



**INSTITUTO LATINO-AMERICANO DE
TECNOLOGIA, INFRAESTRUTURA E
TERRITÓRIO (ILATIT)**

ENGENHARIA DE MATERIAIS

**FABRICAÇÃO DO DISPOSITIVO JOMINY PARA TÊMPERA E
CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO MÉDIO TEOR DE CARBONO**

LUIS ENRIQUE GARAY ROMÁN

Foz do Iguaçu
2022

**FABRICAÇÃO DO DISPOSITIVO JOMINY PARA TÊMPERA E
CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO MÉDIO TEOR DE CARBONO**

LUIS ENRIQUE GARAY ROMÁN

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território (ILATIT) da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a Dr^a Gislaïne Bezerra Pinto Ferreira

Foz do Iguaçu
2022

LUIS ENRIQUE GARAY ROMÁN

**FABRICAÇÃO DO DISPOSITIVO JOMINY PARA TÊMPERA E
CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO MÉDIO TEOR DE CARBONO**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado ao Instituto Latino-Americano de
Tecnologia, Infraestrutura e Território (ILATIT)
da Universidade Federal da Integração
Latino-Americana, como requisito parcial à
obtenção do título de Bacharel em
Engenharia de Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Orientador: Prof^ª Dr^ª Gislaïne Bezerra Pinto Ferreira
UNILA

Prof. Dr. José Ferreira da Silva Junior
UNILA

Prof. Msc. Marciel Viapiana
UNIOESTE

Foz do Iguaçu, ____ de _____ de _____.

TERMO DE SUBMISSÃO DE TRABALHOS ACADÊMICOS

Nome completo do autor(a): Luis Enrique Garay Román

Curso: Engenharia de Materiais

	Tipo de Documento
<input checked="" type="checkbox"/> graduação	<input type="checkbox"/> artigo
<input type="checkbox"/> especialização	<input checked="" type="checkbox"/> trabalho de conclusão de curso
<input type="checkbox"/> mestrado	<input type="checkbox"/> monografia
<input type="checkbox"/> doutorado	<input type="checkbox"/> dissertação
	<input type="checkbox"/> tese
	<input type="checkbox"/> CD/DVD – obras audiovisuais
	<input type="checkbox"/> _____

Título do trabalho acadêmico: FABRICAÇÃO DO DISPOSITIVO JOMINY PARA TÊMPERA E CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO MÉDIO TEOR DE CARBONO

Nome do orientador(a): Gislaine Bezerra Pinto Ferreira

Data da Defesa: ____/____/____

Licença não-exclusiva de Distribuição

O referido autor(a):

a) Declara que o documento entregue é seu trabalho original, e que o detém o direito de conceder os direitos contidos nesta licença. Declara também que a entrega do documento não infringe, tanto quanto lhe é possível saber, os direitos de qualquer outra pessoa ou entidade.

b) Se o documento entregue contém material do qual não detém os direitos de autor, declara que obteve autorização do detentor dos direitos de autor para conceder à UNILA – Universidade Federal da Integração Latino-Americana os direitos requeridos por esta licença, e que esse material cujos direitos são de terceiros está claramente identificado e reconhecido no texto ou conteúdo do documento entregue.

Se o documento entregue é baseado em trabalho financiado ou apoiado por outra instituição que não a Universidade Federal da Integração Latino-Americana, declara que cumpriu quaisquer obrigações exigidas pelo respectivo contrato ou acordo.

Na qualidade de titular dos direitos do conteúdo supracitado, o autor autoriza a Biblioteca Latino-Americana – BIUNILA a disponibilizar a obra, gratuitamente e de acordo com a licença pública *Creative Commons Licença 3.0 Unported*.

Foz do Iguaçu, ____ de _____ de _____.

Assinatura do Responsável

Aos meus pais Luis e Mirian, a minha irmã Maria e a minha namorada Daihana, aos meus avós Clara, Silveria e Adriano.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço aos meus pais, Mirian e Luis pelo apoio incondicional ao longo desse caminho que, sem eles, nada seria possível.

Agradeço a minha Família, em especial as minhas avós Clara e Silveria por sempre serem minhas segundas mães e a minha irmã Maria Paz pelo carinho e apoio.

Agradeço a minha namorada Daihana, por me acompanhar em tudo e por ser uma mulher maravilhosa em minha vida.

Agradeço aos meus professores do curso, em especial a Prof^a. Dr^a. Gislaine Bezerra Pinto Ferreira pela orientação deste trabalho e também pelo apoio em toda minha trajetória no curso.

Agradeço aos meus amigos e colegas do curso que estiveram junto a mim durante todos esses anos de faculdade.

Agradeço ao PTI-Paraguay por me fazer parte do seu projeto UNILA e pelo apoio econômico durante vários anos, a UNILA pela oportunidade de estudar e cumprir um sonho, e também a UNIOESTE por me ajudar com os ensaios de dureza, sem isso não seria possível concluir este trabalho.

Agradeço ao Engenheiro Lucas e ao seu pai pela assessoria nos cortes de peças, a minha prima Alejandra quem me auxiliou com os desenhos para a impressão em 3D, e ao Vinicius com quem compartilhei o laboratório da UNIOESTE.

Finalmente, agradeço a Deus e a Virgem Maria por me dar saúde e inteligência para concluir este curso.

Existe una fuerza motriz más poderosa que el vapor, la electricidad y la energía atómica: la voluntad.

