

Os dois blocos de prova restantes foram submetidos à austêmpera em banho salino, cuja temperatura de fusão do sal utilizado é 140°C. Para o patamar isotérmico, foram estabelecidas temperaturas de transformação distintas a partir do diagrama ITT característico desse material (ver item 3.3), visando a completa transformação bainítica em um tempo viável de implementação. Os parâmetros determinados são apresentados na Tabela 7.

Condição	Temperatura/tempo deTransformaçãoaquecimentoisotérmica		Meio de resfriamento
С	850°C/ 30 minutos	330°C/ 167 minutos	Óleo
D	850°C/ 30 minutos	390°C/ 167 minutos	Óleo

Tabela 7 – Condições de austêmpera dos blocos de prova.

Fonte: Próprio autor.

De acordo com as temperaturas de transformação isotérmicas estabelecidas, espera-se obter as seguintes estruturas bainíticas: bainita inferior, para a condição C; e bainita superior, para a condição D. De maneira ilustrativa, os ciclos térmicos descritos na tabela acima são representados na Figura 19.





Fonte: Próprio autor.

#### 4.4 Caracterização microestrutural

Com o objetivo de identificar as fases e os constituintes formados no aço AISI 4340 sob os diferentes parâmetros de tratamento térmico em estudo, bem como correlacionar as microestruturas resultantes com as propriedades mecânicas, a caracterização microestrutural do material tratado foi subdividida nas técnicas de Microscopia Óptica (MO), adotada no ensaio de micrografia, e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Para efeito comparativo, o material nas condições em que foi recebido (forjado e normalizado) também foi submetido à análise por Microscopia Eletrônica de Varredura.

Para as análises, as amostras foram cortadas em serra de fita com área da seção transversal de, aproximadamente, 200 mm<sup>2</sup>, no sentido longitudinal de cada bloco, de modo a preservar o sentido transversal em relação ao sentido de forjamento.

#### 4.4.1 Micrografia

As amostras para o ensaio de micrografia foram preparadas com base nos procedimentos descritos na norma ASTM E3-11 e analisadas quanto à homogeneidade e morfologia das estruturas. O equipamento utilizado foi o Microscópio Óptico Fortel (modelo IM-713), acoplado a um sistema de digitalização, e a ampliação empregada foi de 400 vezes.

#### 4.4.1.1 Preparação das amostras

A fim de facilitar o manuseio das amostras previamente cortadas durante as etapas de lixamento/ polimento, ataque químico e análise no microscópio, a primeira etapa de preparação realizada neste estudo corresponde ao embutimento. Adotou-se a resina fenol-formaldeído, comercialmente conhecida como Baquelite, para o embutimento a quente. Por meio da prensa de embutimento Arotec (modelo PRE 30MI), esse processo foi realizado a 170°C por 3 minutos para cada amostra.

Com as amostras devidamente fixas na resina, realizou-se a preparação da superfície metálica em lixadeiras rotativas com lixas de #120, #240, #320, #400 e #600, de maneira sequencial e alternada (em ângulos de 90°) em relação à direção do lixamento, conforme esquematizado na Figura 20. Com o auxílio de uma pisseta, o fluido lubrificante e refrigerante (neste caso, água) foi direcionado à superfície das lixas de modo intermitente durante toda a operação de lixamento.



Fonte: Adaptado de ROHDE, 2010.

De maneira semelhante em termos de sequenciamento, as amostras foram, posteriormente, submetidas ao polimento. O abrasivo utilizado nesta etapa de preparação foi a pasta de diamante com granulometrias de 9µm e 3µm, respectivamente. Por meio de uma pisseta, o fluido lubrificante e refrigerante (neste caso, álcool etílico diluído em água destilada) foi direcionado à superfície dos discos em pequenas quantidades durante a operação de polimento.

Finalizada a etapa de polimento, todas as amostras foram submetidas ao ataque químico com Nital 3%, durante 10 segundos. Posteriormente, as amostras foram lavadas com álcool etílico, secas por meio de um secador e, logo após, analisadas ao microscópio óptico.

