

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CAMPUS BLUMENAU - CENTRO TECNOLÓGICO, DE CIÊNCIAS EXATAS E
EDUCAÇÃO
COORDENADORIA ESPECIAL DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Marion Isari Buse

**AVALIAÇÃO DE DISTORÇÃO DIMENSIONAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS
EM FIXADORES AUTOMOTIVOS TRATADOS TERMICAMENTE**

Blumenau - SC

2020

Marion Isari Buse

**AVALIAÇÃO DE DISTORÇÃO DIMENSIONAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS
EM FIXADORES AUTOMOTIVOS TRATADOS TERMICAMENTE**

Trabalho Conclusão do Curso de Graduação em
Engenharia de Materiais do Centro de Blumenau da
Universidade Federal de Santa Catarina como requisito
para a obtenção do título de Engenheira de Materiais
Orientador: Prof. Dr. Eng. Marcio Roberto da Rocha
Coorientador: Célio Roberto Moratelli

Blumenau - SC

2020

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Buse, Marion Isari
AVALIAÇÃO DE DISTORÇÃO DIMENSIONAL E PROPRIEDADES
MECÂNICAS EM FIXADORES AUTOMOTIVOS TRATADOS TERMICAMENTE
/ Marion Isari Buse ; orientador, Marcio Roberto da Rocha,
coorientador, Celio Roberto Moratelli, 2020.
65 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -
Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau,
Graduação em Engenharia de Materiais, Blumenau, 2020.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. Fixadores automotivos.
3. Aços ao boro. 4. Têmpera. 5. Distorções dimensionais. I.
Rocha, Marcio Roberto da. II. Moratelli, Celio Roberto.
III. Universidade Federal de Santa Catarina. Graduação em
Engenharia de Materiais. IV. Título.

Marion Isari Buse

**AVALIAÇÃO DE DISTORÇÃO DIMENSIONAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS
EM FIXADORES AUTOMOTIVOS TRATADOS TERMICAMENTE**

Este Trabalho Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do Título de Engenheira de Materiais e aprovado em sua forma final pelo Curso de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Local, 09 de dezembro de 2020.

Marion Isari Buse
Acadêmica

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Eng. Marcio Roberto da Rocha
Presidente/Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Eng. Wanderson Santana da Silva
Avaliador
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Eng. Leonardo Ulian Lopes
Avaliador
Universidade Federal de Santa Catarina

Este trabalho é dedicado aos meus queridos pais e demais familiares.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por sempre me mostrar o caminho certo.

À minha família, em especial aos meus pais Rubens e Lia, que possibilitaram a conclusão dessa etapa na minha vida. O amor e o apoio de vocês me enchem de alegria e força para prosseguir. Ao meu irmão Marlon, que sempre me motivou a seguir em frente, confiando e acreditando em mim.

Ao meu namorado Thiago T. N. Arakaki que acima de tudo é um grande amigo, sempre presente nos momentos difíceis com uma palavra de incentivo.

À Metalúrgica Fey Ltda., através do Gerente de Engenharia Renan Egea e do Diretor Industrial Ricardo Fey, que permitiram a realização deste projeto na empresa e a utilização dos seus equipamentos.

Ao meu orientador, professor Dr. Eng. Marcio Roberto da Rocha, pelo direcionamento e orientação durante a execução desse trabalho, agradeço a disposição em ajudar.

Ao meu coorientador, Célio Roberto Moratelli que não mediu esforços em auxiliar através de seus conhecimentos na área. Também de forma especial ao supervisor de Engenharia de Processos e meu supervisor Eng. Rogério Assunção Moreira, por todo o aprendizado compartilhado, pelas histórias de experiência e esclarecimento, e pela comunicação acessível. E a todos os colaboradores da Fey que me auxiliaram de forma caridosa nos meus projetos. Agradeço muito a oportunidade que tive de conviver e aprender com vocês.

Também quero agradecer à Universidade Federal de Santa Catarina e a todos os professores do curso pela elevada qualidade do ensino oferecido, principalmente ao Professor Dr. Cristiano da Silva Teixeira, que ministrou a disciplina de trabalho de conclusão de curso, e que sempre esteve à disposição para auxiliar desde o primeiro semestre. E à Professora e amiga Larissa Nardini Carli, pela parceria, pelo carinho e todo ensinamento passado em minha formação.

A cada um o meu sincero agradecimento, ao tempo dedicado, ao carinho e as palavras de incentivo. Vocês não têm ideia do quanto foram importantes para mim. Enfim, a todos que diretamente e indiretamente contribuíram para a realização desse trabalho, muito obrigada.

RESUMO

Fixadores automobilísticos de alta resistência necessitam passar pelo processo de tratamento térmico para que suas propriedades mecânicas sejam alcançadas, e para que sejam capazes de suportar cargas mais elevadas, uma vez que são utilizados principalmente em automóveis pesados e linha agrícola. Porém, como o limite de escoamento do aço diminui sensivelmente com o aumento da temperatura, quando se aquece uma peça até a temperatura de austenitização, a simples ação de seu próprio peso poderá causar deformações dimensionais permanentes que dificultam a sua montagem, mesmo que suas propriedades mecânicas estejam conforme solicitadas. Desta maneira, a disposição de uma carga dentro de um forno de tratamento térmico é um dos principais fatores para que não ocorram distorções, principalmente de componentes delgados. Neste sentido, o presente trabalho teve como objetivo analisar o método de condicionamento das peças no lote a ser tratado em um forno por bateladas, e suas respectivas propriedades mecânicas atingidas. O lote de fixadores com dimensões de 12mm x 300mm foi produzido em aço SAE 10B22 e submetidas ao tratamento térmico de têmpera à 890°C e revenimento à 480° utilizado um dispositivo para acomodação das peças. Foi realizada caracterização microestrutural através de microscopia ótica, análise dimensional através do empenamento, e as propriedades mecânicas foram avaliadas através ensaios de tração, dureza Rockwell C e Vickers. Os resultados mostraram que fixadores automobilísticos produzidos em aço ao boro, tratados termicamente num forno em batelada, obtiveram as propriedades de resistência à tração e dureza eficientes para a classe de resistência solicitada. Alcançando plenamente também as especificações da norma ISO 898-1:2013, quanto a transformação martensítica mínima e a distorção de forma máxima.

Palavras-chave: Fixadores automotivos. Aços ao boro. Têmpera. Distorções dimensionais.

ABSTRACT

High-strength automotive fasteners need to go through the heat treatment process so that their mechanical properties are achieved, and to be able to withstand higher loads, since they are used mainly in heavy vehicles and the agricultural line. However, as the flow limit of the steel decreases appreciably with increasing temperature, when a part is heated to austenitizing temperature, the simple action of its own weight may cause permanent dimensional deformations that hinder its assembly, even if its properties mechanics are as requested. In this way, the disposition of a load inside a heat treatment furnace is one of the main factors so that distortions do not occur, mainly of thin components. In this sense, the present work aimed to analyze the method of conditioning the pieces in the batch to be treated in a kiln by batches, and their respective mechanical properties achieved. The batch of fasteners with dimensions of 12mm x 300mm was produced in SAE 10B22 steel and subjected to the heat treatment of quenching at 890°C and tempering at 480°C using a device to accommodate the parts. Microstructural characterization was performed using optical microscopy, dimensional analysis through warping, and the mechanical properties were evaluated through tensile tests, Rockwell C and Vickers hardness. The results showed that automotive fasteners made of boron steel, thermally treated in a batch oven, obtained the properties of tensile strength and hardness efficient for the requested strength class. Also fully reaching the specifications of the ISO 898-1: 2013 standard, regarding the minimum martensitic transformation and the maximum distortion.

Keywords: Automotive fasteners. Boron steels. Quenching. Dimensional distortion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Pinos de centro com distorção dimensional após tratamento térmico.	16
Figura 2. Pino de Centro cabeça baixa.....	19
Figura 3. Diagrama de fases ferro-carbono.....	20
Figura 4. Influência da velocidade de resfriamento (a) no percentual de ferrita formada (b) na dureza obtida após tratamento térmico.....	22
Figura 5. Esquema ilustrativos da segregação do boro nos contornos de grão da austenita.	24
Figura 6. Avaliação da temperabilidade obtida no tratamento térmico em função do teor de boro.	24
Figura 7. Micrografias (a) austenita com aumento de 325 x (b) ferrita com aumento de 90x. .	26
Figura 8. Micrografia de perlita com aumento de 500x.....	27
Figura 9. Microestrutura formada por martensita (parte escura) e austenita (parte clara) com aumento de 1220x.	28
Figura 10. Célula unitária TCC, mostrando os átomos de ferro (círculos) e as posições que podem ser ocupadas por átomos de carbono (cruzes).....	29
Figura 11. Diagrama de transformação isotérmica para um aço eutetóide: A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita.....	31
Figura 12. Diagrama de transformação por resfriamento contínuo com superposição das curvas de resfriamento.....	32
Figura 13. Diagrama TRC do aço SAE 10B22 e as temperaturas de transformações.	33
Figura 14. Efeito do tamanho de grão austenítico na fração volumétrica das fases.	34
Figura 15. Curvas de temperabilidade (a) para 4 aços da série 8600 e diferentes teores de carbono (b) para 4 aços contendo 0,40% de carbono e diferentes elementos de liga.	35
Figura 16. Esquema dos estágios durante a têmpera.	36
Figura 17. Efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza e resistência ao choque de um aço SAE 1045 temperado.	38
Figura 18. Aspecto da estrutura metalográfica de um aço temperado e revenido (sorbita). Ataque ácido nítrico com aumento de 200X.	39

Figura 19. Aspecto com maior ampliação da área assinalada na figura 12. Ataque ácido nítrico com aumento de 750X.....	39
Figura 20. Barras cilíndricas (a) antes e (b) após tratamento térmico.	40
Figura 21. Diagrama com parâmetros de influência na distorção pré e pós tratamento térmico de componentes mecânicos durante uma rota de fabricação.....	41
Figura 22. Tipos de empenamento em barras.	42
Figura 23. Fluxograma esquemático do lote de produção dos pinos de centro.....	45
Figura 24. Imagem ilustrativa de dispositivo para acomodação de pinos de centro.....	46
Figura 25. Esquema de retirada das amostras de acordo com a posição delas no cesto e entrada no forno.	46
Figura 26. Desenho esquemático dos ciclos térmicos.....	47
Figura 27. Esquema demonstrativo das regiões de análise.	47
Figura 28. Padrão de microestrutura com 98% de transformação martensítica.	48
Figura 29. Cálculo para análise de dureza e porcentagem de transformação martensítica.	49
Figura 30. Determinação de dureza para teste de carbonetação e descarbonetação.	50
Figura 31. Esquema de apoio para medição de batimento circular.	51
Figura 32. Ilustração da medida realizada no relógio comparador.	51
Figura 33. Disposição correta dos corpos de prova no cesto.....	52
Figura 34. Micrografias da amostra antes do tratamento térmico a) superfície da região do corpo com aumento de 100X b) núcleo da região do corpo com aumento de 500X e c) núcleo da região da cabeça com aumento de 500X. Ataque: nital 3,5%.....	53
Figura 35. Micrografias da amostra após têmpera a) superfície da região do corpo com aumento de 100X b) núcleo da região do corpo com aumento de 500X. Ataque: nital 3,5%.....	54
Figura 36. Micrografias da amostra 1 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	55
Figura 37. Micrografias da amostra 2 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	55

Figura 38. Micrografias da amostra 3 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	55
Figura 39. Micrografias da amostra 4 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	56
Figura 40. Micrografias da amostra 5 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	56
Figura 41. Micrografias da amostra 6 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	56
Figura 42. Micrografias da amostra 7 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	57
Figura 43. Micrografias da amostra 8 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	57
Figura 44. Micrografias da amostra 6 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classificação dos aços segundo norma SAE/AISI.....	21
Tabela 2. Composição química 10B22.....	23
Tabela 3. Propriedades físicas e mecânicas para fixadores.	43
Tabela 4. Composição química (% massa) do aço utilizado.	45
Tabela 5. Cargas mínimas de ruptura para roscas métricas normais ISO.	49
Tabela 6. Limite de escoamento e resistência das diferentes amostras ensaiadas.	58
Tabela 7. Resultados de dureza Rockwell C para superfície e núcleo das amostras.	59
Tabela 8. Valores teóricos de dureza HRC em comparação com porcentagens de transformação martensítica.	60
Tabela 9. Resultados obtidos para microdureza, carbonetação e descarbonetação Vickers (kgf/mm ²).....	60
Tabela 10. Valores de batimento circular aferidos antes e após processo.....	61

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	16
2	OBJETIVOS	18
2.1	Objetivo Geral	18
2.2	Objetivos Específicos.....	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	Fixadores	19
3.2	Aços	19
3.3	Aços ao Boro	22
3.3.1	Fases e Microestruturas.....	25
3.3.1.1	<i>Austenita</i>	25
3.3.1.2	<i>Ferrita</i>	26
3.3.1.3	<i>Cementita</i>	26
3.3.1.4	<i>Perlita</i>	27
3.3.1.5	<i>Bainita</i>	27
3.3.1.6	<i>Martensita</i>	28
3.4	Tratamento Térmico.....	29
3.4.1	Transformação Isotérmica	30
3.4.2	Transformação Por Resfriamento Contínuo.....	31
3.4.3	Temperabilidade	33
3.5	Têmpera.....	36
3.6	Revenimento	38
3.7	Distorção Dimensional	40
3.7.1	Empenamento	42
3.8	Resistência Mecânica	43
4	METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	44
4.1	Metodologia.....	44
4.2	Procedimento Experimental	44

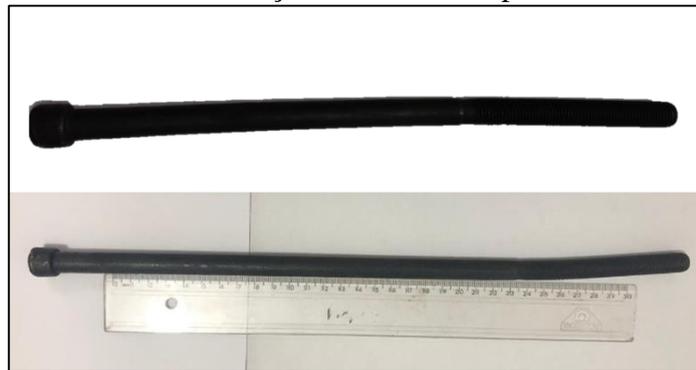
4.2.1	Condições Iniciais.....	44
4.2.2	Tratamentos Térmicos	45
4.2.3	Caracterização Microestrutural	47
4.2.4	Caracterização Mecânica.....	48
4.2.5	Microdureza	50
4.2.6	Avaliação do Empenamento	50
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
5.1	Análise Metalográfica	52
5.2	Resistência à Tração.....	58
5.3	Dureza Rockwell C	58
5.4	Dureza Vickers	60
5.5	Empenamento	61
6	CONCLUSÃO.....	62
	REFERÊNCIAS.....	63

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, uma área essencial para a manufatura automotiva, que está presente em diversos ramos de engenharia, é a dos fixadores. Novas práticas e novos materiais têm sido empregados na fabricação deste produto com melhores propriedades, pois, assim como os outros elementos estruturais, os fixadores utilizados na montagem de um veículo também possuem uma parcela significativa na massa total do conjunto (SOUZA, 2016).

A obtenção das propriedades mecânicas em fixadores ocorre através da combinação dos processos de conformação e tratamento térmico (SUSKI, 2013). Sendo o tratamento térmico, umas das fases mais importantes na produção de peças para a indústria automotiva. Principalmente por influenciar significativamente no aparecimento de distorções dimensionais e comprometendo a qualidade final de um produto como ilustrado na Figura 1, mesmo que outros resultados, tais como a dureza e a microestrutura metalográfica se apresentem conforme solicitadas.

Figura 1. Pinos de centro com distorção dimensional após tratamento térmico.



(Fonte: autora)

A utilização dos inúmeros aços para fixadores automobilísticos está diretamente relacionada aos processos de tratamento térmico, que por sua vez depende, da presença de determinados elementos de liga para obtenção das propriedades mecânicas necessárias ao produto final (SUSKI, 2013). Dessa maneira, a capacidade do boro em elevar a temperabilidade dos aços baixo e médio carbono está sendo bastante estudada, pois necessitam de meios de resfriamento muito menos severos para a obtenção de microestrutura martensítica e das propriedades mecânicas almejada, levando os aços ao boro serem largamente utilizados na fabricação de fixadores de alta resistência, principalmente na indústria automotiva (SUSKI, 2007).

Tendo em vista estes aspectos, o presente trabalho teve por objetivo realizar a certificação da metodologia de carregamento utilizada para eliminar distorções dimensionais

causadas em fixadores automotivos durante tratamento térmico de têmpera e revenimento, correlacionando com a microestrutura e as propriedades mecânicas obtidas.

Para um melhor entendimento, este trabalho foi dividido em duas partes, sendo na primeira etapa o estudo das correlações entre as distorções dimensionais e parâmetros de processo de têmpera e revenimento, com as propriedades mecânicas de aços ao boro. A segunda etapa destina-se ao estudo da microestrutura obtida para o tratamento térmico de fixadores fabricados com aço SAE 10B22, e sua relação com a diminuição das distorções dimensionais e as propriedades mecânicas alcançadas.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho constitui na certificação da metodologia de carregamento utilizada para eliminar distorções dimensionais causadas em fixadores automotivos durante tratamento térmico de têmpera e revenimento.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar maneira de acomodação dos fixadores automotivos durante tratamento térmico para evitar empenamento;
- Estudar os parâmetros microestruturais que interferem na classe de resistência mecânica dos aços SAE 10B22;
- Analisar a intensidade da distorção de forma das peças antes e após o tratamento térmico;
- Relacionar a influência do tratamento térmico com a qualidade de transformação martensítica e as propriedades mecânicas alcançadas;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 FIXADORES

Os elementos de fixação podem ser classificados como móveis ou permanentes. Os pinos de centro, por exemplo, são fixadores móveis os quais apresentam, como principal característica, o fato de promover uma estrutura ou junta desmontável (MONTEIRO, 2014) (FRANCESCHI, 2014). Há uma gama de geometrias e conjunto de características que tornam cada modelo um projeto de engenharia e qualidade específico.

Os parafusos são os fixadores mais aplicados na indústria, visto seu baixo custo e fácil aplicação, e são definidos como elementos de corpo cilíndrico e comprimento de corpo variável, onde, sobre este corpo, há filetes de roscas. Os parafusos se diferenciam por seu tipo de cabeça, corpo, rosca, diâmetro e comprimento da área rosçada (FRANCESCHI, 2014).

Os pinos de centro (Figura 2) por sua vez, são utilizados juntamente com os feixes de mola em veículos de carga, que são responsáveis por absorver os impactos gerados nas irregularidades das estradas, e suportar o peso do veículo e da carga (MECÂNICO, 2015).

Figura 2. Pino de Centro cabeça baixa.



(Fonte: Fey, 2020).

O grau ou classe de resistência dos fixadores em geral, indicam a resistência mecânica suportada antes da ruptura (FRANCESCHI, 2014). Dessa forma, quanto maior o grau ou classe do elemento, maior a tensão suportada por ele. Para isso são especificados nas normas regulamentadoras, para as propriedades e características do material a ser aplicado em cada condição de resistência.

