

UNIVERSIDADE DO VALE DO RIO DOS SINOS - UNISINOS
UNIDADE ACADÊMICA DE GRADUAÇÃO
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

CARLOS EDUARDO MARQUES DOS REIS

Estudo do Tratamento Térmico de Têmpera a partir da Região Intercrítica de
Aços de Baixo Carbono SAE 1020 e SAE 10B22

São Leopoldo

2019

CARLOS EDUARDO MARQUES DOS REIS

**Estudo do Tratamento Térmico de Têmpera a partir da Região Intercrítica de
Aços de Baixo Carbono SAE 1020 e SAE 10B22**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado como requisito parcial para
obtenção do título de Bacharel em
Engenharia Mecânica, pelo Curso de
Engenharia Mecânica da Universidade do
Vale do Rio dos Sinos - UNISINOS

Orientador: Prof. Ms. Lauro Romeiro

São Leopoldo

2019

AGRADECIMENTOS

À minha mãe Iraci e avó Madeleine por me incentivarem e proporcionarem condições para que eu pudesse estudar e desenvolver este trabalho.

Ao meu irmão Ronaldo pelo companheirismo e auxílios prestados durante a graduação.

Aos meus queridos amigos Rafael Poersch, Maiquel Ditz e Douglas Haas por todo o companheirismo e auxílio no entendimento de alguns conteúdos durante a graduação.

Ao professor Lauro Romeiro que nunca mediu esforços para compartilhar seu conhecimento e prestar auxílio para o desenvolvimento desta monografia.

RESUMO

Um dos aços mais baratos, de ampla disponibilidade, boa soldabilidade e ductilidade, porém segundo literaturas especializadas não sensível ao processo de têmpera, trata-se do aço SAE 1020. Este é um dos aços mais utilizados na indústria, especialmente na fabricação de componentes estruturais de máquinas, porém sua baixa temperabilidade é um de seus principais pontos negativos, onde após a conformação de componentes, um estágio superior de endurecimento só pode ser alcançado via processo de tratamento de endurecimento superficial. O presente trabalho visa apresentar uma alternativa a estes métodos tradicionais de endurecimento. Através de têmpera controlada dentro da zona intercrítica de aquecimento, processo similar ao utilizado em aços bifásicos (*dual phase* (DP)), estes aços são beneficiados pela elevação de carbono em sua fase austenítica em conjunto com frações determinadas desta fase, promovendo temperabilidade suficiente à realização do processo de têmpera. Adicionalmente, analisou-se este aço em comparação com um aço SAE 10B22, visando a verificação do comportamento mecânico de um aço muito similar, porém com pequena quantidade de elementos de liga adicionais, sendo ambos os aços tratados em parâmetros iguais de tratamento térmico. Após a realização do tratamento, os aços foram comparados com relação às propriedades mecânicas de um aço bifásico típico como o DP-550. Foram testadas as temperaturas de aquecimento de 750°C e 800°C, comparando-se as propriedades obtidas em cada condição. Os melhores resultados foram obtidos para a temperatura mais elevada, onde observou-se incrementos de dureza nos SAE 1020 na ordem de 47% e 38% para o limite de resistência (em relação às características originais da matéria prima obtida), indicando que este aço é capaz de proporcionar uma resistência considerável pouco mencionada na literatura técnica. O alongamento se manteve similar ao corpo de prova sem tratamento, caindo de 12% para 9% na melhor condição. O aço SAE 10B22 apresentou notória superioridade nos valores de dureza e resistência à tração comparados aos SAE 1020, onde o limite de resistência encontrado superou o aço bifásico comercial, porém as características de alongamento e limite de escoamento obtidas para este último mostraram significativa vantagem em relação aos aços tratados na presente monografia.

Palavras-chave: SAE 1020. SAE 10B22. *Dual phase*. Têmpera Intercrítica.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Corpo de prova submetido à tração	20
Figura 2-Diagrama convencional tensão (σ)-deformação (ϵ)	21
Figura 3- Representação do ensaio de dureza Brinell	23
Figura 4-Representação esquemática do ensaio de impacto de Charpy	26
Figura 5-Transição dúctil-frágil apresentada por alguns metais	27
Figura 6-Variação da granulometria e do ângulo de lixamento	28
Figura 7 - Aço eutetóide SAE 1080. Picral 4%. Aumento de 500x.	29
Figura 8 - Estruturação das células unitárias, (a) CFC e (b) CCC.....	30
Figura 9 - Diagrama Ferro-Carbono	31
Figura 10 - Representação da regra da alavanca	32
Figura 11 - Gráfico de transformações Isotérmicas.....	33
Figura 12 - Gráficos de resfriamento contínuo	34
Figura 13 - Aço ao carbono 0,45%C. Temperado à 950°C. Ampliação de 1500:1 ...	35
Figura 14 - Forno muffla para tratamento térmico	37
Figura 15 - Camada descabonetada de um aço 0,78%C-0,30%Mn. Picral. 50X	38
Figura 16 - Diagrama TTT desenvolvido para o aço SAE 1020	40
Figura 17 - Diagrama CCT de um aço SAE 10B22	42
Figura 18 - Comparativo entre aço DP e HSLA similar	43
Figura 19 - Matriz tradicional de aços DP. Martensita (escura) e ferrita (clara). Nital 2%. 1000X.....	44
Figura 20 - Região intercrítica de aquecimento	45
Figura 21 - Fluxograma da metodologia.....	47
Figura 22 - Torno mecânico utilizado na confecção das amostras.....	50
Figura 23 - Amostras confeccionadas para pré-testes	50
Figura 24 - Análise das temperaturas selecionadas através do diagrama Fe-C	51
Figura 25 – Forno tipo muffla utilizado nos tratamentos térmicos	52
Figura 26 - Display do forno muffla configurado para os tratamentos	53
Figura 27 - Reservatórios utilizados para o resfriamento dos corpos de prova.....	54
Figura 28 - Equipamento para o corte e preparação das amostras	55
Figura 29 - Equipamentos utilizados para a preparação da superfície das amostras	56

Figura 30 - Capela e microscópio utilizados para preparação e análise microescrutural.....	56
Figura 31 - Análise microestrutural das amostras em pré-teste. Ataque com Metabissulfito de Sódio e Nital 2%. Aumento original de 400x.....	57
Figura 32 - Durômetro utilizado para análise das amostras	58
Figura 33 - Medidor óptico utilizado para análise das amostras.....	59
Figura 34 - Avaliação da camada descarbonetada. Ataque com Nital 2%. Aumento original de 100x	60
Figura 35 - Quantificação da camada descarbonetada. Ataque com Nital 2%	60
Figura 36 - Dimensões especificadas para os corpos de prova de tração	61
Figura 37 - Dimensões especificadas para os corpos de prova de impacto	62
Figura 38 - Extração de medidas do forno de tratamento	63
Figura 39 – Detalhamento do dispositivo pré confecção.....	64
Figura 40 – Finalização da confecção do dispositivo de têmpera	65
Figura 41 – Forno utilizado para revenimento das peças.....	67
Figura 42 - Corpos de prova pós tratamento.....	68
Figura 43 - Corpos de prova pós ajustes geométricos	68
Figura 44 - Máquina utilizada para ensaio Charpy	69
Figura 45 - Máquina utilizada para ensaio de tração.....	70
Figura 46 - Dimensões especificadas para os corpos de prova de tração do aço DP	70
Figura 47 - Máquina de corte à fio (A) e corpos de prova de tração DP (B).....	71
Figura 48 - Verificação da microestrutura próxima à superfície. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 100X	80
Figura 49 - Análise da homogeneidade microestrutural. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 400X	81
Figura 50 - Microestruturas obtidas pós tratamentos. (A1) Aquecimento à 750°C e (B1) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 1000X	81
Figura 51 - Análise microestrutural pré e pós tratamentos. (A) material virgem, (B) aquecido à 750°C e (C) aquecido à 800°C. Aumentos originais de 1000X (esquerda) e 100X (direita). Ataque: Nital 2%.	83
Figura 52 - Verificação da microestrutura próxima à superfície. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 100X	84

- Figura 53 - Análise da homogeneidade microestrutural. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque com Nital 2%. Aumento original de 400X.....85
- Figura 54 - Microestruturas obtidas pós tratamentos. (A1) Aquecimento à 750°C e (B1) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 1000X86
- Figura 55 - Análise microestrutural pré e pós tratamentos. (A) material virgem, (B) aquecido à 750°C e (C) aquecido à 800°C. Aumentos originais de 1000X (esquerda) e 100X (direita). Ataque: Nital 2%.87

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Variação da temperatura do forno com o tempo de tratamento.....	66
Gráfico 2 - Variação da temperatura do forno com o tempo de tratamento	66
Gráfico 3 - Comparativo das curvas tensão x deformação dos aços SAE 1020	73
Gráfico 4 - Comparativo das curvas entre os aços SAE 10B22 e SAE 1020	74
Gráfico 5 - Comparativo das curvas entre os aços SAE 10B22 e SAE 1020	75
Gráfico 6 - Verificações dos valores de energia absorvida para diferentes condições estruturais do aço SAE 1020.....	76
Gráfico 7 - Comparativo de energia absorvida para os aços SAE 1020 e SAE 10B22	76
Gráfico 8 - Verificações dos valores de dureza para diferentes condições estruturais do aço SAE 1020	77
Gráfico 9 - Comparativo de dureza para os aços SAE 1020 e SAE 10B22	78
Gráfico 10- Comparativo de dureza de núcleo entre corpos de prova	79
Gráfico 11 - Comparativo entre os aços SAE 1020, SAE 10B22 e DP-550	89
Gráfico 12 – Comparativo entre os valores de limite de resistência à tração para o aço SAE 1020	90
Gráfico 13 – Comparativo entre os valores de dureza para o aço SAE 1020	90

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Reagentes para análise metalográfica	29
Quadro 2 - Propriedades mecânicas gerais dos aços SAE 1020.....	41
Quadro 3 - Composição química dos aços SAE 10B22	42
Quadro 4 - Composição química do aço SAE 1020 adquirido	48
Quadro 5 - Composição química do aço SAE 10B22 adquirido	49
Quadro 6 - Medidas de durezas das amostras.....	59
Quadro 7 - Parâmetros para dimensionamento dos corpos de prova de tração	62
Quadro 8 - Parâmetros para dimensionamento dos corpos de prova de impacto.....	62
Quadro 9 - Parâmetros para dimensionamento dos corpos de prova de tração do aço DP	71
Quadro 10 – Valores obtidos nos ensaios.....	74
Quadro 11 - Valores obtidos nos ensaios	74
Quadro 12 - Valores obtidos nos ensaios	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Constantes de material para alguns metais de engenharia	24
Tabela 2 - Carga a ser utilizada para realização do ensaio	24
Tabela 3 - Grau de severidade de resfriamento	36
Tabela 4 - Composição química geral do aço SAE 1020	40

LISTA DE SIGLAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>

LISTA DE ABREVIATURAS

CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CFC	Cúbico de Face Centrada
DP	<i>Dual Phase</i>
HSLA	<i>High-strength Low Alloy</i>
IT	<i>Isothermal Transformation</i>
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
1.1 TEMA	15
1.2 DELIMITAÇÃO DO TEMA.....	15
1.3 PROBLEMA	16
1.4 OBJETIVOS	17
1.4.1 Objetivo Geral	17
1.4.2 Objetivos Específicos	17
1.5 JUSTIFICATIVA	17
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	19
2.1 ENSAIOS MECÂNICOS.....	19
2.1.1 Ensaio de tração	19
2.1.2 Ensaio de dureza	22
2.1.2.1 Ensaio de dureza Brinell.....	22
2.1.3 Ensaio de impacto	25
2.2 METALOGRAFIA	27
2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS	30
2.3.1 Têmpera	34
2.3.2 Fornos para tratamento térmico e controle de temperatura	36
2.3.3 Descarbonetação	38
2.3.4 Recristalização	39
2.4 AÇOS SAE 1020	40
2.5 AÇOS SAE 10B22.....	41
2.6 AÇOS <i>DUAL PHASE</i>	43
3 METODOLOGIA	47
3.1 FLUXOGRAMA	47
3.2 AQUISIÇÃO DA MATÉRIA PRIMA	47
3.3 ENSAIOS PRELIMINARES.....	49
3.3.1 Preparação das amostras	49
3.3.2 Definição das temperaturas e tempo de austenitização	51
3.3.3 Tratamentos térmicos preliminares	52
3.3.4 Análises metalográficas preliminares	54
3.3.4.1 Avaliação dos reagentes e meios de resfriamento.....	57

3.3.4.2 Avaliação da camada descarbonetada.....	59
3.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA TRATAMENTO.....	61
3.4.1 Confeção dos corpos de prova.....	61
3.4.2 Fabricação do dispositivo para tratamento térmico	63
3.5 TRATAMENTO TÉRMICO	65
3.6 ENSAIOS MECÂNICOS.....	68
3.7 METALOGRAFIA	72
4 ANÁLISE DOS RESULTADOS	73
4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO	73
4.2 ENSAIO DE IMPACTO.....	75
4.3 ENSAIO DE DUREZA	77
4.4 METALOGRAFIA	79
4.4.1 Aço SAE 1020	80
4.4.2 Aço SAE 10B22.....	84
5 DISCUSSÃO	88
6 CONCLUSÃO	91
7 REFERÊNCIAS.....	92
ANEXO A - CERTIFICADO DE QUALIDADE SAE 10B22	98
ANEXO B- CERTIFICADO DE QUALIDADE SAE 1020.....	99
ANEXO C – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO TERMOPAR TIPO K	100

1 INTRODUÇÃO

Verificando-se a crescente demanda pela obtenção de estruturas leves e de alta resistência, principalmente voltada ao setor automotivo onde a redução de peso estrutural representa economia de combustível, além de questões ambientais como a redução de emissão de CO₂, busca-se o desenvolvimento de novos materiais que possibilitem a redução das espessuras dos componentes fabricados mantendo-se as características de resistência mecânica requeridas nos projetos de engenharia. (FONSTEIN, 2015; NEUBRAND, 2014; NIEUWENHUIS; WELLS, 2015).

Além de elevada resistência, os aços para aplicações de alta responsabilidade mecânica, como alguns utilizados no setor automotivo, devem suportar deformações em caso colisões e atender à confecção dos diferentes perfis empregados nos *designs* veiculares atuais. (RANA; SINGH, 2017). Um dos aços utilizados para estas aplicações, contendo as características mencionadas, são os chamados aços bifásicos (comumente conhecidos pela nomenclatura inglesa *dual phase* (DP)). A matriz estrutural destes materiais contém uma pequena porcentagem de uma fase dura e resistente e outra em porcentagem superior representando a fase dúctil da matriz, conferindo a estes aços uma combinação de elevada resistência e conformabilidade, respectivamente. (CROLLA, 2009; EASTERLING; PORTER; SHERIF, 2009; KUTZ, 2002; SHOME; TUMULURU, 2015).

A fase de elevada resistência mecânica encontrada na matriz dos *dual phase* origina-se a partir da austenitização parcial do material, realizando-se um tratamento térmico de têmpera dentro da chamada zona intercrítica de aquecimento, conforme poderá ser visto em maiores detalhes no Capítulo 2.6 da presente monografia. Através deste método, um aço mesmo contendo baixo teor de carbono, como é o caso dos aços DP, consegue elevar sua resistência através de tratamento térmico. Em vista deste fator, busca-se no presente trabalho a aplicação desta modalidade de tratamento para os aços SAE 1020 que, em teoria, conforme ArcelorMittal (2013), Bryson (2015), Coutinho (1992) e Krauss (2015), não são suscetíveis a elevar sua resistência mecânica através do tratamento de têmpera convencional.

O respectivo interesse no estudo dos aços SAE 1020 reflete-se da grande empregabilidade destes materiais no setor industrial, como a composição de estruturas de equipamentos, fabricação de eixos, engrenagens, entre outros, devido às suas características de fácil conformação (boa ductilidade) e boa soldabilidade,

além de apresentar elevada disponibilidade, visto que possuem baixa complexidade de fabricação, sendo distribuídos em chapas, tubos, barras e perfis. (AÇOSPORTE, 2019; FAVORIT, 2019).

Busca-se também no presente trabalho a avaliação da influência dos elementos de liga, em pequenas proporções, sobre as propriedades mecânicas dos materiais. Para este fim, fez-se uso de um aço SAE 10B22 possuindo composição química similar ao SAE 1020, porém contendo um pequeno incremento do teor de manganês e adição de boro (ppm) em sua composição química, sendo um aço bastante utilizado em fixadores de alta resistência. Apresenta-se também neste trabalho as diferenças entre as propriedades dos aços tratados e um aço *dual phase* tradicional. Com este propósito, adquiriu-se um aço DP comercial possuindo um limite de resistência mínimo de 550 MPa (DP-550).

1.1 TEMA

O tratamento térmico dos metais, especialmente o de têmpera para os aços, possibilitam incrementos significativos nos valores de resistência à tração e dureza destes materiais. Estas características permitem que em alguns casos sejam reduzidas as espessuras utilizadas na fabricação de componentes e servem de alternativa à utilização de materiais de maior nobreza química.

Além destas características, estes tratamentos permitem a ampliação da aplicabilidade destes aços e a adequação dos mesmo para uma finalidade onde sejam exigidos maiores valores de dureza e resistência mecânica. Desta forma, tem-se através deste método uma alternativa prática para a modificação estrutural dos aços em sinergia à composição química destes materiais.

1.2 DELIMITAÇÃO DO TEMA

Um tratamento de têmpera análogo ao tradicional pode ser executado visando a obtenção de microestruturas mistas, combinando-se a elevação da resistência mecânica através do tratamento e a manutenção dos níveis de conformabilidade originalmente presentes nos materiais utilizados.

A partir deste método de têmpera, geralmente tratado nas publicações literárias como têmpera a partir da região intercrítica, estudam-se os parâmetros para aplicação

do mesmo em aços de baixo carbono comuns, especificamente tratado na presente monografia o aço SAE 1020. Em comparação, aplicam-se os mesmos parâmetros encontrados para aços SAE 10B22, verificando-se a influência do pequeno incremento da quantidade de elementos de liga presentes neste aço sobre as propriedades mecânicas obtidas pós tratamentos. Os resultados avaliados são comparados aos de um *dual phase* comercial, a fim de se verificar a efetividade dos tratamentos realizados.

1.3 PROBLEMA

Conforme mencionado na introdução da presente monografia, acredita-se que aços com baixo teor de carbono, como é o caso dos aços SAE 1020, não respondem à processos de têmpera convencionais, não sendo observadas mudanças significativas nas propriedades mecânicas destes materiais quando um processo convencional deste tratamento é aplicado. Este fato firma-se, de modo mais específico, nos diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) e CCT (*Continuous Cooling Transformation* ou transformação através de resfriamento contínuo) destes aços, onde o início das transformações microestruturais é tão breve que não há tempo para a formação de martensita (estrutura de alta resistência originada no processo de têmpera) na matriz.

Em virtude deste fator, um dos únicos métodos conhecidos para incrementos de resistência em aços de baixo carbono é a utilização de tratamentos de endurecimento superficiais. Porém, estes métodos além de representarem custos adicionais de fabricação, não modificam as propriedades mecânicas de forma integral nos aços em que são aplicados e, portanto, ocorre um endurecimento apenas parcial dos componentes em que esta técnica é utilizada.

Um outro recurso empregado para a elevação da resistência mecânica destes materiais é o processo de conformação mecânica. Aplicando-se esta técnica, o material tem sua dureza e resistência elevada via encruamento de sua matriz estrutural que é função do nível de deformação plástica aplicado, o que muitas vezes apenas propicia um incremento em resistência intermediário (entre um aço não conformado e um aço termicamente tratado). Adicionalmente, este método apresenta limitações, visto que após a conformação de uma peça, a única forma de se ainda alterar a resistência e dureza do material constituinte é através de tratamento térmico.

Todavia, consultando-se as literaturas disponíveis e aplicando-se os métodos tradicionais de têmpera, não são notórios os incrementos nas propriedades mecânicas destes aços, tendo-se de recorrer à processos secundários e parciais como os métodos de endurecimento superficial.

1.4 OBJETIVOS

1.4.1 Objetivo Geral

Tem-se como objetivo fundamental aplicar e avaliar a eficácia do método de têmpera a partir da região intercrítica para aços de baixo carbono SAE 1020 e SAE 10B22, atuando como mecanismo de aumento significativo da resistência mecânica.

1.4.2 Objetivos Específicos

Tem-se como objetivos específicos:

- a) determinar os parâmetros dos tratamentos térmicos com base em equações e informações obtidas através de pesquisa bibliográfica e tratamento experimental preliminar;
- b) desenvolver um dispositivo que viabilize o tratamento simultâneo das amostras em aço SAE 1020 e SAE 10B22;
- c) avaliar as propriedades mecânicas como dureza, tenacidade ao impacto Charpy e as obtidas através de um ensaio convencional de tração;
- d) comparar as propriedades mecânicas obtidas entre os aços SAE 1020 e SAE 10B22 com um *dual phase* comercial.

1.5 JUSTIFICATIVA

Devido à grande aplicação industrial dos aços de baixo carbono, em especial os aços SAE 1020, muitas vezes após processos de conformação deseja-se aumentar a dureza e resistência final dos produtos obtidos, porém limita-se através da literatura à tratamentos superficiais de endurecimento superficial. Porém, alguns dos casos, há a necessidade de uma resistência mecânica mais elevada como um todo, onde um método que altera microestruturalmente a seção do material, como o processo de têmpera, seria uma alternativa bastante interessante.

Justifica-se a realização do presente trabalho visando a verificação de um método de endurecimento e aumento da resistência mecânica de aços de baixo teor de carbono através do tratamento de têmpera na região intercrítica destes materiais, similar ao tratamento realizado para aços DP, de forma a ampliar a faixa de aplicação destes aços.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo serão apresentados os conhecimentos para o desenvolvimento da presente monografia. Serão explanadas nesta seção as revisões literárias dos aços ao carbono, especialmente os aços SAE 1020 e SAE 10B22, as características literárias correspondentes aos aços bifásicos (*dual phase*), que motivaram a realização deste trabalho, e os tratamentos térmicos utilizados no beneficiamento e gerenciamento estrutural morfológico destes aços. Neste capítulo apresentam-se também os ensaios utilizados para a determinação das propriedades mecânicas dos aços bem como o processo de metalografia utilizado para a visualização e análise da microestrutura obtida após os tratamentos térmicos.

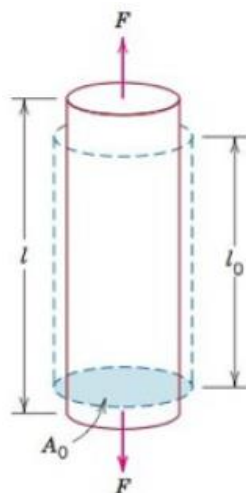
2.1 ENSAIOS MECÂNICOS

Neste capítulo serão abordados os principais ensaios utilizados para a determinação das propriedades mecânicas de aços em geral, sendo estes o ensaio de tração, dureza e impacto.

2.1.1 Ensaio de tração

Utiliza-se o ensaio de tração para avaliar a relação entre uma tensão aplicada em um material e a respectiva deformação apresentada por este. A tensão é originada pela presença de um carregamento externo (F) que age perpendicularmente sobre a área da seção (A_0) do corpo, provocando, em geral, um aumento do comprimento inicial (l_0) até um comprimento final (l), conforme ilustrado na Figura 1. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Figura 1- Corpo de prova submetido à tração



Fonte: Callister e Rethwisch (2012, p. 130)

Para a realização do ensaio, prende-se o corpo de prova em suas extremidades onde este é carregado lentamente com uma força trativa (F) (Figura 1), sendo a deformação instantânea (l_i) originada percebida pela máquina (ou com o auxílio de um extensômetro apropriado). Pode-se expressar a tensão e a deformação observadas no corpo através das Equações 1 e 2. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

$$\epsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2)$$

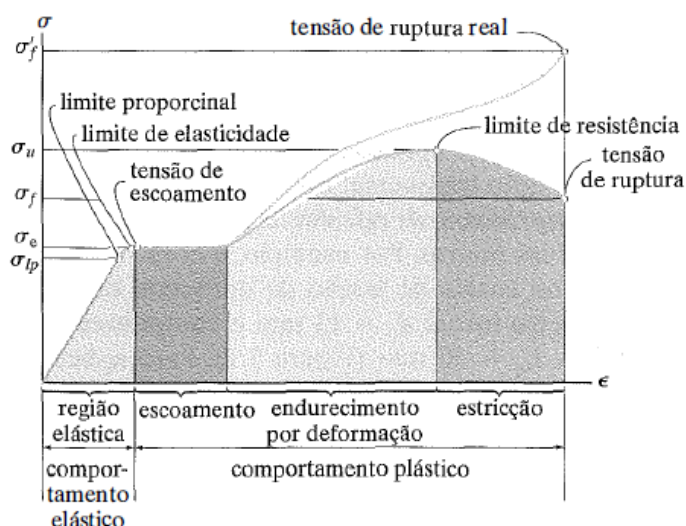
Quando o valor de tensão e a respectiva deformação obedecerem a um padrão linear, o corpo encontra-se em uma região elástica. Nesta região, cessada a carga, o corpo retorna a seu comprimento original. Caso os valores de tensão e respectivos incrementos de deformação não obedçam mais a uma ordem constante/ linear, diz-se que o material atingiu a zona plástica, onde cessado o carregamento externo, o corpo não retorna às suas medidas originais. Dentro da zona plástica, os incrementos de tensão podem dar início a uma estricção da seção transversal do corpo, onde diz-se que o mesmo atingiu seu limite de resistência à tração. Este limite pode ser obtido substituindo F pela força máxima encontrada no ensaio em relação à área inicial A_0 .

Com a contínua estrição da área, o carregamento suportado pelo corpo é cada vez menor, até que o mesmo frature atingindo sua tensão de ruptura. Pode-se determinar a estrição (q) do corpo de prova submetido ao ensaio de tração através da relação entre sua área final (A_F) e inicial (A_0), conforme Equação 3. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012; DAVIS, 2004; HIBBELER, 2010).

$$q = \frac{A_0 - A_F}{A_0} \quad (3)$$

Através da Figura 2 pode-se visualizar o comportamento típico de um corpo submetido a um ensaio de tração. (HIBBELER, 2010).

Figura 2-Diagrama convencional tensão (σ)-deformação (ϵ)



Fonte: Hibbeler (2010, p. 58)

De modo geral, a tensão que precede o início da deformação permanente no material, ou tensão de escoamento (σ_e), é utilizada para fins de dimensionamento de componentes mecânicos. (HIBBELER, 2010). Para a determinação desta tensão, considera-se a carga aplicada correspondente à uma deformação de 0,2% do material, conforme Equação 4. (DAVIS, 2004).

$$\sigma_e = \frac{F_{0,2\%}}{A_0} \quad (4)$$

Para a padronização dos ensaios, pode-se utilizar a reconhecida norma E8/E8M da *American Society for Testing and Materials (ASTM)*, determinando as dimensões que os corpos de prova devem apresentar para obtenção de resultados comparáveis. (SOUZA, 1982). A partir dos resultados obtidos através do ensaio de tração, pode-se melhor comparar e selecionar os materiais para aplicações em engenharia. (DAVIS, 2004).

2.1.2 Ensaio de dureza

A dureza de um material pode ser definida através de diferentes conceitos, sendo um dos utilizados corresponde à “[...] resistência mecânica a qual um corpo se opõe a intrusão de um outro corpo”. (GUNT, 2017, p. 319). Neste contexto, Chiaverini (1986, p.134) complementa mencionando que:

A "resistência à penetração" é a que apresenta o maior interesse para o engenheiro, embora, na prática, a resistência a abrasão e a resistência ao corte correspondam a características dos materiais cujo conhecimento é fundamental. Entretanto, como se pode relacionar essas propriedades com a resistência à penetração, este último conceito é básico sob o ponto de vista de compreensão do fenômeno de dureza.