#### 4.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise por Microscopia Eletrônica de Varredura foi realizada de modo a caracterizar o material nas condições em que foi recebido e após a realização dos tratamentos térmicos, quanto ao formato das estruturas e distribuição dos carbonetos. As amostras foram analisadas por meio do Microscópio Eletrônico de Varredura Shimadzu (modelo SSX 550), equipado com um detector de elétrons secundários e a ampliação adotada foi de 2000 vezes.

Vale ressaltar que a superfície das amostras foi devidamente preparada anteriormente, de maneira semelhante ao método descrito para o ensaio de micrografia em termos de lixamento, polimento e ataque químico. Por fim, as superfícies foram submetidas à metalização com ouro, visando uma melhor resolução das imagens com grande ampliação.

#### 4.5 Ensaios mecânicos

Tendo em vista a determinação do comportamento mecânico apresentado pelo aço AISI 4340 quando submetido aos tratamentos de austêmpera e têmpera e revenimento, para efeito comparativo, foram executados o ensaio de dureza Rockwell C e os ensaios de tração e impacto Charpy. A metodologia adotada nesses ensaios é descrita nos tópicos a seguir.

#### 4.5.1 Ensaio de dureza

O método Rocwell C foi selecionado para o ensaio de dureza dos seis blocos de prova, conforme norma ASTM E18-19. Seis medições foram realizadas para cada amostra no durômetro de bancada IGV (modelo RM 401/A), sob a força de 150 kgf e indentador cônico de diamante. As amostras foram preparadas previamente, utilizando lixas #80 e #100 a fim de remover a camada de oxidação e obter uma superfície plana para análise.

#### 4.5.2 Ensaio de tração

De acordo com a metodologia descrita na norma DIN EN ISO 6892-1:2017, adotou-se no presente estudo o ensaio de tração a temperatura ambiente (25,7°C), executado na Máquina Universal de Ensaios Kratos (modelo MTL-001 UVT 20tf). O ensaio em questão foi realizado em um único corpo de prova para as condições de tratamento C e D, devido à dificuldade em realizar o corte plano dos blocos em questão, e em duplicata para as condições A e B.

## 4.5.2.1 Confecção dos corpos de prova

Após o corte inicial dos blocos tratados referente à <sup>1</sup>/<sub>4</sub> da espessura (25 mm), pequenas chapas nas dimensões aproximadas de 25 mm x 25 mm x 150 mm (altura x largura x comprimento) foram cortadas em serra de fita a partir da região central dos blocos. Os corpos de prova, então, foram usinados no torno convencional até obter o formato cilíndrico representado na Figura 21.

Figura 21 - Dimensões (mm) do corpo de prova de tração.



Fonte: Próprio autor.

As dimensões representadas por A, B e C na figura anterior são regulamentadas pela norma DIN EN ISO 6892-1:2017 de acordo com o formato da seção transversal. Para os corpos de prova considerados proporcionais (padrão) e com seção transversal circular, as possíveis dimensões são apresentadas na Tabela 8. Neste estudo, as medidas adotadas referem-se ao modelo III.

	Dimensões (mm)					
Identificação	Ι	II	III	IV		
A (mínimo)	110	77	55 <sup>a</sup>	110		
В	100	70	50	25		
С	20	14	10	5		

Tabela 8 – Dimensões e tolerâncias previstas na norma DIN EN ISO 6892-1: 2017.

<sup>a</sup> Refere-se ao comprimento mínimo de A. No estudo, o valor real empregado foi de 60 mm. Fonte: Adaptado de DIN EN ISO 6892-1, 2017.

Os seis corpos de prova de tração confeccionados com as dimensões descritas estão reunidos na Figura 22, de acordo com as condições de tratamento térmico estudadas. Os corpos de prova identificados por A e B correspondem ao material submetido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, e os identificados por C e D referem-se ao material austemperado.



Figura 22 – Corpos de prova de tração.