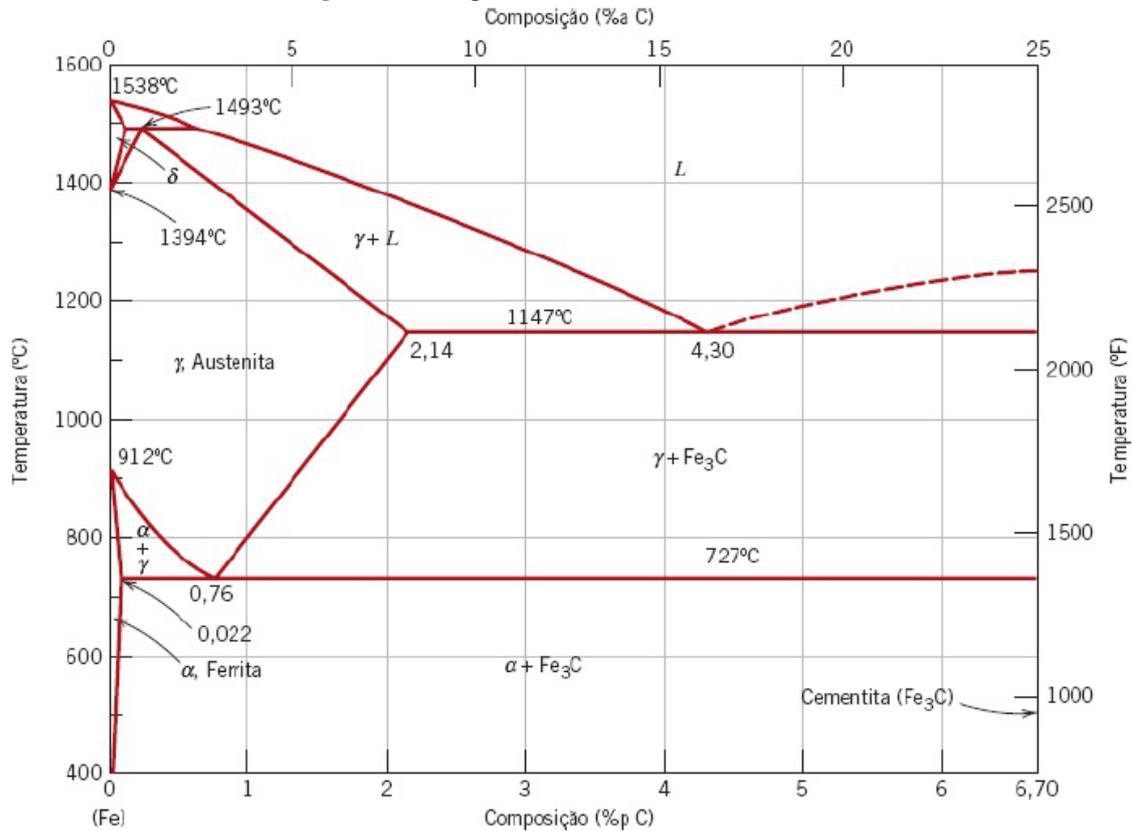
3.2 AÇOS

O aço é uma liga que possui ferro (Fe) e carbono (C) como principais elementos. Segundo Chiaverini (2008), contendo geralmente 0,008% até aproximadamente 2,11% de C, além de certos elementos residuais provenientes do processo de fabricação (CHIAVERINI, 2008).

O carbono é um elemento que forma uma solução sólida intersticial com o ferro, onde a solubilidade máxima em cada fase alotrópica do ferro é observada no diagrama de fases da Figura 3. Em temperatura ambiente, o ferro apresenta uma estrutura cristalina CCC, chamada de ferrita, ou ferro α . Em 912 °C, o ferro sofre uma transformação polimórfica para a fase austenita,

ou ferro γ , com estrutura cristalina CFC. A partir de 1394 °C, o ferro passa a apresentar estrutura cristalina CCC novamente, e esta é chamada de ferro δ , que permanece até a fusão do ferro em 1538 °C (CALLISTER, 2014).

Figura 3. Diagrama de fases ferro-carbono.



(Fonte: Callister, 2014).

Os aços são classificados em grupos, dependendo das propriedades que principalmente a composição química proporciona. Assim, podem ser classificados como aços com baixo, médio ou alto teor de carbono, baixa e alta liga. Os aços com baixo teor de C possuem esse elemento em quantidade inferior a 0,2%, aços com médio teor de C variam entre 0,2 e 0,5% e, os aços classificados com alto teor de C possuem esse elemento em quantidade superior a 0,5% (CHIAVERINI, 2008).

Já os aços ligas são classificados de acordo com os elementos de liga presentes e, possuem elementos residuais com teor acima do normal. Os aços-liga podem ser divididos e classificados em baixo teor de liga, quando esses elementos estão presentes em uma quantidade inferior a 5%, ou como aços de alto teor de liga para os que possuem elementos de liga acima de 5% (CHIAVERINI, 2008).

Deve-se destacar aqui, que em aço de baixa liga, o principal elemento que define propriedades mecânicas é o carbono. Via de regra, quanto maior a quantidade de carbono, mais duro será o aço em questão (CHIAVERINI, 2008) (COLPAERT, 2008).

Tabela 1. Classificação dos aços segundo norma SAE/AISI.

CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS		
TIPO	CLASSE	DESIGNAÇÃO
Aços-carbono	10XX	Carbono
	11XX	Ressulfurado
	12XX	Ressulfurado e refosfatado
	14XX	Aços com adição de Nióbio
	15XX	Carbono
Aços-liga	13XX	Manganês
	23XX	Níquel
	31XX	Níquel-Cromo
	41XX	Cromo-Molibdênio
	43XX	Cromo-Níquel-Molibdênio
	50XX	Cromo
	61XX	Cromo-Vanádio
	86XX	Cromo-Níquel-Molibdênio
92XX	Silício	
Aços com adições especiais	XXBXX	Aços com adição de Boro
	XXLXX	Aços com adição de Chumbo

(Fonte: adaptado de WELDING).

Os vários tipos de aço utilizados na indústria podem ser classificados de acordo com o sistema de codificação SAE/AISI, em geral utiliza-se quatro algarismos (Tabela 1) na forma ABXX, onde A e B são números que identificam os principais elementos de liga presentes no aço e seus teores, dados em porcentagem em peso. Já os algarismos XX indicam a porcentagem em peso de carbono do aço, divididos por 100. Como exemplo, o aço 1015 é um aço carbono (10XX) contendo 0,15% em peso de carbono em sua composição química. Para aços com adições de elementos de ligas especiais, essa nomenclatura pode variar um pouco, onde entre os algarismos utiliza-se uma letra, identificando o elemento especial.

A utilização dos diversos aços para fixadores automobilísticos está diretamente relacionada aos processos de tratamento térmico, que por sua vez depende, em parte, da presença de determinados elementos de liga para obtenção de propriedades mecânicas elevadas ao produto. A adição de elementos de liga começa quando se deseja combinação de propriedades impossível de se atingir utilizando os aços carbono.

Uma das características importantes dos aços temperados, que define marcadamente sua aplicação, é a temperabilidade. A temperabilidade por sua vez é bastante influenciada pela adição de elementos de liga (SUSKI, 2007).

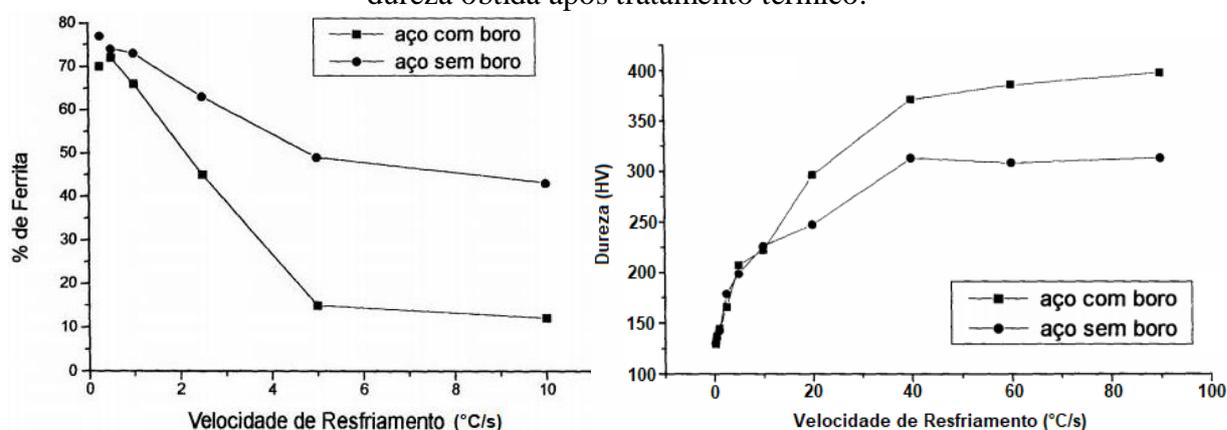
O boro por exemplo, apresenta excelente capacidade em elevar a temperabilidade dos aços de baixo e médio carbono e está sendo bastante estudado nas últimas décadas para as mais diversas aplicações, como na indústria automobilística, que nos últimos anos têm empregado novas práticas e novos materiais na fabricação de fixadores com melhores propriedades. Aços ao boro.

3.3 AÇOS AO BORO

A escolha do tipo de aço a ser empregado para determinado produto depende principalmente, do fim que se destina, ou melhor, quais esforços ele deve resistir. Dentro todas as aplicações possíveis podem-se destacar as peças automotivas, como parafusos, porcas e outros fixadores especiais.

O grupo dos aços ao boro são amplamente utilizados na fabricação de fixadores automobilísticos de alta resistência, já que promovem o aumento do intervalo para formação da martensita durante o resfriamento (Figura 4). Assim, apresentam boa temperabilidade em baixas taxas de resfriamento.

Figura 4. Influência da velocidade de resfriamento (a) no percentual de ferrita formada (b) na dureza obtida após tratamento térmico.



(Fonte: Lima, 2018)

A presença de pequenos teores de boro em aços baixo e médio carbono permite obter uma temperabilidade média que fornece os valores necessários de dureza e resistência após têmpera, principalmente em parafusos de pequenas seções (COSTA, 2010). Além disso, a presença do boro em aços diminui a tendência de trincas e distorções que ocorrerem durante o tratamento térmico (GORNI, 2005).

Uma vantagem do uso desse tipo de material, é o fato do boro não alterar as características do aço em condições de trabalho mecânico ou usinabilidade, já que não altera a dureza, resistência mecânica e plasticidade da cementita e da ferrita (CHIAVERINI, 2008).

No entanto, um fator de relevância é o seu efeito dependente de como ele se encontra no aço. Em seus estudos, Petri (2008) afirma que, quando presente na forma de precipitado na matriz ou em contorno de grão austenítico, não apresenta nenhum efeito na temperabilidade. Sendo assim, o aço deve ser desoxidado através da adição de silício, alumínio e outros desoxidantes, que impedem o boro de formar óxidos muito estáveis, e também uma adequada proteção do boro contra o nitrogênio através de uma baixa concentração deste elemento no aço e, ou adição fortes formadores de nitretos como citado.

A composição química do aço SAE 10B22 utilizados na fabricação de fixadores é mostrada na Tabela 2. No caso deste aço, o percentual de carbono é relativamente baixo, o que assegura a conformabilidade e a boa tenacidade do aço temperado.

Tabela 2. Composição química 10B22.

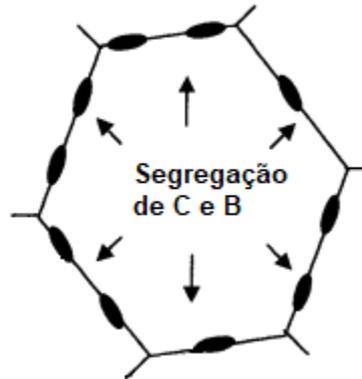
Aço	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%Ni	%Al	%B
10B22	0,19 - 0,23	1,05- 1,25	máx. 0,025	máx. 0,025	0,15 - 0,30	0,10 - 0,20	18,0 - 22,0	0,02 - 0,08	0,001 - 0,003

(Fonte: ARCELORMITTAL, 2013).

O boro está presente nos aços como elemento intersticial e possui baixa solubilidade na ferrita (<0,003%) (SUSKI, 2007). Desse modo, o aumento da temperabilidade do aço é alcançado devido aos pequenos compostos de boro se depositam nos contornos de grão, gerando atraso na transformação da austenita, porém, para isto é necessário que a sua adição seja acompanhada de uma quantidade suficiente de Ti para aprisionar o nitrogênio na microestrutura.

Segundo Lima, caso esses limites sejam ultrapassados, o material pode apresentar redução da ductilidade a quente, devido a excessiva precipitação do boro nos contornos de grão austenítico e dentro da matriz, formar borocarbonetos, eliminando o efeito e comprometendo as propriedades mecânicas (LIMA, 2018). O mecanismo de endurecimento se dá através da precipitação coerente dos átomos livres de boro nos contornos de grão de austenita, visto na Figura 5. Com isso, a energia livre nesses pontos fica reduzida, diminuindo a tendência a nucleação de ferrita.

Figura 5. Esquema ilustrativos da segregação do boro nos contornos de grão da austenita.

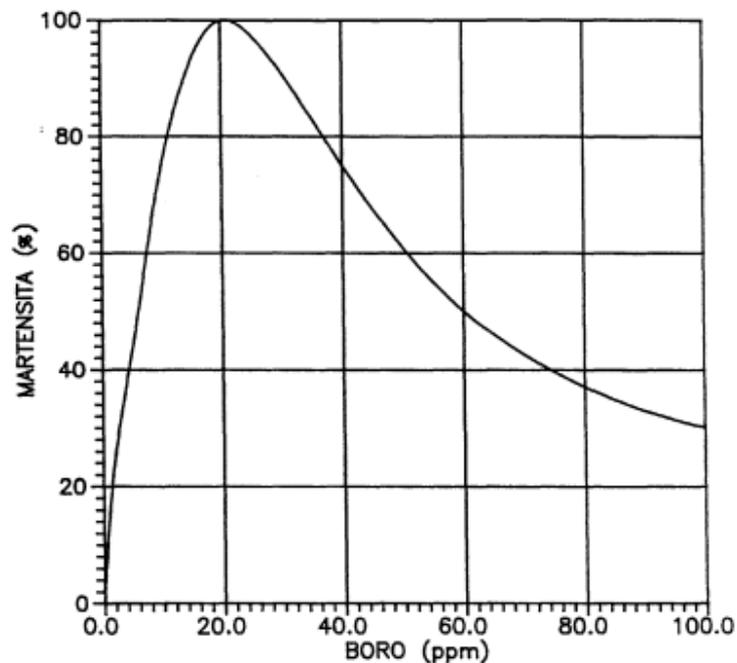


(Fonte: adaptado de Lima, 2018)

Porém o excesso de boro forma borocarbonetos, eliminando o efeito positivo na temperabilidade. No entanto, percebe-se que há uma divergência entre alguns autores, sobre os teores ótimos de boro, principalmente devido a comentários e observações de possíveis formações de nitretos e borocarbonetos, as quais reduzem a quantidade de boro em solução sólida (SUSKI, 2007).

A Figura 6, mostra que a maior temperabilidade avaliada através da porcentagem de martensita revenida, para um aço baixo carbono ocorre em teores entre 10 e 30 ppm.

Figura 6. Avaliação da temperabilidade obtida no tratamento térmico em função do teor de boro.



(Fonte: SUSKI, 2007)

Neste quesito, para Jayanti, deve-se ter cuidado também com a temperatura de austenitização, pois altas temperaturas reduzem o efeito de endurecimento do boro. A

temperabilidade do boro é relatada como máxima, quando o aço ao boro é austenitizado na faixa de 845-985 ° C, mas normalmente em torno de 900 ° C. Com o aumento da temperatura, diminui-se a temperabilidade, devido a quantidade de boro dissolvido aumentar, ou seja, quanto maior for a quantidade de boro em solução, mais prontamente o borocarbonetos precipita (JAYANTI, n.d.).

O tamanho de grão austeníticos apresenta influência ambígua na temperabilidade de aços ao boro, através de seu efeito na cinética da transformação da austenita, como também na distribuição do boro nos contornos de grão. Em aços do tipo ferrítico-perlítico nos quais a temperabilidade é determinada pela transformação da austenita, nucleando em seus contornos ferrita e/ou perlita, o aumento no tamanho de grão eleva a temperabilidade por um aumento no número de sítios de nucleação.

Uma vez que o boro inibe transformações nucleadas em contorno de grão, a adição deste em tais aços diminui o efeito de temperabilidade relacionado ao tamanho de grão. Desta forma, é razoável que o boro tenha um efeito de temperabilidade maior em aços de grão refinados do que naquele de grãos maiores.

3.3.1 Fases e Microestruturas

Para compreender melhor os aspectos do tratamento térmico, deve-se compreender alguns pontos fundamentais sobre as fases e microestruturas dos aços. Dessa forma, de acordo com Callister, fase é considerada toda porção de matéria que tem uma mesma composição química e organização atômica. Quando duas fases estão presentes em um único sistema, não é necessário que exista alguma diferença nas propriedades físicas ou químicas; uma desigualdade em um ou outro conjunto de propriedades é suficiente (CALLISTER, 2014). Além disso, quando uma substância existir em mais de uma forma polimórfica, cada estrutura é considerada uma fase separada, pois suas características físicas são diferentes.

Nas ligas metálicas, a microestrutura é caracterizada pelo número de fases presentes, por suas proporções e pela maneira pela qual elas estão distribuídas ou arranjadas. Nos aços, existem três fases fundamentais para os entendimentos dos fenômenos, e algumas microestruturas formadas a partir destas que estão apresentadas abaixo.

3.3.1.1 Austenita

Consiste em uma solução sólida intersticial de carbono com solubilidade de até 2,11% de carbono no ferro com uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), sendo estável em aços carbono e aços baixa liga somente acima de 727°C (CALLISTER, 2014). Materiais que

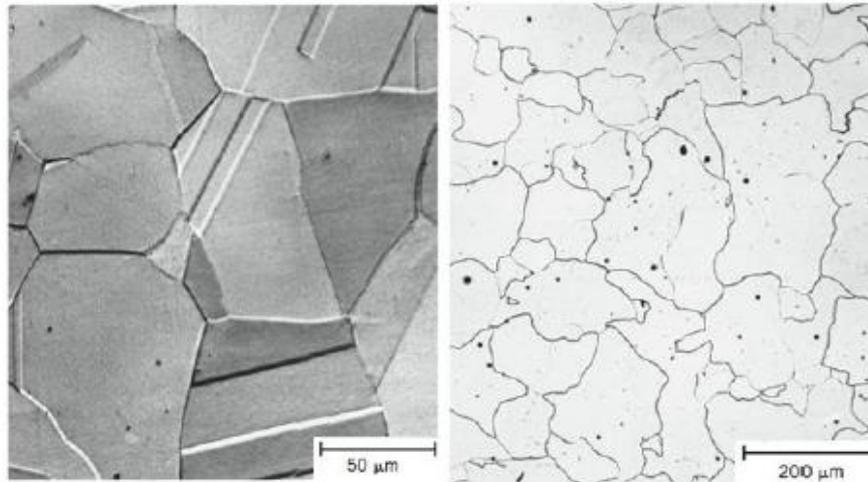
apresentam essa fase, possuem resistência mecânica em torno de 150 MPa, elevada ductilidade e tenacidade além de apresenta uma estrutura de grãos irregulares (CHIAVERINI, 2008).

3.3.1.2 Ferrita

Essa fase é caracterizada nesse contexto como uma solução sólida composta majoritariamente por átomos de ferro, com solubilidade máxima de até 0,022% de carbono à 727°C, que estão organizados em uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC).