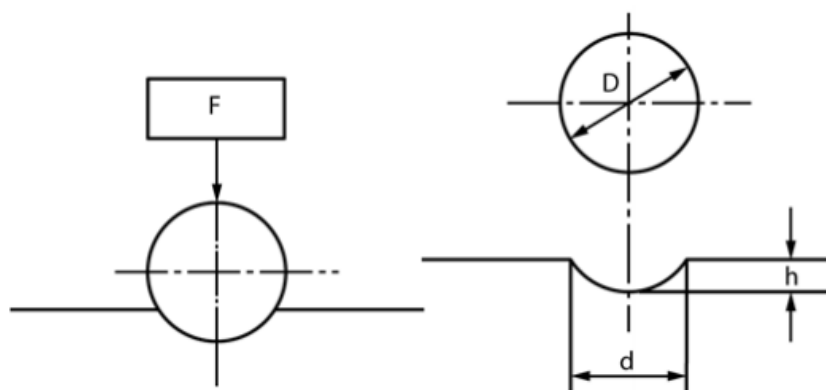
A medida da resistência à penetração é o parâmetro constituinte dos ensaios de dureza, sendo estes mais frequentemente realizados em três métodos: Vickers, Brinell ou Rockwell, onde os dois últimos são os mais utilizados. (BUDYNAS; NISBETT, 2011; NORTON, 2013). Os ensaios Rockwell, mesmo apresentando uma maior velocidade de leitura e baixo custo do equipamento, demonstram menor sensibilidade à medida que a dureza do material aumenta. (HERRMANN, 2011). Para materiais que possuem matriz heterogênea, deve-se utilizar o método de dureza Brinell, devido ao fato deste utilizar uma maior área de contato para a realização da medição de dureza. (SOUZA, 1982). Como para este trabalho serão trabalhadas estruturas multifásicas, opta-se pela explanação deste método, visto que o mesmo será empregado nas medições realizadas na presente monografia.

2.1.2.1 Ensaio de dureza Brinell

Na realização dos ensaios Brinell, uma esfera de aço (ou de carbeto de tungstênio) de elevada dureza é comprimida a uma carga constante sobre o material

em teste durante um tempo de 30 segundos. Para medição de durezas mais elevadas recomenda-se a utilização de esferas de carbeto de tungstênio, visando a prevenção de erros de leitura devido à deformações na esfera de aço. (NORTON, 2013; SOUZA, 1986; ZOLIN, 2011). A Figura 3 ilustra este processo.

Figura 3- Representação do ensaio de dureza Brinell



Fonte: ASTM E10 (2015, p. 3)

A determinação da dureza da amostra utilizando-se este método pode ser realizada analiticamente através da Equação 5.

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \text{ (kgf/mm}^2\text{)} \quad (5)$$

onde HB representa a dureza em Brinell, F é a carga aplicada sobre o corpo em teste, D é o diâmetro da esfera e d o diâmetro impresso na amostra, medido duas vezes a 90° de diferença entre a primeira e a segunda medida. (SOUZA, 1982). A maior diferença encontrada entre os diâmetros não pode ultrapassar 0,1 mm. (ASTM E10: 2007a apud GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012). A representação de dureza HB pode ainda vir acompanhada de um sufixo S (HBS) ou W (HBW), quando utilizada esfera de aço e de carbeto de tungstênio, respectivamente. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012).

A carga utilizada no desenvolvimento do ensaio depende do material da amostra em teste. Uma constante de material ou grau de carga pode ser obtido através da relação entre a carga aplicada e o diâmetro da esfera utilizado, garantindo um ângulo de contato de 136° necessário para a correta determinação da dureza da amostra. Esta constante é apresentada na Equação 6. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012).

$$P/D^2 = \text{constante de material} \quad (6)$$

Constantes para os principais materiais de engenharia são relacionados na Tabela 1. Em função da constante e do diâmetro da esfera, pode-se determinar através da Tabela 2 a carga a ser utilizada no ensaio e algumas aplicações características. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012).

Tabela 1 - Constantes de material para alguns metais de engenharia

Constante ou grau de carga	Materiais	Exemplos
30	Metais ferrosos e não ferrosos resistentes	Aços, ferros fundidos, níquel e ligas, cobalto e ligas, ligas de titânio
15	Somente para carga de 3000 kgf	Titânio e ligas, bem como materiais não tão duros e ligas leves (somente NBR NM-187-1)
10	Metais ferrosos dúcteis e maioria dos não ferrosos	Ferros fundidos, ligas de alumínio, ligas de cobre: latões, bronzes, ligas de magnésio, zinco
5	Metais não ferrosos moles	Metais puros alumínio, magnésio, cobre, zinco
2,5	Metais moles	Ligas de estanho, chumbo, antimônio, berílio, lítio
1,25	Metais mais moles	Metais puros berílio e lítio ou metais moles
1	Metais muito moles	Metais puros estanho, chumbo, antimônio

Fonte: Adaptado de Garcia, Santos e Spim (2012, p. 122)

Tabela 2 - Carga a ser utilizada para realização do ensaio

Esfera <i>D</i> (mm)	Constante ou grau de carga (ABNT e ASTM)						
	30	15	10	5	2,5	1,25	1
Cargas (kgf)							
10	3000	1500	1000	500	250	125	100
5	750	-	250	125	62,5	31,25	25
2,5	187,5	-	62,5	31,25	15,625	7,812	6,25
2	120	-	40	20	10	5	4
1	30	-	10	5	2,5	1,25	1

Fonte: Adaptado de Garcia, Santos e Spim (2012, p. 122)

Na escolha da esfera, deve-se optar sempre que possível pela de maior diâmetro disponível (10 mm), a qual possibilita uma maior precisão na medida. (CHIAVERINI,

1986). Segundo Garcia, Santos e Spim (2012), o resultado do ensaio é considerado válido se o diâmetro da impressão obedecer a relação expressa pela Equação 7.

$$0,24D \leq d \leq 0,60 \quad (7)$$

Caso a relação descrita não seja observada, deve-se selecionar uma nova constante e conseqüentemente uma nova carga a ser utilizada no ensaio. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012).

De forma complementar, deve-se realizar os ensaios a uma distância de no mínimo 2,5d da borda do corpo de prova, o afastamento entre duas indentações no mínimo 5d e a espessura do material em teste no mínimo 10d. A peça deve ser plana, livre de irregularidades como carepas e de presença de óleo, sendo posicionada perpendicularmente ao eixo de aplicação da carga. Caso a amostra sofra movimentação, o ensaio é considerado inválido. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012; SOUZA, 1982).

2.1.3 Ensaio de impacto

Os ensaios de impacto visam avaliar a tenacidade de materiais à um carregamento dinâmico repentino. Conforme Garcia, Santos e Spim (2012, p. 244),

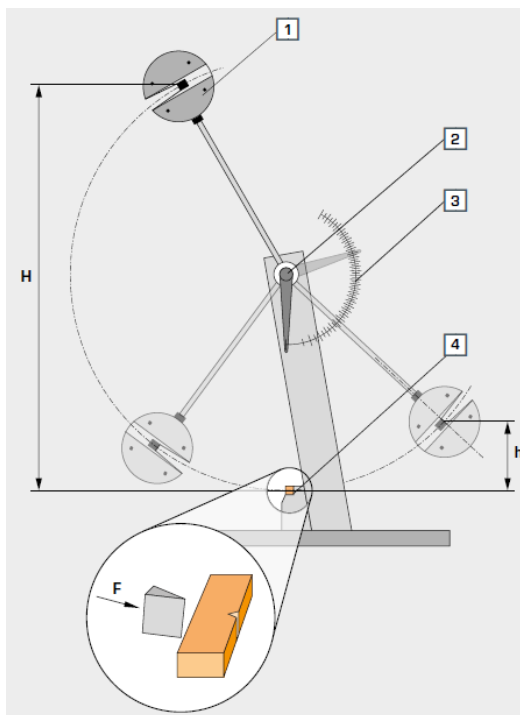
Como resultado do ensaio, obtêm-se a energia absorvida pelo material até a fratura, ou seja, a tenacidade ao impacto, além da resistência ao impacto relacionando-se a energia absorvida com a área da seção resistente. A principal aplicação desse ensaio refere-se à caracterização do comportamento dos materiais, na transição da propriedade dúctil para a frágil como função da temperatura, possibilitando a determinação da faixa de temperaturas na qual um material muda de dúctil para frágil.

Os ensaios de impacto mais conhecidos são o de Charpy e o de Izod. Ambos os ensaios possuem características semelhantes, sendo a posição do corpo de prova (horizontal no ensaio de Charpy e vertical no ensaio Izod) a maior diferença. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012).

O ensaio constitui-se de um pêndulo localizado em uma altura H que quando liberado atinge o corpo em teste. Este corpo possui um entalhe em uma de suas laterais, provocando uma concentração de tensões e simulando uma situação crítica favorecendo à falha. Após o pêndulo colidir contra a amostra, este continua em deslocamento até uma altura h menor do que a inicial. A diferença entre as alturas permite quantificar o nível de absorção de energia do material (através da variação da

energia do pêndulo), mostrado na escala do instrumento de ensaio. A Figura 4 ilustra como o processo é realizado. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012; GUNT, 2017; SOUZA, 1982).

Figura 4-Representação esquemática do ensaio de impacto de Charpy

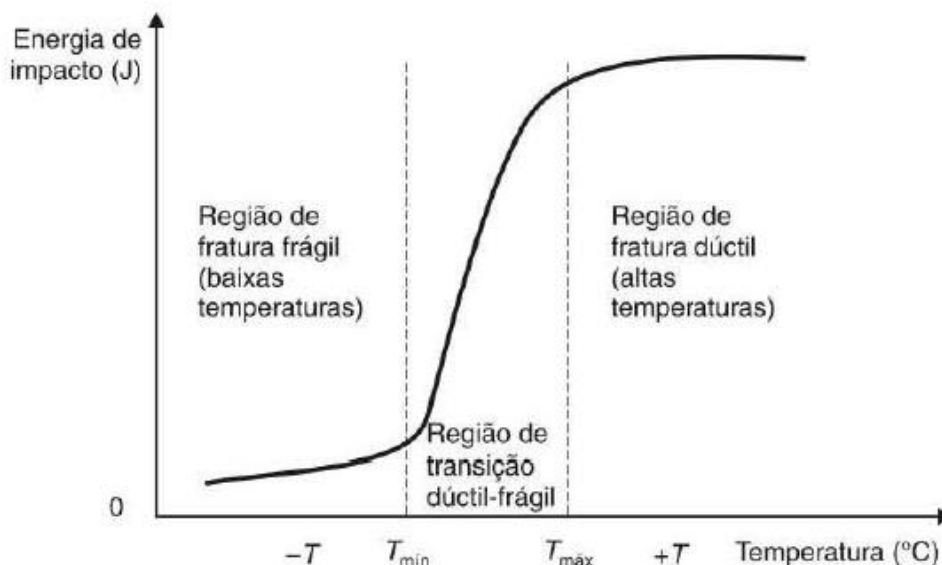


Fonte: Adaptado de GUNT (2017, p. 322)

Onde na representação, 1 é o pêndulo de impacto, 2 é o eixo de giro, 3 é a escala para leitura de medida, 4 é a amostra sujeita ao ensaio, F é a força aplicada, H é a altura de queda e h é a altura registrada pós impacto. (SOUZA, 1982).

À medida que a temperatura do corpo varia, a capacidade de absorção de impacto também apresenta variações, ou seja, alguns materiais podem ter ótima performance quando em situações de temperatura mais elevada porém quando submetidos à meios de temperaturas baixas, apresentam baixo poder de absorção de energia. Esta transição pode chegar a ser bastante notória em alguns materiais, sendo caracterizada de transição dúctil-frágil. A variação descrita pode ser observada na Figura 5. (GARCIA; SANTOS; SPIM, 2012).

Figura 5-Transição dúctil-frágil apresentada por alguns metais



Fonte: Adaptado de Garcia, Santos e Spim (2012, p. 245)

Para a padronização do ensaio, deve-se consultar as características geométricas dos corpos de prova bem como os parâmetros a serem utilizados no teste, presentes na norma ASTM E23.

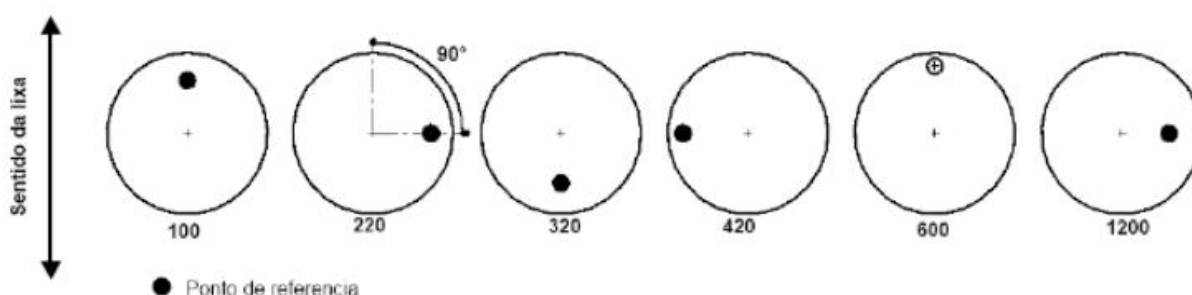
2.2 METALOGRAFIA

Os processos de metalografia permitem avaliar a microestrutura dos metais onde a partir da mesma, pode-se correlacionar as fases e características observadas com as propriedades mecânicas do material em análise. (ROHDE, 2010).

O primeiro passo para a realização do ensaio metalográfico é a confecção das amostras, oriundas da região que se deseja realizar uma análise particular. Após a obtenção de uma parte do corpo, medindo aproximadamente 15 x 15 mm, a mesma deve passar pelo processo de embutimento em resina, realizado a frio ou a quente. (HÖGANÄS, 2015). No embutimento a frio, o corpo é inserido em um molde e preenchido posteriormente por resinas de rápida polimerização. No processo a quente, o corpo é prensado juntamente à resina, sendo geralmente utilizado baquelite neste procedimento, tendo em vista seu baixo valor monetário e bom grau de dureza. O processo a quente é o mais indicado para corpos em análise termicamente tratados, observando-se que a temperatura deste processo não chega a alterar a microestrutura a ser analisada. (HÖGANÄS, 2015; ROHDE, 2010).

Com a finalização da etapa de embutimento, pode-se dar início à preparação da superfície da amostra para análise. O primeiro processo consiste no lixamento da superfície, objetivando a eliminação de marcas e irregularidades mais profundas. Além da utilização de lixas com granulometrias cada vez menores durante o processo, deve-se alternar em 90° a direção de lixamento a cada nova granulometria utilizada, de modo a remover riscos originados na passagem da lixa anterior. A alternância entre lixas e ângulo de lixamento podem ser visualizados na Figura 6. (ROHDE, 2010).

Figura 6-Variação da granulometria e do ângulo de lixamento



Fonte: Adaptado de Rohde (2010, p. 15)

Conforme observado na Figura 6, Rohde (2010, p.15) especifica que “a sequência mais adequada de lixas para o trabalho metalográfico com aços é 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 [...]”

Finalizado o processo de lixamento, a amostra deve ser submetida a um polimento, visando permitir o posterior ataque químico e conseqüentemente a revelação da microestrutura da mesma. Antes do polimento (remoção final de riscos) recomenda-se a limpeza da amostra utilizando água ou álcool etílico, de modo a remover qualquer impureza superficial que possa vir a causar danos à amostra. Para o polimento da superfície, em conjunto de um politriz rotativo, recomenda-se a utilização de alumina ou pasta de diamante, sendo este último o mais utilizado devido, entre outras características, ao seu maior poder de desbaste. (ROHDE, 2010).

Realizado o polimento da amostra, deve-se expor a superfície da mesma a um reagente químico, sendo alguns destacados no Quadro 1 devido à sua relevância para o presente trabalho. (ASTM E407, 2007; DAVIS, 1998).

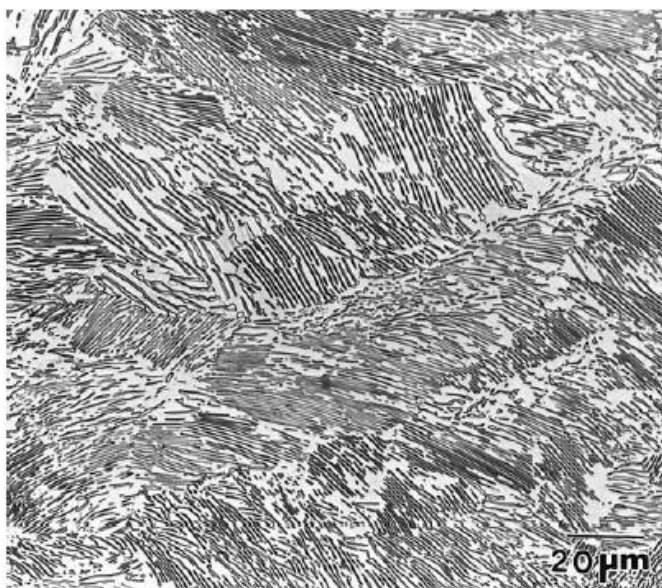
Quadro 1 – Reagentes para análise metalográfica

Reagente	Composição	Observações	Utilização
1. Nital	2 mL de HNO ₃ e 98 mL de etanol (álcool etílico)	Não tão eficaz quanto picral para trabalhos de alta resolução em estruturas termicamente tratadas. Tempo de ataque: alguns segundos até 1 min	Indicado para aços ao carbono; Promove alto contraste entre ferrita e perlita ou cementita. Revela os contornos de grão de ferrita. Diferencia ferrita e martensita.
2. Picral	4 g de ácido picrico, 100 mL de etanol ou metanol (95% ou absoluto; usar álcool em absoluto somente quando o ácido contiver 10% ou mais de umidade) e 4 ou 5 gotas de 17% de cloreto de zefirano (umectante)	Não tão eficaz quanto nital para revelar contornos de ferrita. Promove resolução superior para estruturas de perlita fina, martensíticas e bainíticas; tempo de ataque: alguns segundos até 1 min	Para todas as classes de aços ao carbono; aços nos estados recozido, normalizado, revenido, temperado e revenido, esferoidizado e austemperado
3. Metabissulfito de sódio	(A) 8 g Na ₂ S ₂ O ₅ e 100 mL de H ₂ O destilada	Reagente de uso geral para aços; similar ao Picral. Tempo de ataque: alguns segundos até 1 min	Destaca em cores escuras a parcela de martensita revenida contida na amostra
	(B) 10 g de Na ₂ S ₂ O ₅ e 100 mL de H ₂ O destilada	Pré-ataque para revelação completa da microestrutura. Tempo de ataque: alguns segundos até 1 min	Uso geral para aços bifásicos; revela perlita, escurece martensita e realça contornos de austenita; um pré-ataque de 10-15 s em 2% de nital seguido por um ataque de 20 s em Na ₂ S ₂ O ₅ irá destacar os contornos de ferrita e identificar perlita, martensita e austenita.

Fonte: Adaptado de DAVIS (1998)

Após o contato com o reagente, deve-se levar a amostra à um microscópio para análise microestrutural da mesma, sendo obtidas visualizações tais como a apresentada na Figura 7.

Figura 7 - Aço eutetóide SAE 1080. Picral 4%. Aumento de 500x.

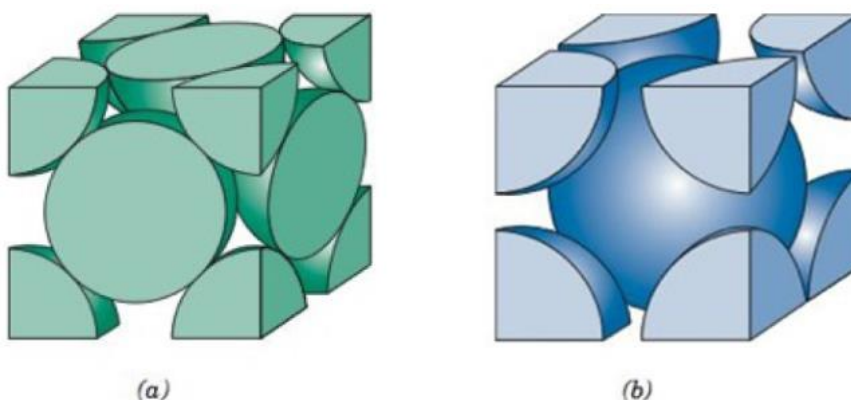


Fonte: Bramfitt e Benscoter (2002, p. 34)

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos em aços correspondem ao aumento controlado da temperatura do mesmo e posterior resfriamento, variando a velocidade deste processo através do meio de troca térmico escolhido. Os tratamentos visam a alteração microestrutural dos metais, objetivando de modo geral o aumento de dureza, resistência, ductilidade, entre outros, dependendo da aplicação desejada. (DOSSETT; TOTTEN, 2013). As mutações microestruturais podem ser verificadas através da alteração das células unitárias da matriz, que variam com a temperatura do sólido. Estas células possuem diferentes arranjos atômicos, sendo classificados, para aços, em cúbico de corpo centrado (CCC) e cúbico de face centrada (CFC), conforme observado na Figura 8.

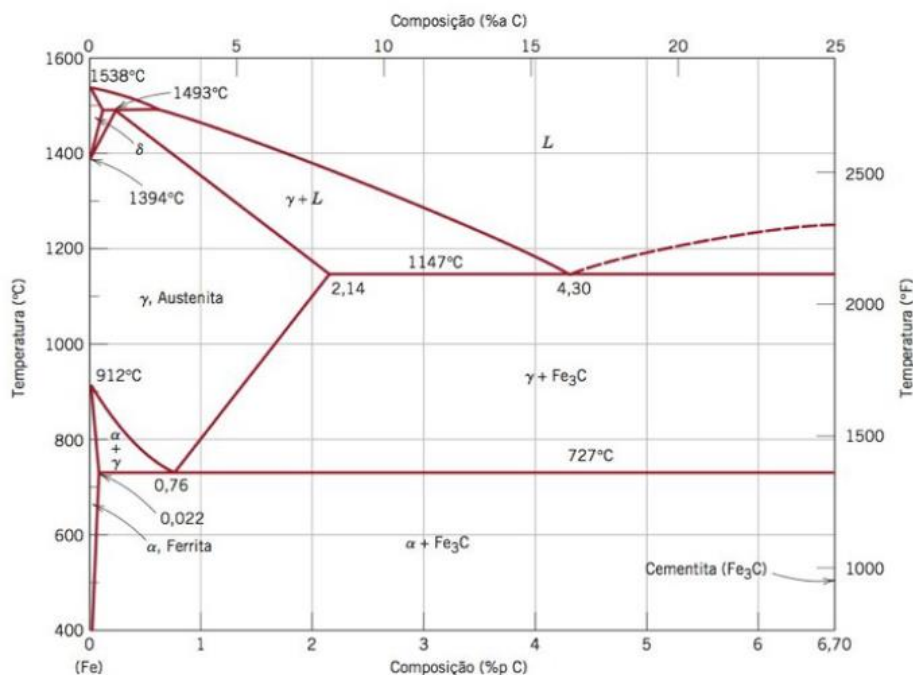
Figura 8 - Estruturação das células unitárias, (a) CFC e (b) CCC



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2012)

O ferro originalmente apresenta uma rede cristalina CCC, denominada ferrita (fase α). Tal estrutura possui espaços intersticiais nas células da rede, as quais possuem característica de dissolver impurezas intersticiais, onde neste âmbito destaca-se o carbono. A dissolução máxima de carbono na matriz ferrítica (CCC) é de 0,022%. Aumentando-se a temperatura, o ferro passa a assumir uma estrutura CFC, chamada de austenita (γ). Tal estrutura possui um espaço intersticial de valor mais elevado, possibilitando uma dissolução máxima de carbono de 2,14%. Os limites de solubilidade de carbono no ferro podem ser verificados através do diagrama denominado ferro-carbono expresso na Figura 9. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Figura 9 - Diagrama Ferro-Carbono



Fonte: Callister e Rethwisch (2012, p.272)

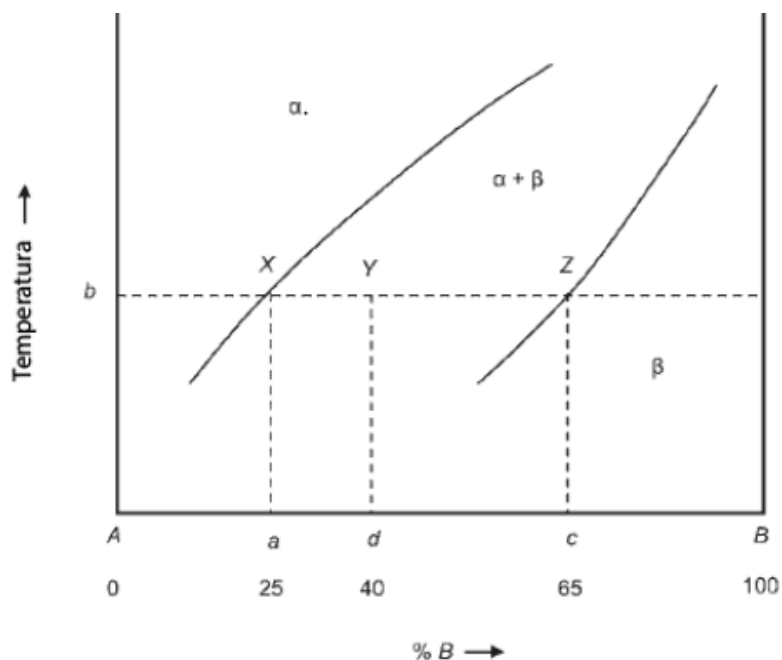
Pode notar-se através do gráfico os limites descritos variando em função da temperatura e do teor de carbono do sólido, onde para aços este teor varia entre 0,008 e 2,14%. A apresentação da variação de carbono é uma convenção adotada, visto que na verdade têm-se a variação da quantidade de carbeto de ferro (Fe_3C) na microestrutura do metal, chamada cementita. Em vista desta conveniência, 6,70% de carbono corresponderia a 100% de Fe_3C . A combinação entre ferrita e cementita no formato lamelar dá origem a uma estrutura mista chamada perlita. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Para a determinação dos montantes dos constituintes de composições de duas fases, assim como a perlita, uma regra conhecida como “regra da alavanca” pode ser utilizada, dada uma determinada temperatura em uma determinada liga. (KRAUSS, 2015). Conforme Benschoter e Bramfitt (2002, p. 273),

Uma linha horizontal, denominada linha de amarração, representa a alavanca e a composição da liga, seu ponto de apoio. A interseção da linha de ligação com os limites do campo de duas fases fixa as composições das fases coexistentes e as quantidades das fases são proporcionais aos segmentos da linha de ligação entre a liga e as composições de fase.

Para exemplificar a utilização da regra, tem-se na Figura 10 um sólido “Y” formado pelas fases “α” e “β”. A delimitação da alavanca na temperatura “b” e composição “d” é identificada através dos pontos “X” e “Z”. (CAMPBELL, 2010).