(A): Têmpera e revenimento a 580°C; (B): Têmpera e revenimento a 620°C;
(C): Austêmpera a 330°C; (D): Austêmpera a 390°C.
Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2.2 Parâmetros do ensaio

Após a verificação dimensional dos corpos de prova com paquímetro digital para atendimento às dimensões estabelecidas na norma de referência, iniciou-se a configuração dos parâmetros na Máquina Universal de Ensaios, cuja célula de carga possui capacidade de 20000 kgf.

A velocidade do ensaio foi ajustada para o valor de 6 N/mm<sup>2</sup>/s e os dados relativos ao diâmetro inicial da seção C e ao comprimento inicial da região útil (B) foram inseridos no software Kratos. Finalizados os ajustes, cada corpo de prova foi posicionado no equipamento juntamente ao extensômetro e o ensaio foi, então, executado com uma pré-carga de 200 N.

Ao final do ensaio, o diâmetro final da seção C e o comprimento final da região útil foram aferidos e os valores obtidos foram inseridos no Kratos. Dessa forma, o software é capaz de calcular os valores correspondentes às propriedades obtidas no ensaio de tração: limite de resistência à tração (LR), limite de escoamento (LE), redução de área (RA), alongamento (A) e relação LE/LR, apresentando-os de forma completa ao usuário.

#### 4.5.3 Ensaio de impacto

De acordo com a metodologia descrita nas normas ASTM A370-18 e ASTM E23-18, adotou-se no presente estudo o ensaio de impacto do tipo Charpy, executado à temperatura ambiente (23°C) no Pêndulo Mecânico Jinant Time. O ensaio em questão foi realizado em triplicata para cada condição de tratamento térmico proposta, totalizando doze corpos de prova de impacto.

#### 4.5.3.1 Confecção dos corpos de prova

A partir dos blocos tratados, os corpos de prova para o ensaio de impacto foram cortados em serra de fita nas dimensões aproximadas de 15 mm x 15 mm x 55 mm (altura x largura x comprimento) e, então, usinados na fresa planetária até obter seção transversal com 10 mm x 10 mm, aproximadamente.

Para a confecção do entalhe tipo V, representado em detalhe na Figura 23, foi utilizada a Brochadeira Vertical Nargesa para entalhe Charpy (modelo BM25). Vale ressaltar que todos os corpos de prova de impacto também foram confeccionados a partir da região central de cada bloco.



Figura 23 – Dimensões (mm) do corpo de prova de impacto.

Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova de impacto confeccionados estão reunidos na Figura 24 de acordo com a condição de tratamento térmico.



Figura 24 - Corpos de prova de impacto com entalhe em V.

(A): Têmpera e revenimento a 580°C; (B): Têmpera e revenimento a 620°C;
(C): Austêmpera a 330°C; (D): Austêmpera a 390°C.
Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.3.2 Parâmetros do ensaio

Antes de iniciar a configuração dos parâmetros no Pêndulo Mecânico, os corpos de prova foram verificados em relação às dimensões estabelecidas nas normas de referência por meio do paquímetro digital. Após a conferência das dimensões, os corpos de prova foram posicionados adequadamente no equipamento, o ponteiro foi ajustado para a posição zero e o ensaio, então, foi iniciado.

Ao final do ensaio, a energia absorvida pelo material no momento da ruptura foi determinada pelo ponteiro indicador do equipamento, cuja unidade de medição é o Joule, e o valor foi apresentado pelo software JBW.

#### **5 RESULTADOS E DISCUSSÃO**

#### 5.1 Caracterização microestrutural

No que se refere à microestrutura do aço AISI 4340 utilizado neste estudo, previamente forjado e normalizado, as estruturas evidenciadas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (Figura 25) são: ferrita ( $\alpha$ ) e perlita (P).



Figura 25 – Microestutura do aço em estudo normalizado.

Observa-se ainda que o tratamento de normalização foi suficiente para homogeneizar a microestrutura do material previamente forjado, de modo a minimizar a influência do sentido de deformação aplicada no forjamento sobre as propriedades a serem obtidas após a realização dos tratamentos térmicos subsequentes.