Albert Einstein

RESUMO

Este trabalho aborda o uso e a fabricação do dispositivo *Jominy* como método de determinação da temperabilidade de um aço médio teor de carbono, seguindo as especificações da norma ASTM A255. O enfoque do trabalho visa a obtenção da curva de temperabilidade do aço em estudo comparando-o com as curvas encontradas na literatura, como também, a caracterização microestrutural por microscopia ótica, DRX e EDS. Cabe destacar que para a obtenção da curva de temperabilidade o corpo de prova foi submetido a medidas de dureza na escala Rockwell C ao longo da superfície rebaixada. Para as caracterizações por microscopia ótica e DRX foram utilizadas duas superfícies do corpo de prova tratado termicamente, uma superfície onde houve o contato direto do jato de água com a peça e a outra superfície a 10 mm da extremidade temperada. Assim, mediante a caracterização por microscopia ótica foi possível analisar as microestruturas formadas no aço tratado termicamente nas duas superfícies, que foram comparadas com o mesmo aço sem tratamento térmico, observou-se que houve refinamento na microestrutura do aço com TT. A caracterização por DRX do aço com tratamento térmico permitiu observar ferrita de Widmanstätten. E mediante caracterização de EDS obteve-se a análise elemental do aço tratado termicamente. Como resultado, obteve-se um corpo de prova temperado utilizando o dispositivo *Jominy* fabricado, observa-se na curva de temperabilidade obtida uma dureza inferior em comparação ao encontrado na literatura, isto devido a uma provável descarbonetação do material pelo tempo excessivo no forno a uma temperatura superior a 780 °C, dificultando a formação da martensita. Porém, é evidenciado um ganho de dureza do aço tratado termicamente em comparação do aço sem tratamento térmico, isto devido ao refinamento do grão.

Palavras-chave: Ensaio *Jominy*; temperabilidade; caracterização; DRX; aço médio teor de carbono.

RESUMEN

Este trabajo aborda el uso y la fabricación del dispositivo Jominy como método de determinación de la templabilidad del acero medio carbono, utilizando un cuerpo de prueba para el ensayo Jominy siguiendo las especificaciones de la norma ASTM A255. El enfoque de este trabajo es obtener la curva de templabilidad del acero en estudio comparando con las curvas encontradas en la literatura, como también, la caracterización microestructural por microscopía óptica, DRX y EDS. Cabe destacar que para la intención de la curva de templabilidad el cuerpo de prueba fue sometido a medidas de dureza en la escala Rockwell C a lo largo de la superficie rebajada. Para las caracterizaciones por microscopía óptica y DRX fueron utilizadas 2 superficies del cuerpo de prueba tratado térmicamente una donde hubo contacto directo del chorro de agua con la pieza y la otra a 10 mm de la extremidad templada. Así, a través de la caracterización por microscopía óptica, fue posible analizar las microestructuras formadas en el acero tratado térmicamente en las dos superficies, que luego fueron comparadas con el mismo acero sin tratamiento térmico, se observó que había refinamiento en la microestructura del acero. con T.T. La caracterización XRD del acero tratado térmicamente permitió la observación de ferrita de Widmanstätten. Y a través de la caracterización EDS se obtuvo el análisis elemental del acero tratado térmicamente. Como resultado se obtuvo una probeta endurecida utilizando el dispositivo Jominy fabricado, se observa en la curva de templabilidad obtenida una dureza menor a la encontrada en la literatura, esto debido a una probable descarburación del material por el excesivo tiempo en el horno. a una temperatura superior a 780 °C, impidiendo la formación de martensita. Sin embargo, se evidencia una ganancia en la dureza del acero tratado térmicamente en comparación con el acero sin tratamiento térmico, debido al refinamiento del grano.

Palabras-claves: Ensayo Jominy; templabilidad; caracterización; DRX; acero medio carbono.

ABSTRACT

This study has the goal to fabricate and use of the Jominy device as a method for determination of the hardenability of medium carbon steel, using a sample for the Jominy test following the specifications of the ASTM A255 standard. This work searches to obtain the hardenability curve of the steel under study, comparing it with the curves found in the literature and the microstructural characterization by optical microscopy, DRX and EDS. The sample was submitted to hardness measurements on the Rockwell C scale along the planed surface to obtain the hardenability curve. For the characterization by optical microscopy and DRX, two surfaces of the heat-treated sample were used, one where there was direct contact of the water spray with the sample and the other 10 mm from the hardened end. Thus, through optical microscopy characterization, it was possible to analyze the microstructures formed in the heat-treated steel on the two surfaces, which were compared with the same steel without heat treatment, it was observed that there was refinement in the microstructure of the steel with TT. The XRD characterization of the heat treated steel allowed the observation of Widmanstätten ferrite. And through EDS characterization, the elemental analysis of the heat-treated steel was obtained. As a result, a hardened specimen was obtained using the Jominy device manufactured, it is observed in the hardenability curve obtained a lower hardness compared to that found in the literature, this due to a probable decarburization of the material by the excessive time in the oven at a temperature above 780 °C, hindering the formation of martensite. However, a gain in hardness of heat-treated steel compared to steel without heat treatment is evidenced, due to grain refinement.

Keywords: test jominy; hardenability; characterisation; XRD; medium carbon steel.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Esquema de classificação para as várias ligas ferrosas.	18
Figura 2. Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro (Fe-Fe ₃ C).....	21
Figura 3. Micrografia de um aço eutetóide 0,76 %p C.....	23
Figura 4. Variação da microestrutura durante as transformações de fase no estado sólido de um aço hipoeutetóide.....	24
Figura 5. Micrografia de um aço hipoeutetóide (0,45%p C).	25
Figura 6. Morfologia da ferrita Widmanstätten.....	26
Figura 7. Microestrutura bainita em aço 1045 temperado.	27
Figura 8. Microestrutura martensita em aço 1045 temperado.	28
Figura 9. Representação esquemática de uma curva TTT para análise de transformações isotérmicas de aço hipoeutetóide (0,4%C).	29
Figura 10. Representação do diagrama TTT do aço AISI 1045.....	30
Figura 11. Tratamento térmico de têmpera.....	31
Figura 12. Movimento de discordância conforme encontra um contorno de grão. ...	32
Figura 13. Dimensões do corpo de prova jominy.....	34
Figura 14. Ilustração esquemática de um dispositivo de têmpera típico usado para a barra de teste Jominy aquecida.	34
Figura 15. Ilustração de uma curva Jominy típica gerada de um corpo de prova após a têmpera final.....	35
Figura 16. Geometria da difração de Bragg em um sólido cristalino.	39
Figura 17. Representação esquemática dos procedimentos.....	42
Figura 18. Ajustes no dispositivo. a) Pressão de saída adequada b) Orifício da vazão de água maior.....	45
Figura 19. Corpo de prova torneado.....	45
Figura 20. Procedimento de têmpera, a) Forno mufla e o dispositivo jominy, b) Corpo de prova no forno, c) Corpo de prova no suporte jominy.....	46
Figura 21. Processo de corte do rebaixo para peça com TT.	47
Figura 22. Suporte para o durômetro.	47
Figura 23. a) Serra fita marca Elias Maquinarias, b) Corpo de prova cortado.	48
Figura 24. a) Durômetro com o corpo de prova e o suporte, b) Medição de dureza.....	48
Figura 25. Amostras cortados para posterior metalografia, na esquerda a amostra	