Figura 10 - Representação da regra da alavanca



Fonte: Adaptado de Campbell (2010)

Conforme Campbell (2010), para a determinação da porção de β no sólido, utiliza-se a Equação 8:

$$\% \text{ Fase } \beta = \left(\frac{\text{comprimento do segmento } d - a}{\text{comprimento do segmento } c - a} \right) \cdot 100 \quad (8)$$

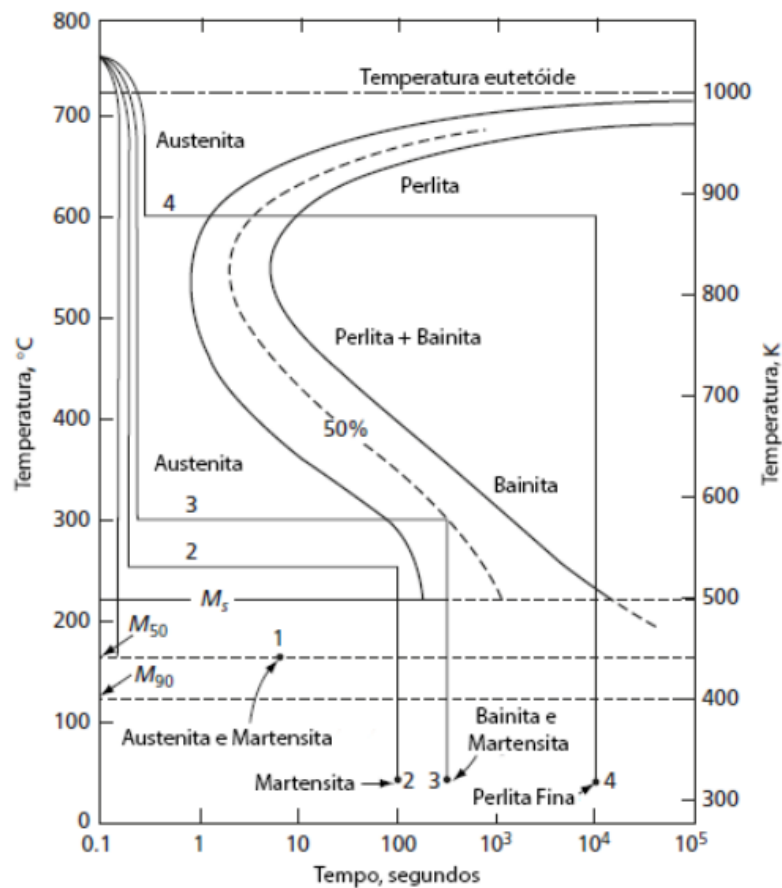
Onde substituindo os dados na relação descrita têm-se um valor de β de 37,5%. Como para a formação do sólido deve-se atingir um valor de composição de 100%, tem-se analiticamente uma porção da fase α de 62,5%. (CAMPBELL, 2010).

O diagrama apresentado na Figura 9 ilustra as transformações de fase a partir de aquecimentos e resfriamentos estáveis, ou seja, processos que ocorrem de forma extremamente lenta, muito próximos de um sistema em equilíbrio. (DOSSETT; TOTTEN, 2013; KRAUSS, 2015).

Em sistemas industriais, diferentemente das condições de equilíbrio, variadas taxas de aquecimento e resfriamento são utilizadas para alteração da microestrutura dos aços. Em vista deste fator, o diagrama de equilíbrio apresentado na Figura 9 não

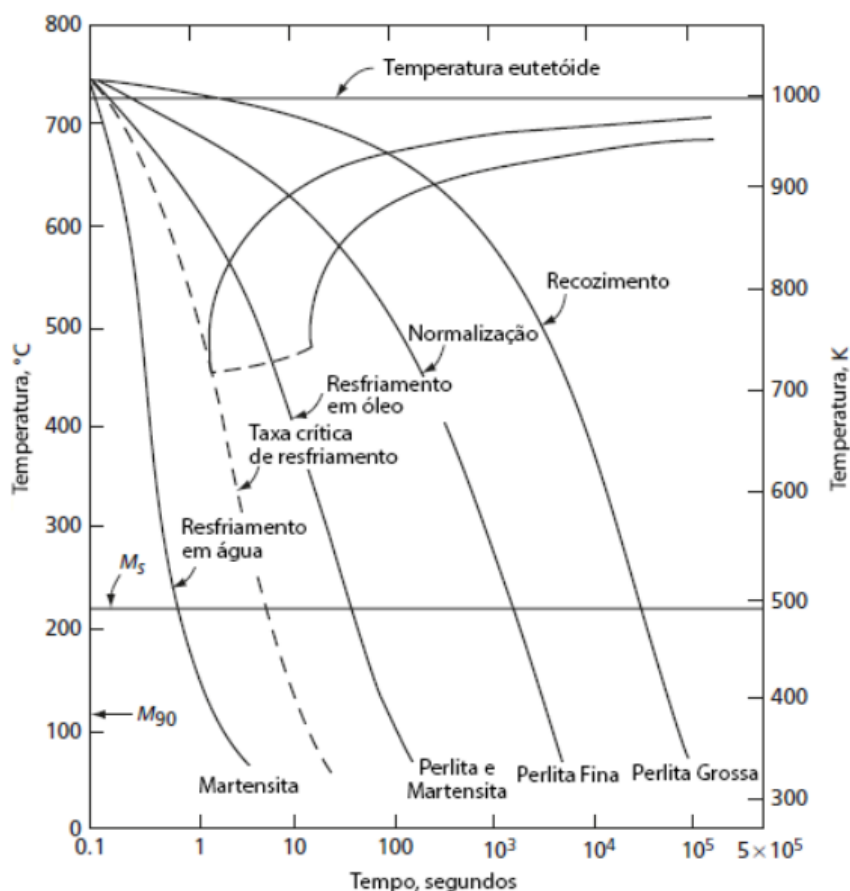
pode mais ser corretamente empregado para a representação da microestrutura originada. Em substituição, são utilizados diagramas que contemplam o tempo para que ocorra o início e o término da formação das microestruturas. Os principais diagramas para análise microestrutural fora das condições de equilíbrio são os de transformação isotérmica e os de resfriamento contínuo, conhecidos como TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) ou IT (*isothermal transformation* ou transformação isotérmica) e CCT (*continuous cooling transformation* ou transformação através de resfriamento contínuo), respectivamente. (LISCIC et al., 2010). As Figuras 11 e 12 apresentam os diagramas mencionados.

Figura 11 - Gráfico de transformações Isotérmicas



Fonte: Adaptado de Abbaschian, L., Abbaschian, R. e Reed-Hill (2008, p. 593)

Figura 12 - Gráficos de resfriamento contínuo



Fonte: Adaptado de Abbaschian, L., Abbaschian, R. e Reed-Hill (2008, p. 605)

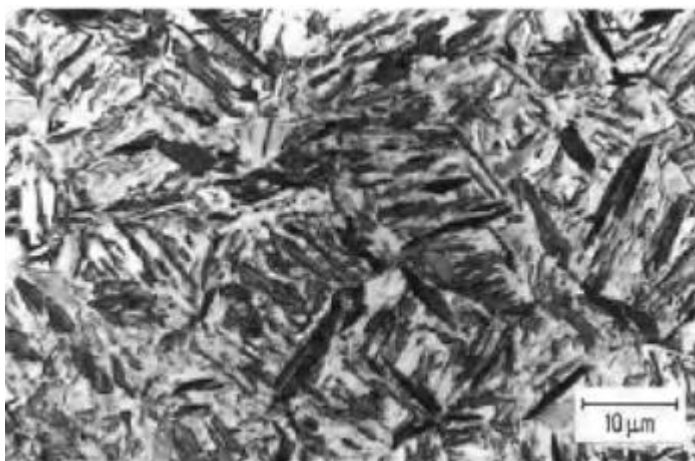
Pode-se notar através dos diagramas que expondo-se o material a uma taxa de resfriamento fora do sistema em equilíbrio, duas novas microestruturas podem ser obtidas, sendo estas a martensita e a bainita. As diferentes condições de resfriamento caracterizam tipos de tratamento térmico realizados, sendo estes empregados de acordo com a microestrutura final a ser obtida. Em relação aos diagramas apresentados os CCT são os mais utilizados, sendo os que melhor expressam os tratamentos difundidos em meio industrial e comercial, onde constam os processos de recozimento, normalização e têmpera. (SINHA, 2003). A seguir, apresentar-se-á em maiores detalhes o processo de têmpera dos aços.

2.3.1 Têmpera

O processo de têmpera dos aços refere-se à formação de martensita ao final do tratamento, sendo esta uma estrutura fina e extremamente dura, podendo ser observada na Figura 13. O método consiste no aquecimento do material até que se

obtenha uma estrutura austenítica, onde o componente é mantido nesta temperatura por um tempo adequado e posteriormente resfriado em um meio que forneça uma velocidade apropriada à formação de martensita, conforme exemplificado para um resfriamento em água na Figura 13. (BRYSON, 2015; COLPAERT, 2008; NISHIYAMA, 1978).

Figura 13 - Aço ao carbono 0,45%C. Temperado à 950°C. Ampliação de 1500:1



Fonte: Liscic, Luty e Tensi (1992, p. 9)

Uma característica importante ao favorecimento da formação de martensita ao longo da seção do material é chamada de temperabilidade. Esta característica está relacionada diretamente à velocidade de resfriamento necessária para formação de martensita, onde quanto maior a temperabilidade do material, menor tem de ser a velocidade de resfriamento e maiores são as profundidades de têmpera obtidas. A temperabilidade pode ser analisada através dos diagramas TTT e CCT respectivas ao material do componente, onde quanto mais deslocadas à direita as curvas estiverem, maior a temperabilidade do material. (TOTTEN, 2006).

Além do aumento do teor de carbono, a adição de elementos de liga na estrutura do aço permite um incremento de temperabilidade e, como já mencionado anteriormente, mais brando pode ser o resfriamento do material, reduzindo-se o risco de trincas e/ou distorções na geometria do componente. (DAVIS, 1998; SINHA, 2003). Alguns meios de resfriamento utilizados estão relacionados na Tabela 3, onde para cada um destes um coeficiente de severidade de resfriamento (H) é associado. (ASKELAND; WRIGHT, 2016).

Tabela 3 - Grau de severidade de resfriamento

Meio de Resfriamento	Coefficiente H	Taxa de Resfriamento no Centro de uma Barra de 1 pol. (° C / s)
Óleo sem agitação	0.25	18
Óleo com agitação	1.0	45
H ₂ O sem agitação	1.0	45
H ₂ O com agitação	4.0	190
Salmoura sem agitação	2.0	90
Salmoura com agitação	5.0	230

Fonte: Adaptado de Askeland e Wright (2016, p. 474)

Após o resfriamento e conseqüentemente a finalização do processo de têmpera, o aço que agora possui martensita em sua estrutura, apresenta uma elevação do nível de dureza original e uma diminuição do índice de absorção de energia ao impacto (tenacidade). Para proporcionar a elevação da tenacidade do material temperado, realiza-se o processo de revenimento, o qual consiste no aquecimento do componente por um determinado tempo em temperaturas abaixo do início da formação de austenita. (EDMONDS; PERELOMA, 2012; THELNING, 1984).

Após o componente permanecer em temperatura de revenimento, deve-se resfriá-lo em meio brando, geralmente ao ar. (GÜR; PAN, 2009). Tratando-se de um tratamento subcrítico, à medida que a temperatura de revenimento é elevada aproximando-se de A₁, maiores são os incrementos de tenacidade obtidos, porém menores são os valores de dureza apresentados. (DOSSETT; TOTTEN, 2013; KRAUSS, 2015)

2.3.2 Fornos para tratamento térmico e controle de temperatura

Para a realização dos processos que envolvem tratamento térmico de materiais, diferentes fornos podem ser utilizados. Os principais fatores de classificação para estes equipamentos é a faixa de temperatura de operação requerida (dependente do tratamento térmico desejado) bem como o número de peças a serem tratadas. Com relação à temperatura, são pré-determinadas três faixas: 150 à 700°C, 650 à 1000°C, acima de 1000°C, onde são exemplos de aplicação os processos de alívio de tensões e revenimento para o primeiro grupo,

têmpera e normalização para o segundo, e tratamento térmico de aços ferramenta e sinterização para o último. (PRABHUDEV, 1988).

Quanto ao número de peças, os fornos podem ser classificados em fornos tipo lote ou de tratamento contínuo, onde estes são utilizados em situações que envolvem um pequeno número de peças e produções em larga escala, respectivamente. Os fornos de tratamento contínuo geralmente operam em faixa fixa de temperatura, enquanto os fornos tipo lote são apropriados para diferentes condições de tratamento e faixas de temperatura, sendo muitas vezes conhecidos como fornos universais. Um dos fornos mais conhecidos para tratamentos de pequenos lotes é o forno tipo mufla, por possuir baixo custo de instalação e operação, além de simples construção e possibilidade de realização de inúmeros tratamentos térmicos, principalmente voltado à aços de baixa liga. Uma limitação, porém, deste tipo de equipamento é o tamanho das peças a serem comportadas, limitando-se à peças de pequenas e médias dimensões. (PRABHUDEV, 1988). Um exemplo de forno mufla pode ser visualizado na Figura 14.

Figura 14 - Forno mufla para tratamento térmico



Fonte: *The Fabricator* (2019)

O aquecimento é realizado através de um sistema de resistências elétricas, sendo o controle de temperatura geralmente realizado através de um termopar. Estes instrumentos utilizam a variação de tensão elétrica em relação à temperatura do meio, sendo constituídos por dois metais distintos entre si. A variação de tensão é

identificada por voltímetro que apresenta as respectivas temperaturas para cada valor de tensão obtido. Diferentes tipos de termopares estão relacionados à precisão requerida e ao meio ao qual será empregado, sendo agrupados em três principais grupos: básicos, nobres e especiais. A principal alteração entre os três grupos refere-se aos metais utilizados na fabricação destes instrumentos. Os tipos básicos podem ser ainda divididos nas categorias T, J, E, K e N, estando em ordem crescente de faixa de temperatura de operação, onde este último apresenta a maior faixa de medição e maior resistência à oxidação, substituindo o termopar tipo K em aplicações de maior criticidade. (FIALHO, 2013).

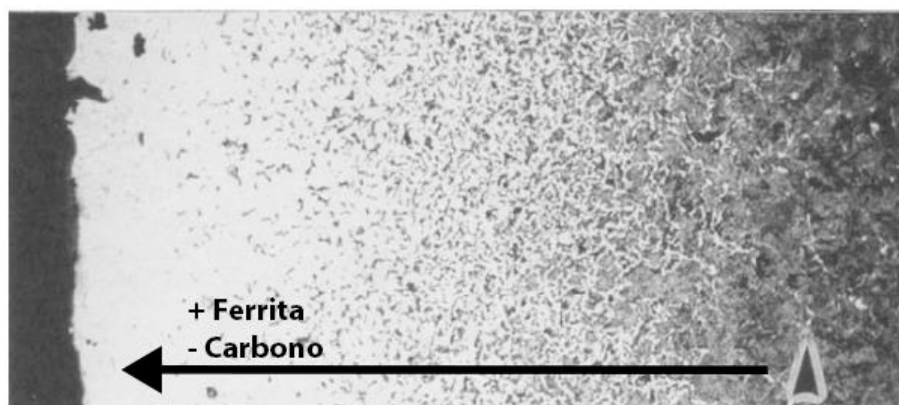
2.3.3 Descarbonetação

Alguns elementos contidos no ar atmosférico possuem características de reagir e remover carbono da superfície do material inserido no forno para tratamento, onde desataca-se neste processo a presença de oxigênio. (CHANDLER, 1995). Segundo Boyer e Dossett (2006, p. 275),

A descarbonetação não apenas resulta em uma perda de dureza superficial em qualquer superfície de aço não tratada ou endurecida, mas também causa uma degradação das propriedades mecânicas ou até mesmo rachaduras (durante o endurecimento) - sob certas condições.

Em uma análise metalográfica é possível identificar a ocorrência de descarbonetação, conforme pode ser analisado na Figura 15.

Figura 15 - Camada descabonetada de um aço 0,78%C-0,30%Mn. Picral. 50X



Fonte: Adaptado de Dossett e Boyer (2006)

Ao sofrer o processo de descarbonetação, tal região passa a apresentar baixa resistência mecânica superficial, onde agora macia pela remoção de carbono, é prejudicial em aplicações envolvendo fadiga de componentes e resistência ao desgaste. Em virtude destes fatores, a remoção desta camada descarbonetada na fabricação de componentes críticos é sempre desejada, realizada através de usinagem pós tratamento térmico. (ASM HANDBOOK, 2005).

2.3.4 Recristalização

Em virtude de trabalhos mecânicos à frio, os aços que originalmente apresentam matriz ferrítica ou esferoidizada, passam a apresentar deformações e alongamentos nesta matriz. Antes dos processos à frio, ou encruamento, os aços são caracterizados de modo geral por apresentarem boa ductilidade e baixa dureza, quando em comparação pós processamento mecânico. Um tratamento térmico que permite devolver as propriedades anteriores ao trabalho a frio é chamado de recozimento. Durante este processo, pode ocorrer a recuperação do material, recristalização e crescimento dos grãos da matriz. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012; HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).

Na recuperação, uma porção da energia de deformação imposta pelo trabalho a frio é liberada, causada pelo movimento atômico na matriz em função do aumento da temperatura. No processo de recristalização, ocorre a formação de novos grãos, originada da diferença de energia entre pré e pós deformação a frio. A origem de novos grãos permite o refinamento da matriz, sendo o seu crescimento controlado através do tempo e temperatura no forno de tratamento. A temperatura de recristalização (T_R) relaciona-se com a temperatura de fusão (T_F) do aço a ser tratado (em Kelvin), cujo valor varia conforme o grau de deformação a que a estrutura deste se encontra, sendo descrita de forma aproximada através da Equação 9. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012; HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).

$$T_R \cong 0,4 T_F \quad (9)$$

2.4 AÇOS SAE 1020

Classificados como aços de baixo teor de carbono ou ainda, conforme o diagrama Fe-C, aços hipoeutetóides ($\%C < 0,8$), os aços SAE 1020 possuem o carbono como elemento principal em sua constituição. (DOWLING, 2013; FUNATANI; TOTTEN; XIE, 2004). A Tabela 4 apresenta a composição química deste aço.

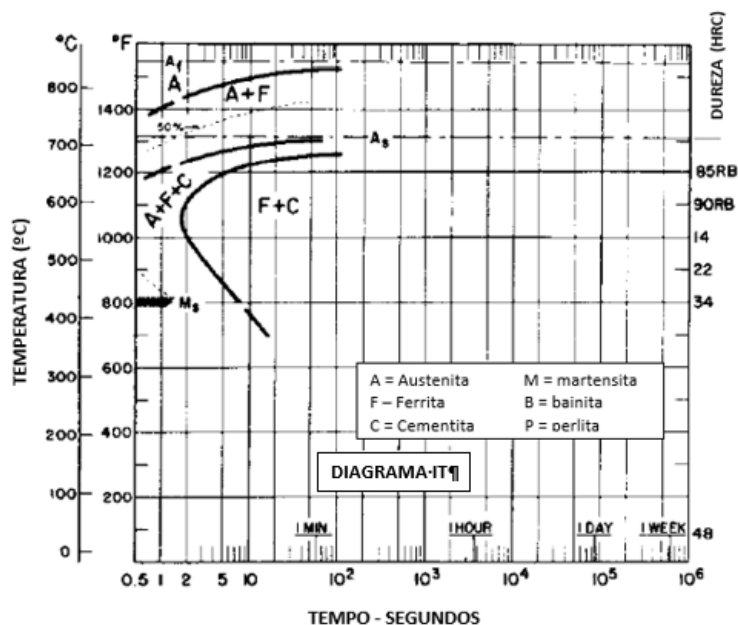
Tabela 4 - Composição química geral do aço SAE 1020

AÇO AISI ou SAE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA, %			
	C	Mn	P max	S max
1020	0.18-0.23	0.30-0.60	0.040	0.050

Fonte: Adaptado de Chandler (1995)

O baixo teor de carbono dos SAE 1020 confere-os uma boa soldabilidade e conformabilidade em comparação com outros aços de maior teor de carbono. (BERNS; THEISEN, 2008; HARVEY, 1982). Devido à ausência de elementos de liga nestes aços bem como seu baixo teor de carbono, sua temperabilidade torna-se limitada, conforme pode ser observado através do diagrama TTT representado na Figura 16.

Figura 16 - Diagrama TTT desenvolvido para o aço SAE 1020



Fonte: Adaptado de Chandler (1995)

Em vista da baixa temperabilidade destes aços, tratamentos de endurecimento superficial são frequentemente realizados, sendo o SAE 1020 o preferido para este tipo de tratamento onde um dos mais conhecidos é o processo de cementação, mantendo-se o núcleo do componente dúctil e a camada superficial endurecida. (BERNS; THEISEN, 2008; HUDD; LLEWELLYN, 1998).

O Quadro 2 apresenta as principais propriedades mecânicas destes aços em três condições distintas: laminados a quente (sem tratamento térmico), normalizados e recozidos.

Quadro 2 - Propriedades mecânicas gerais dos aços SAE 1020

SAE AISI No. ^(a)	Tratamento	Temperatura de Austenitização		Resistência à Tração		Tensão de Escoamento		Alongamento, %	Redução em Área, %	Dureza, HB
		°C	°F	MPa	ksi	MPa	ksi			
1020	Como Laminado	---	---	448.2	65.0	330.9	48.0	36.0	59.0	143
	Normalizado	870	1600	441.3	64.0	346.5	50.3	35.8	67.9	131
	Recozido	870	1600	394.7	57.3	294.8	42.8	36.5	66.0	111

Fonte: Adaptado de Chandler (1995)

Além de serem os aços mais conhecidos para esta faixa de carbono, principalmente em função de seu baixo custo, são utilizados na fabricação de embalagens metálicas, componentes sujeitos à impactos, estruturas soldadas, peças forjadas, entre outras. Em contrapartida, além da baixa temperabilidade destes aços, alguns fatores negativos como baixa resistência mecânica e usinabilidade podem também ser destacados para a caracterização dos SAE 1020. (FAVORIT, 2019; MEI; SILVA, 2010; RAJAN; SHARMA, A.; SHARMA, C., 2011).

2.5 AÇOS SAE 10B22

Bastante conhecidos na produção de fixadores de alta resistência, principalmente em aplicações de grande responsabilidade mecânica como o setor automotivo, os aços SAE 10B22 são caracterizados por possuírem um baixo teor de carbono com pequenos incrementos de manganês e boro, sendo este último o

elemento adicional de maior destaque para estes aços. (FERNANDES; SOUZA, 2018). O Quadro 3 apresenta a composição deste material.

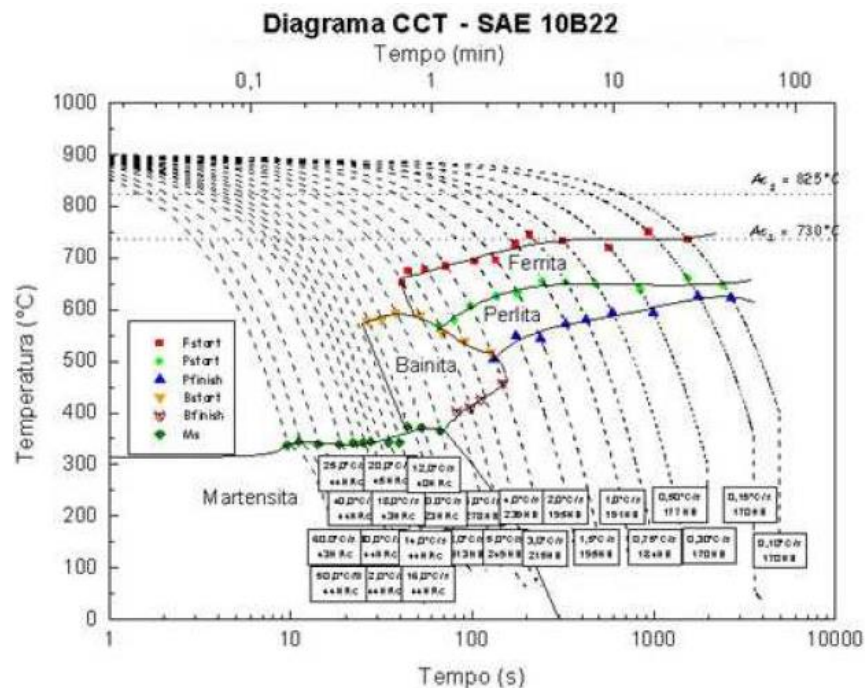
Quadro 3 - Composição química dos aços SAE 10B22

AÇO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	B
10B22	0.18~0.23	0.10max	0.70~1.00	0.025 max.	0.025 max.	–	–	0.0005 min.

Fonte: Adaptado de China Steel Corporation (CSC GROUP, 2014)

O boro presente na composição química dos SAE 10B22 possui a função de prover melhorias em temperabilidade para estes aços. Observa-se através do Quadro 3 que a faixa especificada para valores de boro é bastante pequena. Isto se deve ao fato que incrementos acima dos valores especificados não promovem melhorias em temperabilidade para estes aços. (TOTTEN, 2006). Somando-se ao boro, os pequenos incrementos nos teores de manganês também auxiliam na temperabilidade deste material, sendo a curva de resfriamento CCT característica deste material expressa na Figura 17.

Figura 17 - Diagrama CCT de um aço SAE 10B22



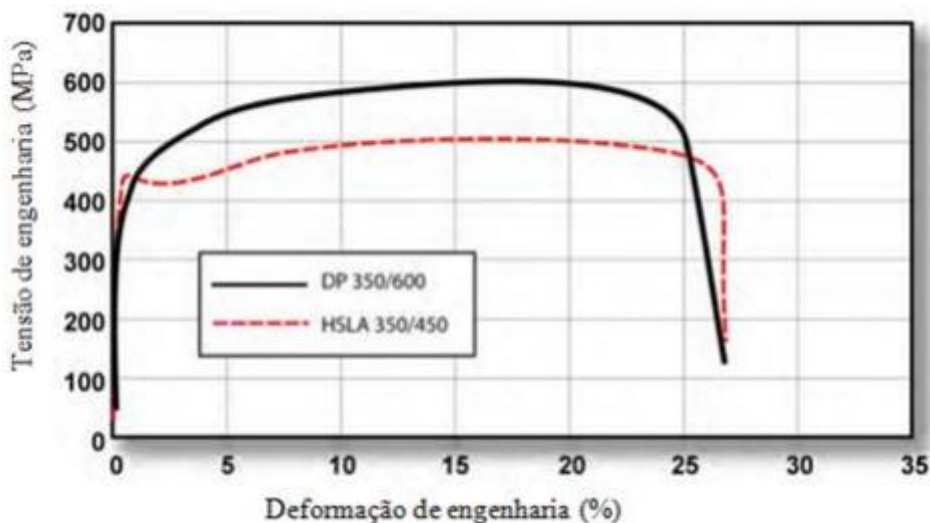
Fonte: Costa (2010, p.10)

Através do gráfico, percebe-se que mesmo contendo um baixo teor de carbono, os elementos de liga presentes no SAE 10B22 retardam o início das transformações de fase, possibilitando a tempera do material. Além de uma boa temperabilidade, características de boa conformabilidade e reduzida tendência à fragilização em têmpera são fatores de destaque para estes aços. (BLAKE, 1986; PAJU, 1992 apud CASARIN, 1996).

2.6 AÇOS *DUAL PHASE*

Os aços *dual phase* são materiais pertencentes à família de aços de baixa liga e alta resistência (high-strength low alloy (HSLA)), onde os teores dos elementos de liga presentes superam os dos aços tradicionais, como por exemplo os aços ao carbono. (CHAMISA, 2014). Estes aços destacam-se, principalmente, por possuir uma boa combinação entre ductilidade e elevada resistência à tração se comparados a outros aços HSLA, conforme apresentado na Figura 18. (DAVIS, 1998).