Para as microestruturas de interesse neste estudo, obtidas após os tratamentos de têmpera e revenimento e austêmpera, as imagens geradas por meio de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram reunidas em uma única figura para cada condição avaliada. As imagens correspondentes à amostra na condição A (têmpera e revenimento a 580°C) são exibidas na Figura 26.

Fonte: Próprio autor.



Figura 26 – Microestrutura do material na condição A.

(a) MO; (b) MEV. Fonte: Próprio autor.

Em ambas as imagens, observa-se a morfologia acicular característica da martensita revenida. No entanto, essa estrutura se apresenta um pouco mais "difusa" na imagem de MO em comparação à estrutura martensítica típica do AISI 4340 apenas temperado, tendo em vista que os contornos não estão muito bem definidos para a amostra avaliada. Devido à maior ampliação adotada na imagem de MEV, verifica-se ainda a presença de carbonetos (predominantemente, Fe<sub>3</sub>C) que, associados ao formato de agulhas, corroboram para a identificação da martensita revenida (ASM INTERNATIONAL, 2004).

Na Figura 27, são mostradas as imagens referentes à amostra na condição B (têmpera e revenimento a 620°C).



Figura 27 – Microestrutura do material na condição B.

(a) MO; (b) MEV. Fonte: Próprio autor.

A microestrutura observada por MO para a amostra na condição B possui grande similaridade com a verificada na condição A em termos de morfologia e definição dos contornos das agulhas que compõem a martensita revenida. Ao comparar as imagens de MEV das duas amostras, nota-se a presença de carbonetos em maior quantidade e, aparentemente, em maiores dimensões na amostra B. De acordo com a ASM INTERNATIONAL (2004), maiores temperaturas de revenimento proporcionam maior mobilidade aos átomos de carbono na estrutura martensítica e, portanto, são formadas maiores partículas de carbonetos.

Em relação às amostras austemperadas, a primeira microestrutura a ser apresentada na Figura 28 refere-se à amostra na condição C (austêmpera a 330°C). As regiões identificadas por MA e B na imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura correspondem ao constituinte martensita-austenita retida e à bainita, respectivamente.



Figura 28 - Microestrutura do material na condição C.

(a) MO; (b) MEV.Fonte: Próprio autor.

Em termos de morfologia, a estrutura bainítica visualizada por MO na amostra C não apresentou diferença expressiva em relação à martensita revenida identificada para as duas primeiras condições, considerando a ampliação adotada. Dessa forma, a formação de bainita foi evidenciada de maneira mais eficaz na imagem de MEV, a partir da qual também foi possível identificar a presença do constituinte MA (martensita associada à austenita retida), como evidência para a transformação bainítica incompleta na amostra avaliada.

Por outro lado, mesmo com a maior ampliação proporcionada pelo MEV, ainda não foi possível visualizar a maneira com que os carbonetos se dispersaram na estrutura de modo a caracterizá-la como bainita superior ou inferior.

Na Figura 29, são mostradas as imagens referentes à amostra na condição D (austêmpera a 390°C).



Figura 29 - Microestrutura do material na condição D.

a) MO; (b) MEV.Fonte: Próprio autor.

Novamente observa-se o formato acicular da bainita e a formação de martensita associada à austenita retida na imagem de MEV, como evidência para a austêmpera incompleta na amostra avaliada. Semelhante ao que ocorreu para a condição anterior, não foi possível identificar o tipo de bainita formada na amostra D, uma vez que as ampliações adotadas na caracterização microestrutural foram insuficientes para a visualização dos carbonetos presentes na estrutura bainítica.

A partir da imagem de MEV, observa-se também a maior espessura das placas de bainita em relação à amostra C, proporcionada pelo aumento da temperatura de transformação isotérmica praticada. Em termos do constituinte MA, porém, não foi verificada alteração expressiva entre as duas amostras austemperadas.

#### 5.2 Ensaio de dureza

Os resultados de dureza Rockwell C obtidos de acordo com a condição de tratamento térmico foram registrados na Tabela 9. Os valores calculados para a média e o desvio padrão das seis medições realizadas para cada amostra também são apresentados.