com TT e na direita a amostra sem TT.	49
Figura 26. a) Microtenazscópio invertido ZEISS, b) DRX PANalytical, c) MEV e EDS ZEISS.	50
Figura 27. Curva de temperabilidade do corpo de prova.	52
Figura 28. Comparativo entre o resultado obtido e a literatura [Adaptado de ZIMMERMANN et. al., 2020].	54
Figura 29. Difratoograma do aço médio teor de carbono com TT 10 mm.	55
Figura 30. Difratoograma do aço médio teor de carbono com TT na superfície de contato com o jato de água.	56
Figura 31. Micrografia do aço sem TT, a) 50X b) 100X.	57
Figura 32. Micrografia do aço com TT na superfície em contato com o jato de água, a) 50X b) 100X.	57
Figura 33. Micrografia do aço com TT na distância de 10 mm, a) 50X b) 100X.	58
Figura 34. Microestrutura do aço sem TT 100X.	58
Figura 35. Microestrutura de um aço 0,38%C.	59
Figura 36. Microestrutura do aço com TT na superfície em contato com o jato de água 100X.	59
Figura 37. Microestrutura do aço com TT na distância de 10 mm água 100X.	60
Figura 38. Comparação microestrutural entre a) o aço sem tratamento térmico e b) o aço com tratamento térmico.	60
Figura 39. Microestrutura do a) aço com tratamento térmico na superfície de contato com o jato de água e o b) aço com tratamento térmico na distância de 10 mm.	61
Figura 40. Morfologia quase inteiramente perlítica.	62
Figura 41. Ferrita de Widmanstätten em forma de agulhas.	63
Figura 42. Ferrita de Widmanstätten em forma de placas paralelas.	63
Figura 43. Microestrutura de aço 1020 temperado.	64
Figura 44. Aço médio carbono mostrando fases de ferrita acicular, ferrita em placas e perlita.	65
Figura 45. Análise por EDS para aço tratado termicamente.	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classificação dos aços carbono.	19
Tabela 2. Limites de concentração dos elementos constituintes para a aplicabilidade do ensaio Jominy [Apaptado de ASTM A255]......	35
Tabela 3. Algumas escalas de dureza Rockwell e aplicações típicas [Adaptado de ASTM E18-94]......	37
Tabela 4. Medidas de dureza do corpo de prova sem TT.	51
Tabela 5. Medidas de dureza do corpo de prova com TT.	52

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ILATIT	Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território
UNIOESTE	Universidade Estadual do Oeste do Paraná
UNILA	Universidade Federal da Integração Latino-Americana
CP	Corpo de Prova
DRX	Difração de Raios X
EDS	<i>Energy Dispersive System</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
TTT	Transformações de fase em função do Tempo e da Temperatura
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
TI	Transformações Isotermicás
CCC	Cubica de Corpo Centrado
CFC	Cubica de Fase Centrada
PVC	Policloreto de Vinil
ICDD	<i>International Centre for Diffraction Data</i>
TT	Tratado Termicamente

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	OBJETIVOS	17
1.1.1	Objetivo geral	17
1.1.2	Objetivos específicos	17
1.2	JUSTIFICATIVA	17
2	REVISÃO BIBLIOGRAFICA	18
2.1	AS LIGAS FERROSAS	18
2.2	AÇOS E SUAS CLASSIFICAÇÕES	19
2.3	DIAGRAMA DE FASES FERRO-CARBETO DE FERRO (FE-FE ₃ C).....	20
2.3.1	Ferrita.....	21
2.3.2	Austenita	21
2.3.3	Ferrita δ ou fase delta	22
2.3.4	Cementita.....	22
2.3.5	Perlita.....	22
2.3.6	Pontos relevantes no diagrama de fases ferro-carbeto de ferro	23
2.4	TRANSFORMAÇÕES DE FASE DOS AÇOS FORA DO EQUILÍBRIO TERMODINÂMICO	25
2.4.1	Alterações microestruturais nos diagramas TTT	26
2.5	DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÕES ISOTÉRMICAS	28
2.6	TRATAMENTOS TERMICOS	30
2.6.1	Têmpera.....	31
2.7	AUMENTO DA RESISTENCIA PELA REDUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO 32	
2.8	ENSAIO JOMINY	32
2.8.1	Curvas de temperabilidade	34
2.9	ENSAIO DE DUREZA.....	35
2.9.1	Dureza Rockwell	36
2.10	TÉCNICA METALOGRAFICA - MICROGRAFIA	37
2.11	DIFRAÇÃO DE RAIOS X – DRX.....	39
2.12	ENERGY DISPERSIVE SYSTEM – EDS	41
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	42
3.1	MATERIAIS E EQUIPAMENTOS	42
3.1.1	Materiais utilizados para o ensaio <i>Jominy</i>	42
3.1.2	Equipamentos utilizados para o ensaio <i>Jominy</i>	43
3.1.3	Materiais utilizados para caracterização	43