Figura 18 - Comparativo entre aço DP e HSLA similar



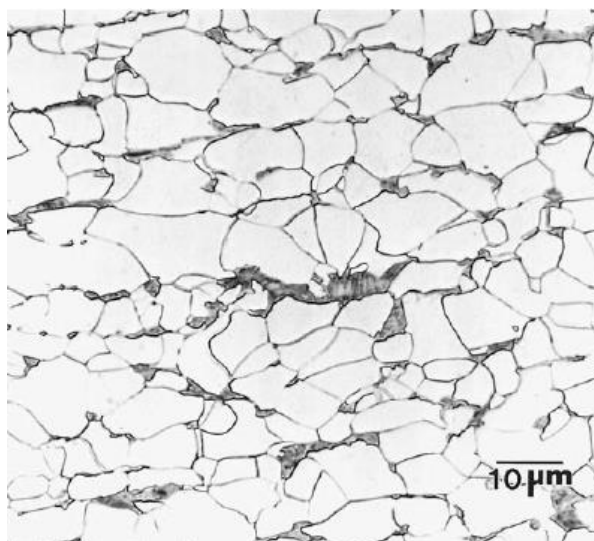
Fonte: Konieczny (2003, Cap. 2)

Conforme observado na Figura 18, para um aço HSLA e um DP de mesma tensão de escoamento (350 MPa), o DP atinge limites de resistência a tração superiores (600 MPa) aos 450 MPa apresentados por um aço HSLA similar, onde a ductilidade mantém-se estável mesmo com o incremento notório da resistência a tração. Esta combinação proporciona um grande campo de aplicação para estes aços, sendo empregados de forma mais expressiva na indústria automobilística, onde

busca-se a redução do peso dos veículos, sendo atingida através da redução das espessuras das matérias primas utilizadas, mantendo-se as características de resistência de projeto. Além da resistência, as características de ductilidade possibilitam uma boa conformação do material, auxiliando, por exemplo, nos processos de estampagem das peças constituintes dos veículos. (TSIPOURIDIS, 2006).

As características enunciadas correspondem à estrutura do material, onde em uma matriz ferrítica estão presentes particulados de martensita, sendo respectivamente responsáveis pela ductilidade e resistência à tração apresentada por estes aços. (CHAMISA, 2014). Tal estrutura, onde as duas fases ferrita e martensita coexistem, dão origem à nomenclatura de identificação deste grupo de materiais. As fases descritas podem ser visualizadas na Figura 19.

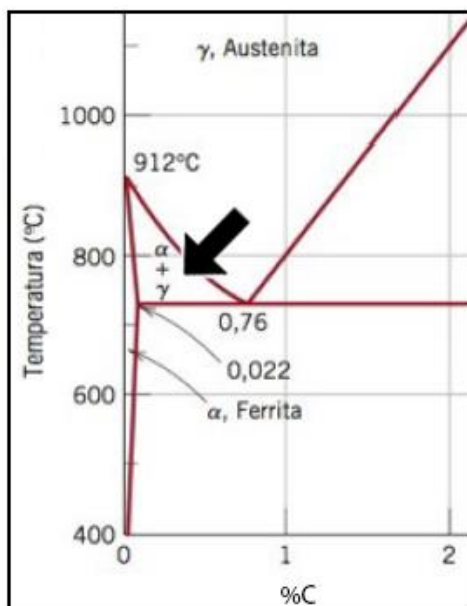
Figura 19 - Matriz tradicional de aços DP. Martensita (escura) e ferrita (clara). Nital 2%. 1000X.



Fonte: Bramfitt e Benscoter (2002, p. 55)

Uma das formas de obtenção destes aços é a elevação da temperatura dos mesmos (que possuem teores de carbono geralmente entre 0,05 e 0,15% e de manganês entre 1 e 1,5%) até a região intercrítica correspondente às fases α e γ , ou seja, a região onde ferrita e austenita coexistem. (EDMONDS; PERELOMA, 2012). Esta região pode ser observada na Figura 20:

Figura 20 - Região intercrítica de aquecimento



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2012)

No processo, após o aquecimento atingindo-se à região intercrítica, ocorre o rápido resfriamento do material, onde a porção austenítica dá origem às ilhas martensíticas presentes na matriz estrutural. (EDMONDS; PERELOMA, 2012). À medida que a temperatura é elevada dentro da região intercrítica, elevam-se as porcentagens de martensita originadas após a finalização do tratamento e, por consequência, maiores os valores de resistência e dureza apresentados por estes aços. (AHMAD et al., 2009). Os valores geralmente encontrados para as porções de martensita dispersas na matriz ferrítica representam cerca de 10 a 20% da matriz. (DAVIS, 1998).

O *range* de temperaturas de tratamento dentro da região intercrítica possibilita as variações do volume de martensita encontrado na matriz. Este *range* pode ser estimado através do conhecimento das temperaturas críticas A1 e A3 que delimitam a região, sendo A1 a temperatura crítica na qual abaixo desta, nas condições de equilíbrio, toda a austenita transformar-se-á em ferrita e cementita e A3 a temperatura crítica na qual acima desta, a matriz original passa a assumir a fase austenítica. (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). No aquecimento do material, para a realização da estimativa das temperaturas críticas inferior (Ac1) e superior (Ac3), considerando os teores dos principais elementos que modificam as curvas presentes no diagrama Fe-C, diversos métodos práticos podem ser utilizados, dentre eles a utilização das Equações 10 e 11. (ANDREWS, 1965 apud KRAUSS, 2015).

$$Ac1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (10)$$

$$Ac3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5 Mo + 13.1W \quad (11)$$

Para possibilitar a transformação da fase austenítica para martensítica, um bom nível de temperabilidade é necessário, sendo obtida através de incrementos dos teores dos elementos de liga da composição química do aço. Com a redução dos teores, onde o mais utilizado é o manganês, reduz-se a temperabilidade do material, sendo necessária uma maior taxa de resfriamento para a obtenção da estrutura martensítica. Após a realização do resfriamento e conseqüentemente a formação da matriz ferrita-martensita, os aços *dual phase* costumam apresentar, entre outras propriedades, valores expressivos de limite de resistência à tração entre e 490 e 1200 MPa. (RANA; SINGH, 2017).

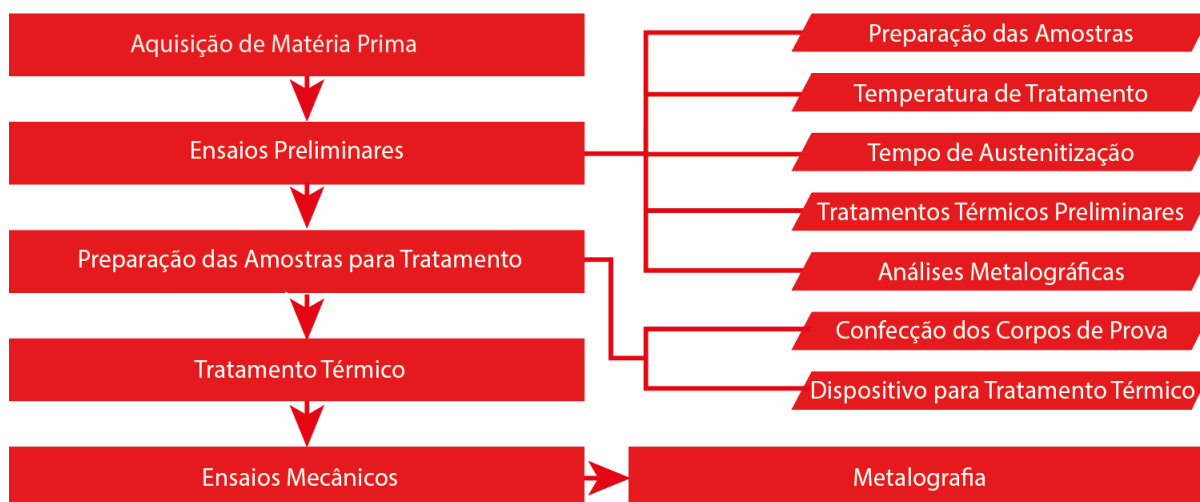
3 METODOLOGIA

Neste capítulo apresentar-se-á a sequência de etapas para o desenvolvimento das análises da presente monografia. Para este fim, serão utilizados os conhecimentos preliminarmente descritos, correspondendo à revisão bibliográfica da presente monografia. Em conjunto ao disposto, parâmetros utilizados em publicações de engajamento similar serão abordados para melhor caracterização e sequenciamento das etapas a serem realizadas neste trabalho.

3.1 FLUXOGRAMA

De forma a facilitar a visualização da sequência de etapas adotadas para o desenvolvimento da presente monografia, estruturou-se um fluxograma representado na Figura 21. Nos capítulos subsequentes, cada uma das etapas relacionadas será vista em maiores detalhes, apresentando-se o conjunto de atividades desenvolvido em cada uma destas.

Figura 21 - Fluxograma da metodologia



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2 AQUISIÇÃO DA MATÉRIA PRIMA

A partir da composição química do aço SAE 1020 buscou-se a aquisição de um aço com composição similar, com um mínimo possível em quantidade de elementos de liga e por consequência tendo-se uma proximidade de valor de mercado, porém

que proporcionasse um incremento na temperabilidade, possibilitando a verificação de eventuais vantagens em relação a um aço SAE 1020 sob as mesmas condições de tratamento. O aço com disponibilidade de aquisição que mais se aproximou ao atendimento desta finalidade e objetivos do presente trabalho foi o SAE 10B22. Uma vez estabelecidos os aços a serem trabalhados, os mesmos foram sendo adquiridos junto a Aços Favorit Distribuidora (unidade de Porto Alegre). Para a determinação das dimensões das barras, essencialmente o comprimento e o diâmetro, foram considerados os seguintes parâmetros:

- a) o comprimento e o diâmetro mínimo dos corpos de prova de tração, determinados a partir da norma ASTM E8/E8M;
- b) o comprimento e a largura mínima dos corpos de prova de impacto, determinados a partir da norma ASTM E23;
- c) o número de diferentes tratamentos estabelecidos;
- d) o número de corpos de prova para cada condição de ensaio;
- e) Os diâmetros disponíveis pela distribuidora.

A partir das considerações acima, sendo estas apresentadas em detalhes nos capítulos subsequentes, obteve-se um comprimento total de aproximadamente 6 m para cada barra de aço. O aço SAE 1020 foi disponibilizado na condição trefilado à frio, sendo o diâmetro da barra de 15,87 mm. Uma barra laminada à frio de 23,81 mm de diâmetro caracterizou a matéria prima SAE 10B22 disponibilizada. As composições químicas de ambos os materiais são expressas nos Quadros 4 e 5. Os certificados dos aços SAE 1020 e SAE 10B22 fornecidos pela Aços Favorit encontram-se disponíveis nos anexos A e B

Quadro 4 - Composição química do aço SAE 1020 adquirido

C	Mn	Si	P	S	Al
0.2050	0.4760	0.0850	0.0182	0.0073	0.0325
Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	N
0.0320	0.0369	0.0296	0.0054	0.0011	0.0032

Fonte: Adaptado de Favorit (2019)

Quadro 5 - Composição química do aço SAE 10B22 adquirido

C	Mn	Si	P	S	Cr	
0,2	0,71	0,2	0,019	0,011	0,14	
Ni	Mo	V	Cu	Sn	Al	
0,05	0,01	0,001	0,16	0,007	0,025	
Ti	Nb	N	B	Pb	H	
0,0357	0,001	0,0088	0,0028	0,001	0,00019	
Ca	W	Co	Ni/Cu	Cu+10Sn	Ti/Al	B (s)
0,0021	0,003	0,005	0,3125	0,23	1,423	0,0025

Fonte: Adaptado de Favorit (2019)

Como pode ser comparado junto aos capítulos 2.4 e 2.5, os aços apresentaram composição química dentro dos valores especificados pela *Society of Automotive Engineers* (SAE), conferindo credibilidade aos testes a serem desenvolvidos.

Como os tratamentos a serem realizados estão “inspirados” nos aços *dual-phase* buscou-se, além dos aços SAE 1020 e SAE 10B22, a obtenção de uma amostra de um aço dual-phase comercial, a fim de compará-lo aos resultados obtidos nos ensaios do SAE 1020 e SAE 10B22. Foram disponibilizadas gratuitamente pela USIMINAS (unidade de São Roque-SP) duas amostras de aço DP-550 (*dual phase* com limite de resistência mínimo de 550 MPa), em formato de chapa e possuindo uma espessura de 1,2 mm, comprimento de 270 mm e 210 mm de largura.

3.3 ENSAIOS PRELIMINARES

Com vistas à determinação do meio de resfriamento, verificação da ocorrência de decarbonetação e uma eventual melhoria na análise da microestrutura através do reagente metabissulfito de sódio, transcorreu-se um pré-teste (simulação) do tratamento térmico intercrítico a ser desenvolvido na presente monografia.

3.3.1 Preparação das amostras

As amostras de SAE 1020 para pré-teste foram confeccionadas no laboratório de usinagem da UNISINOS, utilizando-se um torno mecânico da marca Nardini modelo NODUS 220, equipamento identificado na Figura 22. Não foram realizados também pré-testes nas amostras de SAE 10B22 visto a similaridade deste com os SAE 1020.

Figura 22 - Torno mecânico utilizado na confecção das amostras



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após o corte das amostras em uma serra-fita, deu-se início à usinagem. O comprimento usinado foi de aproximadamente 45 mm em conjunto a um diâmetro final de 9 mm. Buscou-se reproduzir através destas medidas o diâmetro e o comprimento da seção reduzida de um corpo de tração oficial expresso na norma ASTM E8/E8M, visando uma melhor análise preliminar das condições de tratamento. No total, foram usinados 4 corpos de prova, um para cada condição descrita nos capítulos seguintes. Os corpos de prova para a realização dos pré-testes, nas condições de pós-usinados são apresentados na Figura 23.

Figura 23 - Amostras confeccionadas para pré-testes

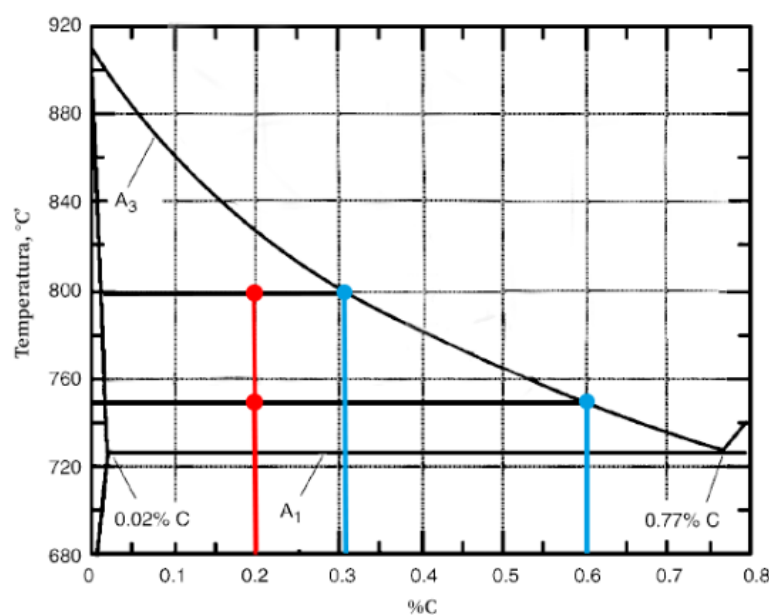


Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3.2 Definição das temperaturas e tempo de austenitização

Como a presente monografia visa verificar a influência da variação da temperatura dentro da região intercrítica sobre as propriedades mecânicas dos materiais relacionados anteriormente, determinou-se duas temperaturas para o teste, uma aproximando-se da temperatura crítica inferior (A_{c1}) e outra próxima da temperatura crítica superior (A_{c3}). Estas temperaturas, delimitadoras da região de tratamento, podem ser obtidas através das Equações 10 e 11. Como resultados, foram obtidos os valores de $A_{c1}=721^{\circ}\text{C}$ e $A_{c3}=822^{\circ}\text{C}$. Visando a obtenção de uma margem de segurança nos tratamentos, para que as temperaturas contemplem a zona intercrítica, foram considerados inicialmente os valores de 750°C e 800°C . Verificou-se através do diagrama Fe-C a composição das fases austenita e ferrita para as duas temperaturas, conforme representado na Figura 24:

Figura 24 - Análise das temperaturas selecionadas através do diagrama Fe-C



Fonte: Elaborado pelo autor.

Utilizando-se a regra da alavanca para a determinação da fração das fases presentes na região (Capítulo 2), verificou-se para a temperatura de 750°C uma fração de ferrita de aproximadamente 70%, restando 30% para a fase austenítica que, conforme Sinha (2003), é o valor ideal de austenita para favorecer a formação da estrutura martensítica dispersa na matriz ferrítica. Cabe destacar que nesta condição a fase austenítica passa a ter 0,6% C (muito acima do valor de 0,2% C, caso fosse

realizado um processo de têmpera convencional) e, deste modo, apresentando uma superior temperabilidade. Para o valor de 800°C, obteve-se uma fração de austenita de 60%, sendo o percentual de carbono para esta fase de 0,3%. Conforme Krauss (2015), este é o valor mínimo de carbono para que sejam percebidos incrementos na resistência mecânica do material via tratamento de têmpera. Além deste fator, como o campo austenítico tem sua fração ampliada, maiores são as chances da formação de martensita após o resfriamento do corpo de prova. (DOSSETT; TOTTEN, 2013).

Após a verificação e validação preliminar teórica das temperaturas para a realização dos ensaios, fez-se o cálculo de tempo em temperatura para o tratamento das amostras, onde conforme expresso por Dossett e Totten (2013), tem-se por padrão a utilização de 1h/polegada de seção da peça para a completa austenitização e dissolução de carbonetos na matriz. Como as amostras possuem uma seção de 9 mm, obteve-se um tempo de tratamento de 21 minutos nas temperaturas selecionadas.

3.3.3 Tratamentos térmicos preliminares

Realizando-se a determinação das temperaturas, bem como o tempo de austenitização, procedeu-se o tratamento térmico prático das peças. Para este fim, foi utilizado o forno tipo Mufla da fabricante Quimis disponível no laboratório de fundição da UNISINOS, podendo-se visualizá-lo através da Figura 25.

Figura 25 – Forno tipo mufla utilizado nos tratamentos térmicos

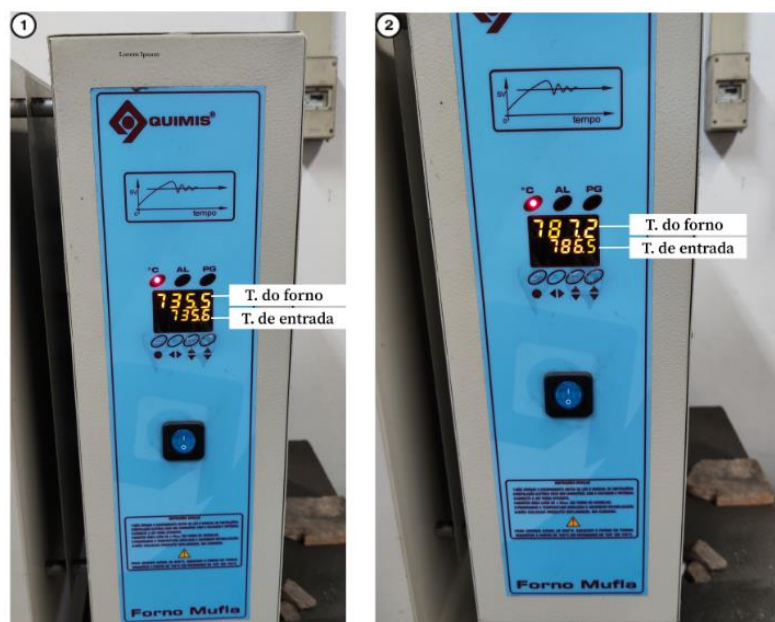


Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o controle das temperaturas, utilizou-se um termopar tipo K concedido pela fabricante de fornos Grefortec, contendo uma haste de 600 mm de comprimento, 6 mm de diâmetro e um receptor digital. Fez-se a calibração do conjunto termopar e receptor na empresa 3D Metrologia, verificando-se um erro de medição entre 1 e 2°C, conforme certificado de calibração disponível no Anexo C ao final da presente monografia. Utilizando-se o comprimento disponível da haste, permitiu-se uma melhor aproximação da termorresistência aos componentes em tratamento, aumentando-se a confiabilidade da correlação entre a temperatura real e os valores obtidos.

Após a inserção do termopar na região frontal do forno (conforme Figura 25), constatou-se uma diferença negativa média de aproximadamente 14°C nas temperaturas do forno em relação às temperaturas observadas constatadas através do termopar calibrado. Desta forma, para um valor de 750°C obtido através do termopar, havia um valor correspondente de leitura no forno de 735,5°C (1). Para a temperatura de tratamento de 800°C, conferida através do termopar, havia um valor correspondente no forno de 786,5°C (2). A Figura 26 expressa o anteriormente exposto.

Figura 26 - Display do forno muffla configurado para os tratamentos



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o resfriamento dos componentes, segundo Totten (2006), pode-se utilizar água para esta finalidade. Este meio foi utilizado também nos ensaios realizados por Bhuyan, Hossain e Islam (2014), Abro, Baloch e Soomro (2018), entre outros. Com

vistas a verificar a influência da temperatura da água nas propriedades mecânicas do material, procedeu-se para cada temperatura de tratamento, 750°C e 800°C, um teste nas condições de entrada da água: normal (temperatura ambiente, $\approx 20^{\circ}\text{C}$) e gelada ($\approx 5^{\circ}\text{C}$). Armazenou-se os fluidos em dois recipientes disponíveis na Universidade, divergindo-se de forma não substancial em suas dimensões. Entretanto, buscou-se adicionar uma quantidade de água similar nos dois recipientes (cerca de 16 litros), conforme observado na Figura 27. Em contribuição ao processo de resfriamento das peças, buscou-se movimentar os fluidos no momento do resfriamento dos corpos de prova, dificultando a formação de bolhas de ar na superfície dos componentes (aumentando-se a eficiência do processo). (THELNING, 1984).

Figura 27 - Reservatórios utilizados para o resfriamento dos corpos de prova



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3.4 Análises metalográficas preliminares

Com vistas a verificar a ocorrência de descarbonetação superficial nos corpos de prova bem como a influência do reagente metabissulfito de sódio, indicado para microestruturas bifásicas (Capítulo 2.2), procedeu-se uma análise preliminar dos componentes termicamente tratados, utilizando-se os equipamentos disponíveis no laboratório de metalurgia física da Universidade do Vale do Rio dos Sinos (UNISINOS). Iniciou-se os procedimentos pela segmentação das amostras, visando a obtenção de uma fração representativa de cada corpo de prova, procedendo-se

posteriormente o embutimento das parcelas utilizando-se uma mistura de resina acrílica e líquido auto-polimerizante-A2. A Figura 28 apresenta o equipamento utilizado no seccionamento das amostras.

Figura 28 - Equipamento para o corte e preparação das amostras



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após o embutimento dos corpos de prova, realizou-se a preparação da superfície para ataque químico, utilizando-se a sequência de lixas 100, 200, 320, 400, 500, 600 e 1200 seguido de polimento através de politriz rotativo, adicionando-se alumina como agente abrasivo durante o processo. Na Figura 29 pode-se observar as bancadas utilizadas na preparação das amostras (esquerda) bem como a politriz rotativa utilizada (direita).

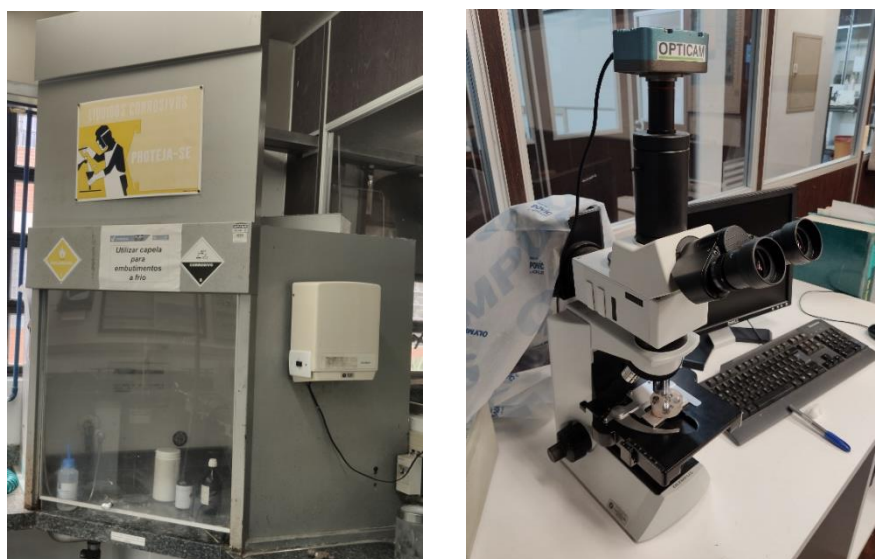
Figura 29 - Equipamentos utilizados para a preparação da superfície das amostras



Fonte: Elaborado pelo autor

Após a preparação da superfície, realizou-se o ataque químico com nital 2% e avaliou-se as amostras através de microscópio ótico metalográfico. A Figura 30 apresenta a capela utilizada para o ataque bem como o microscópio utilizado para verificação microestrutural.

Figura 30 - Capela e microscópio utilizados para preparação e análise microestrutural



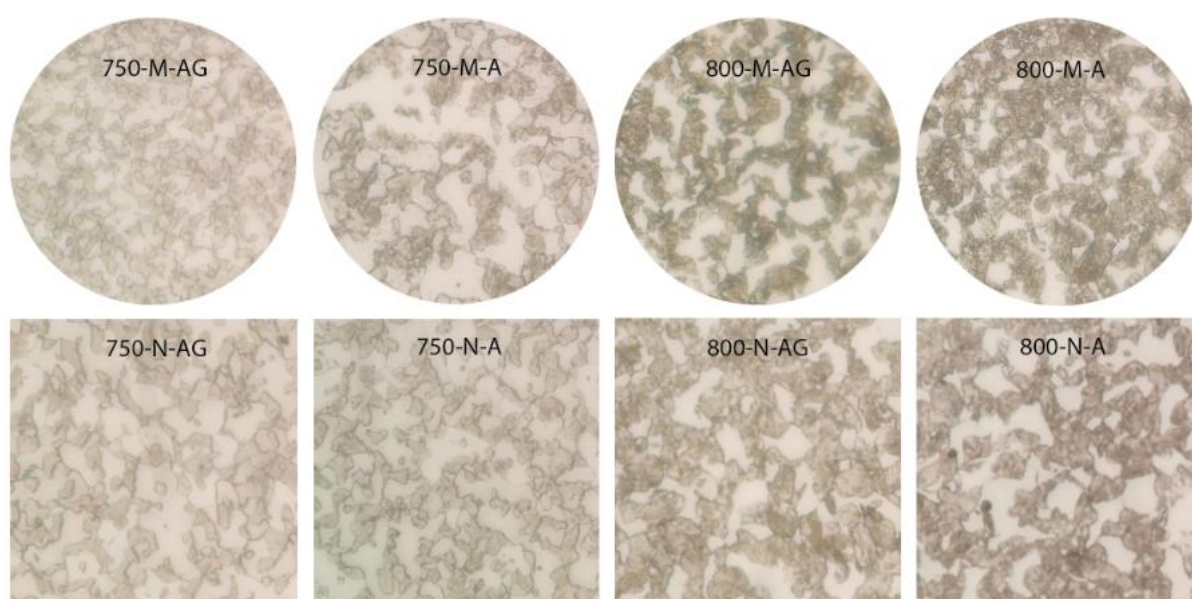
Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a avaliação das amostras, realizou-se um novo polimento da superfície e posterior ataque utilizando-se metabissulfito de sódio como reagente.