Esse tipo de estrutura apresenta baixa resistência mecânica, cerca de 300 MPa, excelente tenacidade e elevada ductilidade, podendo ser observada em aços carbono a temperatura ambiente. Esse tipo de estrutura apresenta baixa resistência mecânica, cerca de 300 MPa, excelente tenacidade e elevada ductilidade, podendo ser observada em aços carbono a temperatura ambiente (CHIAVERINI, 2008). A Figura 7 apresenta como as micrografias das fases austenita e ferrita podem ser vistas através de análises microscópicas.

Figura 7. Micrografias (a) austenita com aumento de 325 x (b) ferrita com aumento de 90x.



(Fonte: adaptado de Callister, 2014).

3.3.1.3 Cementita

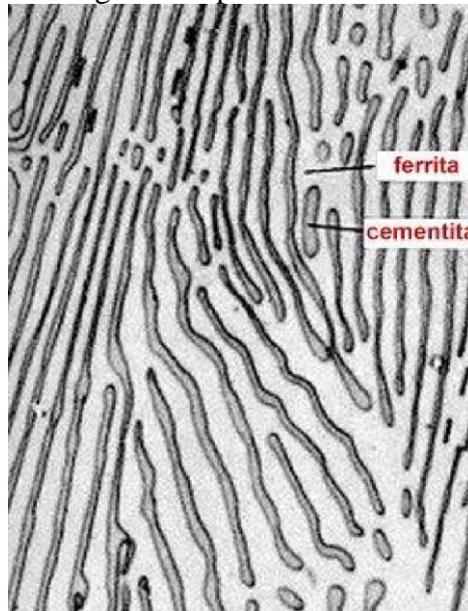
Por sua vez, a cementita é a denominação dada ao carboneto de ferro Fe_3C contendo 6,70% de carbono e estrutura cristalina ortorrômbica. Essa fase é metaestável e a temperatura ambiente ela permanece indefinidamente como um composto. Materiais com esta fase apresentam elevada dureza, baixa resistência, baixa ductilidade e baixa tenacidade (CALLISTER, 2014).

3.3.1.4 *Perlita*

Microestrutura formada a partir do resfriamento lento, consistindo em camadas alternadas ou lamelas das duas fases ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$), que se formam simultaneamente durante a transformação. Assim, mecanicamente a perlita traz propriedades mecânicas intermediárias entre as duas fases que a constituem.

Segundo Callister, a perlita existe como grãos que se denominam colônias, sendo que dentro de cada colônia as camadas se orientam essencialmente na mesma direção, variando de uma para outra. Na Figura 8 é possível notar as camadas claras de ferrita, enquanto as lamelas de cementita se apresentam com coloração mais escura.

Figura 8. Micrografia de perlita com aumento de 500x.



(Fonte: Hassmann, 2016)

3.3.1.5 *Bainita*

De acordo com Callister, a bainita ocorre em temperaturas abaixo daquelas em que a perlita se forma, cerca de 215°C à 540°C. E assim como a perlita, a bainita é normalmente uma mistura de ferrita e carbonetos (podendo também conter austenita não transformada ou martensita), mas é microestruturalmente diferente da perlita (CALLISTER, 2014).

Apresenta dois tipos de estrutura: a bainita superior composta por uma matriz ferrítica contendo carbonetos e a bainita inferior, com um aspecto similar a martensita e está constituída por agulhas alargadas de ferrita que contém placas finas de carboneto. Essa microestrutura apresenta dureza que vai de 40 a 60 HRC (HASSMANN, 2016).

3.3.1.6 Martensita

Através das definições dadas as fases austenita e ferrita, é preciso entender que o principal aspecto da diferença entre elas é a solubilidade do carbono. Este fator é fundamental pois é a partir dele que fenômenos fundamentais no tratamento térmico de aços ocorrem, possibilitando a formação de uma fase metaestável durante tratamentos térmicos: a martensita, onde aços são endurecidos e ganham propriedades mecânicas divergentes do seu estado inicial.

A martensita constitui uma fase que é formada quando, a partir da estrutura austenítica, o aço é resfriado bruscamente (temperado), até uma temperatura relativamente baixa de maneira tal que átomos de carbono em solução na austenita não conseguem difundir por entre a matriz de ferro para formar fases estáveis (CALLISTER, 2014).

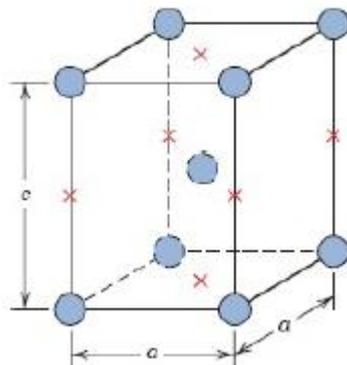
Figura 9. Microestrutura formada por martensita (parte escura) e austenita (parte clara) com aumento de 1220x.



(Fonte: adaptado de Callister, 2014).

Deve-se entender que o carbono tem papel fundamental na formação da martensita, pois este elemento possibilita a formação da austenita. Porém, o carbono não possui tempo suficiente para difundir e dar origem às estruturas cementita e ferrita, assim, a supersaturação de carbono gera deformação na rede cristalina CCC, transformando-a em uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), como pode ser visto na Figura 10 e dando origem a essa nova fase, de maior dureza e fragilidade (CHIAVERINI, 2008).

Figura 10. Célula unitária TCC, mostrando os átomos de ferro (círculos) e as posições que podem ser ocupadas por átomos de carbono (cruzes).



(Fonte: Callister, 2014)

Além disso, a permeação incompleta do carbono, de forma a não conseguir se estabelecer na ferrita e nem formar cementita, é que responsável pela criação dos planos de clivagem com o ferro, formando a martensita com elevada dureza (HASSMANN, 2016).

Segundo Callister (2014), por não envolver difusão, a martensita se forma praticamente instantaneamente onde os grãos nucleiam e crescem em uma taxa muito rápida. Assim, os grãos deste microconstituente assumem aparência de placas ou agulhas. Na Figura 9, a fase branca é austenita que não se transformou durante o resfriamento rápido e os grãos em formato de agulha são a fase martensita.

Além disso, vale destacar que as propriedades de um aço podem ser profundamente alteradas, principalmente pelos tratamentos térmicos como comentando anteriormente, dependendo principalmente da taxa de aquecimento, resfriamento e atmosfera. Descritas as influências do boro, as fases existentes, e a microestrutura deseja através da têmpera, pode-se partir para o entendimento do tratamento térmico em si.

3.4 TRATAMENTO TÉRMICO

A definição de tratamento térmico consiste na combinação de operações de aquecimento e resfriamento aplicadas em determinado período de tempo, com condições controladas de temperatura, tempo de permanência, e atmosfera para metais e ligas metálicas, no estado sólido, de modo a alterar as propriedades de resistência mecânica, resistência a oxidação, ductilidade, usinabilidade, além de propriedades elétricas e magnéticas (CHIAVERINI, 2008).

A modificação ou obtenção de determinadas propriedades pela aplicação de tratamento térmicos é devido a modificações estruturais que se produzem nos aços. Sendo assim, não é possível verificar pela simples aplicação de um tratamento térmico, qualquer alteração da composição química do aço.

De acordo com Maia (2019), dentre as diversas modificações que podem ser efetuadas através dos diferenciados tratamentos térmicos, destacam-se a eliminação de tensões internas, aumento ou diminuição de dureza, aumento da resistência mecânica, melhoras na ductilidade, usinabilidade, resistência ao desgaste, resistência ao calor, propriedades de corte e resistência à corrosão, ou ainda, modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

As propriedades alcançadas após a transformação de fase nos aços dependem diretamente das temperaturas em que ocorrem, o que resultará em diferentes microestruturas. Em geral, quanto mais baixa a temperatura de transformação, maior será a dureza obtida (HASSMANN, 2016). Assim, dentre todos os tratamentos térmicos, destaca-se o processo de têmpera e revenimento.

Os parâmetros de processo e a adequação do melhor tratamento térmico a ser realizado no aço, devem ser escolhidos de acordo com a composição química, dimensões e forma do aço. Para verificar as transformações da austenita que podem ocorrer quando o aço é resfriado a determinada temperatura, de modo a analisar o tempo necessário para que a transformação inicie e termine é utilizado um diagrama de transformação isotérmica.

3.4.1 Transformação Isotérmica

O aumento da velocidade de resfriamento altera as condições de equilíbrio do diagrama Fe-C, portanto, as condições de formação dos constituintes normais resultantes da transformação da austenita (CHIAVERINI, 2008).

O diagrama de transformação isotérmica, de acordo com Chiaverini (2008) é também chamado de curva “C” pelo formato que as curvas possuem, ou TTT (transformação-tempo-temperatura). Na Figura 11 está representado um diagrama para uma transformação isotérmica, onde os eixos vertical e horizontal referem-se respectivamente ao tempo e ao logaritmo do tempo (CHIAVERINI, 2008).

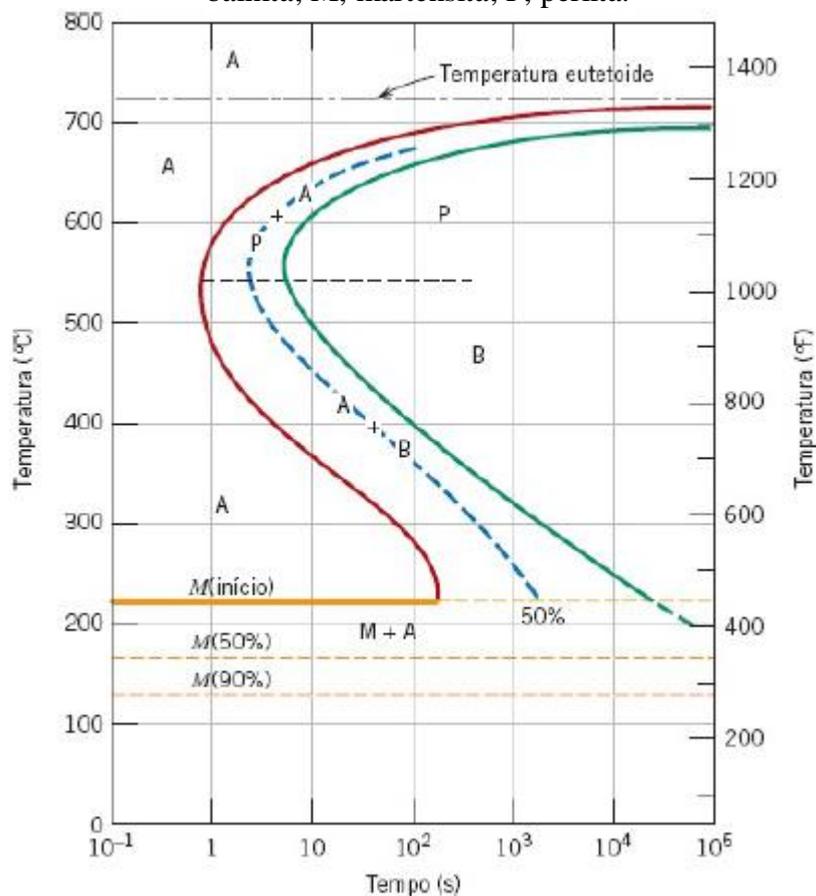
Duas curvas contínuas estão traçadas, a primeira (vermelha) representa o tempo necessário em cada temperatura para o início da transformação, já a segunda (verde) representa o fim da transformação. A curva tracejada no meio corresponde a 50% da transformação concluída.

Mesmo sendo uma fase fora do equilíbrio e não aparecendo no diagrama Fe-C, a transformação da austenita em martensita é representada pelas linhas amarelas na Figura 10. Uma vez que a transformação martensítica ocorre sem difusão e instantaneamente, ela não está representada nesse diagrama da mesma forma como estão as reações perlítica e bainítica

(CALLISTER, 2014). O início da transformação é representado pela linha designada por M(início), enquanto as linhas tracejadas abaixo, identificadas como M(50%) e M(90%), indicam os percentuais da transformação da austenita em martensita.

Vale destacar aqui, que todas as curvas e linhas e a temperatura em que estão representadas, variam com a composição da liga. Geralmente, a presença de outros elementos de liga além do carbono, como por exemplo o cromo, o níquel e molibdênio podem causar alterações significativas nas posições e formas das curvas, deslocando principalmente deslocando o “nariz” da transformação da austenita para tempos mais longos (CALLISTER, 2014).

Figura 11. Diagrama de transformação isotérmica para um aço eutetóide: A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita.



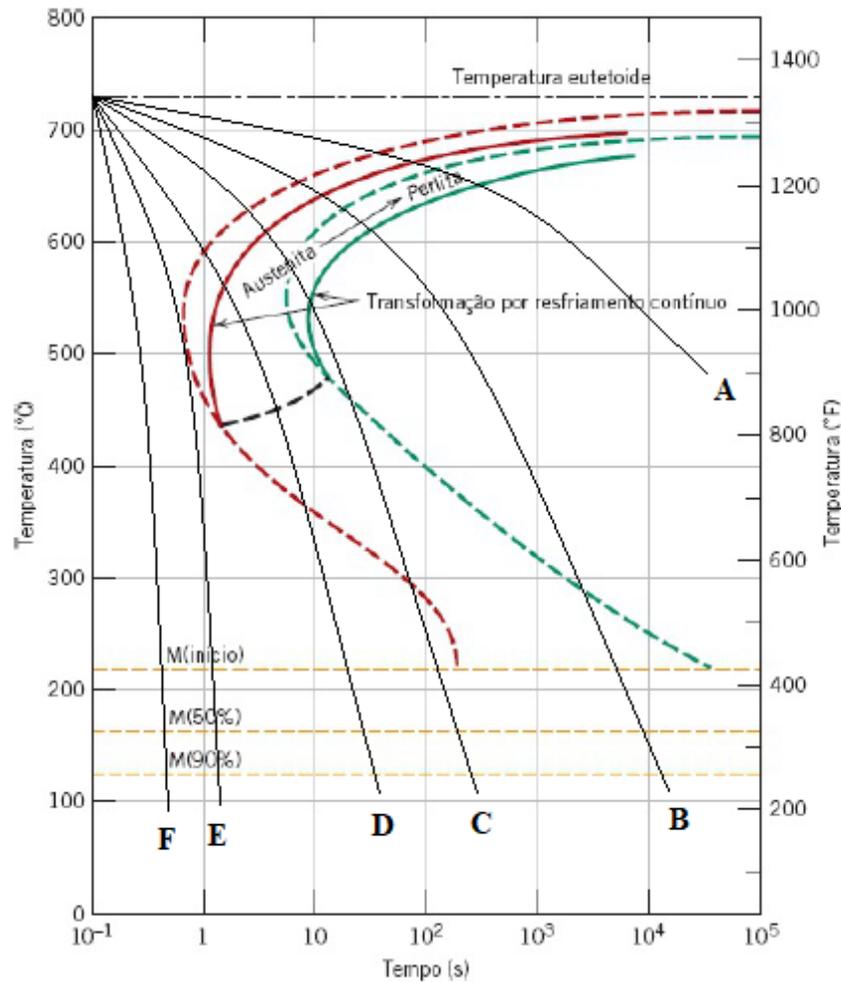
(Fonte: Callister, 2014)

3.4.2 Transformação Por Resfriamento Contínuo

Normalmente, de acordo com Chiaverini (1988) para maioria dos tratamentos térmicos o resfriamento é contínuo e não isotérmico. Devido aos tratamentos isotérmicos não serem práticos, onde o aço precisa ser resfriado rapidamente desde uma temperatura mais alta, e ser mantido em uma temperatura também elevada, utiliza-se principalmente resfriamentos contínuos, onde o aço é resfriado contínuo de uma amostra até temperatura ambiente.

Assim, o diagrama apresentado anteriormente sofre pequenas modificações, sendo as curvas deslocadas para tempos mais longos e temperaturas mais baixas, e dessa forma, o tempo necessário para início e fim da transformação é retardado, como mostrado na Figura 12, denominado como diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC).

Figura 12. Diagrama de transformação por resfriamento contínuo com superposição das curvas de resfriamento.

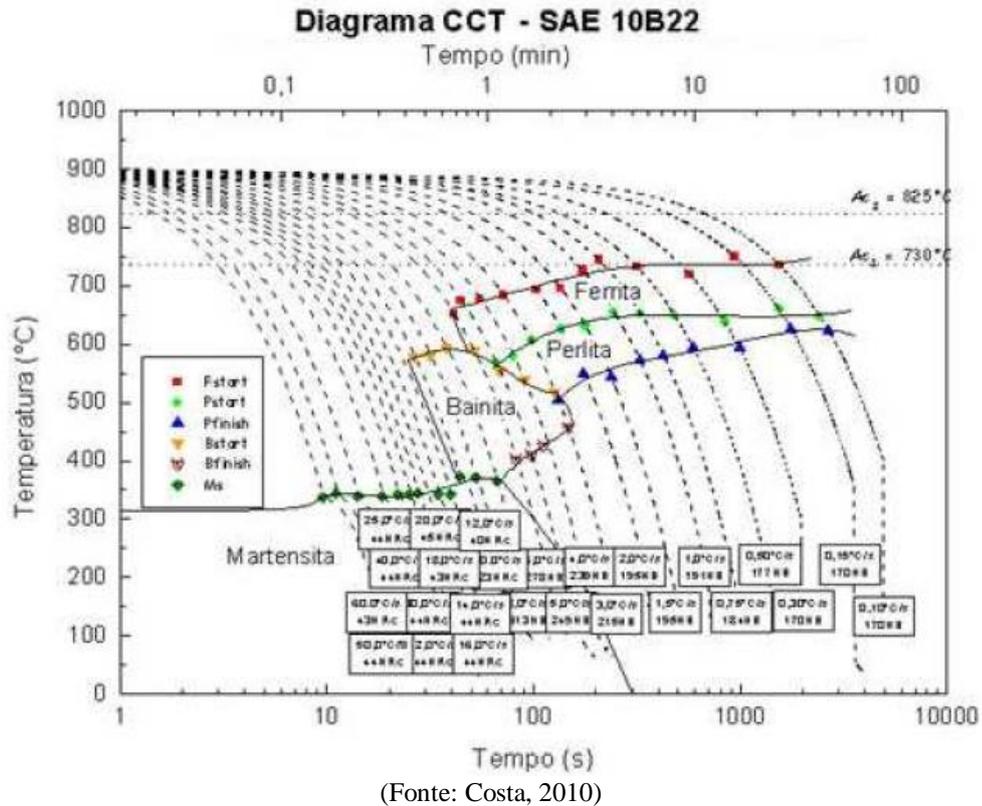


(Fonte: adaptado de Callister, 2014)

Em relação à representação da transformação martensítica, as linhas M(início), M(50%) e M(90%) ocorrem em temperaturas idênticas nos dois diagramas, sem sofrer nenhuma mudança.

A curva de resfriamento indicada pela letra E, corresponde à velocidade crítica de resfriamento, que representa a taxa mínima de têmpera que produzirá uma estrutura totalmente martensítica, assim como para a curva F. Já a curva D apresentará tanto martensita como perlita, a curva C e B terão como constituinte perlita fina e pôr fim a curva A terá como constituinte perlita grossa (CHIAVERINI, 2008).

Figura 13. Diagrama TRC do aço SAE 10B22 e as temperaturas de transformações.



A curva TRC apresentada na Figura 13 mostra temperaturas de transformação de fases para o aço SAE 10B22 conforme a taxa de resfriamento. De acordo com o que pode ser visto, é possível formar martensita com taxas de resfriamento de 15 a 40°C/s, demonstrando a boa temperabilidade do aço ao boro.