3.1.4	Equipamentos utilizados para caracterização	43
3.2	MÉTODOS	44
3.2.1	Preparação do Dispositivo <i>Jominy</i>	44
3.2.2	Preparação do corpo de prova para o TT	45
3.2.3	Preparação do corpo de prova para o ensaio de dureza	46
3.2.4	Curvas de Temperabilidade.....	49
3.2.5	Caracterização do corpo de prova	49
4	RESULTADOS	51
4.1	MEDIDAS DE DUREZA E CURVA DE TEMPERABILIDADE	51
4.2	CARACTERIZAÇÃO POR DRX.....	54
4.3	CARACTERIZAÇÃO POR MICROGRAFIA	56
4.4	CARACTERIZAÇÃO POR EDS	66
5	CONCLUSÃO	68
6	REFERÊNCIAS	71

1 INTRODUÇÃO

Segundo Canale et. al. (2014) os aços carbono comuns de média liga são geralmente endurecidos por aquecimento até a temperatura de austenização e então resfriados rapidamente para formar a estrutura desejada, geralmente martensita, a fim de maximizar a resistência mecânica atingível do material. A influência da composição e o tipo de resfriamento sobre a habilidade do aço em se transformar da fase austenita para martensita é dado por um parâmetro conhecido como temperabilidade. Que é a capacidade da liga Fe-C de ser endurecida pela formação de martensita.

Assim um procedimento muito utilizado segundo a norma ASTM A255 (2020) é o ensaio *Jominy* da extremidade temperada, que consiste em ter um corpo de prova com diâmetro de $\pm 25,4$ mm e 101 mm de comprimento austenitizado a um tempo e uma temperatura especificada de acordo com a liga para logo ser passada sobre um suporte e resfriada com um jato de água pela parte inferior da peça com vazão e temperatura também especificadas. Após ser totalmente resfriada, esta passa por processo de usinagem onde é rebaixada ao longo do comprimento do corpo de prova com uma profundidade de 0,4 mm e são feitas as medidas de dureza Rockwell C em pontos com distancias específicas ao longo do corpo de prova e as curvas de temperabilidade são produzidas quando as durezas são representadas em função da posição a partir da extremidade temperada. Desta forma, com este procedimento, é garantido que os fatores que podem influenciar a profundidade até a qual a peça endurece, com exceção da composição da liga, são mantidos constantes (CALLISTER, 2011).

Este trabalho predispõe da utilização dos conhecimentos adquiridos durante a graduação, principalmente na disciplina de tratamentos térmicos de materiais metálicos, sendo uma ferramenta essencial em conjunto com a literatura encontrada para análises da temperabilidade de um aço médio teor de carbono através do ensaio *Jominy* da extremidade temperada. Entretanto, este método exige a fabricação de um dispositivo *Jominy* e preparo do corpo de prova, para fazer a têmpera e as medidas de dureza para o aço.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

Este trabalho tem por objetivo principal realizar o estudo da temperabilidade e caracterização do aço médio teor de carbono através do ensaio *Jominy*.

1.1.2 Objetivos específicos

Este trabalho tem como metas:

- Montar o aparato de ensaio *Jominy*;
- Realizar a têmpera no aço médio teor;
- Realizar medidas de dureza na peça de acordo com a norma ASTM A255;
- Apresentar a curva de temperabilidade do aço médio teor;
- Identificar as fases presentes no aço médio teor depois da têmpera através da difração de raios X;
- Comparar morfológicamente a microestrutura do aço médio teor antes e depois do tratamento térmico;
- Caracterizar por EDS para identificar os elementos existentes no aço temperado.

1.2 JUSTIFICATIVA

Com a intenção de aplicar os conhecimentos adquiridos durante a graduação na temática de tratamentos térmicos e caracterização, foi realizado este trabalho onde o aço médio teor de carbono foi tratado termicamente por têmpera com a utilização do dispositivo *Jominy*. Desta forma, o estudo analisou as alterações da microestrutura e propriedades mecânicas do aço. Mediante, caracterizações de microscopia ótica, DRX e EDS, como também ensaio de dureza na superfície rebaixada do corpo de prova.

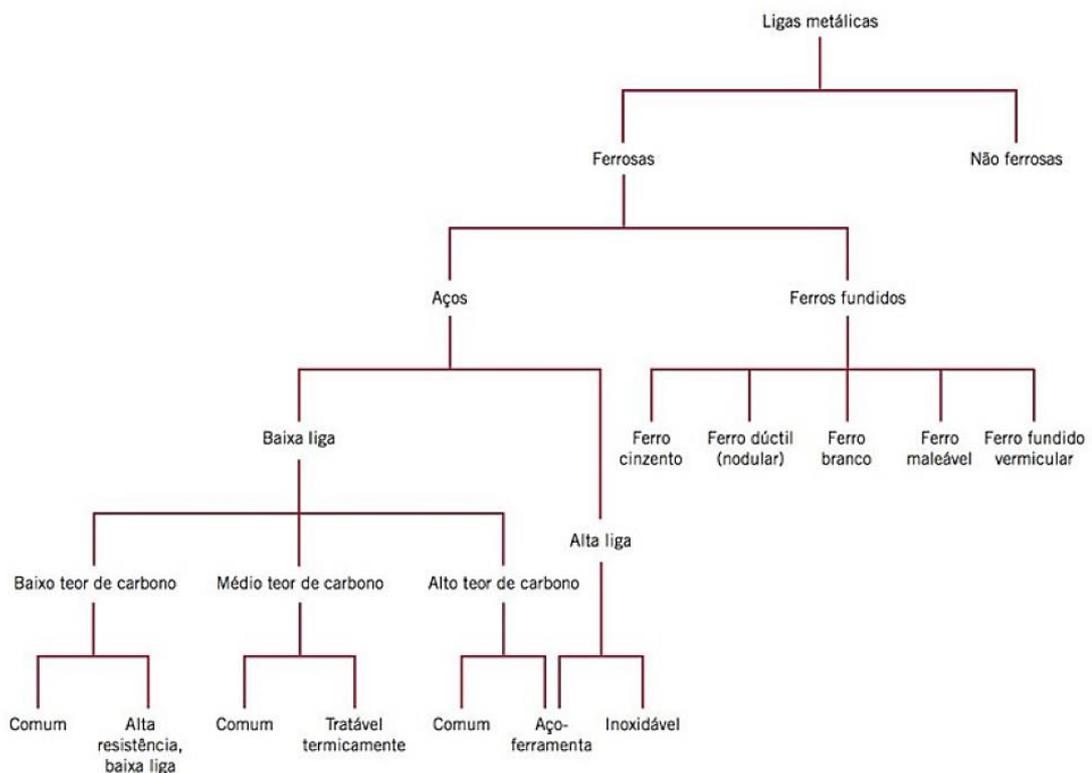
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será realizada uma sucinta revisão bibliográfica sobre os principais temas referentes ao trabalho, bem como uma revisão do estado da arte e do emprego das técnicas que serão aplicadas no corpo de prova.