3.3.4.1 Avaliação dos reagentes e meios de resfriamento

As quatro amostras de SAE 1020, duas resfriadas em água gelada (AG) e duas em água em temperatura ambiente (A), para as condições de aquecimento à 750°C e 800°C, foram analisadas via microscopia ótica, comparando-se os ataques realizados via metabissulfito de sódio (M) e nital 2% (N). Na Figura 31 expressam-se os resultados obtidos a partir das verificações microestruturais, considerando o aumento apresentado na legenda da figura a ampliação configurada no microscópio no momento da extração da imagem, sendo a figura uma adaptação deste aumento original.

Figura 31 - Análise microestrutural das amostras em pré-teste. Ataque com Metabissulfito de Sódio e Nital 2%. Aumento original de 400x



Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota-se através da Figura 31 que não houve diferença significativa entre os reagentes utilizados, obtendo-se o destaque da microestrutura dos componentes de forma satisfatória para ambos os casos. Além destas verificações, buscou-se analisar a influência do meio de resfriamento sobre a microestrutura dos corpos de prova, comparando-se as visualizações obtidas na Figura 31 em conjunto aos valores de dureza relativos à estes componentes para cada condição avaliada. Para a realização

destas análises, fez-se uso do método de dureza Brinell, onde conforme apresentado no Capítulo 2, é o método mais indicado para estruturas heterogêneas, apresentando boa fidelidade de medição em estruturas com estas características. Utilizou-se neste processo o durômetro modelo HR400 da marca Mitutoyo disponível no Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS, representado na Figura 32.

Figura 32 - Durômetro utilizado para análise das amostras



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a realização do ensaio, empregou-se um indentador esférico de 2,5 mm de diâmetro e um fator de carga 30 (indicado para aços), correlacionando uma carga aplicada de 187,5 kgf, conforme expresso no Capítulo 2.1.1. Para a medição da calota impressa, fez-se uso do medidor óptico da marca Starrett modelo HE400, conferindo boa precisão nas medidas, sendo representado na Figura 33.

Figura 33 - Medidor óptico utilizado para análise das amostras



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a verificação do diâmetro das calotas, verificou-se o valor correspondente através da tabela característica. Os diâmetros das impressões bem como os valores de dureza relativos encontrados são expressos no Quadro 6.

Quadro 6 - Medidas de durezas das amostras

Temperatura do Teste (°C)	Resfriamento	Dureza Correspondente (HB)
750	Água	246,4
750	Água Gelada	249,1
800	Água	298,4
800	Água Gelada	291,5

Fonte: Elaborado pelo autor.

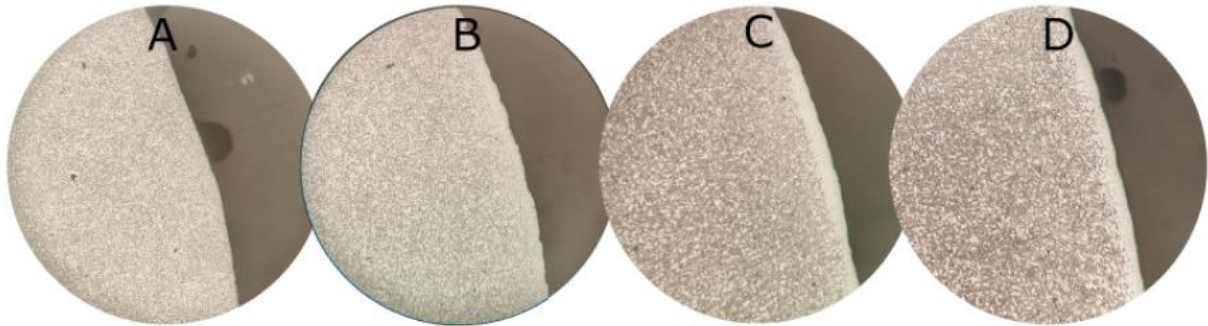
Pode-se observar através dos resultados obtidos, em combinação às verificações metalográficas, que os meios de resfriamento utilizados não apresentaram interferência significativa nas microestruturas e valores de durezas encontrados para os corpos de prova previamente testados.

3.3.4.2 Avaliação da camada descarbonetada

Durante a realização das análises metalográficas, visualizou-se a descarbonetação superficial nos corpos de prova, conforme pode ser observado na Figura 34, onde na

legenda da mesma é expressa a ampliação configurada no microscópio no momento da extração da imagem, sendo a figura uma adaptação deste aumento original.

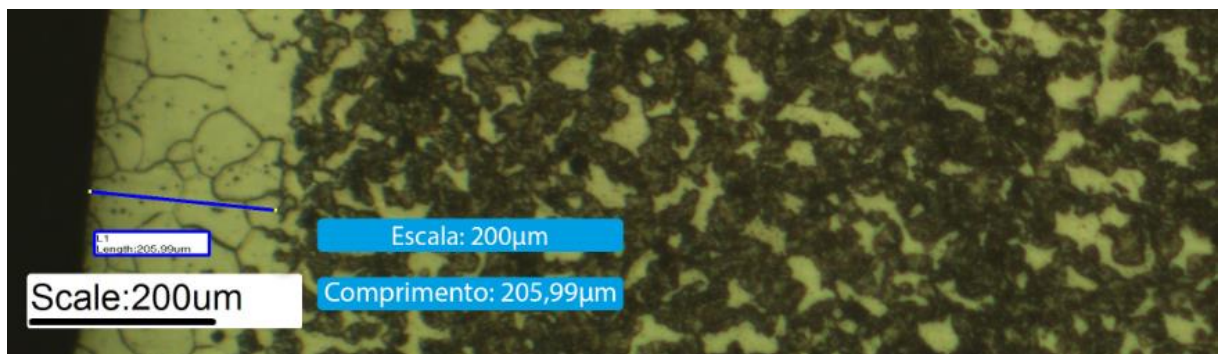
Figura 34 - Avaliação da camada descarbonetada. Ataque com Nital 2%. Aumento original de 100x



Fonte: Elaborado pelo autor.

Onde tem-se o tratamento dado nas temperaturas 750°C (A e B) e 800°C (C e D), para um resfriamento em água gelada (A e C) e em água natural (B e D). Visualiza-se através da figura que as regiões de maior profundidade foram encontradas nas peças aquecidas à 800°C, observando-se um sensível acréscimo em profundidade no corpo de prova resfriado em água em comparação ao resfriado em água gelada (entretanto o meio de resfriamento não apresentando influência sobre este fator, visto que a descarbonetação depende da atmosfera do forno). Visando-se a obtenção de estruturas homogêneas para a realização dos ensaios posteriores, buscou-se quantificar a profundidade da camada descarbonetada, utilizando-se quantificação por imagem através do *software* *TSview*, encontrando-se a maior profundidade expressa na Figura 35.

Figura 35 - Quantificação da camada descarbonetada. Ataque com Nital 2%



Fonte: Elaborado pelo autor

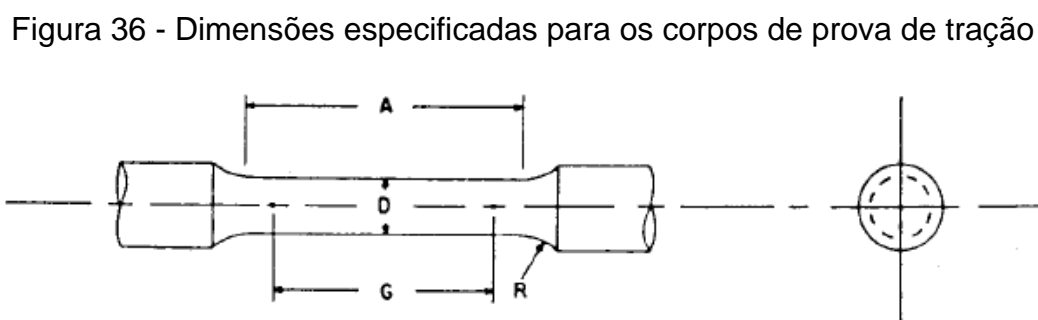
Nota-se que a análise se desenvolveu em função da maior espessura de camada previamente visualizada, ocorrência verificada na amostra aquecida à 800°C e resfriada em água. Uma camada de aproximadamente 0,2 mm de profundidade foi encontrada no raio da amostra.

3.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA TRATAMENTO

Neste capítulo serão apresentadas as etapas de detalhamento dos corpos de prova para usinagem e a confecção de um dispositivo para alocação das amostras a serem tratadas.

3.4.1 Confecção dos corpos de prova

A partir da obtenção da profundidade da região descarbonetada, dimensionou-se os corpos de prova, encaminhando-se posteriormente os mesmos para fabricação. Acresceu-se o valor da camada obtida nas dimensões recomendadas pelas normas ASTM E8/E8M e ASTM E23 para a realização dos ensaios de tração e impacto, respectivamente. Buscou-se a utilização de dimensões similares para os corpos de prova de ambos os ensaios, evitando um elevado gradiente de temperatura durante os tratamentos térmicos. Na Figura 36 e Quadro 7 são apresentadas as dimensões normatizadas bem como as adotadas para a confecção dos corpos de prova de tração. Em seguida, apresentam-se na Figura 37 e Quadro 8 as dimensões dos corpos de prova de impacto.



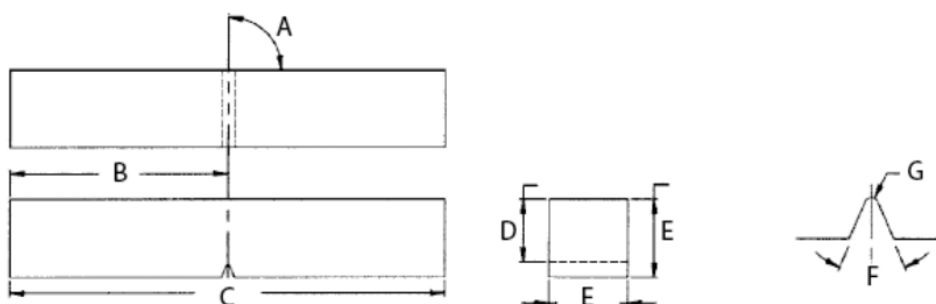
Fonte: ASTM E8/E8M (2014, p. 8)

Quadro 7 - Parâmetros para dimensionamento dos corpos de prova de tração

Variável	Descrição	Dimensão Normalizada	Dimensão para Confeção
G	Comprimento útil	36,0 ±0,1	36,0 +0,1
D	Diâmetro da seção útil	9,0 ±0,1	9,5 +0,1
A	Comprimento da seção reduzida	45	45
R	Raio do filete	8	8

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 37 - Dimensões especificadas para os corpos de prova de impacto



Fonte: Adaptado de ASTM E23 (2011)

Quadro 8 - Parâmetros para dimensionamento dos corpos de prova de impacto

Variável	Descrição	Dimensão Normalizada	Dimensão para Confeção
A	Alinhamento do entalhe	90° ± 2°	Não aplicável
B	Posição do entalhe	C/2	Não aplicável
C	Comprimento total	55,0 (+0 -2,5)	55,5 (+0 -0,2)
D	Altura até o início do entalhe	8 ± 0,075	Não aplicável
E	Largura e altura total	10 ± 0,075	10,5 (-0 +0,2)
F	Ângulo do entalhe	45° ± 1°	Não aplicável
G	Raio do entalhe	0,25 ± 0,025	Não aplicável

Fonte: Elaborado pelo autor.

Considerando-se uma decarbonetação no raio de 0,2 mm, acrescentou-se 0,5 mm de espessura para cada dimensão superficial regulamentada, conforme expresso nos Quadros 7 e 8. A adição de 0,1 mm à espessura da camada teve como objetivo a integralização da mesma no sobremetal especificado, propiciando a remoção satisfatória de toda a microestrutura heterogênea.

Pode-se notar na Figura 36 a não normatização dos comprimentos e diâmetros das seções inseridas na máquina de tração para fixação dos corpos de prova. Desta forma, considerou-se um diâmetro de 15 mm e um comprimento de 30 mm para estas seções, visando uma melhor acomodação das amostras no equipamento de ensaio.

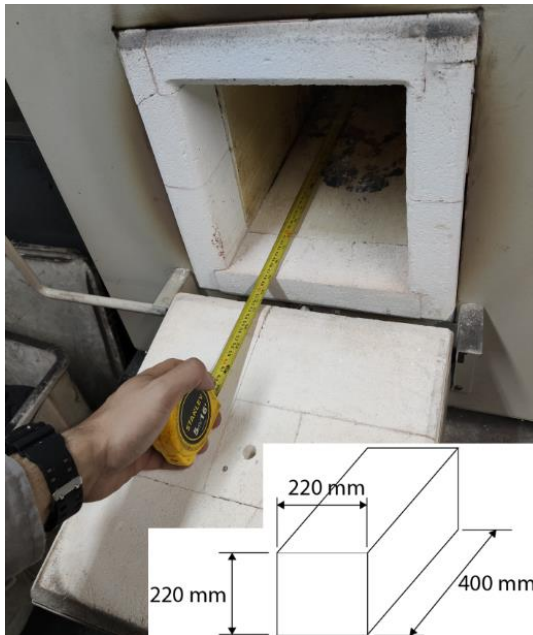
Para o ensaio de impacto, não foram considerados os entalhes nas amostras, visto que os mesmos poderiam vir a ocasionar concentração de tensões no processo de têmpera, favorecendo até mesmo o surgimento de trincas nos corpos de prova.

Após a adequação das dimensões para usinagem, encaminhou-se as barras de SAE 1020 e SAE 10B22 para fabricação na empresa A.R.S. Industria e Prestação de Serviços de Torno LTDA, sendo esta uma das empresas prestadoras de serviços da Taurus Armas S.A.

3.4.2 Fabricação do dispositivo para tratamento térmico

Visando-se uma maior fidelidade entre os resultados dos corpos de prova dos aços SAE 1020 e SAE 10B22, buscou-se a fabricação de um suporte que comportasse todas as amostras de ambos os materiais para cada condição de temperatura intercrítica. Inicialmente, realizou-se a coleta das medidas de altura, largura e profundidade do forno, conforme observado na Figura 38.

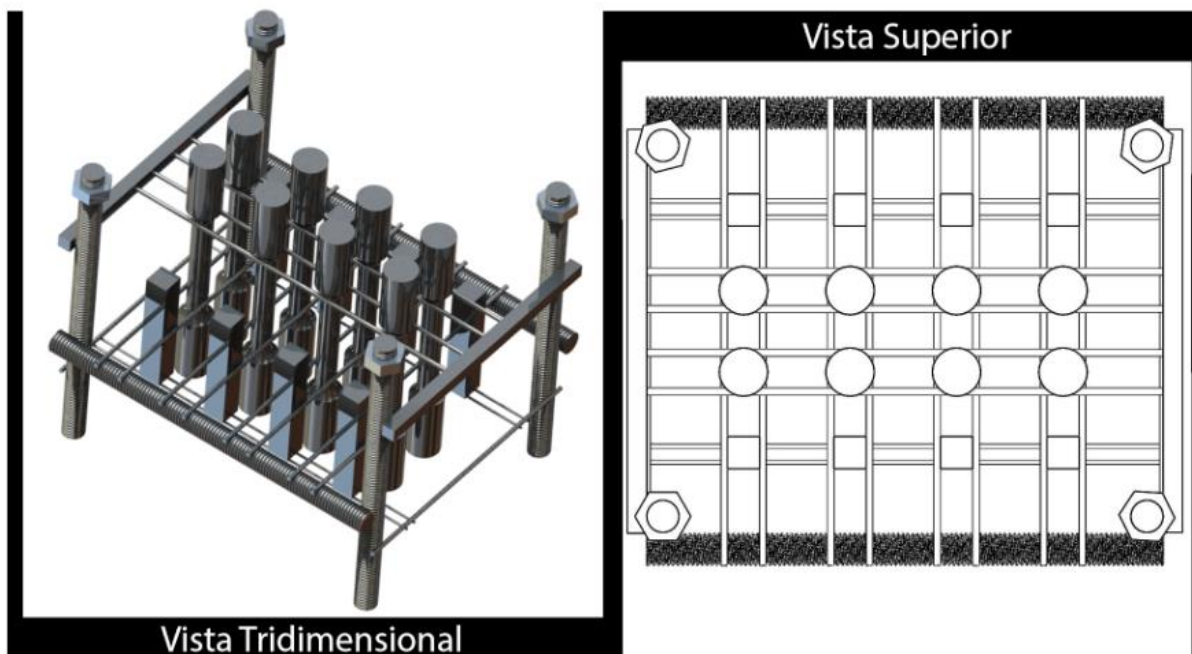
Figura 38 - Extração de medidas do forno de tratamento



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com base nas medidas, fez-se uma simulação em 3D para acomodação das peças. Utilizou-se para esta finalidade o *software* SolidWorks versão 2018, obtendo-se um resultado expresso na Figura 39.

Figura 39 – Detalhamento do dispositivo pré confecção



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a fabricação do dispositivo, fez-se a reutilização de algumas matérias primas em aço como pedaços de barras de roscadas, barras em perfil quadrado e arames queimados. A união da estrutura foi realizada via soldagem, utilizando-se eletrodo revestido E6013 para esta finalidade. No centro do dispositivo foram dispostos os corpos de prova de tração e nas laterais os respectivos corpos de prova de impacto de cada material (de um lado SAE 1020 e do outro SAE 10B22). Utilizou-se uma distância de 23 mm entre os componentes, visando o favorecimento da transferência de calor entre a atmosfera do forno e as amostras, obtendo-se medidas finais de aproximadamente 150 mm de altura, 125 mm de largura e 160 mm de profundidade. O resultado final da acomodação das peças no suporte pode ser visualizado na Figura 40, mencionando-se que para cada temperatura de ensaio (750°C e 800°C) foi confeccionado um dispositivo correspondente de dimensões similares.

Figura 40 – Finalização da confecção do dispositivo de têmpera



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.5 TRATAMENTO TÉRMICO

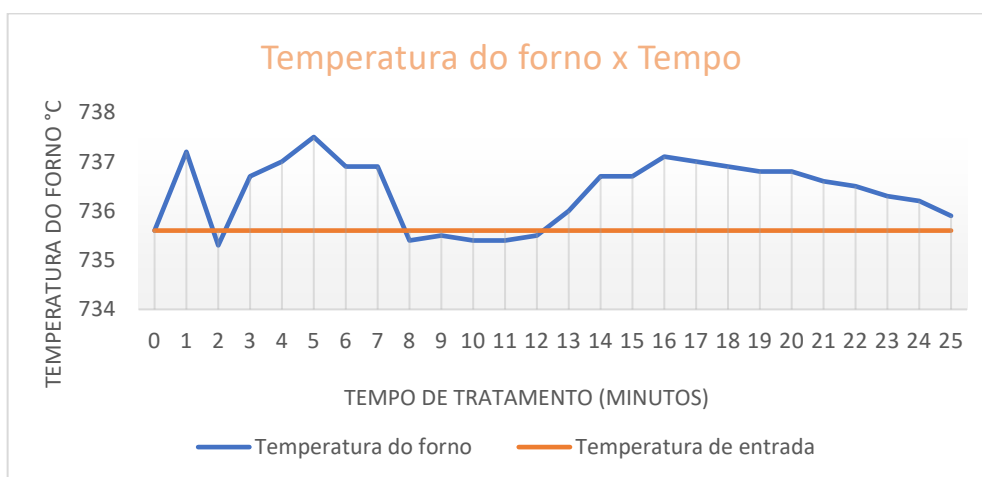
Após a conclusão da alocação dos corpos de prova no dispositivo confeccionado, procedeu-se à etapa de tratamento térmico. Nesta etapa, foram empregadas as temperaturas utilizadas nos pré-testes, o meio de resfriamento em água em temperatura ambiente (visto que não houveram ganhos em resistência utilizando-se água gelada) e fazendo-se uso de um novo tempo de tratamento.

Com a presença dos corpos de prova de impacto, somando-se ao sobremetal presente nos mesmos em comparação aos valores determinados pela norma ASTM E23, passa-se a ter uma espessura de base para o cálculo de 10,5 mm (superior aos 9 mm utilizados como referência nos pré-testes). Desta forma, como para cada polegada de seção deve-se considerar 1 h em temperatura para a completa austenitização, obtêm-se um tempo de tratamento de aproximadamente 25 minutos. Primeiramente, realizou-se o tratamento na temperatura de 800°C e em seguida na temperatura de 750°C, visto que a redução de temperatura no interior do forno acontece de forma mais acelerada em comparação ao processo de aquecimento.

Inserindo-se as peças ao forno, notou-se uma queda de temperatura de aproximadamente 55°C. Após aproximadamente 4 minutos para ambos os ensaios,

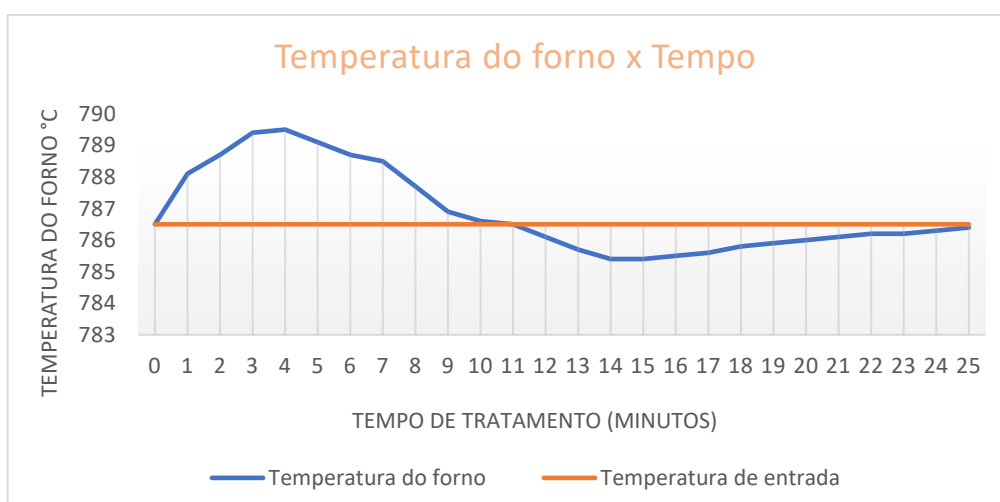
atingiu-se a temperatura de aquecimento e, a partir deste instante, iniciou-se a cronometragem do tempo e a avaliação da variação da temperatura em função da duração do tratamento. Os Gráficos 1 e 2 expressam a variação da temperatura em função do tempo para os tratamentos à 750°C e 800°C (valor obtido pelo termopar calibrado, a temperatura do forno apresentou uma defasagem negativa de aproximadamente 15°C em relação à real), respectivamente.

Gráfico 1 – Variação da temperatura do forno com o tempo de tratamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Gráfico 2 - Variação da temperatura do forno com o tempo de tratamento



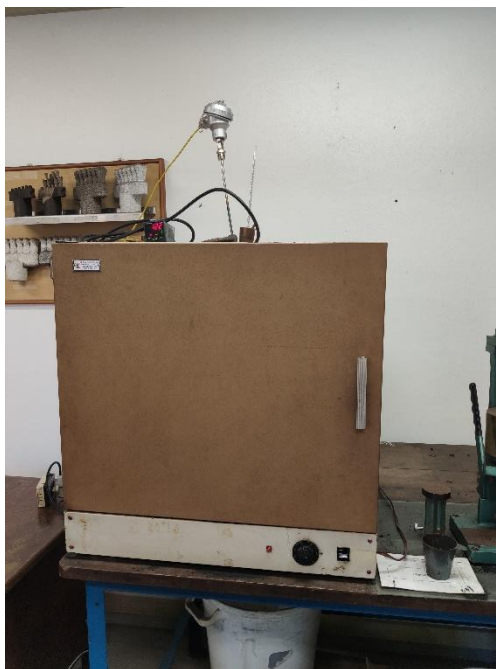
Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode-se notar através dos gráficos que para ambas as temperaturas de tratamento, os valores verificados para as temperaturas do forno apresentaram pouca variação em relação a temperatura de entrada (750°C no termopar correspondendo à 735,6°C no controlador do forno e 800°C no termopar correspondendo à 786,5°C no

controlador do forno), mostrando-se um sistema estável ao longo do tempo de austenitização.

Concluindo-se o processo de têmpera, procedeu-se o revenimento das amostras para alívio de tensões, utilizando-se uma temperatura de 160°C à um tempo de 1h em temperatura, visando pouca alteração dos níveis de resistência e dureza originados do processo de têmpera e permitindo algum incremento na tenacidade dos corpos de prova. (KRAUSS, 2015). Para esta finalidade, fez-se uso da estufa da marca De Leo, com *range* de operação entre 50 e 300°C, representado na Figura 41. Fazendo-se a aferição da temperatura determinada através do seletor da estufa, verificou-se uma diferença de aproximadamente 4°C entre a temperatura selecionada e o termopar tipo k.

Figura 41 – Forno utilizado para revenimento das peças



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a finalização do tratamento das amostras, fez-se a separação das mesmas em caixas VHS, visando a não ocorrência de mistura entre os corpos de prova em SAE 1020 e SAE 10B22, além da variação das amostras com as diferentes temperaturas de tratamento. Na Figura 42 pode-se observar o conjunto de peças pós tratamento bem como a organização dos componentes após a retirada das mesmas dos dispositivos de têmpera.

Figura 42 - Corpos de prova pós tratamento



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a separação das amostras, encaminhou-se as mesmas para reusinagem, visando a aferição das medidas dos corpos de prova junto às normas ASTM E8/E8M e ASTM E23, adequando-se as amostras para a realização dos ensaios mecânicos.

3.6 ENSAIOS MECÂNICOS

Recebendo-se os corpos de prova após o processo de padronização das características geométricas, realizou-se o encaminhamento dos mesmos aos respectivos equipamentos de ensaio. Através da Figura 43 pode-se visualizar as características dos corpos de prova após adequação geométrica.

Figura 43 - Corpos de prova pós ajustes geométricos



Fonte: Elaborado pelo autor.

Visando-se a tentativa de preservação do número de corpos de prova para cada condição avaliada (3 para cada condição), buscou-se alternar as amostras durante a realização dos ensaios. Desta forma, poderia se detectar uma possível avaria de processo sem a ocorrência da invalidação de um número representativo de peças de um mesmo grupo de amostras.

Para os ensaios de impacto, utilizou-se o equipamento da marca Heckert representado na Figura 44, realizando-se as verificações de energia absorvida através do método Charpy, beneficiando-se do equipamento da Universidade adaptado a esse modelo de teste.

Figura 44 - Máquina utilizada para ensaio Charpy



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com relação aos ensaios de tração, fez-se uso do equipamento disponível no laboratório da Universidade representado na Figura 45 da marca MTS modelo 370.25, utilizando-se uma velocidade de ensaio de 0,02 mm/s em concordância com a norma ASTM E8/E8M (2013).

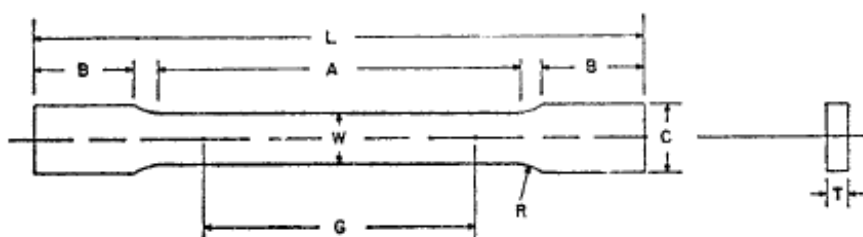
Figura 45 - Máquina utilizada para ensaio de tração



Fonte: Elaborado pelo autor.