3.4.3 Temperabilidade

A temperabilidade do aço é a propriedade que determina a habilidade e a profundidade de uma liga ser endurecida pela formação de martensita, resultante do tratamento térmico (ROCHA, 2016). Ou seja, uma liga que possui alta temperabilidade forma martensita não apenas na sua superfície, mas em elevado grau também em todo o seu interior. Assim, quanto maior a temperabilidade de um aço, maior será a fração de martensita formada.

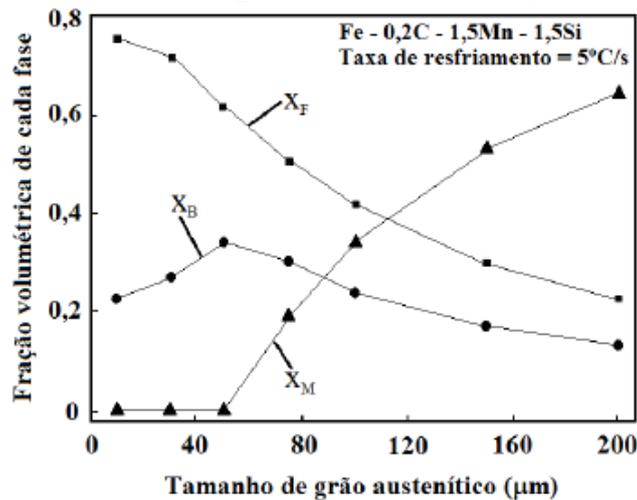
Logo, outro fator importante é a velocidade de resfriamento, quanto maior a temperabilidade do aço, menor a velocidade de resfriamento requerida por ele, portanto, menor a severidade da têmpera (YOSHIDA, 2011). A temperabilidade adequada é necessária para evitar têmpera rápida, tensões residuais e distorções associadas e variações de propriedade através de uma seção (SHEN, 1990).

Os fatores que afetam a temperabilidade são de modo geral os mesmos que influenciam a posição das curvas nos diagramas isotérmicos ou de transformação contínua, isto é, teor de carbono e elementos de liga dissolvidos, tamanho de grão da austenita e homogeneidade da austenita (CALLISTER, 2014).

De acordo com Callister (2014), quanto maior o tamanho de grão mais para a direita a curva TTT se desloca, pois para tamanhos de grãos grandes a dificuldade da formação de perlita que se inicia nos contornos de grãos é maior, facilitando assim a formação de martensita. Este fato está relacionado com a redução da área do contorno de grão austenítico na qual a ferrita preferencialmente nucleia, diminuindo a taxa de nucleação. A Figura 14 mostra o efeito do tamanho de grão austenítico na fração volumétrica dos microconstituintes ferrita, martensita e bainita (X_F , X_M e X_B , respectivamente) a uma taxa de resfriamento de 5°C/s . Conforme cresce o tamanho de grão austenítico, diminui a fração volumétrica de ferrita e bainita e aumenta fração de martensita (LOPES, 2012).

Já em relação a homogeneidade da austenita, pode-se dizer que quanto mais homogênea a austenita, mais favorecida a formação de martensita, pois mais para a direita a curva TTT se desloca, uma vez que carbonetos residuais ou regiões ricas em carbono atuam como núcleos para a formação de perlita.

Figura 14. Efeito do tamanho de grão austenítico na fração volumétrica das fases.



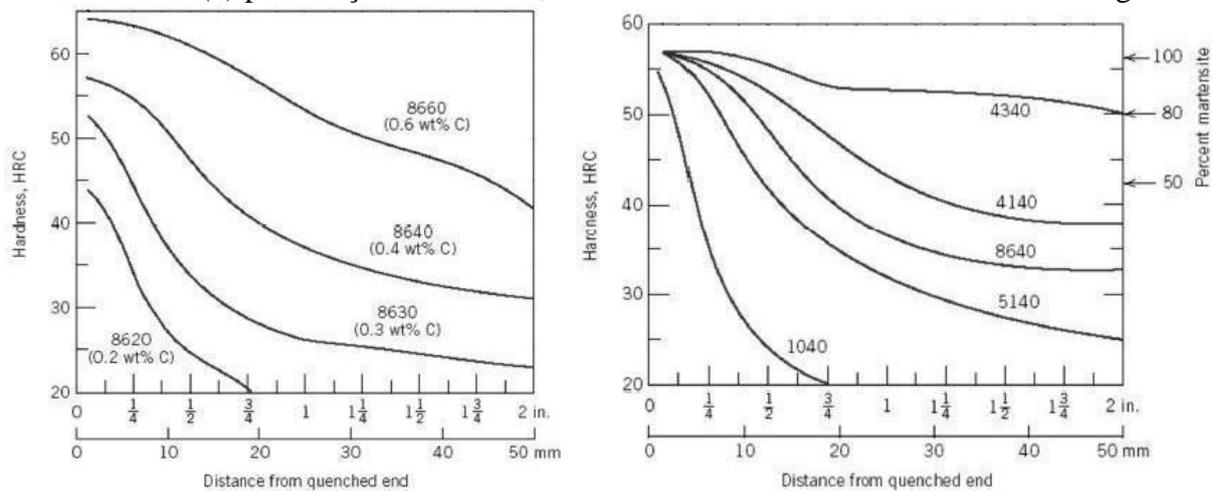
(Fonte: Lopes, 2012)

Para Shen (1990), a dispersão da austenita no momento do resfriamento também tem um efeito poderoso na temperabilidade. Uma determinada fração de volume de austenita presente como partículas grossas rende mais martensita do que a mesma fração de volume presente como partículas finas quando ambas são resfriadas na mesma taxa. Assim, a produção de partículas de

martensita finamente dispersas em uma matriz de ferrita requer taxas de resfriamento mais altas, ou teores de liga mais altos, se as taxas de resfriamento críticas mais lentas forem práticas (SHEN, 1990).

Em relação ao teor de carbono, a temperabilidade aumenta conforme o teor de carbono aumenta como pode ser visto na Figura 15 (a), ou seja, quanto maior o teor de carbono maior dureza alcançada, assim, tem-se uma diminuição da diferença de dureza entre a superfície e o núcleo. Isso ocorre, pois, o carbono pode estar solubilizado no ferro alfa (até 0,02% C), e no ferro gama (até 2,11% C), e quando solubilizado no ferro alfa em altos teores (saturando a estrutura cristalina CCC), produz a fase cristalina metaestável denominada martensita.

Figura 15. Curvas de temperabilidade (a) para 4 aços da série 8600 e diferentes teores de carbono (b) para 4 aços contendo 0,40% de carbono e diferentes elementos de liga.



(Fonte: adaptado Rocha, 2016).

Na Figura 15 (b) é apresentada a influência dos elementos de liga. Diz-se que a função mais importante em aços para tratamento térmico é aumentar a temperabilidade, ou seja, em sua maioria, deslocam a curva TTT para a direita, atrasando assim, a transformação austenita em ferrita + perlita ou bainita, permitindo a formação de mais martensita para uma mesma taxa de resfriamento.

No entanto, os elementos de liga aumentam o teor de carbono equivalente de acordo com a fórmula (CANALE, n.d.):

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{14} + \frac{Mo}{10} + \frac{Cr}{10} + \frac{Ni}{30} + \frac{V}{6} + 3N + 20B \quad (1)$$

Rachaduras e distorções aumentam conforme o conteúdo de carbono equivalente aumenta, sendo que para ligas, a tendência ao surgimento de distorção e rachaduras aumenta à medida que este fator excede 0,52%. Essa tendência é diminuída pela aplicação adequada de têmpera, onde uma têmpera rápida o suficiente deve ser realizada para atingir as propriedades

desejadas, mas desde que seja lenta o suficiente para que não apresentem rachaduras ou distorção excessiva (MACKENZIE, n.d.).

3.5 TÊMPERA

A têmpera é um processo de tratamento térmico do aço destinado à obtenção de dureza, ou seja, visando a transformação de martensita. A operação consiste no resfriamento rápido a partir da temperatura de austenitização. A velocidade de resfriamento deve ser tal que a curva de resfriamento ao menos tangencie o cotovelo da curva de início de transformação de austenita e atinja as linhas horizontais correspondentes à formação de martensita (CHIAVERINI, 2008).

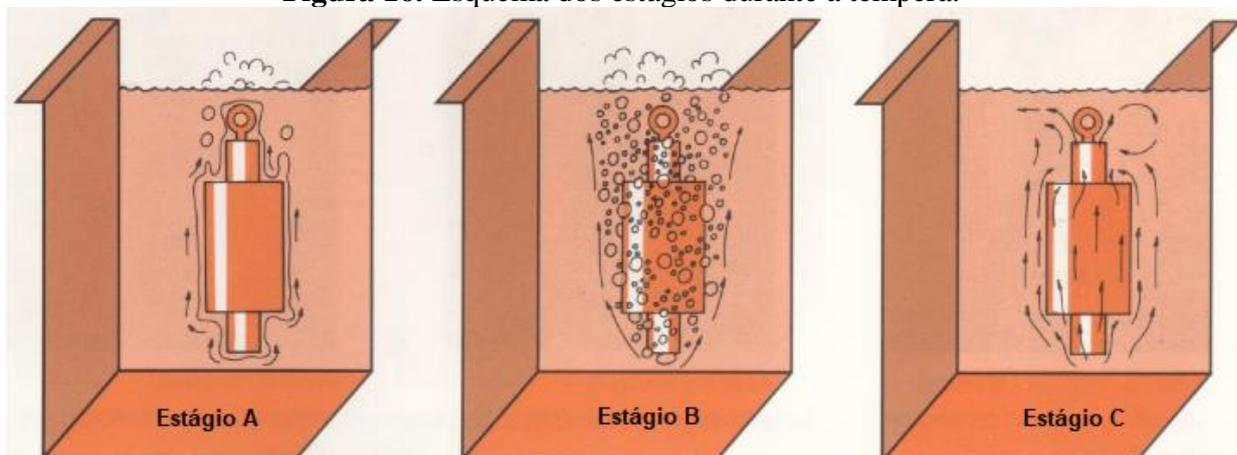
Os meios de resfriamento mais comuns utilizados para alcançar isso são, óleo, água, salmoura, ar, sais e metais fundidos. Dentre estes, o mais drástico é salmoura e o mais brando é metal ou sal fundido (COLPAERT, 2008).

Durante o tratamento de têmpera, torna-se impossível resfriar toda a amostra em uma taxa uniforme, pois a superfície sempre irá resfriar mais rapidamente do que as regiões internas e produzindo conseqüentemente uma possível variação de microestrutura ao longo do interior da peça (CALLISTER, 2014).

Quando uma peça quente entra em contato com o agente de resfriamento líquido, normalmente existem 3 estágios de resfriamento (Figura 16):

- Estágio de vapor (Estágio A)
- Estágio de ebulição (Estágio B)
- Estágio de Convecção (Estágio C)

Figura 16. Esquema dos estágios durante a têmpera.



(Fonte: adaptado de MacKenzie, n.d.)

No estágio A, a transferência de calor é lenta e ocorre principalmente por radiação através da manta de vapor. Esta manta é muito estável e sua eliminação só pode ser potencializada por meio de agitação ou com a adição de aditivos. Este estágio é geralmente, responsável por muitos dos pontos fracos da superfície encontrados na têmpera, pois se o estágio persistir, pode-se formar microconstituintes indesejáveis (MACKENZIE,n.d.).

Já no segundo estágio o vapor começa a entrar em colapso e todo o líquido em contato com a superfície do componente entra em erupção em bolhas de ebulição, sendo este o estágio mais rápido de têmpera. O estágio de ebulição é cessado quando a temperatura da superfície do componente atinge uma temperatura abaixo do ponto de ebulição do líquido. Para muitos componentes sujeitos à distorção, óleos de alta temperatura de ebulição são usados se a troca térmica for rápida o suficiente para endurecer o aço. Uma fase vapor mais estável causa tensões residuais reduzidas, isso se deve à diminuição dos gradientes térmicos presentes.

No estágio final o calor é removido por convecção e é controlado pelo diferencial de temperatura entre a temperatura do componente e a do resfriador. Normalmente, é neste estágio que ocorre a maioria das distorções. Para produzir uma microestrutura predominantemente martensítica em toda seção da peça, três fatores devem ser levados em conta: composição da liga; velocidade de resfriamento e tamanho/geometria da peça.

A temperabilidade que se refere a influência da composição da liga, já foi anteriormente discutida. De maneira geral, quanto maior o teor de carbono na liga mais fácil de se obter transformação martensítica na peça, principalmente na superfície. Entretanto, para que haja transformação no interior da peça é necessária uma certa quantidade de elementos de liga.

Para a velocidade de resfriamento, sabe-se que a mesma dependerá da composição e deve ser tal que impeça a transformação da austenita nas temperaturas mais elevadas, em qualquer parte da peça que se deseja endurecer.

Por fim, o tamanho e a geometria da peça constituem um fator importante porque podem terminar as taxas/meios de resfriamento e a diferenças de transformação para a superfície e o núcleo da peça. Em peças pequenas ou de pequenas espessuras por exemplo, essa diferença é desprezível. O mesmo, entretanto, não se dá com peças de grandes dimensões, onde deve ser levado em conta a composição e o meio de resfriamento para que essa diferença seja mínima (COLPAERT, 2008).

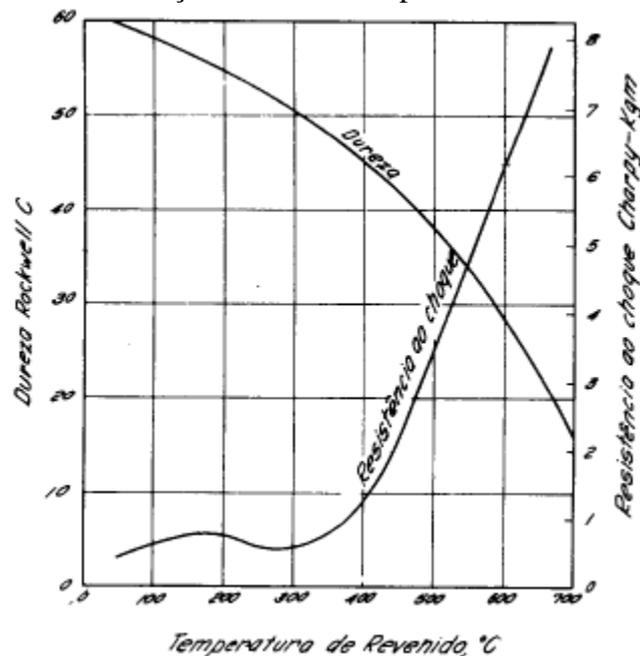
Obter propriedades e baixa distorção costuma requerer um equilíbrio. Frequentemente, as propriedades ideais são obtidas às custas de altas tensões residuais ou alta distorção. Baixa distorção ou tensões residuais são geralmente obtidas com o sacrifício das propriedades.

Portanto, a taxa de resfriamento ideal é aquela em que as propriedades são atendidas e fornece a mínima distorção.

3.6 REVENIMENTO

O tratamento de têmpera torna as peças muito duras, conseqüentemente muito frágeis, não podendo ser utilizada para a maioria das aplicações. A ductilidade e a tenacidade podem ser aprimoradas e as tensões internas aliviadas por meio de um tratamento de revenimento. Esse tratamento consiste no reaquecimento das peças temperadas, as temperaturas situadas abaixo da linha inferior de transformação A1 (zona crítica) (CHIAVERINI, 2008).

Figura 17. Efeito da temperatura de revenimento sobre a dureza e resistência ao choque de um aço SAE 1045 temperado.



(Fonte: Chiaverini, 2008)

O alívio das tensões ocorre devido ao aquecimento da martensita, que permite a reversão do reticulado instável. Além disso, o revenido permite ajustar a dureza do aço temperado para valores desejados, por vias de regra geral do revenimento, quanto maior a temperatura utilizada, menor a dureza final como pode ser visto na Figura 17.

Dessa maneira, a partir da temperatura de revenido, pode-se verificar algumas transformações:

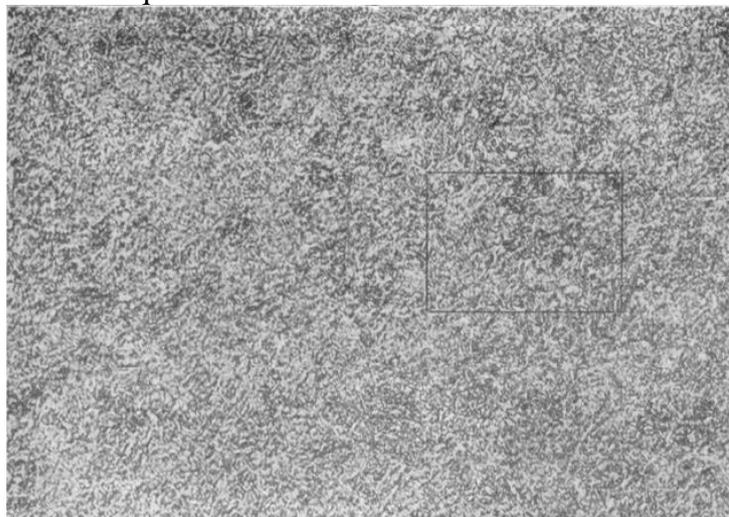
- Entre 150 e 230 °C, o reticulado tetragonal (TCC) torna-se cúbico (CCC), onde qualquer austenita residual se transforma em uma estrutura escura, denominada martensita revenida com dureza entre 60-63 HRC.

- Entre 230 e 400 °C, a precipitação de carbonetos avança e seu crescimento acontece em forma globular. A estrutura perceptível ao microscópio é uma massa escura, chamada troostita com dureza de cerca de 50 HRC.

- Entre 400 e 650 °C, ocorre o avanço do crescimento dos carbonetos, formando glóbulos percebidos ao microscópio com grandes aumentos. As estruturas resultantes denominam-se sorbita, com dureza entre 20 a 45 HRC (Figuras 18 e 19).

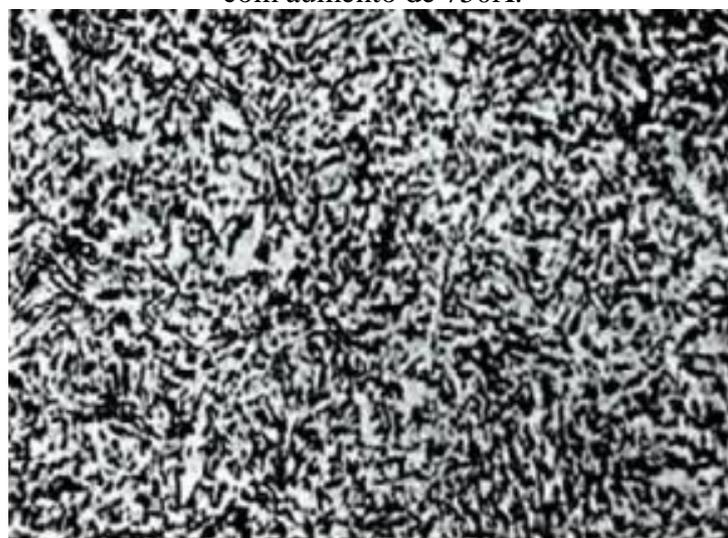
- Entre 650 e 723 °C, os carbonetos crescem de forma a ficarem perfeitamente perceptíveis distribuídos num fundo ou matriz ferrítica contínua. A estrutura alcançada é nomeada como esferoidita, com dureza de 5 a 20 HRC (CHIAVERINI, 2008).

Figura 18. Aspecto da estrutura metalográfica de um aço temperado e revenido (sorbita). Ataque ácido nítrico com aumento de 200X.



(Fonte: Chiaverini, 2008)

Figura 19. Aspecto com maior ampliação da área assinalada na figura 12. Ataque ácido nítrico com aumento de 750X.