Condição	Dureza (HRC)						Média	Desvio
Α	25	25	26	28	22	25	25	1,77
В	15	16	20	17	18	16	17	1,63
С	32	31	32	35	30	31	32	1,57
D	28	29	27	31	27	27	28	1,46

Tabela 9 – Medidas de dureza Rockwell C.

Fonte: Próprio autor.

Inicialmente, considerando apenas as condições em que foi realizado o tratamento de beneficiamento, observa-se que o valor médio de dureza das amostras A e B foram consideravelmente baixos. Valores inferiores a 20 HRC, como o obtido para a condição B, são indesejáveis para os produtos de AISI 4340. Dessa forma, essa condição foi considerada apenas para efeito comparativo entre os tratamentos térmicos.

Esse comportamento pode ser justificado pela influência de três fatores sobre a estrutura martensítica: tempo e temperatura de revenimento elevados e dimensões relativamente elevadas dos blocos tratados. Com base no catálogo de produtos da empresa GGD Metals (2015), a variação da dureza Rockwell C do AISI 4340 de acordo a profundidade temperada, é mostrada na Figura 30. Para a condição de revenimento avaliada pela empresa em questão, por exemplo, é possível observar que a dureza reduziu de, aproximadamente, 58 HRC (superfície -0 mm) para 50 HRC, na profundidade correspondente ao centro dos blocos utilizados neste estudo (50 mm).





Fonte: GGD METALS, 2015.

Dessa forma, apesar da alta temperabilidade do aço estudado, é provável que a velocidade com que o interior do material foi resfriado, região a partir da qual os corpos de prova foram confeccionados, tenha sido consideravelmente inferior à velocidade de resfriamento da superfície, devido à elevada espessura (100 mm) dos blocos de prova. Por consequência, a dureza da martensita mesmo antes do revenimento, provavelmente, não foi alta o suficiente.

Nota-se que os maiores valores de dureza obtidos referem-se às amostras austemperadas, C e D. Segundo Bhadeshia (2001), a área de fronteira entre as placas de ferrita formada por carbonetos constitui uma barreira para a movimentação das discordâncias. No entanto, com o aumento da estrutura bainítica na condição D (Figura 29) e provável formação de maiores placas de ferrita, essa barreira se torna menor, resultando em menores dureza e resistência mecânica para a amostra avaliada.

#### 5.3 Ensaio de tração

Ao final do ensaio de tração, os corpos de prova foram fotografados no sentido longitudinal a fim de ilustrar a região no comprimento em que ocorreu a ruptura. As imagens capturadas são apresentadas na Figura 31.



Figura 31 – Corpos de prova após o ensaio de tração.

(A): Têmpera e revenimento a 580°C; (B): Têmpera e revenimento a 620°C;
(C): Austêmpera a 330°C; (D): Austêmpera a 390°C.
Fonte: Próprio autor.

As curvas força X deslocamento da célula de carga obtidas pelo software Kratos para as condições A e B são apresentadas a seguir na Figura 32 e Figura 33, respectivamente.



Figura 32 – Curva força X deslocamento para os corpos de prova na condição A.

1

Figura 33 – Curva força X deslocamento para os corpos de prova na condição B.



Fonte: Próprio autor.

Os resultados obtidos para as condições C e D são apresentados na Figura 34 e Figura 35, respectivamente.



Figura 34 – Curva força X deslocamento para o corpo de prova na condição C.

Figura 35 – Curva força X deslocamento para os corpos de prova na condição D.



Fonte: Próprio autor.

Para efeito comparativo, as propriedades mecânicas calculadas pelo software Kratos foram reunidas na Tabela 10. Nos casos em que o ensaio de tração foi realizado em duplicata (A e B), os resultados contidos na tabela correspondem ao valor médio.

Condição	LR (MPa)	LE (MPa)	LE/LR	A (%)	<b>RA (%)</b>
Α	935,59	795,13	0,85	17,19	51,64
В	769,48	615,96	0,80	20,41	52,29
С	1105,6	842,2	0,76	10,76	43,41
D	1066,2	766,80	0,70	7,60	28,44

Tabela 10 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

Fonte: Próprio autor.