Nos ensaios de tração, além da verificação das propriedades dos aços SAE 1020 e SAE 10B22, buscou-se avaliar o comportamento de um aço *dual phase* (DP) comercial, com vistas a comparar os resultados deste aço aos aços termicamente tratados no presente trabalho. Realizou-se a confecção dos corpos de prova para o também teste de tração deste material. Foram utilizados neste processo os parâmetros estabelecidos pela E8/E8M (2013) voltados à amostras de corpos chatos, sendo as dimensões apresentadas na Figura 46 e descritas no Quadro 9. Para a confecção dos perfis, fez-se uso da máquina de corte à fio da marca Mitsubishi modelo FX20K disponível na UNISINOS, representada na Figura 47. Nesta mesma figura, pode-se observar os perfis resultantes após o processo de confecção.

Figura 46 - Dimensões especificadas para os corpos de prova de tração do aço DP



Fonte: ASTM E8/E8M (2014, p. 4)

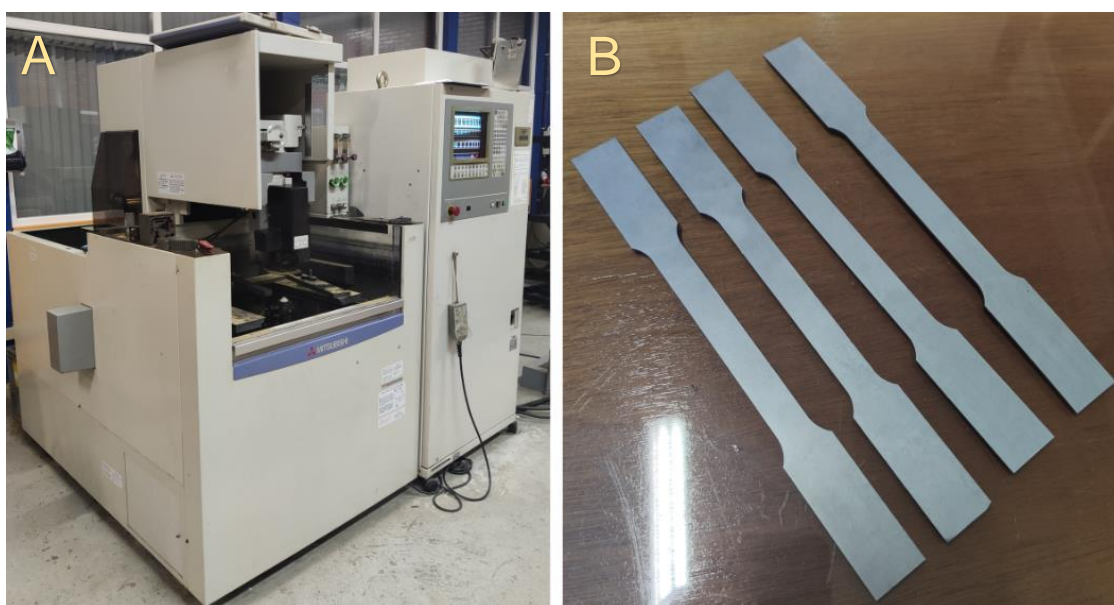
Quadro 9 - Parâmetros para dimensionamento dos corpos de prova de tração do aço

DP

Variável	Descrição	Dimensão
A	Comprimento da seção reduzida	82,15
B	Comprimento de fixação	50 (-0 +0,1)
C	Largura de fixação	20 (-0 +0,1)
G	Comprimento útil	50 ±0,1
L	Comprimento Total	200 (-0 +0,1)
R	Raio de transição	12,5 (-0 +0,1)
T	Espessura	1,2
W	Largura da região útil	12,5 ±0,2

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 47 - Máquina de corte à fio (A) e corpos de prova de tração DP (B)



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para os ensaios de dureza, empregou-se o material residual dos ensaios de impacto e de tração dos aços SAE 1020 e SAE 10B22, utilizando-se a parcela não deformada das amostras durante os procedimentos. Os corpos de prova de impacto, por possuírem superfície plana, possibilitaram a verificação de dureza superficial e de centro. Em comparação, realizou-se as medidas centrais nos corpos de prova de tração e contrapôs-se os valores obtidos aos resultados provenientes dos corpos de prova de impacto, verificando-se possíveis variações entre as amostras. Utilizou-se neste processo o método de dureza Brinell através do durômetro previamente apresentado na Figura 32, Capítulo 3.

3.7 METALOGRAFIA

O procedimento de metalografia desenvolveu-se de maneira similar ao exposto nos procedimentos de pré-teste, utilizando-se a mesma sequência de preparação superficial, porém fazendo-se uso somente do reagente nital para revelação da microestrutura, visto que tanto o metabissulfito de sódio quanto o nital 2% apresentaram resultados similares e revelaram de maneira satisfatória a microestrutura das amostras previamente testadas. Além das análises em sentido transversal nos corpos de prova de tração e impacto, realizou-se também para estes últimos uma análise em sentido longitudinal, visando a verificação da microestrutura originalmente de grãos alongados em função do processo de fabricação das barras.

No desenvolvimento das análises, fez-se uso de ampliações de 100x para caracterização geral da amostra e verificação da remoção da camada descarbonetada previamente observada, 400X para uma aproximação intermediária e uma última aproximação de 1000x, visando a caracterização pontual da microestrutura. Foi possível também, através das análises metalográficas, a verificação da homogeneidade das microestruturas ao longo das amostras, observando-se através deste parâmetro uma representatividade da profundidade de têmpera dos materiais analisados. Todos os aumentos legendados nas figuras correspondem à ampliação configurada no microscópio no momento da extração da imagem, sendo portanto as figuras representações adaptadas destes aumentos originais.

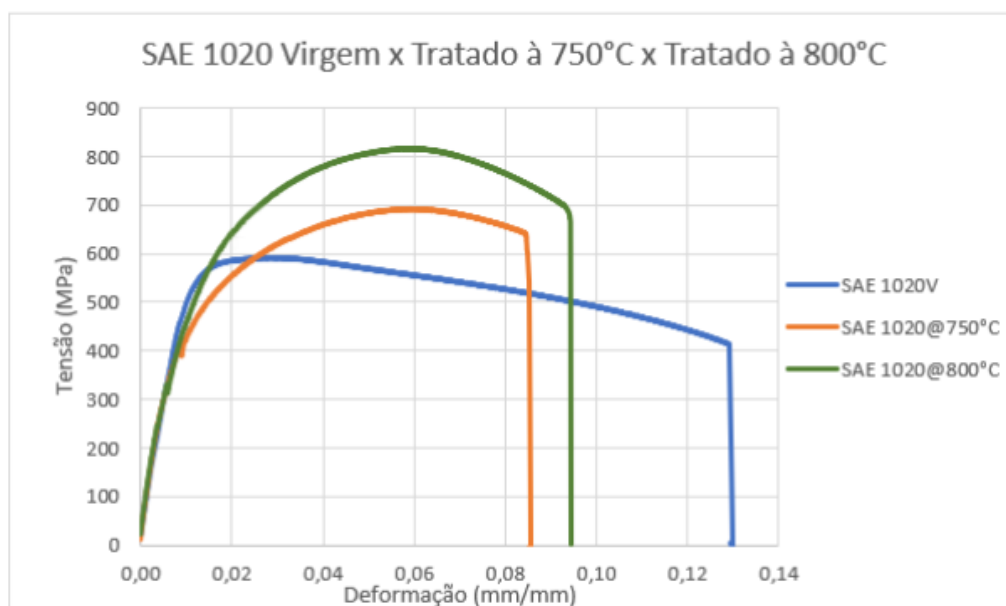
4 ANÁLISE DOS RESULTADOS

No presente capítulo são relacionados os resultados obtidos dos ensaios realizados para os aços SAE 1020 nas condições virgem (encruado, sem tratamento térmico), tratados à 750°C e 800°C e para os aços SAE 10B22 tratados nas mesmas condições.

4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Conforme expresso na metodologia da presente monografia, visa-se através dos ensaios de tração a análise do aumento de resistência dos aços SAE 1020 e SAE 10B22, verificando-se a influência dos tratamentos térmicos realizados com foco principalmente nos limites de resistência à tração obtidos, sendo o alongamento também observado porém de forma secundária. Um comparativo entre o aço SAE 1020 na condição encruado (virgem (V), sem tratamento térmico) e temperado nas temperaturas de 750°C e 800°C pode ser visualizado no Gráfico 3, sendo os valores obtidos expressos no Quadro 10. Deve-se mencionar que para todos os ensaios foram considerados 4 corpos de prova, expressando-se nos resultados o valor médio dos três resultados mais próximos.

Gráfico 3 - Comparativo das curvas tensão x deformação dos aços SAE 1020



Fonte: Elaborado pelo autor.

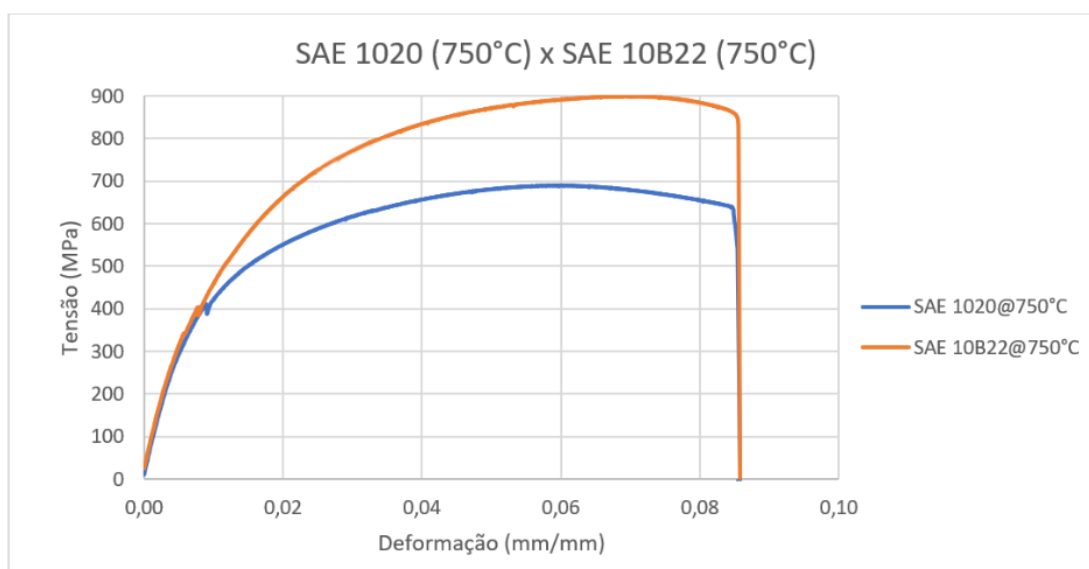
Quadro 10 – Valores obtidos nos ensaios

	SAE 1020 V	SAE 1020@750°C	SAE 1020@800°C
Tensão Máxima (MPa)	592,9	690,4	817,7
Tensão de Escoamento (MPa)	487,2	371,2	371,7
Alongamento (%)	12,4	8,5	9,3

Fonte: Elaborado pelo autor.

Em relação às características de resistência à tração entre aços SAE 1020 e SAE 10B22, pode-se verificar no Gráfico 4 um comparativo entre estes dois aços para a temperatura de tratamento de 750°C. Os valores obtidos são expressos no Quadro 11.

Gráfico 4 - Comparativo das curvas entre os aços SAE 10B22 e SAE 1020



Fonte: elaborado pelo autor.

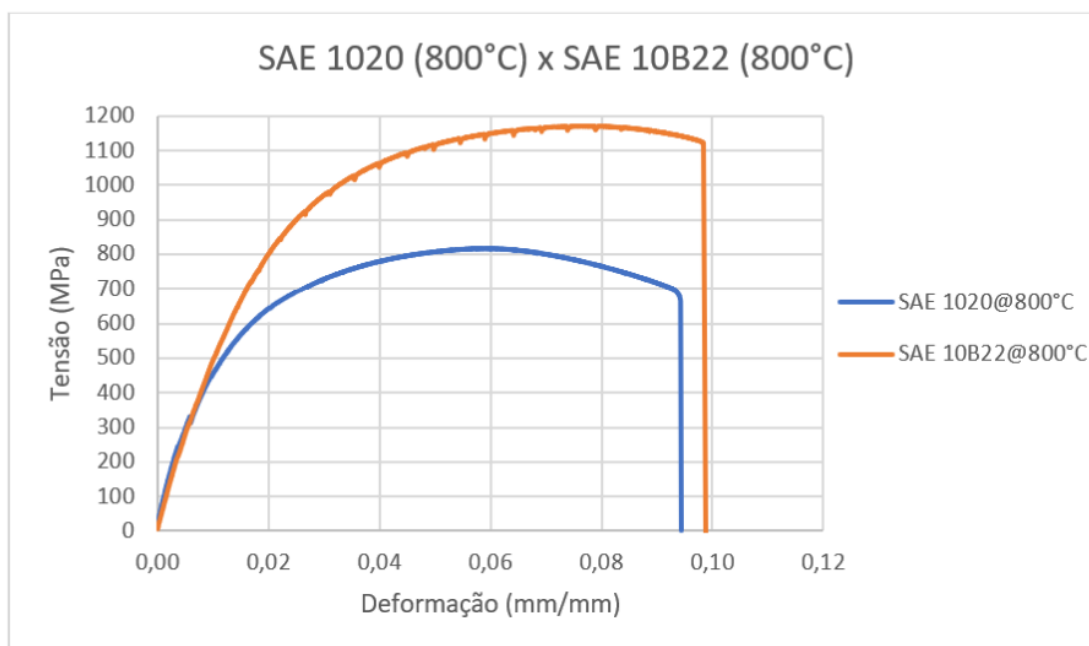
Quadro 11 - Valores obtidos nos ensaios

	SAE 1020@750°C	SAE 10B22@750°C
Tensão Máxima (MPa)	690,4	899,3
Tensão de Escoamento (Mpa)	371,2	402,7
Alongamento (%)	8,5	8,5

Fonte: Elaborado pelo autor.

Da mesma forma, obtêm-se através do Gráfico 5 um comparativo das características de resistência à tração entre os aços SAE 1020 e SAE 10B22 para a temperatura de 800°C. Os valores resultantes das análises são expressos no Quadro 12.

Gráfico 5 - Comparativo das curvas entre os aços SAE 10B22 e SAE 1020



Fonte: Elaborado pelo autor.

Quadro 12 - Valores obtidos nos ensaios

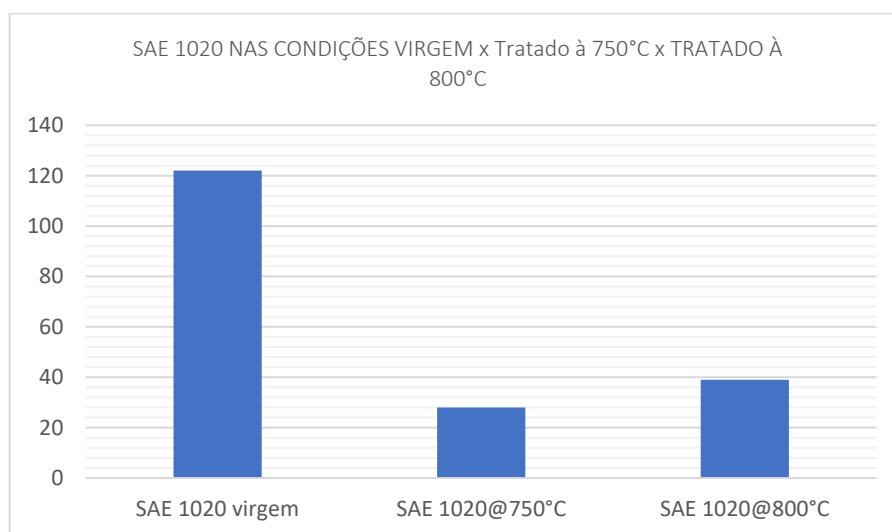
	SAE 1020@800°C	SAE 10B22@800°C
Tensão Máxima (MPa)	817,7	1172,4
Tensão de Escoamento (MPa)	371,7	552,5
Alongamento (%)	9,3	9,8

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2 ENSAIO DE IMPACTO

Os ensaios de impacto permitiram comparar a tenacidade para cada condição de tratamento. Foram considerados nas apresentações dos resultados obtidos os valores médios para cada condição avaliada, sendo utilizados no total 3 corpos de prova válidos para cada condição. O Gráfico 6 expressa o comparativo entre um aço SAE 1020 virgem (como fornecido, sem tratamento térmico) e o mesmo tratado termicamente nas condições de temperatura a 750°C e 800°C.

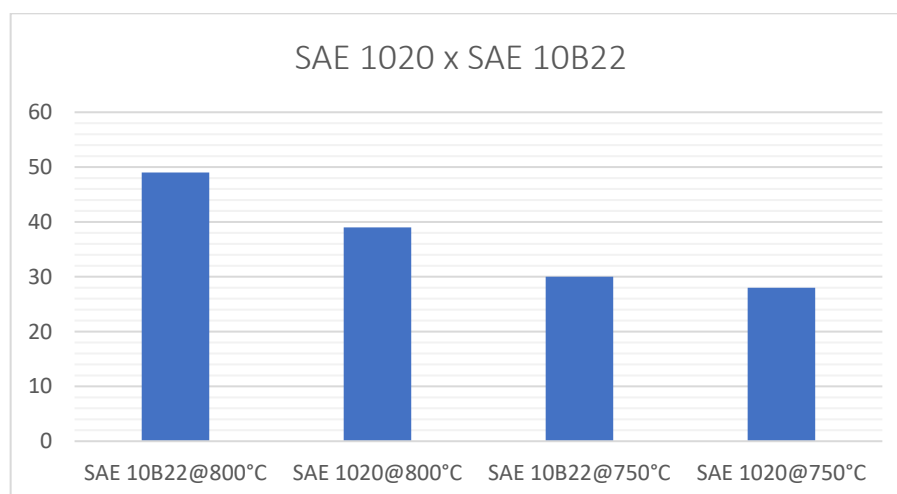
Gráfico 6 - Verificações dos valores de energia absorvida para diferentes condições estruturais do aço SAE 1020



Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode-se notar que mesmo encruado, o aço sem tratamento térmico apresentou uma absorção de energia bastante expressiva se comparado às condições de tratamento nas temperaturas de 750°C e 800°C, obtendo-se resultados médios de 123J, 28J e 39J, respectivamente. Com vistas à comparação entre os resultados dos SAE 1020 e 10B22, realizou-se a avaliação dos corpos de prova nas diferentes condições de tratamento. O Gráfico 7 expressa os resultados das comparações realizadas.

Gráfico 7 - Comparativo de energia absorvida para os aços SAE 1020 e SAE 10B22



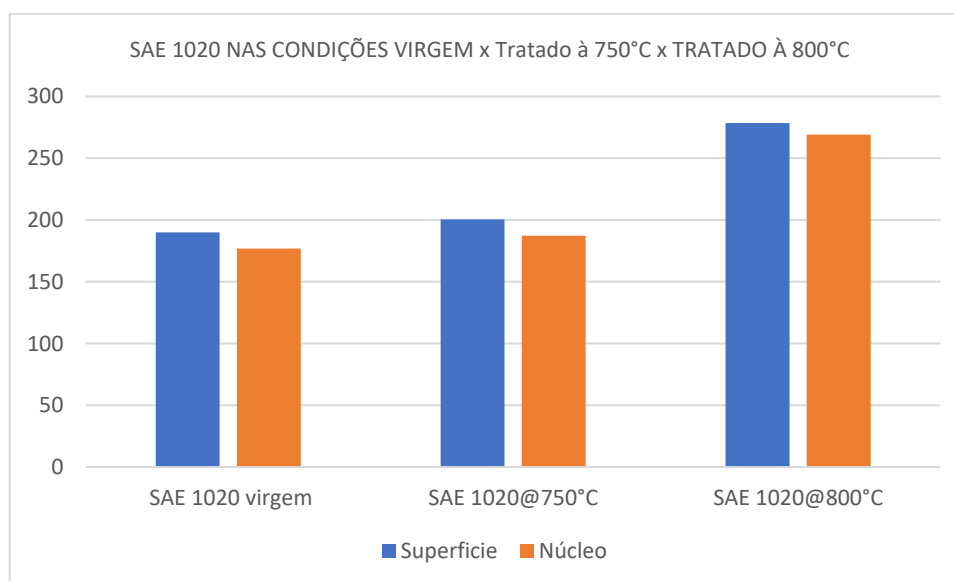
Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota-se que os aços 10B22 apresentam sensível vantagem em relação aos SAE 1020 para ambas as temperaturas analisadas, com maior destaque para os aços SAE 10B22 na temperatura de 800°C, sendo os valores obtidos para estes aços de 30J e 49J nas temperaturas de 750°C e 800°C, respectivamente.

4.3 ENSAIO DE DUREZA

Conforme expresso na metodologia da presente monografia, foram medidas as durezas superficiais e de núcleo nas parcelas não deformadas dos corpos de prova de impacto para cada condição de tratamento. Utilizou-se 3 corpos de prova válidos para a representação dos resultados. Os valores das durezas superficial e de núcleo obtidas para o aço SAE 1020 nas condições virgem e de tratamento em 750°C e 800° são apresentados no Gráfico 8.

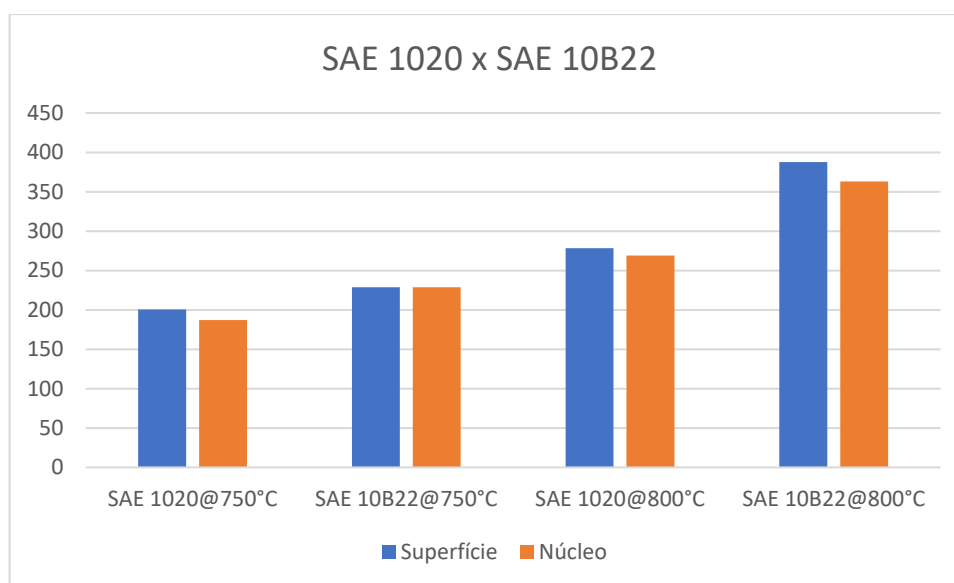
Gráfico 8 - Verificações dos valores de dureza para diferentes condições estruturais do aço SAE 1020



Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que houve pouca diferença de dureza entre o núcleo e a superfície dos corpos de prova de impacto. Os valores médios no centro das amostras foram de 176 HB, 187 HB e 269 HB e na superfície de 189 HB, 200 HB e 278 HB para o aço SAE 1020 nas condições encruado e termicamente tratado nas temperaturas de 750°C e 800°C, respectivamente. O Gráfico 9 compara os resultados obtidos no processo de têmpera para os aços SAE 1020 e SAE 10B22.

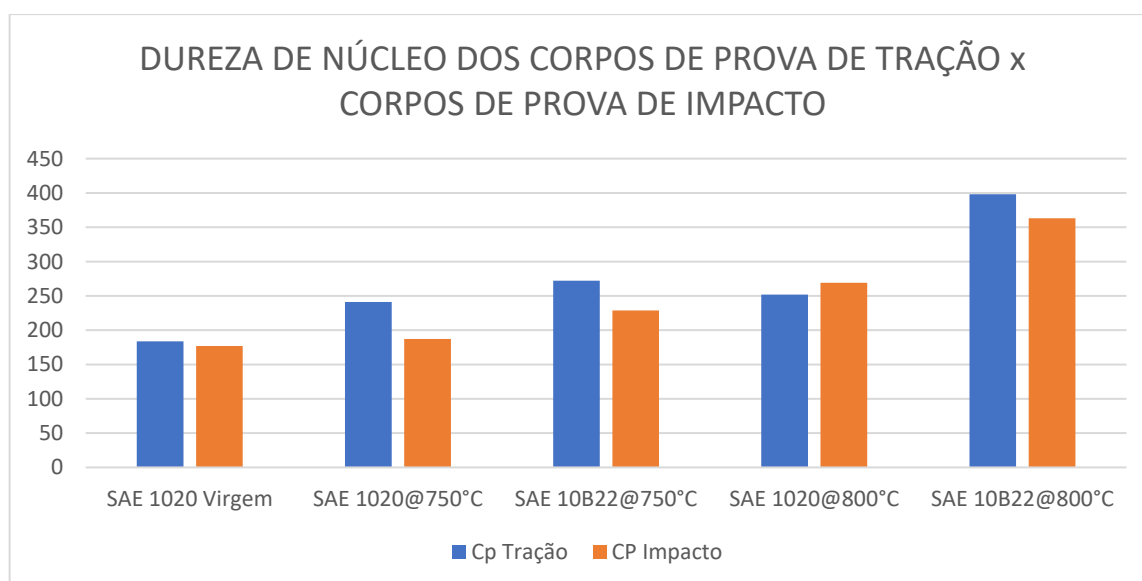
Gráfico 9 - Comparativo de dureza para os aços SAE 1020 e SAE 10B22



Fonte: Elaborado pelo autor.

Através do gráfico pode-se observar que de modo geral para ambos os aços não houve um gradiente significativo entre a dureza da superfície e de núcleo pós processo de tratamento térmico. Pode-se verificar que para a mesma faixa de temperatura de tratamento, os aços SAE 10B22 levam uma pequena vantagem quanto à resposta à tempera em relação aos aços SAE 1020, encontrando-se valores de 228,8 HB e 363,2 HB no centro das amostras e 228,8 HB e 387 HB na superfície para as temperaturas de 750°C e 800°C, respectivamente. Para verificar a diferença entre a dureza dos corpos de prova provenientes dos testes de tração e impacto, visto que possuem geometrias distintas, fez-se um comparativo entre as durezas das amostras destes dois testes onde os resultados podem ser observados no Gráfico 10. Através deste mesmo gráfico pode-se também visualizar o gradiente de dureza no núcleo dos corpos de prova de tração com a variação das temperaturas de tratamento.

Gráfico 10- Comparativo de dureza de núcleo entre corpos de prova



Fonte: Elaborado pelo autor.

Verifica-se que para ambas as temperaturas de tratamento a dureza de núcleo dos corpos de prova dos aços SAE 10B22 levam considerável vantagem sobre a dos aços SAE 1020 nas condições analisadas. Além do valor médio obtido para o aço SAE 1020 virgem de 183,7 HB, foram encontrados os valores de 241 HB e 251 HB para os aços SAE 1020 e 272 HB e 398 HB para os aços SAE 10B22 nas temperaturas de tratamento de 750°C e 800°C, respectivamente para ambos os aços.