(Fonte: Chiaverini, 2008)

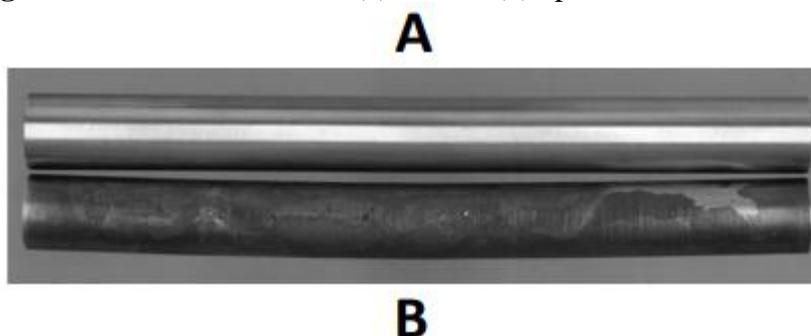
De acordo com Chiaverini (2008), um fenômeno denominado fragilidade de revenido acontece eventualmente em alguns aços liga cuja causa sua causa ainda é incerta. Esse fenômeno ocorre quando aços revenidos entre 500 e 680 °C com resfriamento lento, se mostram com grande fragilidade, porém quando resfriados rapidamente, apresentam-se dúcteis. Essa fragilidade pode ser observada somente no ensaio de resistência a tração, pois outras propriedades mecânicas não são afetadas pela taxa de resfriamento do revenido.

3.7 DISTORÇÃO DIMENSIONAL

Pinos de centro são fixadores de alto desempenho e são usualmente tratados termicamente para obter melhores propriedades mecânicas, no entanto, muitas vezes o tratamento térmico acaba ocasionando distorções indesejáveis.

Para Nunes (2012), às distorções de forma geradas pelos processos de fabricação, representam quantitativamente o afastamento da superfície real em relação ao desejado, ou ainda, uma mudança dimensional. A Figura 20 mostra um exemplo típico de distorção de forma antes (a) e após (b) o tratamento térmico de têmpera em forno contínuo.

Figura 20. Barras cilíndricas (a) antes e (b) após tratamento térmico.



(Fonte: Nunes, 2012)

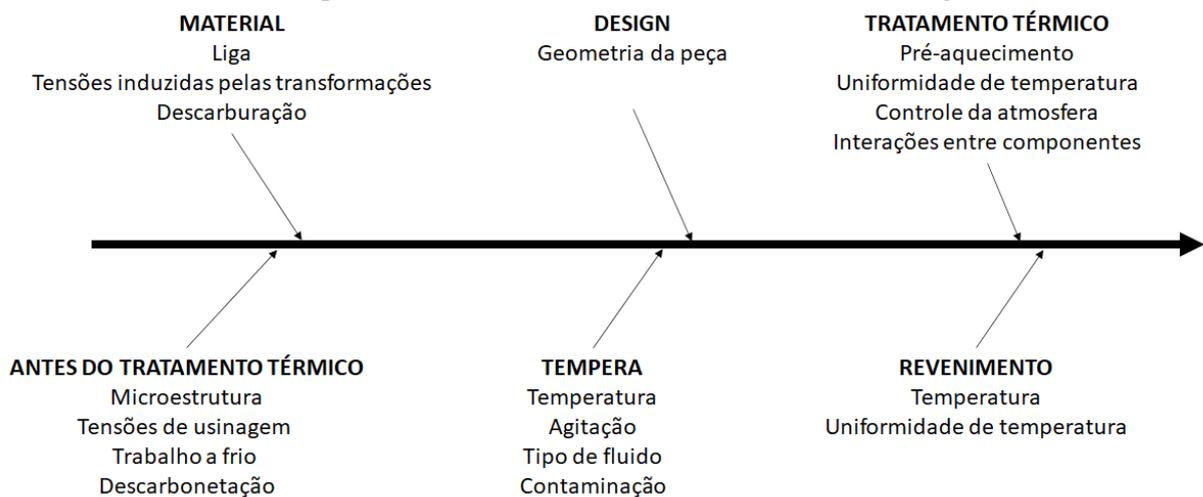
Até tempo atrás, as distorções eram atribuídas como sendo efeitos oriundos somente do tratamento térmico, porém hoje, sabe-se que as distorções são influenciadas por praticamente todas as etapas do processo, que geram um potencial de distorção, e este é aliviado geralmente em etapas onde há usinagem e/ou tratamento térmico, isto é, em etapas onde há redistribuição ou relaxamento de tensões residuais.

Neste caso, as tensões são geradas principalmente nos processos de conformação a frio, onde tem-se menores possibilidades de ocorrência de mecanismos de relaxação de tensões. Essas tensões podem gerar perda de matérias-primas ocasionadas por quebra de componentes durante

tratamentos térmicos, em etapas posteriores do processo de fabricação ou ainda a quebra catastrófica do componente quando em serviço (NUNES, 2012).

Sabe-se que alguns fatores afetam a capacidade do processo de tratamento térmico, e em relação às distorções de forma e a Figura 21 alguns dos fatores, mas pode-se citar aqui quatro principais fatores: geometria do componente; distribuição de fases e elementos de liga; histórico mecânico; e distribuição das tensões residuais.

Figura 21. Diagrama com parâmetros de influência na distorção pré e pós tratamento térmico de componentes mecânicos durante uma rota de fabricação.



(Fonte: adaptado de Shen, 1990)

De forma geral, as tensões residuais causam uma mudança de forma do componente quando ultrapassam o limite de escoamento do material. Isso ocorre principalmente na etapa de aquecimento, quando há um declínio na resistência ao escoamento.

Da mesma forma, as tensões podem ser causadas pela expansão diferencial devido ao aumento do gradiente térmico e da deformação plástica, pois a resistência ao escoamento é excedida.

Ou ainda, através das mudanças de volume devido às transformações de fases, onde as alterações de volume geram sistemas de tensões residuais localizadas, até que o limite de escoamento seja ultrapassado localmente, ocorrendo as distorções de forma.

Sendo assim, além desses fatores, a assimetria de aquecimento também pode contribuir fortemente para a causa de distorções de forma. Uma vez que, se o padrão de aquecimento não for homogêneo em toda peça, conseqüentemente a camada temperada não terá uma espessura uniforme ao longo de toda peça, podendo comprometer o comportamento mecânico deste, além de introduzir distorções decorrentes de alterações volumétricas heterogêneas (NUNES, 2012), causadas pelos gradientes de temperaturas que se formam durante o aquecimento (expansão) e o resfriamento (contração) de peças. Ou seja, quando houver um aquecimento homogêneo em toda

a peça as distorções de forma decorrentes de alterações volumétricas e gradientes térmicos superficiais serão minimizados.

3.7.1 Empenamento

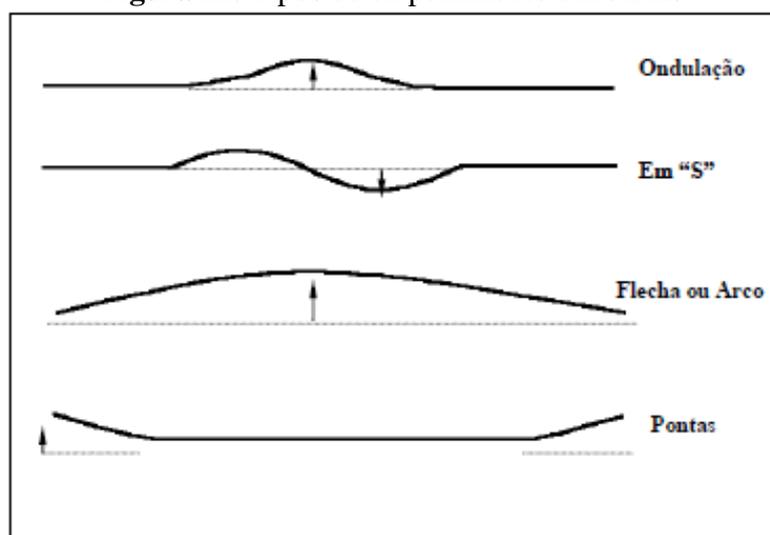
O empenamento é considerado uma distorção de forma, ou seja, pode ser consequência de uma alteração dimensional ou alteração de forma. Apesar de estas duas alterações poderem ocorrer separadamente, a execução de um tratamento térmico, quase sempre, provoca a superposição de ambas.

As distorções de forma manifestam-se por variações de curvatura ou das relações angulares, torções, flexões etc. Essa distorção é imprevisível e aleatória devido ao parâmetro que lhe é associado.

Geralmente o empenamento está associado a distorção de forma oriunda de tensões residuais, que são produzidas no material e nos componentes mecânicos durante o processo de fabricação nas diversas etapas. Como visto anteriormente, quase todos os processos de fabricação irão introduzir tensões residuais no componente fabricado (NUNES, 2012)

Empenamentos e distorções dimensionais são características que podem comprometer a qualidade final de um processo de tratamento térmico, mesmo que outros resultados, tais como dureza e microestrutura metalográfica se apresentem conforme solicitadas (HIRSCHHEIMER, 2020).

Figura 22. Tipos de empenamento em barras.



(Fonte: SANTOS, 2008).

O empenamento de peças no tratamento térmico, para muitas situações, pode ser reduzido a valores compatíveis com o projeto. O tratamento térmico deve ser conduzido conforme

parâmetros adequados para cada tipo de liga ferrosa e, em alguns casos, utilizar dispositivos para condicionar o empenamento. O tipo de empenamento encontrado pode ser variado, sendo de maneira geral, classificado como mostrado na Figura 22 (SANTOS, 2008).

3.8 RESISTÊNCIA MECÂNICA

As propriedades mecânicas dos materiais são adquiridas através da realização de experimentos de laboratório, que reproduzem as condições de serviço que os mesmos estarão sujeitos. Essas propriedades caracterizam a capacidade dos materiais de reagirem à deformação sob a ação de forças externas. De maneira geral, as propriedades dependem da classe de material, seu tratamento, estrutura interna, forma da peça e outros fatores.

Os fixadores por sua vez, são designados por classes de resistência, através da norma ISO 898-1 que rege os requisitos mecânicos a serem atendidos por eles (HASSMANN, 2016). As principais propriedades físicas e mecânicas estabelecidas para cada classe de resistência estão descritas na Tabela 3.

Tabela 3. Propriedades físicas e mecânicas para fixadores.

Propriedade Mecânica e Física		Classes de Resistência			
		8.8	9.8	10.9	12.9
Resistência a Tração em N/mm ²	Nom	800	900	1000	1200
Limite de Escoamento 0,2% em N/mm ²	Nom	640	720	900	1080
Dureza Rockwell, HRC	Mín	22	28	32	39
	Máx	32	37	39	44
Dureza Superficial, HV _{0,3}	Máx	-		390	435
Descarbonetação Superficial HV _{0,3}	Máx	H			
Torque de Ruptura em NM (Mb)	Mín	Em acordo com ISO 898-1			
H	A dureza superficial pode ser no máx 30 HV acima do valor encontrado na dureza de núcleo, ambas medidas em HV _{0,3}				

(Fonte: adaptado de ISO)

Segundo Hassmann (2016) para garantir essas propriedades, os fixadores de classes de resistência igual ou maiores a 8.8, devem passar obrigatoriamente pelo tratamento térmico de têmpera e revenido, para que a microestrutura martensítica seja formada e as suas propriedades mecânicas sejam alcançadas.

Esses fixadores que passam pelo processo de tratamento térmico são considerados fixadores de alta resistência mecânica, ou seja, tendem a suportar cargas mecânicas mais elevadas (HASSMAN, 2016).

4 METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 METODOLOGIA

As propriedades mecânicas de um material resultam da interação entre sua composição química e do processamento aplicado, podendo ser ele mecânico ou metalúrgico. Estes processos geralmente tendem a alterar as propriedades do aço a fim de proporcionar melhores condições de aplicabilidade, porém podem muitas vezes influenciar negativamente quando não realizado de forma correta.

Neste sentido, o presente trabalho teve por objetivo estudar peças delgadas tratadas pelo processo de têmpera no qual apresentam distorções ao longo do seu eixo, dificultando a sua montagem mecânica.

Assim, para avaliar as distorções geométricas as peças foram submetidas a análises dimensionais, para o registro do desvio de forma (batimento circular) e, também, tiveram suas microestruturas avaliadas via microscopia óptica e ensaios mecânicos a fim de garantir propriedades específicas para peças automotivas.

Na caracterização microestrutural, utilizou-se um *software* de análise de imagens para a quantificação das fases presentes anteriormente e após tratamento térmico, permitindo uma contagem mais precisa e reproduzível das características estudadas.

Posteriormente estas informações foram correlacionadas com os parâmetros utilizados no tratamento térmico de dois aços ao boro. As temperaturas prévias foram selecionadas a partir de parâmetros já utilizados pela empresa.

Todas as amostras pertencem à mesma ordem de produção, minimizando assim qualquer variação de qualidade referente a matéria prima, tendo em vista que a composição química e condição de processo foram iguais para todas as peças.

4.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.2.1 Condições Iniciais

As peças estudadas foram produzidas a partir de aço ao boro, denominados aços SAE 10B22, cuja composição química é a apresentada na Tabela 4.

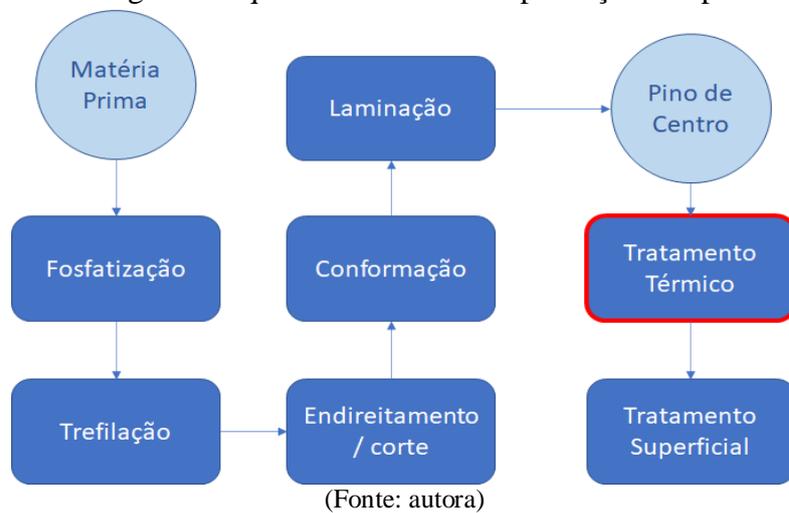
Tabela 4. Composição química (% massa) do aço utilizado.

Aço	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Al	B
10B22 utilizado	0,1938	0,7579	0,0093	0,0084	0,1500	0,1667	-	-	0,002

(Fonte: autora)

Foram produzidos pinos de centro (cilindros) com as dimensões de 12mm x 300mm com aço 10B22, identificados como amostras B22. O processo produtivo para obtenção dos pinos está ilustrado na Figura 23 abaixo, onde por considerações de projeto, os mesmos devem ter a mínima distorção geométrica, de modo a não apresentarem problemas na sua utilização posterior (montagem).

Figura 23. Fluxograma esquemático do lote de produção dos pinos de centro.

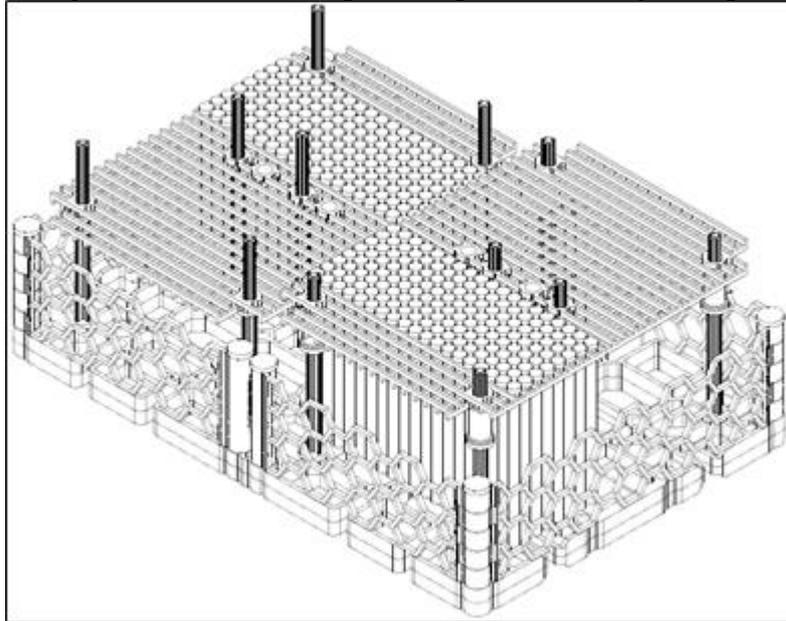


4.2.2 Tratamentos Térmicos

Para alcançar as propriedades requeridas, os pinos fabricados com o aço citado anteriormente passaram pelo processo de tratamento térmico de têmpera e logo em seguida pelo revenimento.

Pinos de centro são geralmente finos e delgados, desta maneira, utilizou-se um dispositivo (Figura 24) para acomodá-los dentro de um cesto para tratamento térmico no forno em batelada, otimizando a maior quantidade de peças por carga, e obtendo ainda, produtos com propriedades adequadas com o requerido.

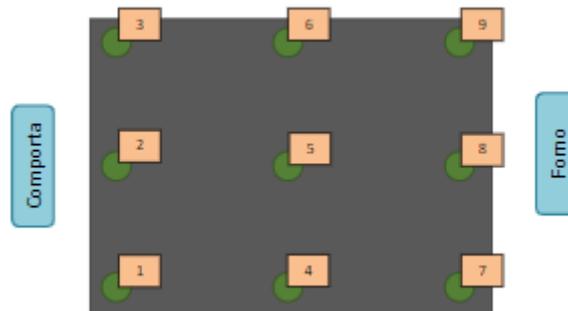
Figura 24. Imagem ilustrativa de dispositivo para acomodação de pinos de centro.



(Fonte: autora)

De forma a avaliar possíveis variações de transformação microestrutural, distorções de forma e propriedades mecânicas consequentes das diferentes taxas de aquecimento e resfriamento encontradas no cesto, dependente da posição das peças no mesmo, foi determinado a retirada de 9 amostras como mostra Figura 25.

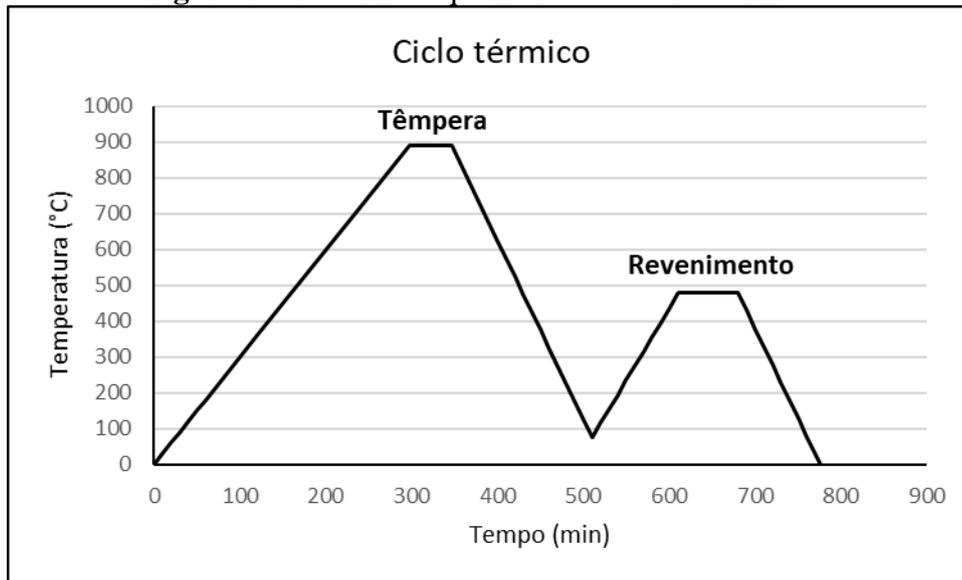
Figura 25. Esquema de retirada das amostras de acordo com a posição delas no cesto e entrada no forno.