Comparativamente, em temos de limite de resistência à tração (LR) e limite de escoamento (LE), a redução da resistência mecânica observada para as amostras submetidas à maior temperatura de revenimento (B) e à maior temperatura de transformação bainítica (D) pode ser justificada pelas mudanças morfológicas observadas para a martensita revenida e a bainita no item 5.1. Ainda que a amostra B tenha apresentado resultados inferiores dessas propriedades em relação à outra amostra temperada e revenida (A), os valores de alongamento (A%) e redução de área (RA%) foram os maiores dentre todos os resultados obtidos, o que demonstra a elevada ductilidade do material nesta condição.

De maneira geral, os maiores valores de alongamento e redução de área foram alcançados pelas amostras A e B, devido à realização do tratamento de revenimento sob temperaturas e tempo elevados. Porém, a maior resistência mecânica dentre todos os corpos de prova ensaiados (maiores valores de LR e LE) foi evidenciada para a amostra austemperada na condição C. Nesta condição, o percentual de redução de área também se manteve relativamente elevado, demonstrando certa ductilidade para o material avaliado.

A fim de caracterizar visualmente o comportamento do material no momento da fratura em termos de fratura frágil ou dúctil, as superfícies de ruptura dos corpos de prova de tração foram fotografas e as imagens foram reunidas na Figura 36.



Figura 36 - Superfície de fratura dos corpos de prova de tração.

(A): Têmpera e revenimento a 580°C; (B): Têmpera e revenimento a 620°C;
(C): Austêmpera a 330°C; (D): Austêmpera a 390°C.
Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, a maior fragilidade dos materiais austemperados comprovadas pelas imagens acima, pode ser justificada pelo tempo de permanência adotado na temperatura transformação isotérmica (2 horas e 47 minutos), que demonstrou ser insuficiente para a formação completa de bainita na microestrutura do AISI 4340 nas dimensões relativamente elevadas consideradas neste estudo (100 mm x 100 mm x 210 mm), de tal maneira que o centro do material, ainda austenítico, foi submetido à têmpera no momento do resfriamento final em óleo. A estrutura martensítica formada, por sua vez, não foi submetida ao tratamento de revenimento, fragilizando o material.

O aspecto observado para cada condição de tratamento térmico confirma as análises realizadas a partir das propriedades da Tabela 10 e são compatíveis com o típico comportamento dúctil, em que a deformação plástica ocorre em maior escala, podendo apresentar formato cônico, enquanto o comportamento frágil é caracterizado pelo formato retilíneo (ASM INTERNATIONAL, 1996).

#### 5.4 Ensaio de Impacto

Ao final do ensaio de impacto, os corpos de prova foram fotografados no sentido longitudinal a fim de evidenciar a ruptura promovida pelo cutelo na região do entalhe. As imagens capturadas são apresentadas na Figura 37.



Figura 37 - Corpos de prova após o ensaio de impacto.

(A): Têmpera e revenimento a 580°C; (B): Têmpera e revenimento a 620°C;
(C): Austêmpera a 330°C; (D): Austêmpera a 390°C.
Fonte: Próprio autor.

Para efeito comparativo, os resultados obtidos para cada condição foram reunidos na Tabela 11.

Condição	Energi	a absorvida	Média	Desvio	
Α	84,0	88,7	73,1	81,9	8,00
В	109,4	109,7	107,0	108,7	1,48
С	18,0	18,2	18,0	18,1	0,12
D	10,6	8,3	8,2	9,0	1,36

Tabela 11 - Resultados do ensaio de impacto.

Fonte: Próprio autor.