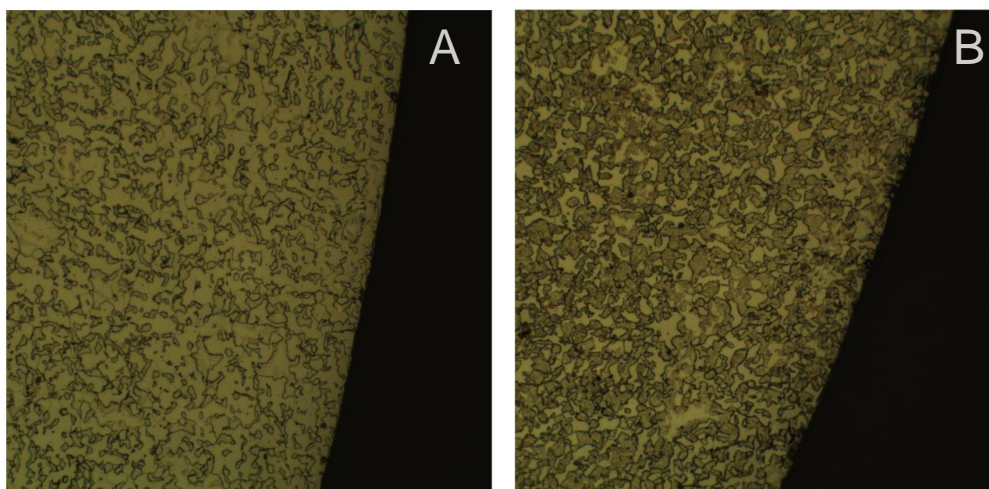
4.4 METALOGRAFIA

Após a preparação das amostras, conforme descrito no capítulo de metodologia, transcorreu-se as análises dos corpos de prova. Buscou-se definir através destas verificações as microestruturas formadas pós processo de têmpera, identificando as fases presentes. As análises foram separadas em dois grupos, conforme os materiais utilizados nos tratamentos térmicos do presente trabalho. Conforme já descrito no capítulo de metodologia, todos os aumentos legendados nas figuras correspondem à ampliação configurada no microscópio no momento da extração da imagem, sendo portanto as figuras representações adaptadas destes aumentos originais.

4.4.1 Aço SAE 1020

Realizou-se a análise dos aços SAE 1020 seccionando-se os corpos de prova em sentido transversal e longitudinal. No sentido transversal, foi possível verificar em um aumento de 100x a remoção total da camada descarbonetada realizada pós tratamentos térmicos, conforme pode ser visualizado na Figura 48.

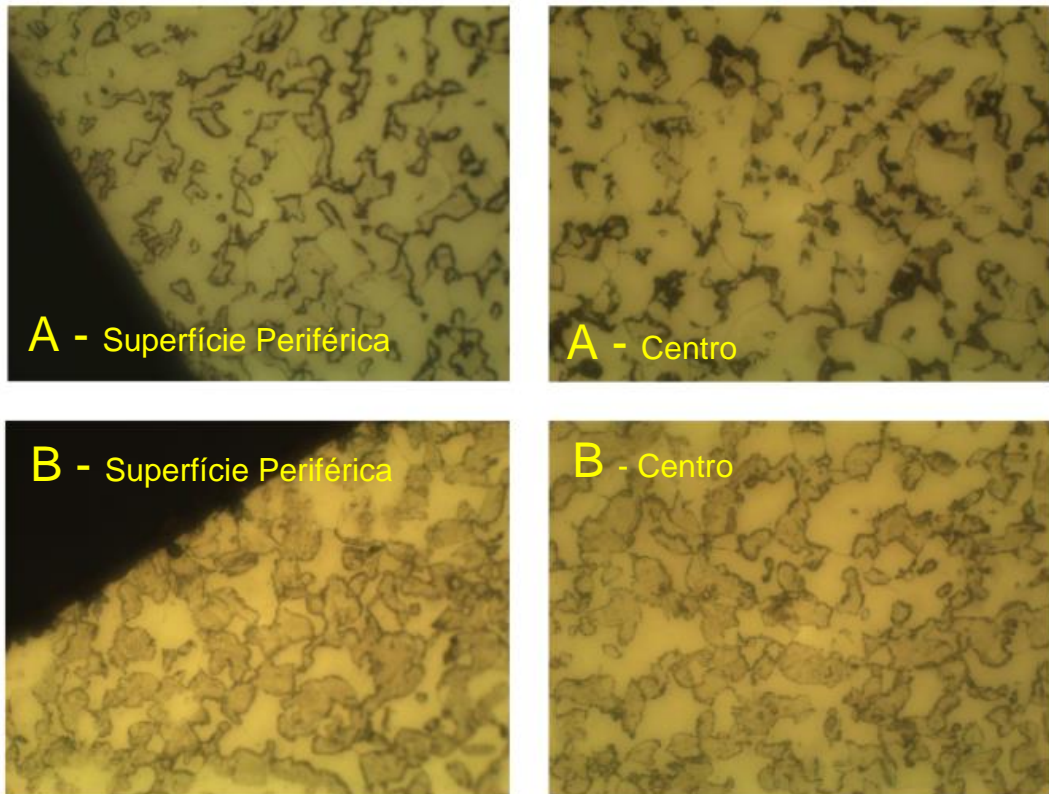
Figura 48 - Verificação da microestrutura próxima à superfície. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 100X



Fonte: Elaborado pelo autor.

Percorrendo-se a microestrutura com um aumento de 400x, pode-se perceber a homogeneidade da mesma ao longo da seção do corpo de prova, conforme observado na Figura 49.

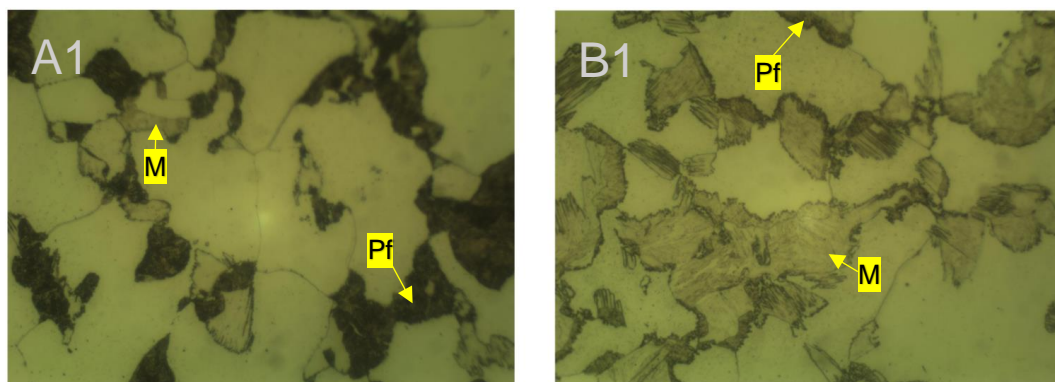
Figura 49 - Análise da homogeneidade microestrutural. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 400X



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como uma forma de melhor identificar as fases presentes na microestrutura das amostras, fez-se uso de um aumento de 1000x em uma parcela representativa de cada corpo de prova, conforme Figura 50.

Figura 50 - Microestruturas obtidas pós tratamentos. (A1) Aquecimento à 750°C e (B1) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 1000X

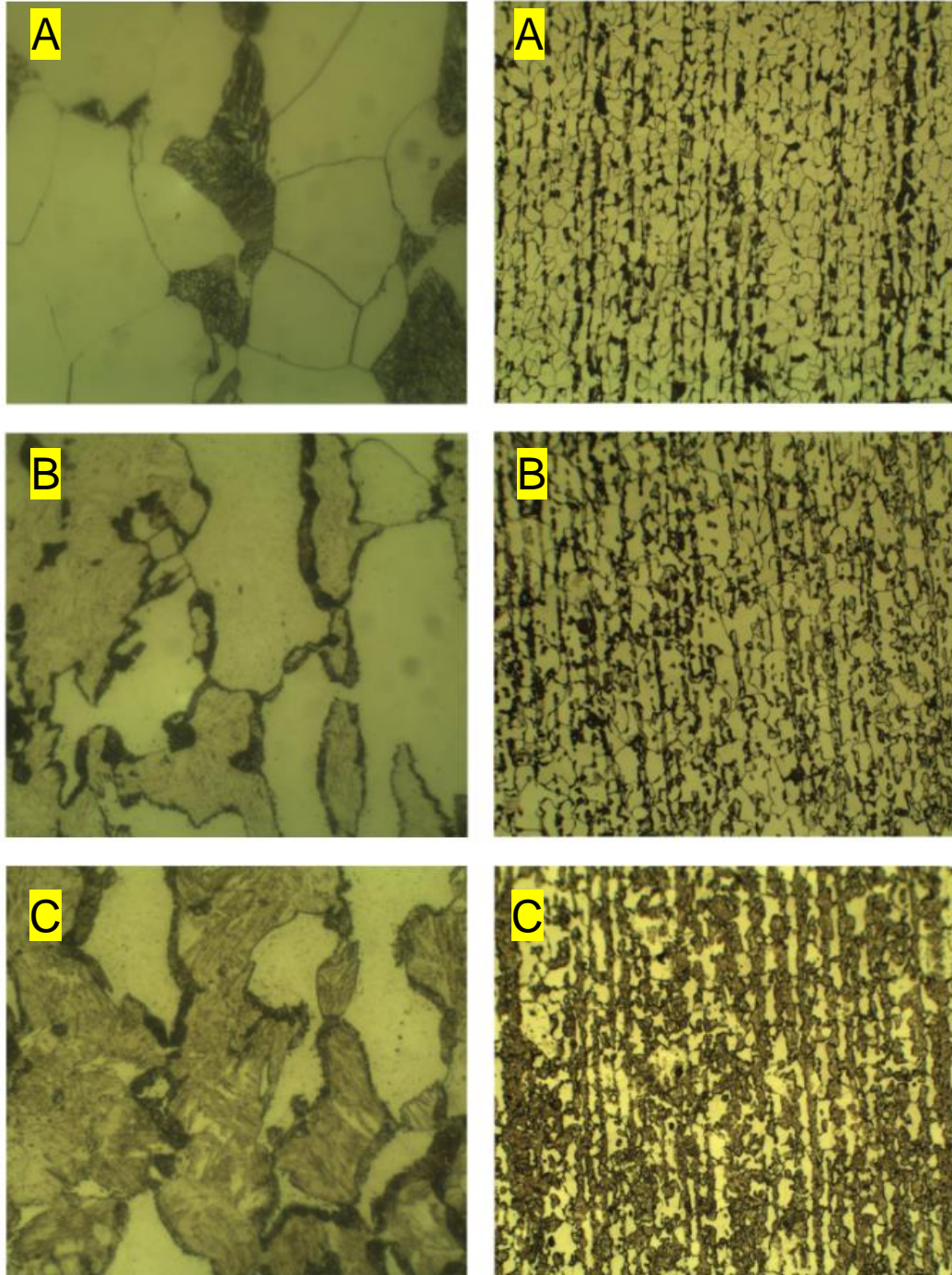


Fonte: Elaborado pelo autor.

Pode-se notar que para a temperatura de tratamento de 750°C (A1) tem-se a partir da austenita a formação prioritária de perlita fina (Pf). Como microestrutura complementar tem-se a martensita (M). Para a temperatura de 800°C (B1) a partir da transformação da austenita, predomina a presença de martensita, com alguns contornos de perlita fina. Além das microestruturas originadas, observa-se ainda a ferrita residual não transformada.

Viabilizou-se a partir da preparação das amostras em sentido longitudinal a análise da microestrutura pós tratamentos, comparando-se com a original anterior aos processos térmicos, conforme mostrado na Figura 51.

Figura 51 - Análise microestrutural pré e pós tratamentos. (A) material virgem, (B) aquecido à 750°C e (C) aquecido à 800°C. Aumentos originais de 1000X (esquerda) e 100X (direita). Ataque: Nital 2%.

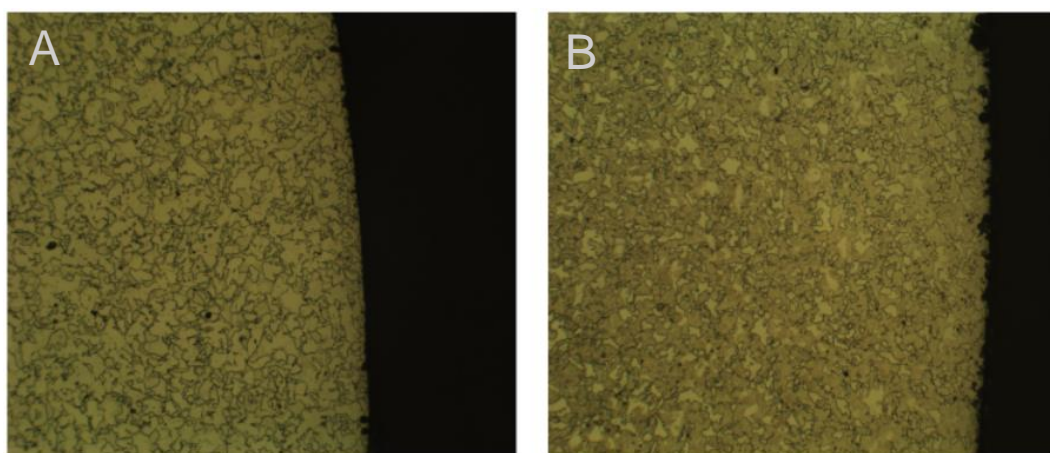


Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4.2 Aço SAE 10B22

Para a análise metalográfica dos aços SAE 10B22, realizou-se um processo similar ao executado para os aços SAE 1020, onde fez-se o corte transversal e longitudinal das amostras. A partir do corte transversal em um aumento de 100x, verificou-se a ausência de camada descarbonetada na superfície dos corpos de prova, conforme observado na Figura 52.

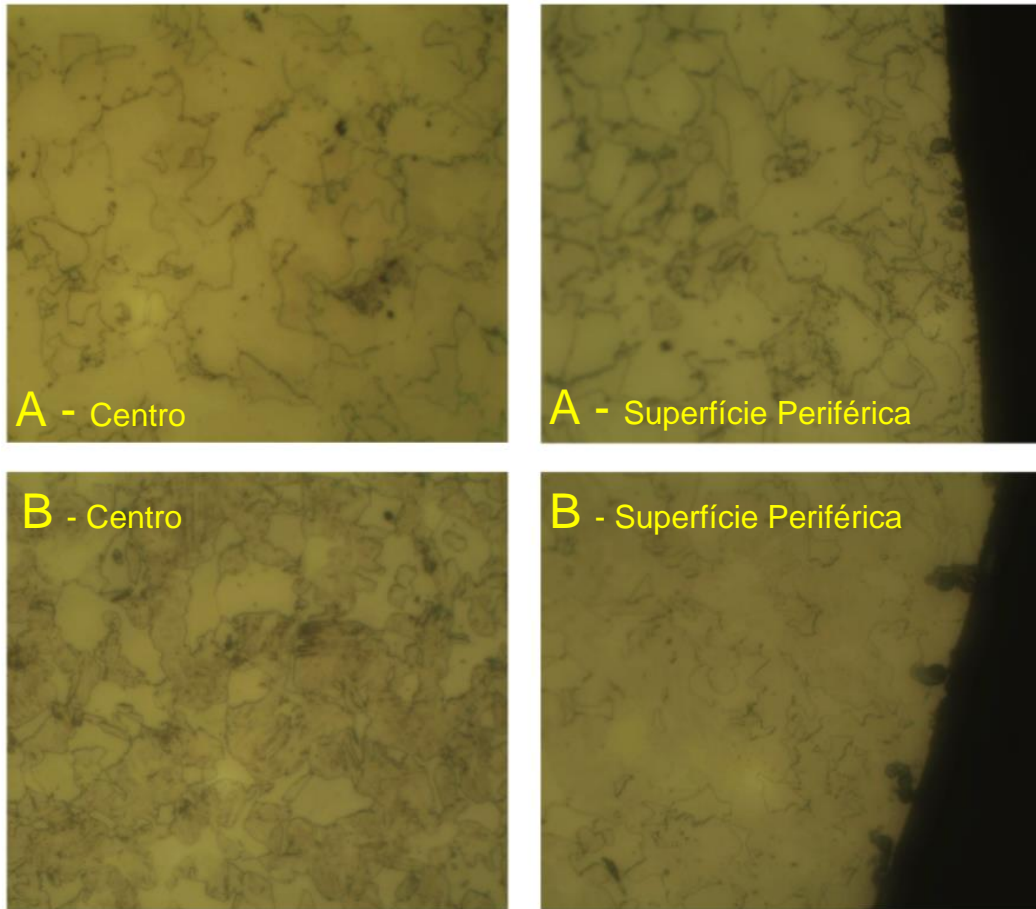
Figura 52 - Verificação da microestrutura próxima à superfície. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 100X



Fonte: Elaborado pelo autor.

Utilizando-se um aumento de 400x, percorreu-se a microestrutura dos corpos de prova verificando-se o grau de homogeneidade das fases apresentadas pelos mesmos pós tratamentos térmicos, conforme pode ser visualizado na Figura 53.

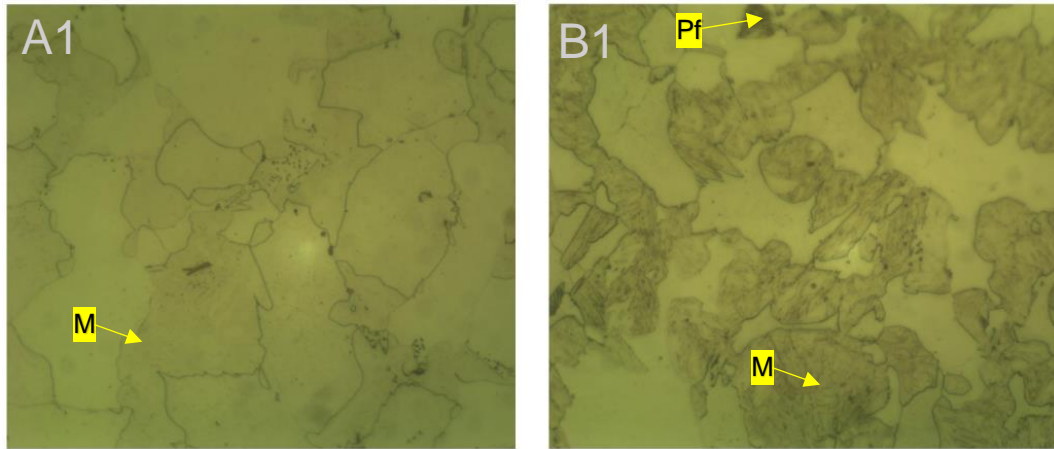
Figura 53 - Análise da homogeneidade microestrutural. (A) Aquecimento à 750°C e (B) aquecimento à 800°C. Ataque com Nital 2%. Aumento original de 400X



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para definição das principais fases presentes, fez-se uso de um aumento de 1000x, detalhando a microestrutura dos corpos de prova conforme pode ser observado na Figura 54.

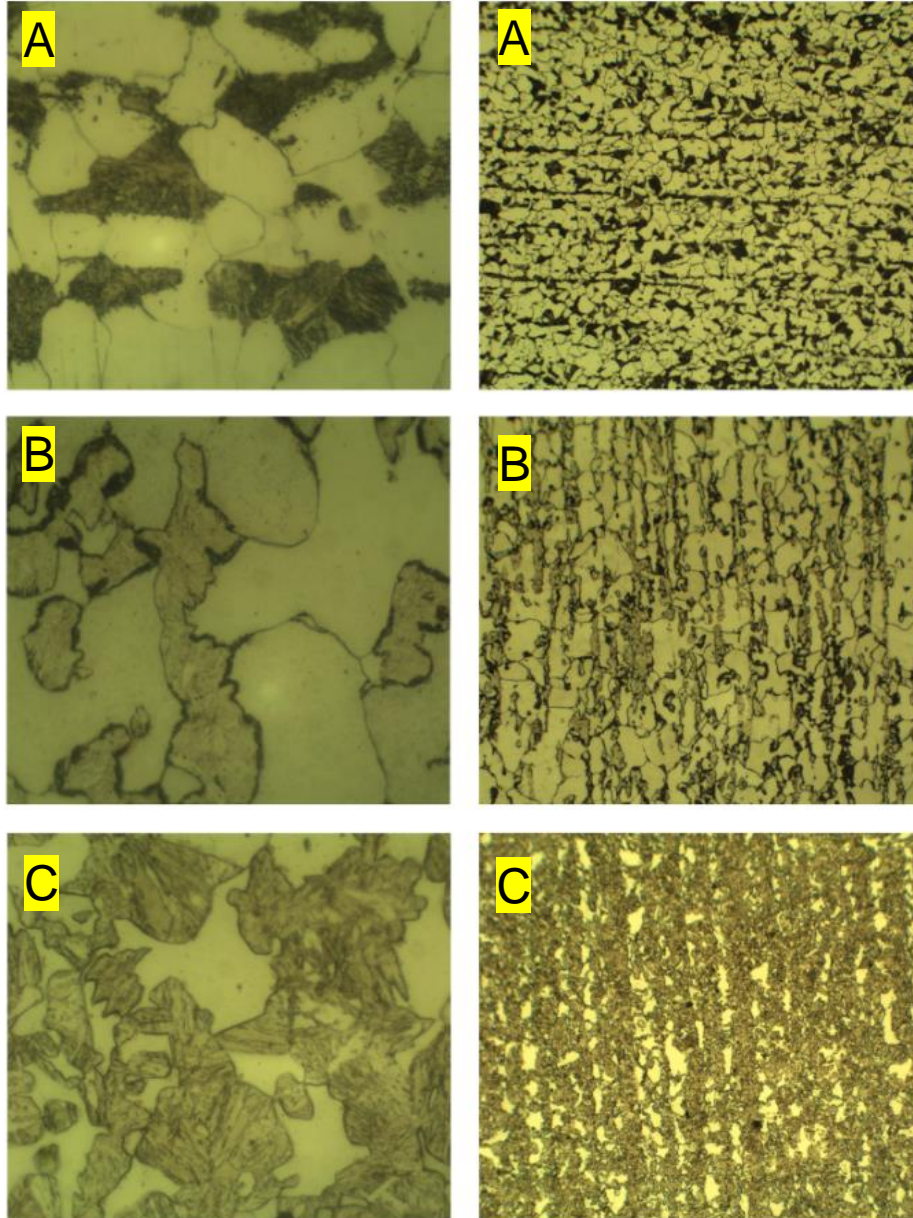
Figura 54 - Microestruturas obtidas pós tratamentos. (A1) Aquecimento à 750°C e (B1) aquecimento à 800°C. Ataque: Nital 2%. Aumento original de 1000X



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a temperatura de 750°C (A1), houve a formação prioritária de martensita (M) em contraste com a matriz ferrítica. Na temperatura de 800°C (B1), tem-se a formação de martensita e pequena quantidade de perlita fina (Pf). Realizando-se o corte e o embutimento das amostras utilizando-se a superfície longitudinal das mesmas, pode-se comparar a microestrutura pós tratamentos e a original anterior aos processos térmicos, conforme observado na Figura 55.

Figura 55 - Análise microestrutural pré e pós tratamentos. (A) material virgem, (B) aquecido à 750°C e (C) aquecido à 800°C. Aumentos originais de 1000X (esquerda) e 100X (direita). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5 DISCUSSÃO

Conforme resultados obtidos no capítulo anterior (especialmente os observados no Gráfico 3), observou-se que, de modo geral, a medida que aumentou-se a temperatura de 750°C para 800°C no tratamento dentro da zona intercrítica, melhores foram os resultados em termos de resistência mecânica seguindo um leve aumento do alongamento e da tenacidade, comportamento em termos de resistência que converge com os estudos realizados por Abou-Jahjah e Dobránszky (2001), Ahmad, Hector, Salam e Zahid (2009), Akay, Avinc e Yazici (2009), Bhuyan, Hossain e Islam (2014) e Abro, Baloch e Soomro (2018). Uma explicação para este fato pode estar relacionada com a maior fração de martensita obtida quando realizado o tratamento à 800°C, conforme pode-se observar nas Figuras 50 e 54 do Capítulo 4.4.

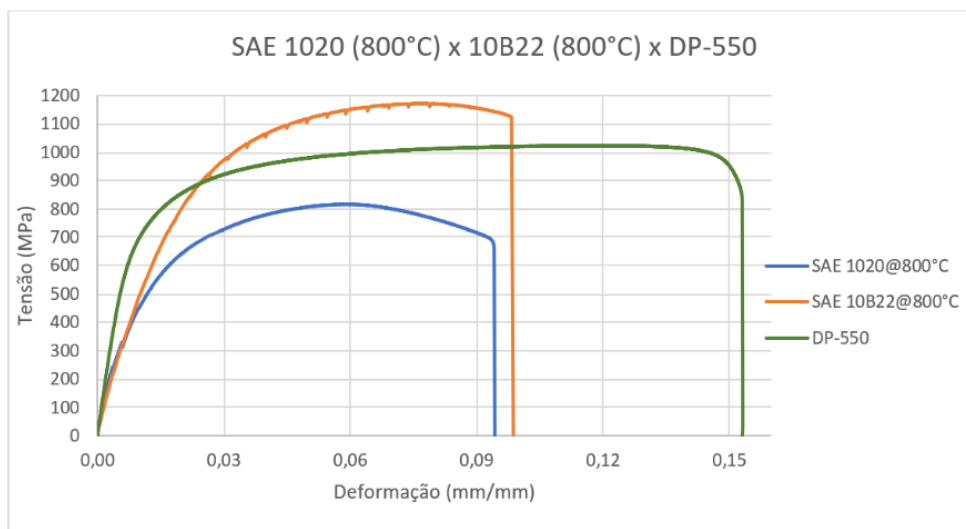
A maior fração de martensita, para os aços SAE 1020 visualizada nas amostras tratadas à 800°C, pode ser justificada através das análises realizadas à partir da Figura 24, onde permite-se perceber a partir da regra da alavanca que a fase austenítica (onde posteriormente via processo de têmpera será convertida em martensítica) tem sua fração volumétrica aumentada conforme a temperatura na região intercrítica é incrementada, acreditando-se que um processo análogo ao descrito também ocorra para os aços SAE 10B22.

Em vista deste fator, pode-se visualizar através dos resultados obtidos e expostos no Capítulo 4 que, apesar de uma formação de martensita de menor teor de carbono na temperatura de 800°C, a maior fração volumétrica desta fase nesta temperatura prevaleceu (em termos de resistência mecânica) sobre a menor fração apresentada na temperatura de 750°C (embora esta contendo um maior percentual de carbono).

Sendo a fase austenítica a precursora das fases visualizadas nos tratamentos térmicos, caso a velocidade de formação de martensita não seja atingida, a fase perlítica pode ocorrer justificando a presença da mesma nas análises microestruturais.

Em virtude dos resultados observados, avaliou-se de forma comparativa um aço *dual phase* (DP) comercial e os dois corpos de prova de melhor desempenho, um de cada tipo de aço. Os resultados dos ensaios podem ser visualizados no Gráfico 11.