(Fonte: autora)

O ciclo térmico proposto a partir de tempos de processos comerciais refere-se a amostra B22, onde aplicou-se uma temperatura de patamar de austenitização de 890 °C, resfriados em seguida em óleo com temperatura de 65°C, após isso foram revenidos em temperatura igual a 480 °C por 70 minutos igual ilustra a Figura 26.

Figura 26. Desenho esquemático dos ciclos térmicos.



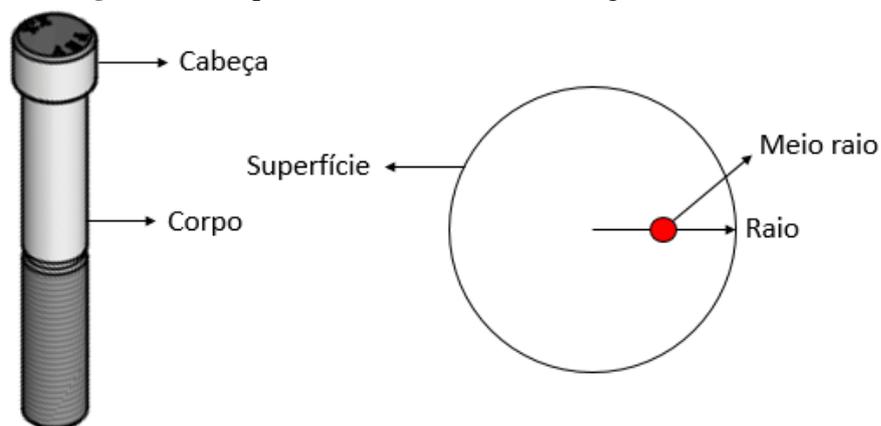
(Fonte: autora)

O forno utilizado é do tipo estacionário (batelada), marca Metal Trend modelo Mitutoyo, com controle de atmosfera, sendo as temperaturas monitoradas pela utilização de termopares, apresentando variação de ± 15 °C no interior do forno.

4.2.3 Caracterização Microestrutural

Para essa análise, as amostras foram cortadas e embutidas em baquelite, seguido da utilização de lixadeira automática, com força de 40 N, passando pelas lixas 120, 600 e 1200. O polimento, também em lixadeira automática, foi realizado com 20N de pressão, com suspensão de alumina de 1 μ m (50%), e o ataque químico foi realizado com nital (3,5%). Essas avaliações foram realizadas no laboratório metalúrgico da empresa, utilizando microscópio óptico Zeiss modelo Axio Vert 01.

Figura 27. Esquema demonstrativo das regiões de análise.

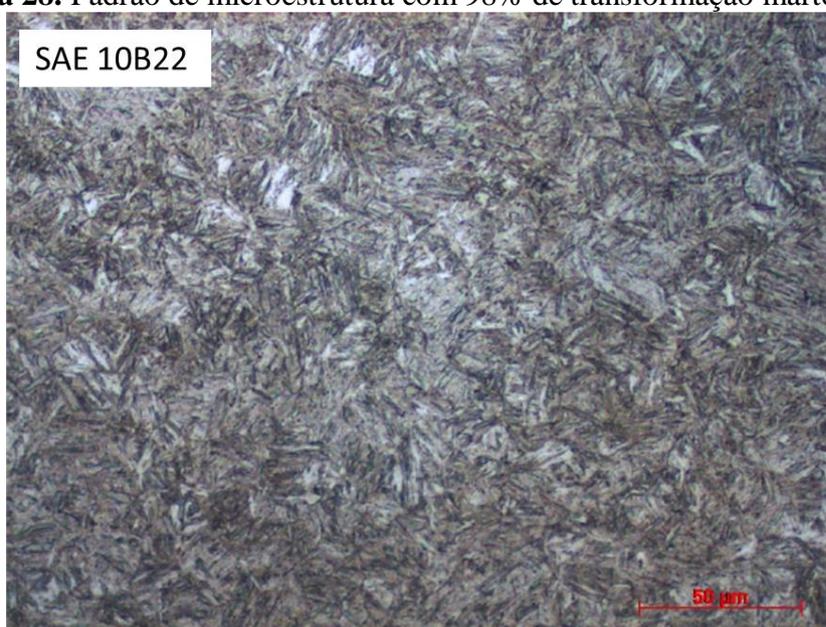


(Fonte: autora)

As análises foram realizadas em duas regiões dos pinos, sendo elas a cabeça e corpo, que por sua vez deve ser tomado como a 1D acima da rosca conforme Figura 27. Essas análises possuem a finalidade de observar a profundidade de descarbonetação na rosca, uma vez que a perda no teor de carbono pode diminuir a resistência mecânica, trazendo conseqüentemente falhas ao produto.

Através dessas duas regiões, foram realizadas análises microestruturais no núcleo (correspondendo a meio raio) da cabeça e do corpo dos pinos, a fim de analisar e garantir uma estrutura com aproximadamente 90% de martensita revenida prevista pela norma ISO 898-1:2013, para esta análise, tomou-se como referência a metalografia apresentada na Figura 28.

Figura 28. Padrão de microestrutura com 98% de transformação martensítica.



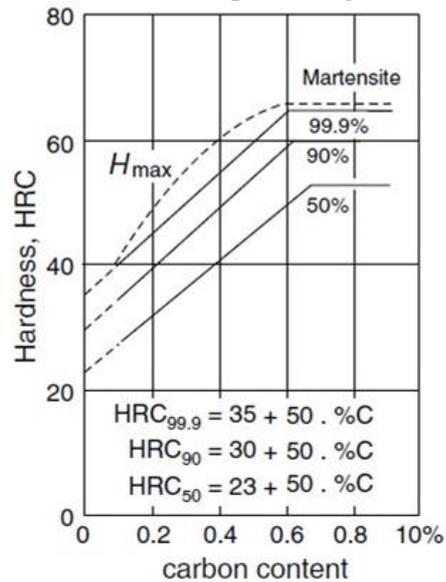
(Fonte: Bepler, 2020)

4.2.4 Caracterização Mecânica

Para a caracterização mecânica das amostras, foi realizado ensaio dureza Rockwell C, HRC (Reichter, Briro A1), sendo esta análise realizada tanto na superfície como no núcleo das peças. Os resultados deste ensaio foram obtidos de uma média aritmética simples de três endentações e analisados de acordo com os valores determinados pela norma para esta classe de resistência.

Para efeitos de comparação, calculou-se a dureza para 3 porcentagens bases de transformação martensítica através das equações da Figura 29 abaixo. A partir desses valores, pode-se confirmar a porcentagem de transformação e a dureza alcançada pelas amostras.

Figura 29. Cálculo para análise de dureza e porcentagem de transformação martensítica.



(Fonte: Rocha, 2016)

Já os ensaios de tração, foram realizados nas próprias amostras (pinos de centro) em uma máquina universal de ensaios da marca Tinius Olsen modelo CMH 496 Controller. Segundo a ISO 898-1:2013, o ensaio de tração em fixadores inteiros deve ser executado conforme as cargas na Tabela 5.

Tabela 5. Cargas mínimas de ruptura para rosca métricas normais ISO.

Rosca	Seção Transversal Efetiva Nominal A_s, nom (mm ²)	Classe de Resistência Mecânica			
		8.8	9.8	10.9	12.9
		Tensão de Tração Mínima F_m (N)			
		$F_m = A_{s,nom} \cdot R_{m,min}$			
M12	84,3	70 000	75 900	87 700	103 000

(Fonte: ISO, 2013)

Conforme a norma, durante a execução do ensaio deve haver carga em um comprimento livre de rosca de, no mínimo, uma medida do diâmetro nominal do fixador. Para satisfazer as exigências deste ensaio, a ruptura se ocorrer, deverá ser somente no comprimento livre da rosca ou na haste e não na transição entre a cabeça e a haste. A velocidade de aplicação de carga não excedeu 15mm/min.

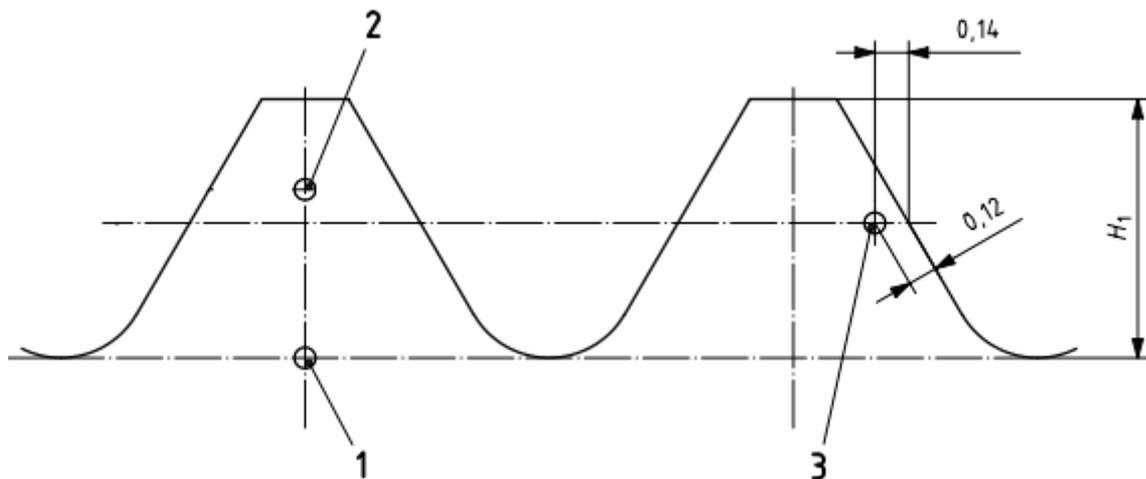
Para realização do ensaio de tração, as peças foram acopladas na máquina de ensaio universal, utilizando insertos para o diâmetro M12 passo 2,0, onde a cabeça do parafuso sextavado está apoiada em uma placa, e a outra extremidade da peça, rosqueada no inserto.

4.2.5 Microdureza

Para fixadores tratados termicamente, se as amostras apresentarem diferença maior que 30 HV nos valores de dureza determinados na área de meio raio, deve-se verificar os requisitos de 90% de martensita foi alcançado.

Desta forma, os ensaios de microdureza foram realizados para conferência de carbonetação nas peças conforme Figura 30, onde a dureza encontrada no ponto 3, deve ser menor ou igual a dureza Vickers encontrada no ponto 1 mais 30 ($HV(3) \leq HV(1) + 30$). Um aumento de mais de 30 Vickers indica carbonetação. Este ensaio foi realizado em um microdurômetro da marca Shimadzu modelo MHV 02, utilizando uma pirâmide de diamante com ângulo de 136° , com carga de 0,3 kgf. A descarbonetação também pode ser checada através do ensaio de microdureza Vickers, onde deve ser determinada nos pontos 1 e 2 da Figura 30. Para que as peças não se encontrem descarbonetadas, a dureza encontrada no ponto 2 deve ser maior ou igual a dureza encontrada no ponto 1, menos 30 Vickers ($HV(2) \geq HV(1) - 30$).

Figura 30. Determinação de dureza para teste de carbonetação e descarbonetação.

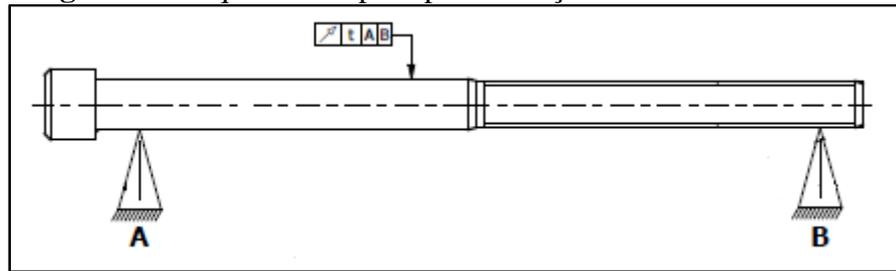


(Fonte: adaptado de ISO, 2013)

4.2.6 Avaliação do Empenamento

Com os produtos devidamente identificados, foi realizado ensaios de empenamento antes e após o tratamento térmico. Este ensaio foi realizado em um relógio comparador da marca Universal Concentricity Gage, sendo realizado as medidas conforme norma e desenho do produto (Figura 31).

Figura 31. Esquema de apoio para medição de batimento circular.

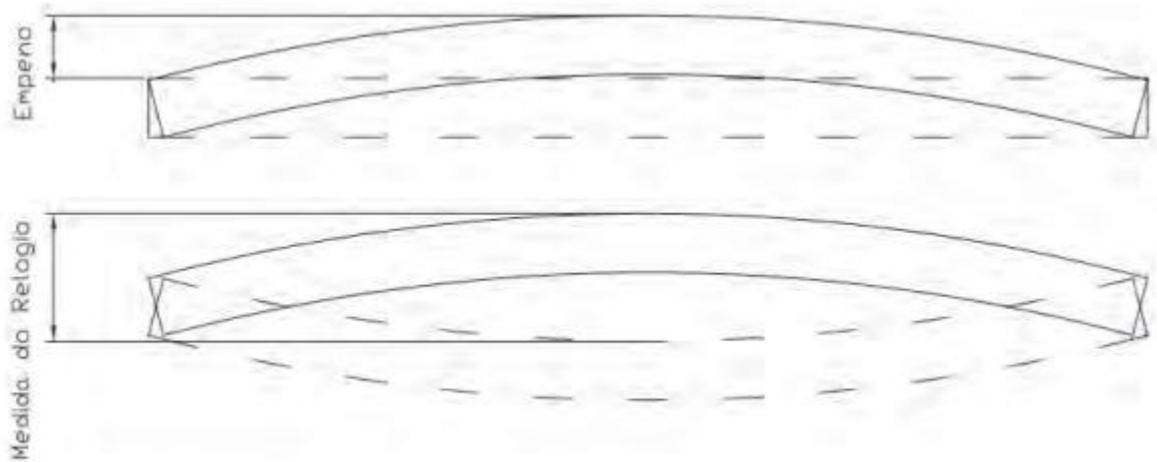


(Fonte: adaptado de Fey, 2020)

Os pinos foram posicionados sobre o relógio comparador, e em seguida a peça é girada até que a marcação do relógio comparador inverta o sentido de rotação. Neste ponto encontra-se a flecha máxima da barra, sendo então girado o marcador graduado posicionando o zero no ponto onde ocorreu a inversão de sentido. A partir desse ponto gira-se novamente a barra, e anota-se o valor obtido.

Entretanto o empeno total obtido representa duas vezes o empeno da barra, pois o valor obtido é a distância do ponto mais alto que a barra fica posicionada até o ponto mais baixo (Figura 32), sendo o empeno a medida do plano central até o ponto mais alto. Logo a medida do relógio deve ser dividida por dois, obtendo assim a medida do empeno.

Figura 32. Ilustração da medida realizada no relógio comparador.

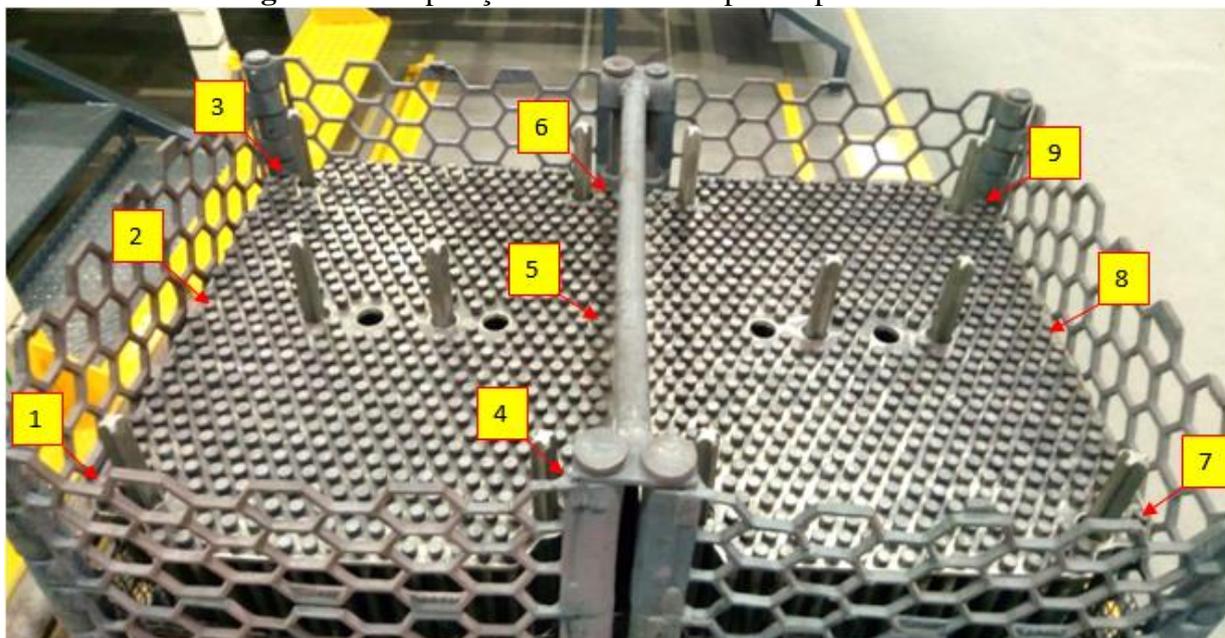


(Fonte: Franzao, 2011)

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados apresentados a seguir foram discutidos conforme o que estabelece a ISO 898-1:2013, que é direcionada a conformação de fixadores em aço-carbono ligado. Desta forma, para fins de comparação, as amostras fabricadas com o aço ao boro 10B22 seguiram a mesma normativa. As exigências da norma podem ser visualizadas através do Tabela 3. As análises foram realizadas em 9 amostras como citado anteriormente e ilustrado na Figura 33, sendo as amostras 1,2 e 3 as mais próximas da comporta (maior contato com a zona fria) e as amostras 7, 8 e 9 as mais próximas do forno (menor tempo de contato com a zona fria).

Figura 33. Disposição correta dos corpos de prova no cesto.