2.1 AS LIGAS FERROSAS

As ligas metálicas, dependendo da sua composição, são agrupadas frequentemente em duas classes, as ligas ferrosas e não ferrosas. As ligas ferrosas são aquelas nas quais o ferro é o principal constituinte e incluem os aços e ferros fundidos. Um esquema de classificação taxonômica para as várias ligas ferrosas estão apresentadas na Figura 1 (CALLISTER, 2011).

Figura 1. Esquema de classificação para as várias ligas ferrosas.



Fonte: CALLISTER, 2011

2.2 AÇOS E SUAS CLASSIFICAÇÕES

Segundo Chiaverinni (2008) o aço é a liga ferro-carbono contendo geralmente de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono. Essas ligas ferro-carbono podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga e as propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono onde normalmente é inferior a 1,0%.

Desta forma, os aços mais comuns são classificados pelo seu teor de carbono. Sendo assim, aços com baixo teor de carbono, aços com médio teor de carbono e aços com alto teor de carbono. A Tabela 1 mostra a classificação dos aços carbono (CALLISTER, 2011).

Tabela 1. Classificação dos aços carbono.

Aços	%C	Propriedades
Aço baixo carbono	abaixo de 0,25	Pouca temperabilidade, baixa resistência, baixa dureza e alta tenacidade
Aço médio carbono	0,25 - 0,60	Boa temperabilidade, maior resistência que o aço baixo carbono porem com menor tenacidade e ductilidade
Aço alto carbono	0,60 – 1,0	Alta temperabilidade, mais duros e resistentes entre os aços carbono porem com pouca tenacidade e ductilidade

Fonte: Adaptado de CALLISTER, 2011

A nomenclatura dos aços pode ser descrita como SAE (*Society of Automotive Engineers*) ou AISI (*American Iron and Steel Institute*), para este caso em particular o estudo está baseado em um aço médio teor de carbono, pois este reúne os requisitos elementares que são exigidas para o tratamento térmico. Os aços comuns ao carbono têm sua nomenclatura designada pela SAE e AISI, onde o primeiro dígito da identificação é usado para indicar o agrupamento por elemento de liga principal, enquanto o segundo dígito, em alguns casos, indica a porcentagem relativa do elemento de liga primário na série. Os dígitos restantes indicam o teor

médio de carbono em centésimos de porcentagem.

Os elementos de liga existentes no aço médio teor de carbono são (a) Carbono (b) Enxofre (c) Fósforo (d) Silício (e) Manganês e a parte restante Fe (Ferro). Um exemplo de um aço médio teor de carbono é o aço SAE1045 que é amplamente utilizado nas indústrias automotivas por suas propriedades mecânicas oferecendo alta dureza e resistência ao desgaste na fabricação das peças de automóveis sendo estes, eixos, bielas, parafusos, porcas, prisioneiros, virabrequins, engrenagens (SINGH e SINGH, 2017).

2.3 DIAGRAMA DE FASES FERRO-CARBETO DE FERRO (Fe-Fe₃C)

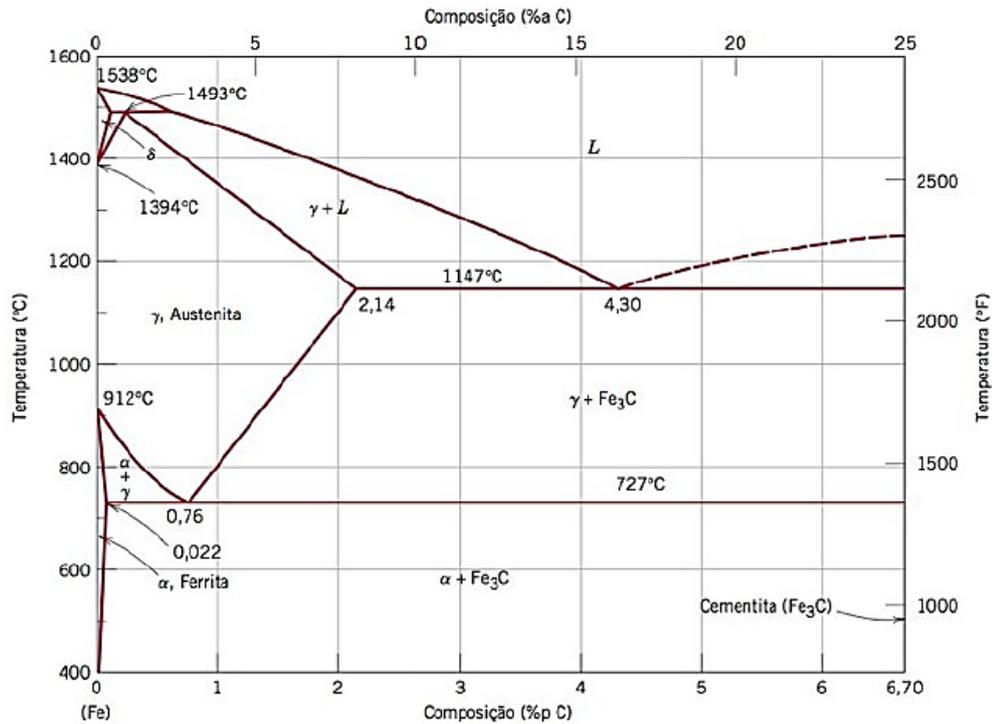
A compreensão dos diagramas de fases para sistemas de ligas é importante para saber as alterações que ocorrerão no material durante um aquecimento ou resfriamento, como mudança de fase e microestrutural do material, as quais afetarão suas propriedades. As alterações de temperatura ou de pressão atuando sobre o material são exemplos de mudanças das condições termodinâmicas (DOS SANTOS, 2008).