A maior fragilidade do material austemperado nas duas condições (C e D), evidenciada para o ensaio de tração, também pode ser observada em termos de energia absorvida no ensaio de impacto, a partir dos valores contidos na Tabela 11. Diferentemente do esperado, as energias absorvidas para o material em ambas as condições de austêmpera foram consideravelmente baixas em relação ao material temperado e revenido, ainda que o tempo e a temperatura de revenimento tenham sido elevados. Ao comparar os melhores resultados para cada tipo de tratamento térmico, referentes às condições B e C, a energia absorvida média variou em, aproximadamente, 83%.

O comportamento frágil das amostras austemperadas no ensaio de impacto baseia-se nos mesmos fundamentos discutidos para o ensaio de tração, cuja principal razão consiste na formação de estrutura martensítica não revenida por consequência do tempo insuficiente para a completa transformação bainítica. Esse comportamento também pode ser verificado visualmente, a partir da análise das superfícies de fratura por impacto (Figura 38), de forma semelhante ao que ocorreu para os corpos de prova de tração: fratura de caráter frágil para as condições C e D, sendo a fragilidade da amostra D maior que a da amostra C, e caráter tipicamente dúctil para A e B.



Figura 38 – Superfície de fratura dos corpos de prova de impacto.

(A): Têmpera e revenimento a 580°C; (B): Têmpera e revenimento a 620°C;
(C): Austêmpera a 330°C; (D): Austêmpera a 390°C.
Fonte: Próprio autor.

### 6 CONCLUSÕES

No que diz respeito à caracterização microestrutural das amostras de AISI 4340 austemperadas (C e D), as imagens geradas por Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura não proporcionaram ampliação suficiente para evidenciar a dispersão dos carbonetos ao longo da estrutura bainítica. Por consequência, não foi possível diferenciar o tipo de bainita formada sob as diferentes temperaturas de transformação isotérmica (330°C e 390°C).

Ao considerar as propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para as condições de austêmpera, apenas os resultados da amostra C (transformação bainítica a 330°C) foram satisfatórios, de modo competitivo aos valores obtidos para as amostras submetidas aos tratamentos de têmpera e revenimento convencionais (A e B), visando à aplicação deste material como elemento estrutural.

Ao considerar o ensaio de impacto, a austêmpera se mostrou ineficiente nas duas condições estabelecidas, tendo em vista que a microestrutura obtida compõe-se por bainita associada ao constituinte martensita-austenita retida. Acredita-se que uma estrutura completamente bainítica, como era esperado, se destacaria em temos de energia absorvida.

De maneira geral, conclui-se que, apesar da curva ITT do AISI 4340 ter sido utilizada como referência para a determinação dos parâmetros de austêmpera (tempo e temperatura), as dimensões nas quais os blocos foram cortados resultou na formação de martensita não revenida de elevada fragilidade no interior do material, região a partir da qual os corpos de prova para ensaios mecânicos foram confeccionados.

## REFERÊNCIAS

ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; ANAZAWA, R. M. Formação da fase bainítica em aços de baixo carbono. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São Paulo, v. 25, n. 3, p.175-181, set. 2006. Disponível em:<http://www.sbvacuo.org.br /rbav/index.php/rbav/article/view/64>. Acesso em: 28 abr. 2019.

ABBASZADEH, K.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effect of bainite morphology on mechanical properties of the mixed bainite-martensite microstructure in D6AC steel. **Journal of Materials Science & Technology**, [s.I.], v. 28, n.4, p. 336-342, abr. 2012. Disponível em: <a href="https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030212600656">https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030212600656</a>>. Acesso em: 4 maio 2019.

ANAZAWA, R. M.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S. Estudo comparativo das propriedades mecânicas em aços 4340 e 300M submetidos a tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São Paulo, v. 31, n. 1-2, p.32-37, dez. 2012. Disponível em: <a href="http://www.sbvacuo.org.br/">http://www.sbvacuo.org.br/</a> rbav/index.php/rbav/article/view/918>. Acesso em: 12 abr. 2019.

ASM INTERNATIONAL. Metals Handbook desk edition. 2. Ed. [S.I.]: ASM International, 1998.

ASM INTERNATIONAL. **Metallurgy and microstructure**. In \_\_\_\_\_\_. ASM Handbook, v. 9, Metallography and microstructures, ASM International, 2004.