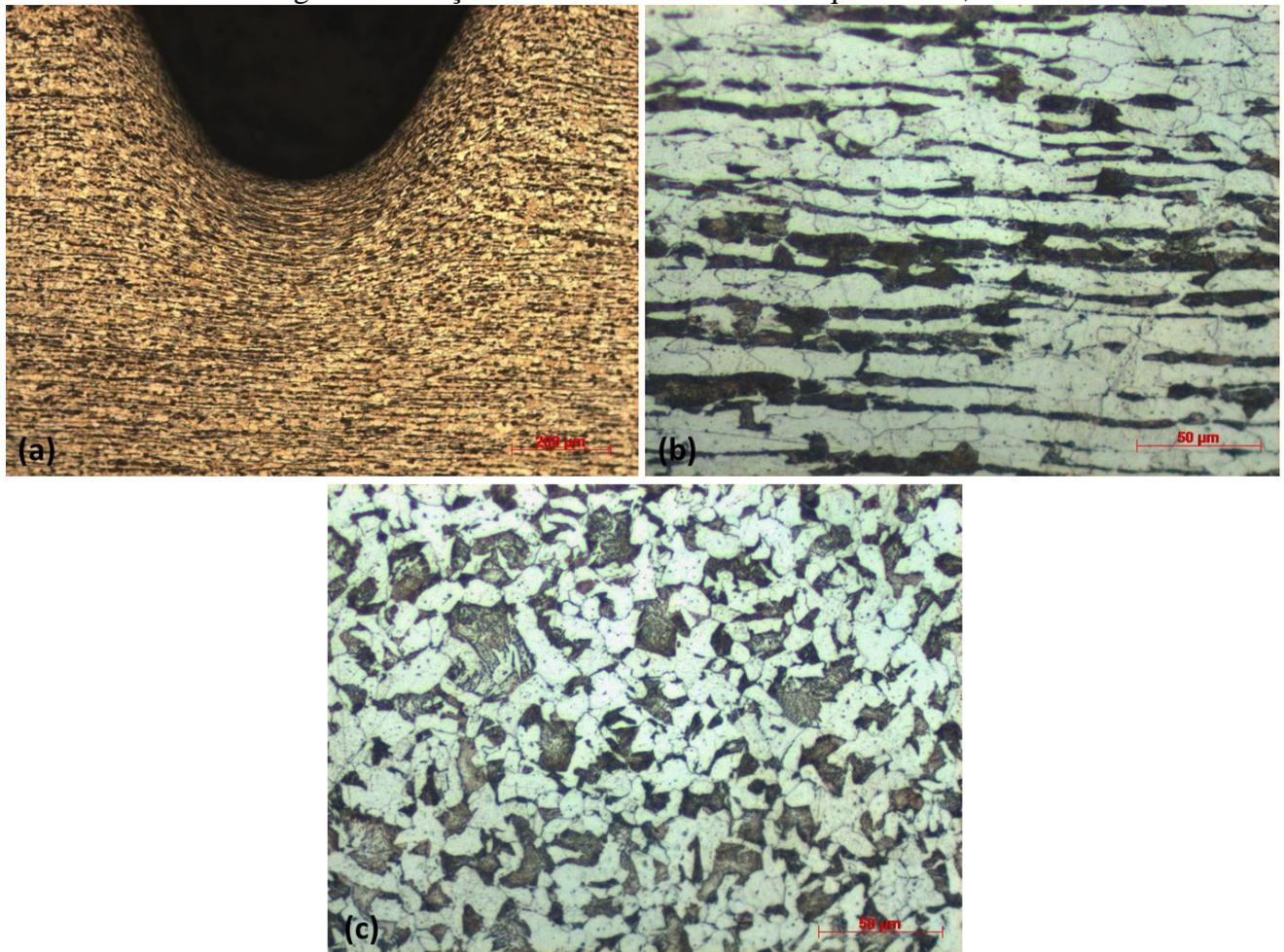


(Fonte: autora)

5.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Através da análise microscópica pode-se caracterizar a microestrutura dos materiais utilizados. Na Figura 34 são apresentadas as microestruturas iniciais da região do corpo e da cabeça do pino de centro fabricado com aço SAE 10B22, antes do tratamento térmico. A microestrutura inicial apresentou-se composta por aproximadamente 62,4% de ferrita (regiões claras) e 37,6% de perlita (regiões escuras).

Figura 34. Micrografias da amostra antes do tratamento térmico a) superfície da região do corpo com aumento de 100X b) núcleo da região do corpo com aumento de 500X e c) núcleo da região da cabeça com aumento de 500X. Ataque: nital 3,5%.



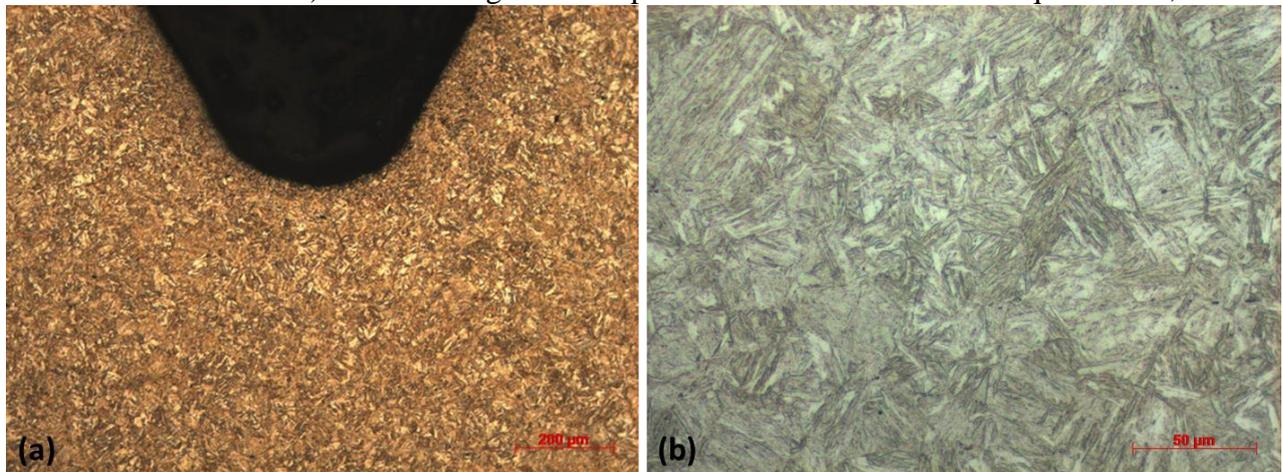
(Fonte: autora)

Conforme pode ser visto, a estrutura previamente ao tratamento térmico, não apresenta uma estrutura martensítica e sim uma estrutura ferrítica-perlítica com alinhamento de grãos na região do corpo. Esse alinhamento ocorre devido ao processo de trefilação, onde os grãos possuem um direcionamento no sentido da deformação imposta durante este processo.

Enquanto na região do núcleo da cabeça não há um alinhamento dos grãos, visto que esta parte do pino de centro passa posteriormente pelo processo de conformação a quente, dando tempo para que os grãos se recuperem, e de forma resultante, aliviando as tensões internas armazenadas durante a deformação.

Na Figura 35 são apresentadas as microestruturas da região do corpo e cabeça do pino de centro após o tratamento térmico de têmpera à 890 °C. A microestrutura das amostras temperadas é constituída, essencialmente, de martensita.

Figura 35. Micrografias da amostra após têmpera a) superfície da região do corpo com aumento de 100X b) núcleo da região do corpo com aumento de 500X. Ataque: nital 3,5%.



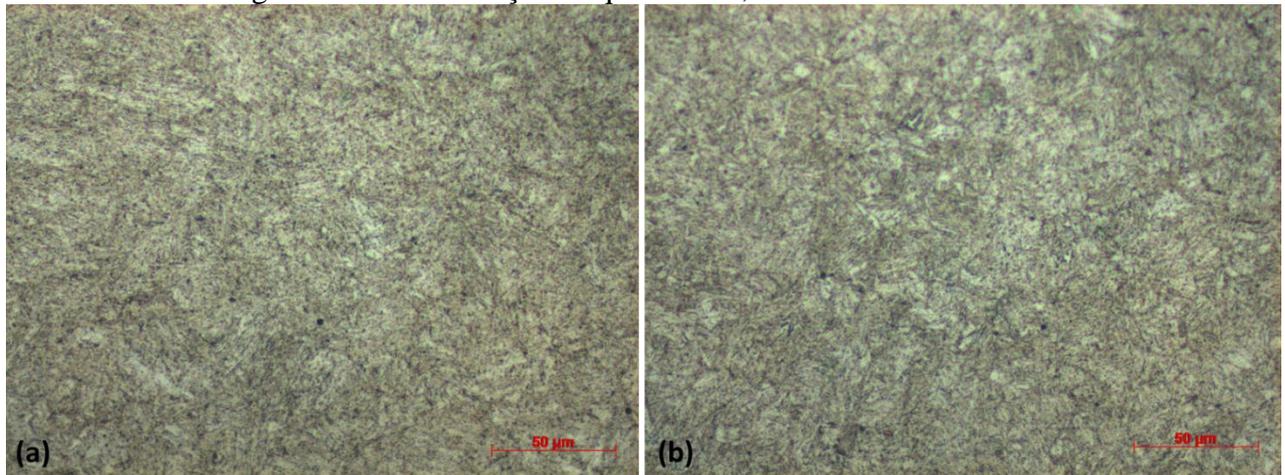
(Fonte: autora)

Das Figuras 36 a 44 são apresentadas as microestruturas da região do núcleo do corpo e cabeça dos pinos de centro de 1 a 9 respectivamente após o tratamento térmico de têmpera e revenimento. Estas amostras apresentaram microestruturas típicas desse tratamento, composta por martensita revenida.

Nota-se que todas as amostras apresentaram uma microestrutura martensítica revenida mais grosseira para a região do núcleo do corpo, enquanto para a região do núcleo da cabeça as microestruturas constituem-se de martensita refinada, devido ao pequeno crescimento dos grãos austeníticos. Esse comportamento pode ser consequência da microestrutura apresentada nos pinos antes do tratamento térmico, no entanto, essas diferenças não são de grande influência para as propriedades mecânicas alcançadas.

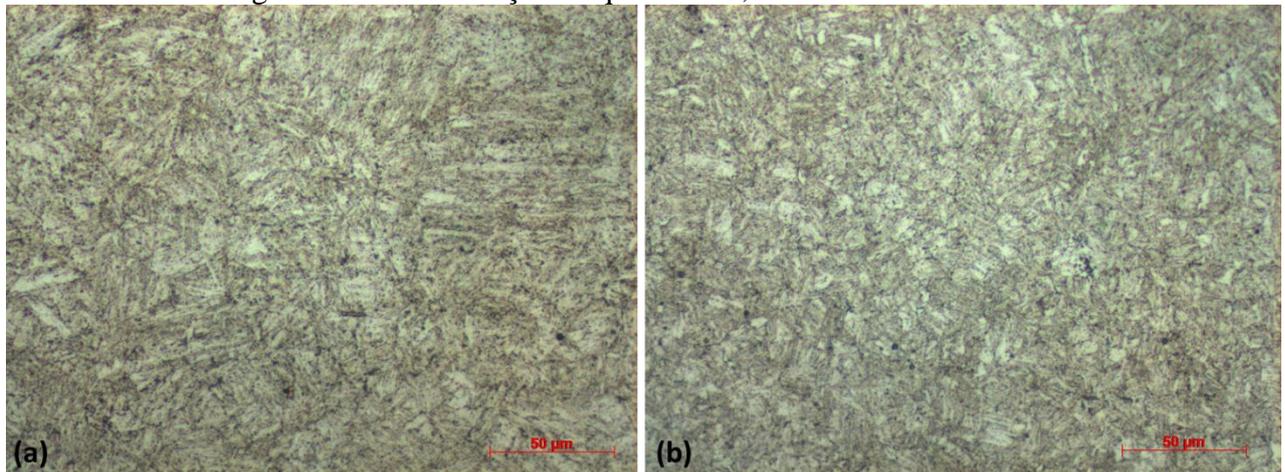
Através do atlas para padronização visual de análises metalográficas da empresa e pelas considerações da norma ISO 898-1, as imagens mostram que os parâmetros utilizados no tratamento foram suficientes para alcançar transformação martensítica maior que 90% em todas as amostras.

Figura 36. Micrografias da amostra 1 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



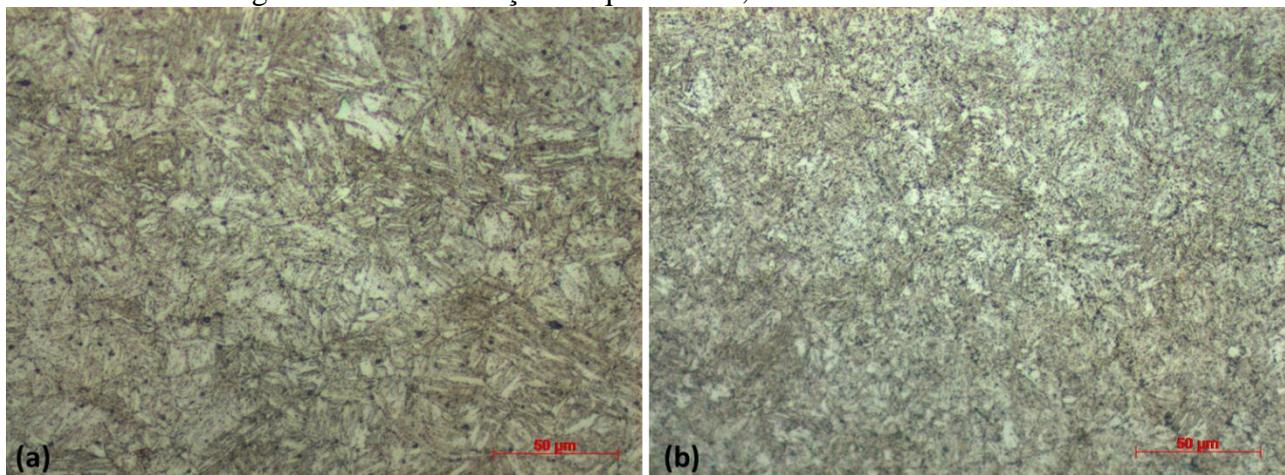
(Fonte: autora)

Figura 37. Micrografias da amostra 2 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



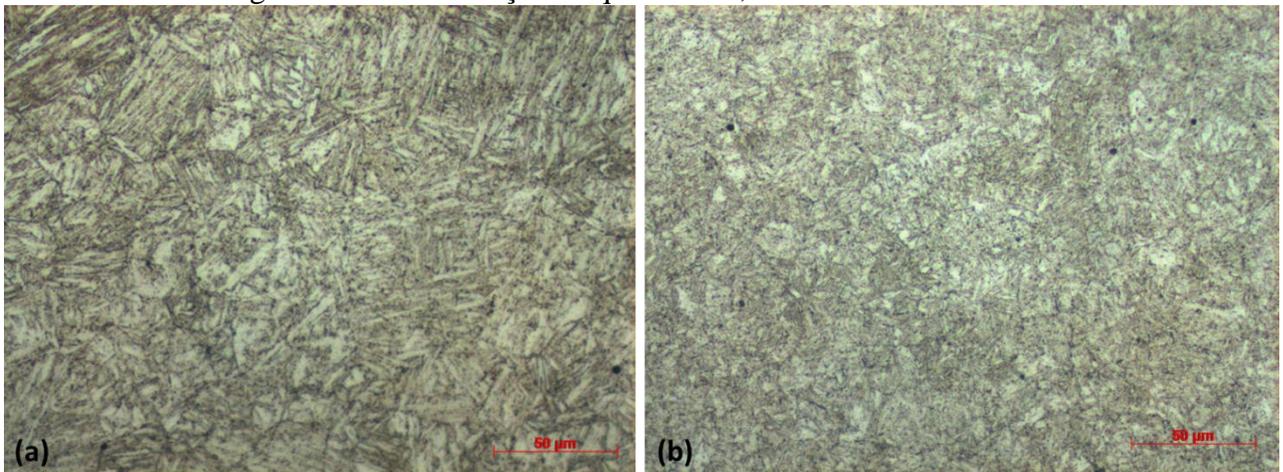
(Fonte: autora)

Figura 38. Micrografias da amostra 3 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



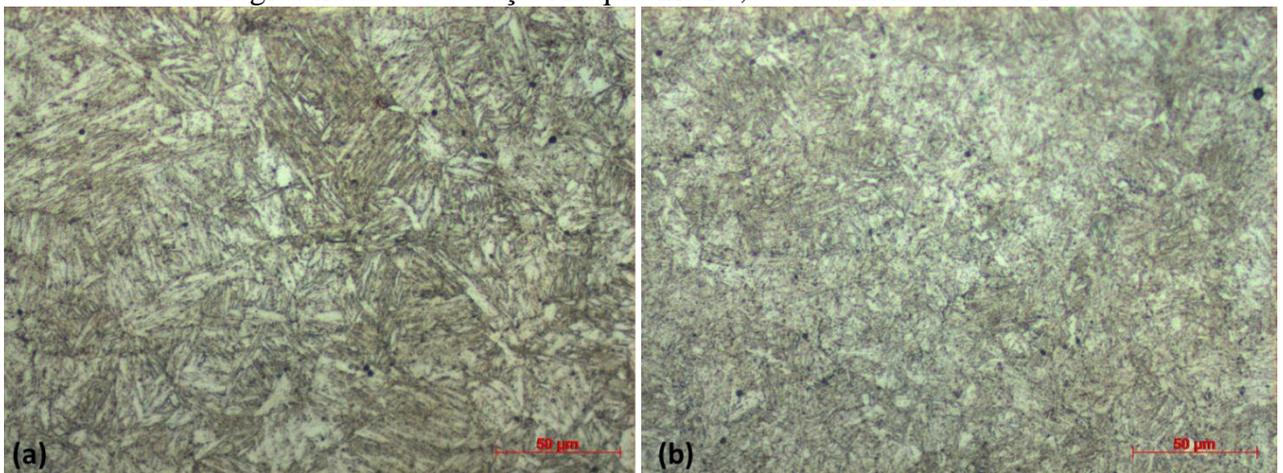
(Fonte: autora)

Figura 39. Micrografias da amostra 4 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



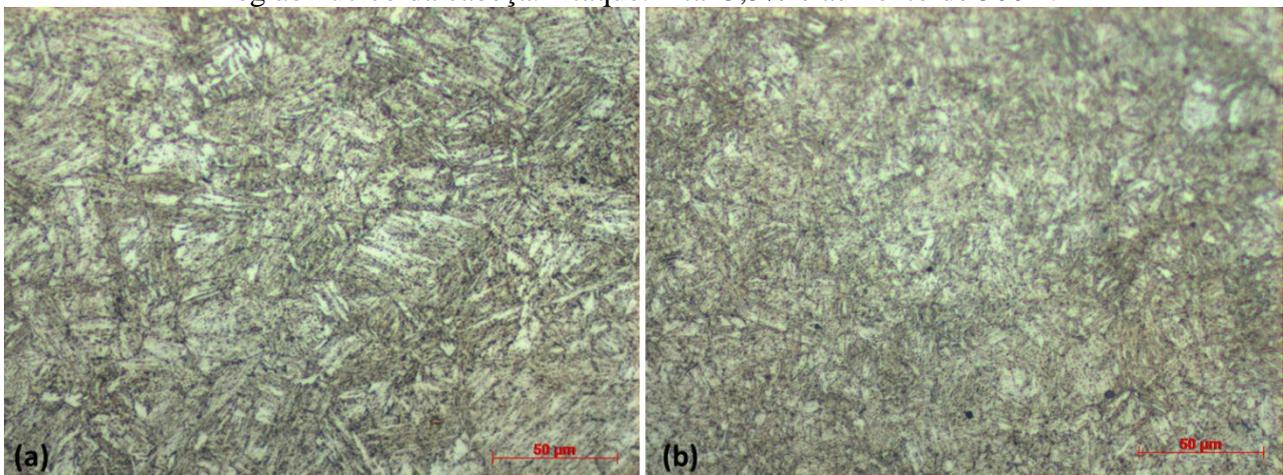
(Fonte: autora)

Figura 40. Micrografias da amostra 5 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