Segundo CALLISTER, 2011, as ligas ferro-carbono são possivelmente o sistema de ligas binárias mais importantes, tanto os aços quanto os ferros fundidos são os principais materiais estruturais em toda cultura tecnologicamente avançada.

O diagrama de equilíbrio ferro-carbono (Fe-C) apresenta as fases termodinamicamente estáveis em função da composição, ou seja, do teor de carbono, e da temperatura. Para se obter as fases termodinamicamente estáveis é necessário que a transformação ocorra de forma lenta o suficiente para que a movimentação de átomos por difusão permita que o equilíbrio termodinâmico em função da composição e da temperatura seja mantido (DOS SANTOS, 2008).

Uma parte do diagrama de fases ferro-carbono é mostrada na Figura 2, onde se observa apenas as transformações que ocorrem para uma faixa de teor de carbono de zero a 6,70 %p C que corresponde a 100% de uma fase denominada cementita (Fe₃C). Pode-se então considerar que o diagrama é melhor caracterizado como Fe-Fe₃C do que como Fe-C (DOS SANTOS, 2008).

Figura 2. Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro (Fe-Fe₃C).



Fonte: CALLISTER, 2011.

2.3.1 Ferrita

O ferro puro ao ser aquecido apresenta mudanças de estrutura cristalinas antes de se fundir. À temperatura ambiente, a forma estável, chamada de ferrita, ou ferro α apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado CCC, a ferrita é uma fase dúctil apresentando dureza e resistência mecânica baixas e a solubilidade máxima do carbono no ferro com estrutura cúbica de corpo centrado é 0,022% a 727°C (DOS SANTOS, 2008).

2.3.2 Austenita

A 912 °C a ferrita apresenta uma transformação polimórfica para austenita ou ferro γ e esta apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada CFC, a austenita também é dúctil e apresenta dureza e resistência mecânica baixas. Nos aços carbono para um teor de carbono correspondente a 0,76% a austenita é estável acima de 727°C, para teores menores ou maiores essa temperatura é maior. A solubilidade do carbono é maior na austenita podendo chegar a 2,14% a 1147°C

(DOS SANTOS, 2008).

2.3.3 Ferrita δ ou fase delta

A 1394 °C a austenita transforma-se para a fase ferrita δ a qual forma a estrutura CCC. Apresenta uma solubilidade de carbono muito baixa chegando no máximo a 0,99% na temperatura de 1493°C (CALLISTER, 2011).

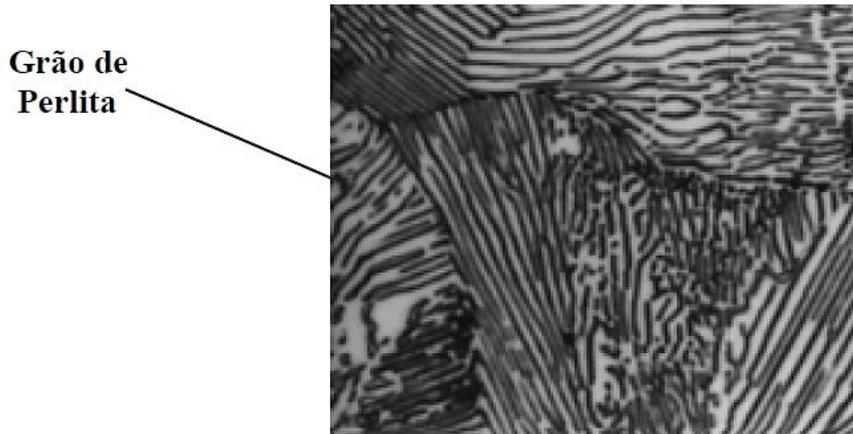
2.3.4 Cementita

A cementita é formada por carbeto de ferro (Fe_3C), forma-se quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita α é excedido abaixo de 727°C, e também coexiste com fase γ entre 727 e 1147 °C. A cementita é uma fase metaestável e deveria decompor-se em ferrita e grafita, mas como ela forma-se mais rapidamente que a grafita e a velocidade de decomposição em condições normais é desprezível pode ser considerada estável para efeitos práticos (DOS SANTOS, 2008). Possui elevados valores de dureza e limites de resistência a tração levando a uma maior fragilidade e menor ductilidade (SILVA e MEI, 2010).

2.3.5 Perlita

É um microconstituente formado através da combinação entre as fases ferrita e cementita, tendo uma estrutura formada por lamelas alternadas de ferrita e cementita como mostrado na Figura 3. Por ser uma mistura de duas fases, suas propriedades são intermediárias entre a ferrita e cementita. No ponto eutetóide a transformação da perlita apresenta-se de uma forma bem definida caracterizada por lamelas intercaladas na proporção de 88% de ferrita e 12% de cementita (DOS SANTOS, 2008).

Figura 3. Micrografia de um aço eutetoide 0,76 %p C.



Fonte: DOS SANTOS, 2008.