ASM INTERNATIONAL. Fracture mechanics properties of carbon and alloy steels. In \_\_\_\_\_\_. ASM Handbook, v. 19, Fatigue and Fracture, ASM International, 1996

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370-18**: Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. West Conshohocken, 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-11** (Reapproved 2018): Standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E18-19**: Standard test methods for Rockwell Hardness of metallic materials. West Conshohocken, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23-18**: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. West Conshohocken, 2018.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels:** transformations, microstructure and properties. 2 ed. Cambridge: IOM Communications, 2001. 454p.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: microstructure and properties. 4. ed. Oxford: Elsevier, 2017. 488 p.

CALLISTER JÚNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering:** an Introduction. 8. ed. Utah: John Wiley & Sons, 2010. 1000 p.

CARDOSO, A. de S. M. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma.** 2010. 115 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade de São Paulo, Lorena, 2011. Disponível em: <a href="http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/97/97134/tde-26092012-143407/pt-br.php">http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/97/97134/tde-26092012-143407/pt-br.php</a>. Acesso em: 8 jun. 2019.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2008. 599 p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 3. Ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1974. 416 p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. Ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. 672 p. Edição revista e atualizada por Luis V. da Costa e Silva.

DIETER, G. E. Metalurgia mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 6891-1:2017**: Metallic materials - tensile testing. Part 1: method of test at room temperature. Berlim, 2017.

EILISES, C. C. A.; HASHIMOTO, T. M.; ABDALLA, A. J.; PEREIRA, M. S. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. **Revista Matéria**, São Paulo, v. 13, n. 2, p. 398-444, maio 2008. Disponível em: < http://www.scielo.br/pdf/rmat/v13n2/a19v13n2>. Acesso em: 10 jun. 2019.

GGD METALS. **Catálogo GGD 4340**. Disponível em: <a href="https://ggdmetals.com.br/wp-content/uploads/2015/07/A%C3%87O-4340.pdf">https://ggdmetals.com.br/wp-content/uploads/2015/07/A%C3%87O-4340.pdf</a>>. Acesso em: 01 nov. 2019.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment handbook:** metallurgy and technologies. Nova York: Taylor & Francis Group, 2006.

KRAUSS, G. **Steels:** processing, structure and performance. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 2005. 602 p.

KRAUSS, G. Quench and tempered martensitic steels: microstructures and performance. In \_\_\_\_\_\_. Comprehensive materials processing. v. 12. [s.I.]: Elsevier Ltda, 2014. cap.11, p. 363-378. Disponível em: <a href="https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978">https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978</a> 0080965321012127>. Acesso em: 30 ago. 2019.

RANIERI, A. **Efeitos das microestruturas bainíticas e multifásicas nas propriedades mecânicas de um aço AISI 4340**. 2005. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/97120?locale-attribute=en>. Acesso em: 27 abr. 2019.

ROHDE, R. A. Metalografia, preparação de amostras: uma abordagem prática. Jaú: [s.n.], 2010. Disponível em: <a href="http://www.urisan.tche.br/~lemm/metalografia.pdf">http://www.urisan.tche.br/~lemm/metalografia.pdf</a>>. Acesso em: 19 set. 2019.

SAEIDI, N.; EKRAMI, A. Comparison of mechanical properties of martensite/ ferrite and bainite/ ferrite dual phase 4340 steels. **Materials Science and Engineering A**, Tehran, v.523, n. 1-2, p.125 a 129, out. 2009. Disponível em: <a href="https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092150930900728X?via%3Dihub">https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092150930900728X?via%3Dihub</a>>. Acesso em: 30 ago. 2019.

SILVA, A. L. V. C. e; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 3. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648 p.

SOUZA, G. A. de. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga** (com estrutura bainítica/ martensítica) via microscopia óptica. 2008. 161 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008. Disponível em: <a href="https://repositorio.unesp.br/handle/11449/94429">https://repositorio.unesp.br/handle/11449/94429</a>>. Acesso em: 11 abr. 2019.