Gráfico 11 - Comparativo entre os aços SAE 1020, SAE 10B22 e DP-550



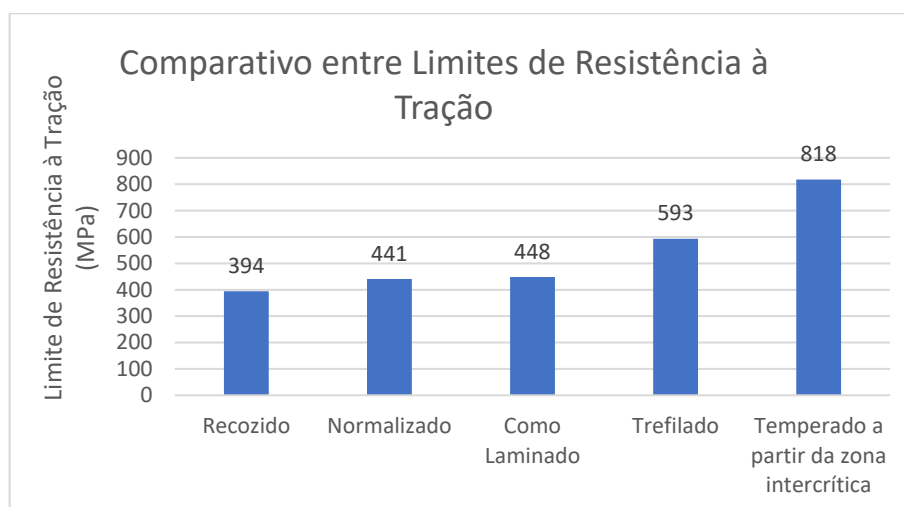
Fonte: Elaborado pelo autor.

Obteve-se através do ensaio um limite de resistência para o aço *dual phase* comercial de 1026,4 MPa, sendo este comparado à 817,7 MPa e 1172,4 MPa dos aços SAE 1020 e SAE 10B22, respectivamente. Embora o aço SAE 1020 tenha apresentado uma resistência à tração consideravelmente elevada, mesmo se tratando de um aço comum de baixo carbono, sua resistência e alongamento foram inferiores ao do aço DP analisado. Por sua vez, a resistência do aço SAE 10B22 se mostrou notoriamente superior ao aço DP comparado, porém apresentando um valor de alongamento inferior assim como ocorreu para as amostras de aço SAE 1020.

Tanto os aços SAE 1020 quanto os aços SAE 10B22, nas condições testadas, apresentaram diferenças pequenas nas suas durezas de superfície e de núcleo, confirmando que as microestruturas são suficientemente homogêneas assim como a ausência de descarbonetação. Em relação à comparação das durezas de núcleo entre os corpos de prova de impacto e tração, percebeu-se que as mensurações apresentaram pequena diferença entre os dois tipos de amostra para cada condição analisada, onde tal fato pode ser relacionado à proximidade dimensional das seções uteis destes corpos de prova.

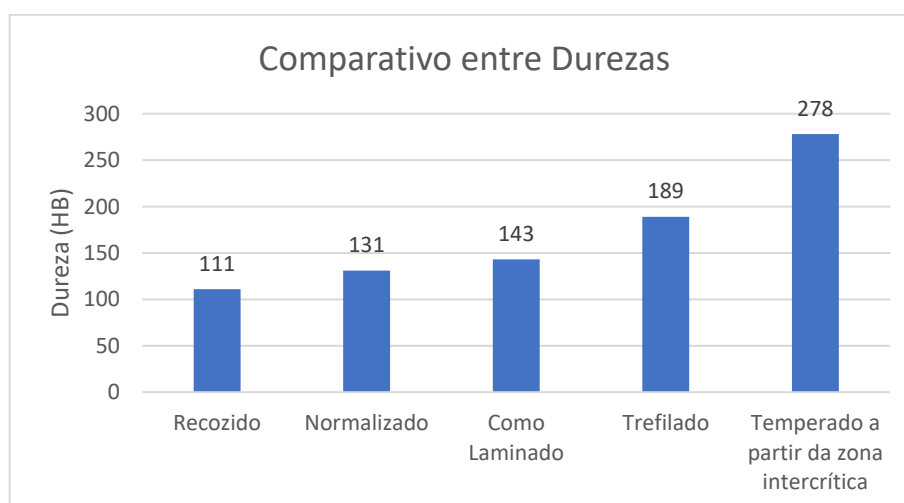
Embora o aço SAE 1020 tenha apresentado após a realização dos tratamentos térmicos uma dureza e um limite de resistência inferior ao aço SAE 10B22, pode-se ressaltar que os resultados obtidos principalmente para a têmpera realizada a partir da temperatura de 800°C foram superiores ao que normalmente se espera ou que se utiliza para este tipo de aço, conforme comparativos expressos nos Gráficos 12 e 13.

Gráfico 12 – Comparativo entre os valores de limite de resistência à tração para o aço SAE 1020



Fonte: Elaborado pelo autor.

Gráfico 13 – Comparativo entre os valores de dureza para o aço SAE 1020



Fonte: Elaborado pelo autor.

Através dos gráficos, pode-se notar um incremento no valor do limite de resistência na ordem de 38% e de dureza de 47% se comparado à um aço trefilado, como o adquirido para o desenvolvimento do presente trabalho. Comparando-se ainda os resultados entre a condição tratado termicamente e convencionalmente laminado (sem tratamento térmico), os incrementos nestas propriedades mecânicas podem chegar à valores de 80% do limite de resistência à tração e cerca de 94% no valor de dureza, expressando a efetividade do tratamento térmico realizado.

6 CONCLUSÃO

Após as avaliações realizadas para os aços tratados na presente monografia, foram observados incrementos de resistência mecânica com razoável valor de alongamento nas amostras. As microestruturas mostraram-se homogêneas em resposta ao tratamento de têmpera, indicando que as temperaturas escolhidas bem como as frações volumétricas de austenita permitiram a formação de martensita em todos os testes realizados.

O dispositivo confeccionado e utilizado nos processos de têmpera mostrou-se satisfatório durante todos os processos, visto que nenhuma amostra se desvinculou durante a movimentação do conjunto.

Os melhores resultados foram obtidos utilizando-se temperaturas mais elevadas, no caso do presente trabalho a temperatura de 800°C (em relação à temperatura de 750°C).

Os estudos desenvolvidos para o aço SAE 1020 se mostraram satisfatórios em termos de ganho de dureza e de limite de resistência à tração (278 HB e 818 MPa), enquanto para o mesmo aço sem tratamento térmico na condição trefilado (encruado) estes valores ficaram em 189HB e 593 MPa (já sendo consideravelmente superiores aos valores usualmente encontrado na literatura (143HB e 448 MPa)).

Caso resistências e durezas ainda mais elevadas sejam requeridas, os aços SAE 10B22 mostraram-se uma opção bastante interessante, apresentando valores de limite de resistência de cerca de 1170 MPa, possuindo complementarmente características comerciais favoráveis como ótima disponibilidade para compra e baixo custo de aquisição.

Comparando-se os aços SAE 1020 e SAE 10B22 em relação ao aço típico *dual phase* (DP-550), verificou-se que os primeiros não apresentaram relação resistência à tração x alongamento tão boa quanto este último, observando a superioridade e justificando a empregabilidade destes aços em componentes de alta performance.

Apesar dos aços SAE 1020 e SAE 10B22 apresentarem incrementos nos valores de dureza (comportamento que também pode ser analisado através dos aumentos dos limites de resistência), não foi verificada uma variação significativa da tensão de escoamento destes aços, indicando que para fins de dimensionamento de componentes não se obteve ganhos efetivos com o tratamento realizado.

7 REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, Lara; ABBASCHIAN, Reza; REED-HILL, Robert E. **Physical Metallurgy Principles**. 4th. ed. Massachusetts: Cengage Learning, 2008. 750 p.

ABOU-JAHJAH, J.; DOBRÁNSZKY, János. **Mechanical Properties Improvement of Low Carbon Steel by Combined Heat Treatments**. In: FIRST INTERNATIONAL INDUSTRIAL ENGINEERING CONFERENCE, 2001, Amman. Conference. [s.l]: Erika Bilicsi, 2013.

ABRO, Muhammad Ishaque; BALOCH, Muhammad Moazam; SOOMRO, Imtiaz Ali. **Effect of Intercritical Heat Treatment on Mechanical Properties of Plain Carbon Dual Phase Steel**. Department Of Metallurgy & Materials Engineering, Jamshoro, v. 37, n. 1, p.149-158, jan. 2018.

AÇOSPORT. **Aço SAE 1020**. São Paulo-SP, 2019. Disponível em: <http://www.acosporte.com.br/aco-sae-1020>. Acesso em: 24 out. 2019.

AHMAD, J. et al. **Effect of Different Phase Proportions of Martensite on the Mechanical Properties of a Dual Phase Steel**. Journal of Scientific Research. Lahore, v. 39, n. 2, p. 35-39. dez. 2009.

AKAY, S. K.; AVINC, A.; YAZICI, M. **THE EFFECT OF HEAT TREATMENTS ON PHYSICAL PROPERTIES OF A LOW CARBON STEEL**. Proceedings of The Romanian Academy: Series A. Uludag, p. 1-5. 2009.

ALTAN, Taylan; TEKKAYA, A. Erman. **Sheet Metal Forming: PROCESSES AND APPLICATIONS**. United States of America: ASM International, 2012. 365 p.

ARCELORMITTAL. **Guia do Aço**. [S. l.]: ArcelorMittal, 2013. 132 p.

ASKELAND, Donald R.; WRIGHT, Wendelin J.. **The Science and Engineering of Materials**. San Francisco: Cengage Learning, 2016.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. 10. ed. [S. l.]: ASM International, 2005. 1618 p. v. 1. *E-book*.

ASTM E10. **Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials**. United States: ASTM International, 2015. 32 p. Disponível em: <https://vostok-7.ru/upload/iblock/baa/baa379b91cdedceebfdb9e2f575315b.pdf>. Acesso em: 17 out. 2019.

ASTM E23. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. United States: ASTM International, 2011. 28 p.

ASTM E407. **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.

ASTM E8 / E8M. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. [s.l.]: Astm International, 2013.

BENSCOTER, Arlam O.; BRAMFITT, Bruce L. **Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**. United States of America: ASM International, 2002. 365 p.

BERNS, Hans; THEISEN, Werner. **Ferrous Materials**. [s.l.]: Springer, 2008.

BHUYAN, Md. Sajibul Alam; HOSSAIN, Sayed Shafayat; ISLAM, Md. Maksudul. **A Case Study of Heat Treatment on AISI 1020 Steel**. United States of America: Global Journals Inc. (USA), 2014. 6 p. v. 14. Disponível em: <https://globaljournals.org/item/3456-a-case-study-of-heat-treatment-on-aisi-1020-steel>. Acesso em: 23 out. 2019.

BICKFORD, John H. **Handbook of Bolts and Bolted Joints**. New York: Marcel Dekker, Inc, 1998. 911 p.

BLAKE, ALEXANDER. **What Every Engineer Should Know About Threaded Fasteners: Materials and Design**. New York: Marcel Dekker, INC, 1986. 217 p. v. 18.

BOYER, Howard E.; DOSSETT, Jon L.; **Practical Heat Treating**. United States: ASM International, 2006.

BRYSON, William E. **Heat Treatment: Master Control Manual**. Munich: Carl Hanser Verlag, 2015. 350 p.

BUDYNAS, Richard G.; NISBETT, J. Keith. **Elementos de Máquinas de Shigley: Projeto d Engenharia Mecânica**. 8. ed. Porto Alegre: Amgh, 2011. 1084 p.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach**. 4th. ed. United Kingdom: Wiley, 2012. 936 p.

CAMPBELL, F. C. **Structural Composite Materials**. United States of America: ASM International, 2010. 612 p.

CASARIN, Eng. Ms. Samuel José. **CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERABILIDADE DE UM AÇO C-Mn MICROLIGADO AO BORO, ATRAVÉS DE DILATOMETRIA E CURVAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES POR RESFRIAMENTO CONTÍNUO**. Orientador: Prof. Dr. João M.D.A. Rollo. 1996. 201 f. Tese de Doutorado (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Carlos - SP, 1996.

CHAMISA, Alfonse. **Development of Ultra High Strength Steels for Reduced Carbon Emissions in Automotive Vehicles**. 2014. Thesis (Doctor of Philosophy) - University of Sheffield, [S. l.], 2014.

CHANDLER, Harry. **Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**. [S. l.]: ASM International, 1995. *E-book*.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia mecânica**. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986. 656 p.

CHINA STEEL CORPORATION. **Bars & Wire Rods**. [S. l.]: CSC Group, 2014. 41 p. Disponível em: https://www.csc.com.tw/csc_c/pd/doc/spec_bd_e_2014.pdf. Acesso em: 27 set. 2019.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. São Paulo: Blucher, 2008. 672 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**. Orientador: Liane Roldo. 2010. 33 f. Trabalho de Diplomação (Bacharelado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul - Escola de Engenharia de Materiais, Porto Alegre, 2010. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/27531/000765458.pdf?sequence=1>. Acesso em: 26 set. 2019.

COUTINHO, Carlos Bottrel. **Materiais Metálicos para Engenharia**. [S. l.]: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 405 p.

CROLLA, David. **Automotive Engineering: Powertrain, Chassis System and Vehicle Body**. New York: Elsevier, 2009.

DAVIS, Joseph R. (Ed.). **Metals Handbook**. United States: ASM International, 1998.

DAVIS, Joseph R. **Tensile Testing**. 2. ed. United States of America: ASM International, 2004. 283 p.

DOSSETT, Jon; TOTTEN, George E. (Ed.). **ASM Handbook, Volume 4A: Steel Heat Treating Fundamentals and Processes**. United States of America: ASM International, 2013.

DOWLING, Norman E. **Mechanical Behavior of Materials**. Virginia: Prentice Hall, 2013.

EASTERLING, Kenneth E.; PORTER, David A.; SHERIF, Mohamed Y. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3rd ed. New York: Taylor & Francis Group, 2009. 536 p.

EDMONDS, David V.; PERELOMA, Elena. **Phase transformations in steels: Fundamentals and diffusion-controlled transformations**. USA: Woodhead Publishing, 2012. 649 p. v. 1.

FAVORIT. **Aços Construção Mecânica: Aço SAE 1020**. [S. l.], 2019. Disponível em: <http://www.favorit.com.br/produtos/acos-construcao-mecanica/aco-sae-1020>. Acesso em: 23 out. 2019.

FERNANDES, Loyslène Rabelo; SOUZA, Gustavo Henrique. **AVALIAÇÃO DA CORROSÃO NO AÇO 10B22 PARA FIXADORES**. São Paulo-SP: ABM - International, 2018. 11 p.

FIALHO, Arivelto Bustamante. **Instrumentação Industrial: Conceitos, Aplicações e Análises**. 7. ed. rev. São Paulo-SP: Érica, 2010. 291 p. v. 1. *E-book*.

FONSTEIN, Nina. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties**. East Chicago, In, Usa: Springer, 2015. 396 p.

FUNATANI, Kiyoshi; TOTTEN, George E.; XIE, Lin. **Handbook of metallurgical process design**. New York: Marcel Dekker, Inc, 2004. 966 p.

GARCIA, Amauri; SANTOS, Carlos Alexandre dos.; SPIM, Jaime Alvares. **Ensaio dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 384 p.

GUNT. **Equipment for engineering education: Engineering mechanics and engineering design**. São Paulo-SP: GUNT HAMBURG, 2017. 195 p.

GUR, Cemil Hakan; PAN, Jiansheng (Ed.). **Handbook of Thermal Process Modeling Steels**. London: Crc Press, 2009.

HARVEY, Philip D. **Engineering Properties of Steel**. United States of America: ASM International, 1982. 254 p.

HERRMAN, Konrad. **Hardness Testing: Principles and Applications**. United States of America: ASM International, 2011. 255 p.

HIBBELER, Russell Charles. **Resistência dos Materiais**. 7. ed. São Paulo: Pearson Universidades, 2010. 640 p.

HÖGANÄS. **Metallography: Höganäs Handbook for Sintered Components**. Suécia: Höganäs AB, 2015. 303 p. Disponível em: https://www.hoganas.com/globalassets/download-media/sharepoint/handbooks---all-documents/metallography_may_2015_0886hog_interactive.pdf. Acesso em: 16 out. 2019.

HUDD, Roger; LLEWELLYN, David. **Steels: Metallurgy and Applications**. Oxford: Butterworth-heinemann, 1998.

HUMPHREYS, John; ROHRER, Gregory S.; ROLLETT, Anthony. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 3. ed. United Kingdom: ELSEVIER, 2017. 707 p.

KONIECZNY, A. **Advanced High Strength Steels – Formability**, 2003 Great Designs in Steel. American Iron and Steel Institute (February 19, 2003), www.autosteel.org.

KRAUSS, George. **STEELS: Processing, Structure, and Performance**. 2. ed. United States of America: ASM International, 2015. 682 p.

KUTZ, Myer (Ed.). **Handbook of Materials Selection**. United Kingdom: Wiley, 2002. 1520 p.

LISCIC, Bozidar *et al.* **Quenching Theory and Technology**. 2. ed. New York: Taylor and Francis Group, LLC, 2002. 685 p.

- LISCIC, Bozidar; LUTY, Waclaw; TENSI, Hans M. **Theory and Technology of Quenching: A Handbook**. New York: Springer Science and Business Media, LLC, 1992. 499 p.
- MEI, Paulo Roberto; SILVA, André Luiz V. da Costa e. **Aços e ligas especiais**. São Paulo: Blucher, 2010.
- MODIN, Helfrid; MODIN, Sten. **Metallurgical Microscopy**. United Kingdom: Butterworth-heinemann, 1973. 484 p.
- NEUBRAND, Joerg. **Possibilities of Coil Springs and Fiber-Reinforced Suspension Parts**. In: CROLLA, David et al (Ed.). Encyclopedia of automotive engineering. United Kingdom: Wiley, 2014.
- NIEUWENHUIS, Paul; WELLS, Peter (Ed.). **The Global Automotive Industry**. United Kingdom: Wiley, 2015. 256 p. (Automotive Series).
- NISHIYAMA, Zenji. **Martensitic Transformation**. United States: Academic Press, 1978. 480 p.
- NORTON, Robert Lloyd. Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. 1030 p.
- PRABHUDEV, K. H. **Handbook of Heat Treatment of Steels**. [s.l.]: Tata Mcgraw-hill Education, 1988. 762 p.
- RAJAN, T.v.; SHARMA, Ashok.; SHARMA, C. **Heat Treatment: Principles and Techniques**. 2nd ed. New Delhi: Phi Learning Pvt, 2011. 408 p.
- RANA, Radhakanta; SINGH, Shiv Brat. **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. United Kingdom: ELSEVIER, 2017. 481 p.
- ROHDE, Regis Almir. **METALOGRAFIA PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS: Uma abordagem prática**. Santo Ângelo: LEMM, 2010. 30 p. Disponível em: https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/4313798/mod_resource/content/1/APOSTILA_METALOGRAFIA.pdf. Acesso em: 16 out. 2019.
- SHOME, Mahadev; TUMULURU, Muralidhar. **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. United Kingdom: Elsevier, 2015. 204 p.
- SINHA, Anil Kumar. **PHYSICAL METALLURGY HANDBOOK**. United States of America: McGraw-Hill Companies, Inc., 2003. 1833 p.
- SOUZA, Sérgio Augusto de. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo-SP: EDGARD BLUCHER LTDA, 1982. 283 p.
- SOUZA, Washington Pinheiro de. **Efeito Da Temperatura Intercrítica Na Microestrutura E Na Dureza De Um Aço Dual Phase**. 2013. 59 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

THE FABRICATOR. **Tempering furnace designed for heat treating weldments.** [S. l.], 28 jun. 2016. Disponível em: <https://www.thefabricator.com/thefabricator/product/shopmanagement/tempering-furnace-designed-for-heat-treating-weldments>. Acesso em: 11 nov. 2019.

THELNING, Karl-erik. **Steel and Its Heat Treatment.** Oxford: Butterworth-heinemann, 1984. 696 p.

TOTTEN, George E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies.** United States: CRC Press, 2006.

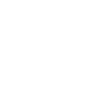
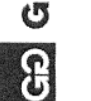
TSIPOURIDIS, Prodromos. **Mechanical properties of Dual-Phase steels.** 122 f. Dissertação (Doutorado) - Technische Universitat Munchen, Munchen, 2006.

ZOLIN, Ivan. **Ensaio Mecânicos e Análises de Falhas.** 3. ed. Santa Maria: Colégio Técnico Industrial de Santa Maria, 2011. 102 p.

ANEXO A - CERTIFICADO DE QUALIDADE SAE 10B22



M 63.741.1
 CERTIFICADO DE QUALIDADE
 QUALITY CERTIFICATE
 CERTIFICADO DE CALIDAD



NOTA FISCAL/INVOICE 0000014266	PESO/WEIGHT (KG) 10.001,000	ISO 9001:2008 Certificate Number: 3042	ISO/TS 16949:2009 Certificate Number: 3358	ISO 14001:2004 Certificate Number: 7073	PRODUTO/PRODUCT BARRA LAMINADA REDONDA SEM TRATAMENTO TÉRMICO BRUTO DE LAMINAÇÃO	Cert. N° 0000015573										
PART NUMBER 14932	PEDIDO/CUST. ORDER 22038	OUR MANAGEMENT SYSTEM IS CERTIFIED TO ISO9001 / TS16949 / ISO14001			LOTE/BATCH 4807203911											
CLIENTE/CLIENT ACOS FAVORIT DISTRIBUIDORA LTDA	QUALIDADE/GRADE SAE 10B22	ORD-FORNEC/ORD-SUPPLY 6341935 - 8112930831	MATERIAL/MATERIAL 705017177		CORRIDA/HEAT 48072039											
NORMA/SPECIFICATION PADRÃO																
ANÁLISE QUÍMICA/CHEMICAL COMPOSITION																
C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	V %	Cu %	Sn %	Al %	Ti %	Nb %	N %	B %	Pb %
0,200	0,71	0,20	0,019	0,011	0,14	0,05	0,01	0,0010	0,160	0,0070	0,0250	0,0357	0,0010	0,0088	0,0028	0,0010
H %	Ca %	W %	Co %	Ni/Cu %	Cu+10Sn %	Ti/Al %	B (s) %									
0,00019	0,0021	0,0030	0,0050	0,3125	0,2300	1,42300	0,0025									
ENSAIOS MECÂNICOS/MECHANICAL PROP																
Dureza																
HB																
148,00																
ENSAIOS METALOGRAFÍCOS/METALLOGRAPHIC TESTS																
TG Austen.																
8																
MICROINCLUSÕES/INCLUSION RATING NUMBER																
ASTM/SAE/ISO																
A - SF	A - SG	B - SF	B - SG	C - SF	C - SG	D - SF	D - SG									
1,5	0,5	0,0	0,0	0,0	0,0	1,0	0,0									
OBSERVAÇÕES/OBSERVATIONS																
Ultrasom 100% aprovado (ASTM A388).																
RECOMENDAÇÕES AMBIENTAIS RELACIONADAS AO PRODUTO:																
Para que possamos contribuir com o meio ambiente e o desenvolvimento sustentável de nossa cadeia produtiva, recomendamos a nossos clientes que destinem corretamente os resíduos de nossos produtos, inerentes ou agregados a ele, conforme a legislação ambiental vigente de sua região, estado ou país.																
DEPARTAMENTO DA QUALIDADE / QUALITY DEPARTMENT CHARGEADAS, 06.08.2018																
 ANDRÉ L. SILVA FAGUNDES CREA 0682601000																

M 63.741.1

ANEXO B- CERTIFICADO DE QUALIDADE SAE 1020

ArceIorMittal
Aços Longos

CERTIFICADO DE QUALIDADE

M 7 0 8 6 3

Numero: 0006205535/2019

Sistema de Gestão Integrado - Normas ISO9001, ISO14001, OHSAS18001 e IATF16949

ArceIorMittal

Nota Fiscal: 000241298

Ordem de Venda: 7948359

Nº lotes: 1

Peso (kg): 1204

Cliente: AÇOS FAVORIT LIDA

Pedido: 00-22920

Material: 102952

Acab: 1020

Corrida: F360005

Produto: TUBULADO REDONDO

Especificação: SAE 1020

Bitola: 15,88 mm

Acond: 6.000 mm

Descarbonetação

Desc. Parcial	Desc. Total
mm	Isento
X	X

Material: 102952

Acab: 1020

Corrida: F360005

Nº lotes: 1

Peso (kg): 1204

C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Sn	Mo	Nb	V	Ti	N	B	Ceq
%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
0.2050	0.4760	0.0950	0.0182	0.0073	0.0325	0.0320	0.0369	0.0296	X	0.0054	X	X	0.0011	0.0032	X	X

Microinclusiones - ASTM E45

A Fina	A Grossa	B Fina	B Grossa	C Fina	C Grossa	D Fina	D Grossa
X	X	X	X	X	X	X	X

Propriedades Mecânicas

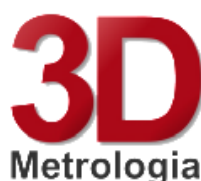
LR	LE	Z	A	Dureza
X	X	X	X	HB
X	X	X	X	X

Tamanho do Grão

Ferrítico	Austenítico	Tam Grão
X	X	X

Observações:

ANEXO C – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO TERMOPAR TIPO K



AED Instrumentos de Medição Ltda.
 Rua Jacob Jaeger, 197 - Cristo Rei - São Leopoldo - RS - CEP 93.020-510
 CNPJ: 26.524.914/0001-45 - Inscrição Estadual: 124/0310940
 Telefone/Fax: (51) 3592.9810 / (51) 3592.7753
 e-mail: comercial@3dmetrologia.com.br - Home page: www.3dmetrologia.com.br

Áreas de Atuação: Dimensional, Temperatura, Pressão, Força, Torque, Dureza, Massa e Elétrico.
 Laboratório de acordo com a norma ABNT NBR ISO/IEC 17025.

Certificado de Calibração nº 07174/19

1. Dados do Contratante e Solicitante

Contratante	Carlos Eduardo Marques dos Reis		
	Rua Eduardo Tim, 2795 - Fazenda São Borja - São Leopoldo - RS		
	Telefone: (51)9904-2689	E-mail: carlos.eduardozh@gmail.com	
Solicitante	Idem ao Contratante.		

2. Dados do Instrumento Calibrado

Descrição	Controlador Indicador de Temperatura com Sensor		
Tipo de Sensor	Termopar K	Localização	[Não Informado]
Faixa de Calibração	650 a 850 °C	Ordem de Serviço	001279/2019
Resolução	1 °C		

2.1. Dados do Indicador

Identificação	COT-01	Modelo	C504
Número de Série	[Não Consta]	Fabricante	Contemp

2.2. Dados do Sensor

Identificação	TER-01	Fabricante	Grefortec
Número de Série	[Não Consta]	Comprim. da Haste	600 mm
Modelo	[Não Consta]	Diâmetro da Haste	6 mm

3. Ambiente de Medição

Temperatura	(20,0 ± 3,0) °C	Umidade Relativa	(55 ± 20) %
--------------------	-----------------	-------------------------	-------------

Calibração realizada nas dependências da 3D, no Laboratório de Temperatura.

4. Rastreabilidade dos Padrões Utilizados

Código	Descrição	Certificado	Emitido Por	Validade
P-165	Termopar	RBC 6670/14A	Novus	12/2019
P-253	Forno Termostático	RBC T0712a/2018	Labelo	06/2021
P-279	Multicalibrador	RBC E1359a/2019	Labelo	08/2022

5. Procedimento

A calibração foi realizada conforme procedimento PC034, revisão 009, pelo método de comparação direta com os padrões em meio termostático de uniformidade conhecida.

6. Incerteza de Medição

A incerteza expandida de medição relatada é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k , o qual para uma distribuição t com V_{eff} graus de liberdade efetivos corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%. A incerteza padrão da medição foi determinada de acordo com a publicação EA-4/02.

7. Registros da Calibração

Resultados

Valor de Referência (°C)	Indicação do Instrumento (°C)	Erro de Medição (°C)	Incerteza (°C)	Fator k	V_{eff}
650,0	651,2	1,2	3,9	2,00	∞
750,0	751,6	1,6	4,5	2,00	∞
850,0	852,0	2,0	4,4	2,00	∞