2.3.6 Pontos relevantes no diagrama de fases ferro-carbeto de ferro

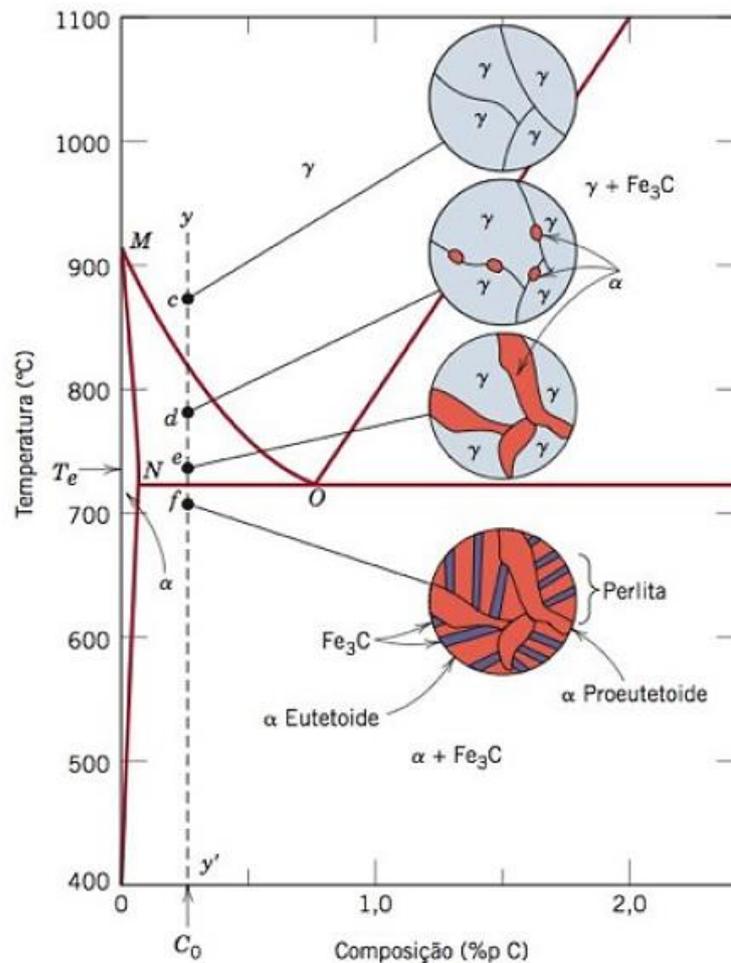
Na figura 2 apresentado anteriormente é possível observar diversos pontos dos quais pode-se retirar informações sobre o aço, dentre eles os pontos de transformação peritética (a 1493°C, na qual há reação da fase delta com a líquida formando a austenita), eutética (a 1147°C, na qual a fase líquida se transforma em duas fases sólidas, cementita e austenita) e a eutetoide (a 727°C, na qual a austenita transforma-se em uma mistura de ferrita com cementita) (DOS SANTOS, 2008).

Desta forma, o ponto eutetóide com 0,76 %p de carbono adquire relevância na classificação dos aços em função da sua composição. Sendo referência para os aços hipoeutetóides, aqueles que se encontram abaixo de 0,76 %p de carbono e para os hipereutetóides, aqueles que se encontram acima de 0,76%p de carbono.

- Aço hipoeutetoide: são aquelas que contêm menos que 0,76% de carbono na sua composição nesse aço a transformação da austenita ocorrerá em duas etapas como pode ser apreciada na Figura 4. Considerando uma composição C_0 , ao ser atingida a temperatura 875°C no ponto c ao longo da linha yy' , a microestrutura consiste inteiramente em grãos de fase austenita, com o resfriamento inicia-se a transformação da austenita em ferrita até o ponto d a 775°C, aproximadamente onde se encontra na região das fases austenita + ferrita, a maioria das partículas de ferrita se formam ao longo dos

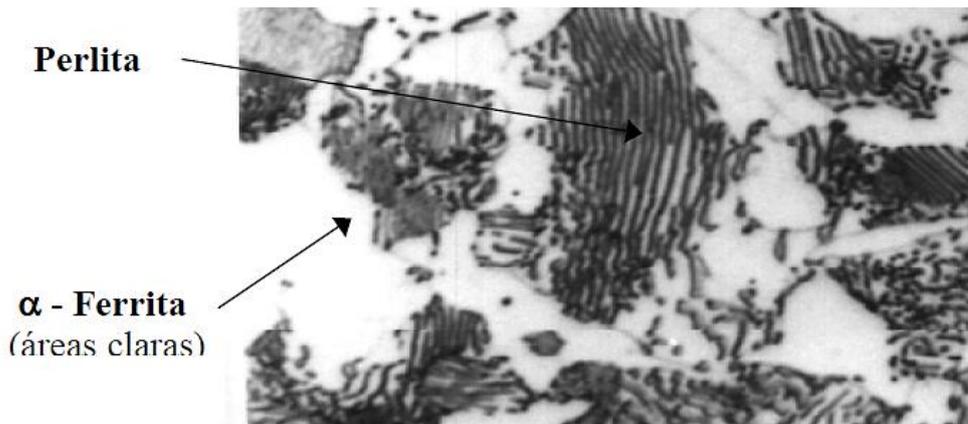
contornos originais dos grãos de austenita. O resfriamento do ponto d até o ponto e produz uma maior proporção da fase ferrita e suas partículas crescem. A transformação de austenita em ferrita continua até ser atingida a temperatura T_e a 727°C . Com a redução da temperatura até o ponto f , a austenita restante, cuja composição durante o resfriamento seguiu a linha MO , apresentará a composição eutetóide, portanto, a qual sofre reação eutetóide transformando-se em perlita. A ferrita que se forma nos contornos de grão antes da reação eutetóide permanece inalterada e é considerada uma fase pró-euteóide sendo denominada ferrita primária. Na figura 5 pode ser observada a micrografia de um aço hipoeutetóide que mostra os grãos de ferrita primária e perlita (DOS SANTOS, 2008).

Figura 4. Variação da microestrutura durante as transformações de fase no estado sólido de um aço hipoeutetóide.