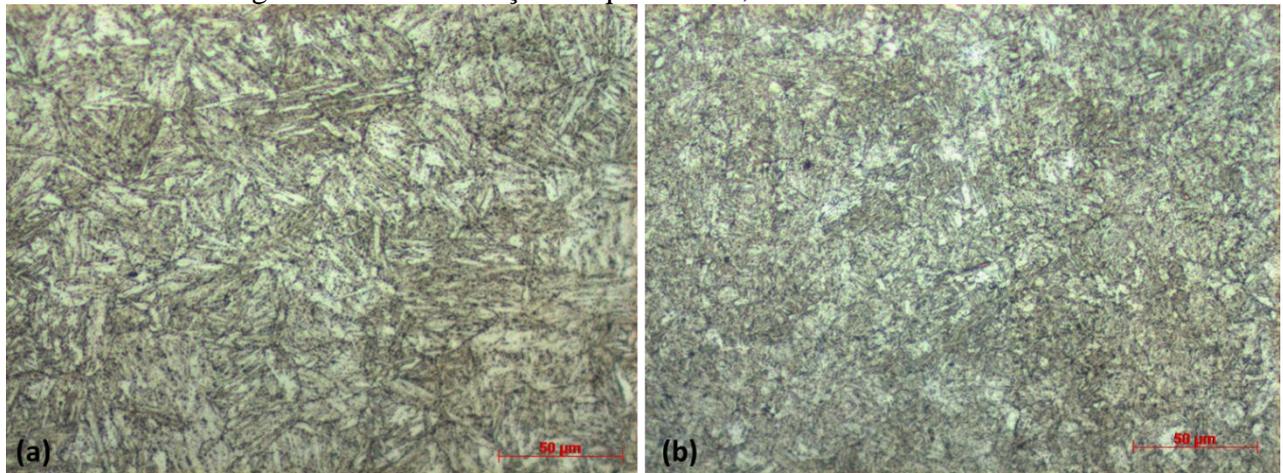
(Fonte: autora)

Figura 41. Micrografias da amostra 6 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



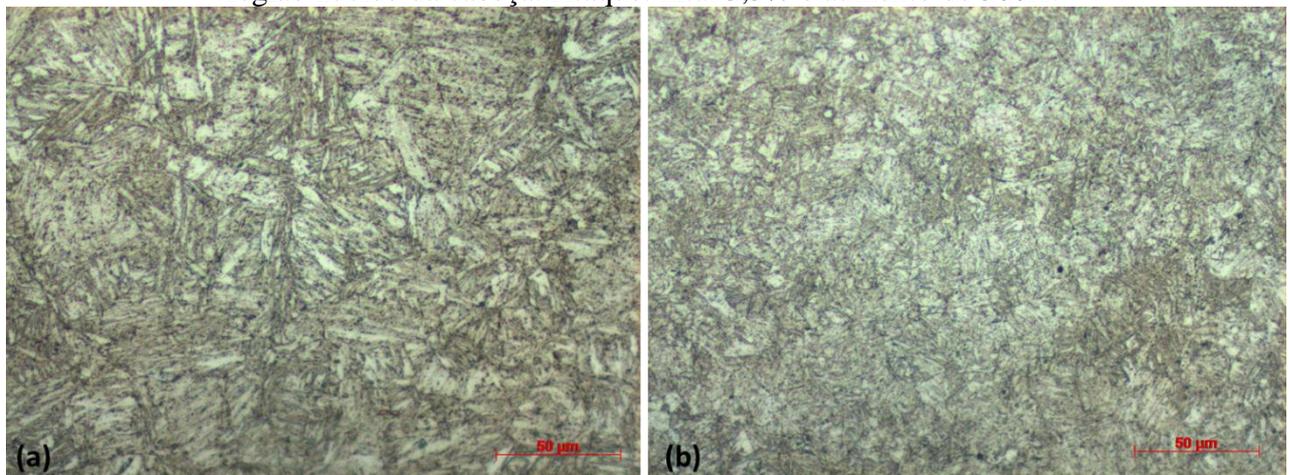
(Fonte: autora)

Figura 42. Micrografias da amostra 7 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



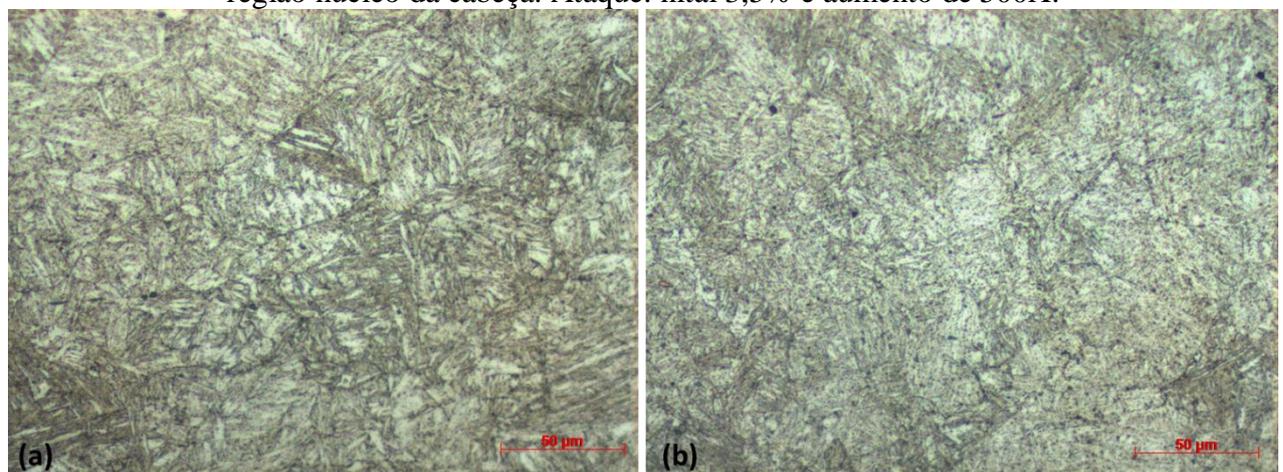
(Fonte: autora)

Figura 43. Micrografias da amostra 8 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



(Fonte: autora)

Figura 44. Micrografias da amostra 6 temperada e revenida a) região núcleo do corpo e b) região núcleo da cabeça. Ataque: nital 3,5% e aumento de 500X.



(Fonte: autora)

Além disso, não foi possível observar variação de microestrutura clara, de forma a caracterizar que a diferença de resfriamento ao longo da peça tenha gerado grandes variações, o que justificaria o empenamento, por variação de volume.

5.2 RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

Este ensaio foi realizado nas 9 amostras dos pinos de centro temperados e revenidos nas condições citadas anteriormente, os quais apresentaram valores médios de limite de resistência e limite de escoamento, conforme Tabela 6.

Tabela 6. Limite de escoamento e resistência das diferentes amostras ensaiadas.

Amostra	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)
1	868,3	789
2	879,0	800
3	865,6	786
4	807,8	725
5	872,3	793
6	860,8	782
7	824,0	740
8	866,2	786
9	870,8	789
Média	857,2	777
Desvio Padrão	24,3	25,8

(Fonte: autora)

Através da análise dos resultados apresentados, percebe-se que o material, no requisito resistência à tração e escoamento, atendeu aos valores especificados pela norma para a classe de resistência 8.8, ou seja, mínimo de 800 MPa para tensão máxima e mínimo de 640 MPa para o limite de escoamento.

Com os resultados obtidos dentro do esperado, é possível confirmar a homogeneidade de transformação martensítica em toda seção da amostra. Além disso, pode-se observar que a amostra quatro obteve valores mais baixos, porém a mesma ainda se encontra com valores dentro do especificado.

5.3 DUREZA ROCKWELL C

Os ensaios de dureza foram realizados na superfície de cada amostra (parte lisa do pino de centro), assim como no núcleo do corpo, para análise da variação de dureza ao longo da

espessura da peça. Os valores obtidos através das aferições estão apresentados na Tabela 7 abaixo.

Foram realizadas aferições também em uma peça somente temperada, a fim de verificar as mudanças alcançadas durante o processo, sendo que para esta peça somente temperada a dureza foi de 38 HRC para a superfície e 43 HRC para o núcleo, ou seja, estando dentro da faixa para este aço, entre 34 a 48 HRC.

Desta forma, pode-se concluir que a amostra somente com o tratamento de têmpera obteve valores de dureza maiores, enquanto nas amostras que passam pelo processo de revenimento, o nível de tensões é menor, fazendo com que haja redução no valor de dureza dessas amostras.

Tabela 7. Resultados de dureza Rockwell C para superfície e núcleo das amostras.

Amostra	Dureza de Superfície (HRC)	Dureza superficial corrigida (HRC)	Dureza de Núcleo (HRC)
1	22	26	27
2	22	26	28
3	22	25	27
4	20	24	25
5	22	26	26
6	22	26	26
7	20	23	25
8	21	25	28
9	22	25	26
PI temperado	38	40	43
Especificado: 25 - 34 HRC			

(Fonte: autora)

Pode-se perceber também que as durezas de superfície se mostraram muito próximas ou até mesmo, abaixo do limite mínimo da faixa de dureza apresentada no quadro 1. Isso está relacionado com a dificuldade de aferição em peças cilíndricas, onde ao testar-se corpos de prova com esta forma, a precisão do teste será seriamente afetada pelo alinhamento da peça, pelo acabamento da superfície, retidão do cilindro, entre outros fatores (AMI, n.d.). Neste sentido, calculou-se a dureza com o fator de correção relacionado ao diâmetro da amostra.

Na Tabela 8, estão calculados os valores de durezas teóricos para confronto do percentual de transformação martensítica obtido para peças temperadas. Neste caso, nota-se que essa amostra (PI temperado) apresentou dureza superficial ligeiramente abaixo do esperado para 90% de transformação. Enquanto isso, a dureza de núcleo obteve valor muito próximo ao esperado para uma peça com aproximadamente 99,9% de transformação.

Tabela 8. Valores teóricos de dureza HRC em comparação com porcentagens de transformação martensítica.

% martensita	%C	Dureza (HRC)
99,9	0,19	44,5
90,0	0,19	39,5
50,0	0,19	32,5

(Fonte: autora)

5.4 DUREZA VICKERS

Para análise de carbonetação, os ensaios de microdureza foram realizados, onde levou-se em considerações os valores para o ponto H1 e H3, sendo que a dureza encontrada no ponto H3, deve ser menor ou igual a dureza encontrada no ponto H1 + 30.

Já para a análise de descarbonetação na rosca, levou-se em conta os pontos H1 e H2, onde a dureza das peças encontrada no ponto H2 deve ser maior ou igual a dureza encontrada no ponto H1 - 30. Os resultados encontrados para estas análises estão apresentados na Tabela 9 abaixo.

Tabela 9. Resultados obtidos para microdureza, carbonetação e descarbonetação Vickers (kgf/mm²)

Amostra	H1	H2	H3	Carbonetação (H1 + 30)	Descarbonetação (H1 - 30)
1	307	290	308	337	277
2	303	299	318	333	273
3	289	287	309	319	259
4	283	282	286	313	253
5	304	306	307	334	274
6	300	295	294	330	270
7	285	284	295	315	255
8	288	291	304	318	258
9	292	288	319	322	262
C/ Têmpera	465	452	476	495	435
S/ Têmpera	228	265	254	258	198

(Fonte: autora)

A partir dos valores apresentados, confirmou-se que nenhuma amostra evidencia o fenômeno de carbonetação, já que nenhum dos valores para H3 foram menores que os valores de H1+30. Da mesma maneira, não foi verificado a incidência de descarbonetação nas amostras, visto todos os valores encontrados para este fenômeno foram menores que H2.

Sendo assim, pode-se confirmar que todas as amostras se encontram isentas desses fenômenos capazes de influenciar negativamente na aplicação da peça. Ou seja, o controle da

atmosfera do tratamento térmico é capaz de atender os requisitos solicitados para que não se tenha perdas de propriedades na parte roscada.

5.5 EMPENAMENTO

Foram realizados ensaios de batimento circular antes e após tratamento térmico, a fim de analisar o grau de distorção gerado. Nesse ensaio cujos resultados estão apresentados abaixo, não foi possível observar um aumento significativo nos valores obtidos, pelo contrário, na maioria das amostras notou-se que houve uma diminuição da distorção presente anteriormente, como pode ser visto na Tabela 10.

Tabela 10. Valores de batimento circular aferidos antes e após processo.

ITEM	BATIMENTO ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO	BATIMENTO APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO
1	0,30	0,35
2	0,20	0,07
3	0,14	0,25
4	0,25	0,25
5	0,20	0,15
6	0,28	0,26
7	0,30	0,30
8	0,31	0,20
9	0,35	0,25
Média	0,26	0,23
Desvio Padrão	0,07	0,08

(Fonte: autora)

Isso mostra que o tratamento térmico realizado nos pinos de centro dispostos verticalmente no dispositivo, foi efetivo para a mínima distorção de forma consequente a este processo. Aqui, a máxima eficiência de troca térmica é alcançada, pois as peças não possuem contato uma com a outra.

Assim, do modo que as peças foram dispostas para tratamento a mínima distorção é alcançada devido as peças serem capazes de aliviarem as tensões residuais de forma homogênea ao longo da peça, ou sejam, diminuindo o gradiente térmico conforme são aquecidas e resfriadas.

6 CONCLUSÃO

Conforme discutido, os parâmetros de tratamento térmico possuem forte influência na quantidade de distorção encontrada após o processo estudado. Com os resultados obtidos para o aço SAE10B22 se verificou que as amostras dispostas na vertical, austenitizadas a 980°C, resfriados em óleo com temperatura de 65°C, e revenidos a 480 °C por 70 minutos, garantiram a não ocorrência de empenamento das peças além do alcance de transformação martensítica maiores que 90%.

Todas as microestruturas mostraram estrutura da martensita de baixo carbono. Não foi possível observar a presença da variação significativa na microestrutura, de forma a caracterizar alguma influência da diferença de resfriamento ao longo da peça. Da mesma maneira, estes parâmetros asseguram a não ocorrência dos fenômenos de carbonetação e decarbonetação na seção roscada da peça, assim como em toda ela.

Por fim, conclui-se que, a utilização de um dispositivo para acomodação das peças, viabiliza o processo de tratamento térmico em forno batelada para a não ocorrência de distorções, e atendimento simultâneo do desempenho mecânico requerido para a classe de resistência 8.8 de fixadores automotivos.

REFERÊNCIAS

AMI, Automation and Metrology Inc. **Roundness correction chart for hardness testing**. Disponível em: http://www.auto-met.com/Rockwell_hardness_tester/Roundness_Correction_Chart.htm. Acesso em: 25 nov. 2020.

ARCELORMITTAL. **Guia do aço**. s.l.: ArcelorMittal, 2013.

BEPPLER, Rhafael. **Atlas metalográfico (padrões visuais para análise)**. Indaial: Metalúrgica Fey Ltda, 2020. 43 p.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

CANALE, Lauralice. **Temperabilidade**. São Paulo: Slide, 2020. 83 slides, color.

COLPAERT, Hubertus et al. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. s.l.: Editora Blucher, 2008.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamento Térmico das Ligas Metálicas**. 2. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. 240 p.

COSTA, Ana Lígia Souza da. **Avaliação Microestrutural e de Propriedades Mecânicas do Aço SAE 10B22 - Fio Máquina Visando a Otimização do Processo de Fabricação**. 33 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

FEY, Metalúrgica. **Catálogo 2020: soluções em fixadores e componentes conformados. Soluções em fixadores e componentes conformados**. Disponível em: <http://www.fey.com.br/web/uploads/catalogo/15f4d3500a2356.pdf>. Acesso em: 20 jun. 2020.

FRANCESCHI, Alessandro de; ANTONELLO, Miguel Guilherme. **Elementos de Máquinas**. Santa Maria: Rede E-tec Brasil, 2014.

FRANZAO, Diego Antonio. **Redução de empeno em barras trefiladas do aço SAE 9254**. 2011. 53 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

GORNI, Antonio Augusto. **O efeito do boro na resistência à deformação a quente de aços com baixo carbono**. In: Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e

Revestidos, 42., 2005, Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. Santos: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - Abm, 2005. p. 1-10.

HASSMANN, Augusto. **Estudo Comparativo de Aço-Carbono Microligado e Aços-Carbono Ligados para Fabricação de Parafusos Forjados a Frio**. 144 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Universitário Univates, Lajeado, 2016.

HIRSCHHEIMER, Luiz Roberto. **Considerações sobre Distorções Dimensionais Causadas pelos Tratamentos Térmicos**. 2020. Disponível em: <http://moldesinjecaoplasticos.com.br/consideracoes-sobre-distorcoes-dimensionais-causadas-pelos-tratamentos-termicos/>. Acesso em: 12 maio 2020.

ISO, Standar International. **ISO 898-1 Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel Part 1: Bolts, screws and studs with specified property classes — Coarse thread and fine pitch thread**. s.l.: ISO copyright office, 2013.

JAYANTI, S. **Boro e temperabilidade do aço | Metalurgia**. Disponível em: <https://www.engineeringenotes.com/metallurgy/steel/boron-and-hardenability-of-steel-metallurgy/26062>. Acesso em: 25 nov. 2020.

LIMA, Mariana Macedo de Oliveira. **Análise da microestrutura e de dureza de barras chatas de aço SAE 15B29 visando a redução de empenamento**. 2018. 56 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018.

LOPES, Maximiano Maicon Batista. **Efeito da fração de martensita na cinética de formação da austenita em um aço de baixo carbono**. 2012. 122 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Engenharia de Materiais, Redemat Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2012.

MACKENZIE, Scott D. **Effect of quenching variables on distortion and residual stresses**. Usa: Houghton International, Valley Forge, n.d.

MAIA, Inácio B. da. **Um guia para padronização do processo de tratamento térmico em fornos contínuos**. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, Joinville, v. 14, n. 2, p. 1-11, ago. 2019.

MECÂNICO, Revista O. **Reparo do feixe de molas do Ford**. 2015. Disponível em: <https://omecanico.com.br/reparo-do-feixe-de-molas-do-ford/>. Acesso em: 09 set. 2020.

MONTEIRO, Carlos Felipe Espiúca. **Sistemas Especialistas: Projeto de Parafusos de União**. 2014. 90 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014.

NUNES, Rafael Menezes. **Estudo de distorção de barras cilíndricas de aço ABNT 1045 em uma rota de fabricação envolvendo trefilação combinada e têmpera por indução**. 2012. 219 f. Tese (Doutorado) - Curso de Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Metalurgia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

PETRI, Itamar. **Estudo do efeito das temperaturas de austenitização e de revenido na resistência e tenacidade do aço SAE 15B30**. 2008. 100 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2008.

ROCHA, Marcio Roberto da. **Efeitos sobre a temperabilidade**. Blumenau: UFSC, 2016. 46 slides, color.

SANTOS, Christian Corrêa dos. **Influência de Parâmetros de Processo no Empenamento de Barras Trefiladas do Aço SAE9254**. 2008. 90 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Metalurgia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

SHEN, X.P. Effect of boron on the microstructure and tensile properties of dual-phase steel. **Materials Research**. China, p. 1-7. Set. 1990.

SOUZA, Filipe Possamai de. **Efeito dos parâmetros de austêmpera nas propriedades de um aço SAE 5160 utilizado na fabricação de fixadores**. 2016. 120 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2016.

SUSKI, Cássio Aurélio. **Estudo da influência da adição de Boro nos aços de baixo carbono**. 2007. Disponível em: <http://www.revistadoparafuso.com.br/v1/modelo/noticia.php?id=216>. Acesso em: 20 jun. 2020.

SUSKI, Cássio Aurélio. Effects of Austenitization Temperature on the Microstructure of 15BCr30 and PL22 Boron Steels. **Materials Research**. Florianópolis, p. 803-810. 02 jan. 2013.

WELDING. **CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS CONFORME A NORMA SAE**. Disponível em: <http://www.welding.com.br/site/classificacao-dos-acos>. Acesso em: 29 jun. 2020.

YOSHIDA, Shun. **Distorções Dimensionais na Tempera dos Aços**. São Paulo: Bodycote, 2012.