Fonte: CALLISTER, 2011.

Figura 5. Micrografia de um aço hipoeutetoide (0,45%p C).



Fonte: DOS SANTOS, 2008.

2.4 TRANSFORMAÇÕES DE FASE DOS AÇOS FORA DO EQUILÍBRIO TERMODINÂMICO

As transformações de fase analisadas no diagrama de fase Fe-Fe₃C referem-se a resfriamentos em equilíbrio termodinâmico, ou seja, lentos o suficiente para que a velocidade não interfira na fase formada. Na prática, no entanto, as transformações em geral não ocorrem em condições de equilíbrio e não podem ser analisadas através do diagrama de fases (DOS SANTOS, 2008).

Nesse caso, para a análise das transformações em condições de não equilíbrio, são utilizados os diagramas que levam em conta a variável tempo. Esses diagramas são denominados curvas TTT (Transformações de fase em função do Tempo e da Temperatura). A formação desses produtos e as proporções de cada um são dependentes das condições de austenitização (que influenciam no tamanho do grão da austenita), quantidade de elementos de liga em solução, tempo e temperatura de resfriamento da liga em particular e composição dos diagramas de transformação para a liga de aço (CANALE et. al., 2014).

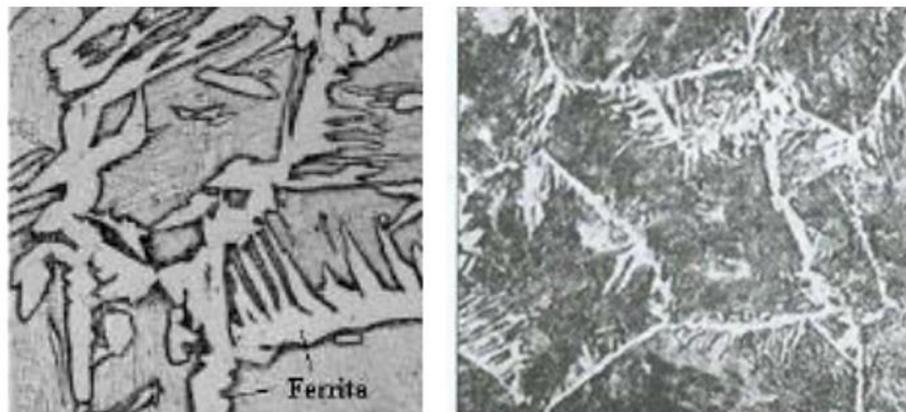
Os diagramas TTT podem ser assimilados como diagramas de TI (Transformações Isotermicás) e os diagramas CCT (*Continuous Cooling Transformation*), neste último o resfriamento da peça é de forma contínua.

2.4.1 Alterações microestruturais nos diagramas TTT

De acordo com a taxa de resfriamento em que a austenita é submetida, pode-se obter outras microestruturas além das indicadas no diagrama Fe-Fe₃C. A morfologia e características da microestrutura e microconstituintes contidos no diagrama Fe-Fe₃C também podem ser modificadas dependendo da taxa de resfriamento aplicada (SILVA E MEI, 2010).

Segundo Grajales (2005) dependendo da velocidade de resfriamento que a austenita é submetida ela pode ser transformada em ferrita equiaxial no caso em que for resfriada lentamente, ou em ferrita Widmanstätten quando for resfriada rapidamente obtendo a morfologia em forma de agulhas (ferrita acicular) ou placas alongadas. Um maior tamanho de grão da austenita com teores intermediários de carbono (entre 0.2% e 0.4%) e, principalmente, um resfriamento rápido em relação à temperatura A₃ favorecem o aparecimento dessa estrutura e podem-se formar grãos relativamente grosseiros ou finos, com pequenas diferenças de orientação (DOS SANTOS, 2021). Na Figura 6 pode ser observada a morfologia da ferrita Widmanstätten.

Figura 6. Morfologia da ferrita Widmanstätten.

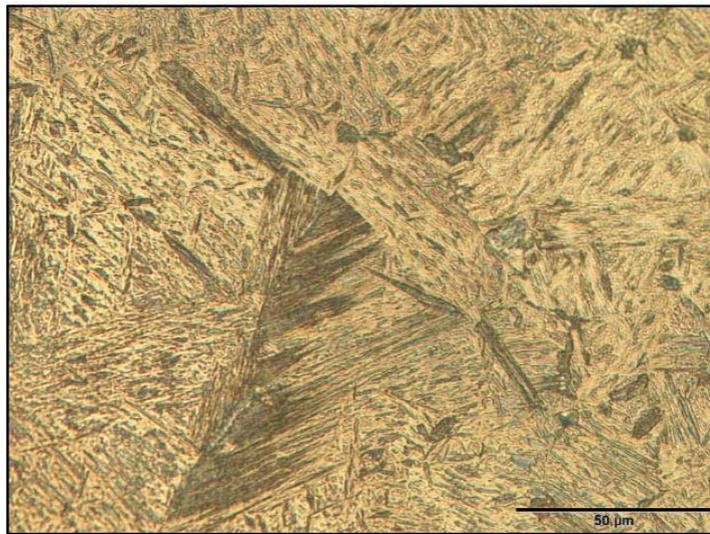


Fonte: COLPAERT, 2008.

A bainita é uma estrutura formada por cementita em forma de agulhas e ferrita altamente distorcida devido ao teor de carbono acima da composição de equilíbrio. A bainita é resultante da transformação da austenita em temperaturas abaixo daquelas necessárias para a formação da perlita, nas quais a difusão de

carbono é lenta e parte do mesmo fica retida na estrutura CCC formando a ferrita distorcida. A parte do carbono rejeitada não apresenta movimentos de longo alcance, devido à dificuldade de difusão e dá origem às partículas finas (agulhas) de cementita (DOS SANTOS, 2008). Na figura 7 pode ser observado uma transformação da microestrutura bainita.

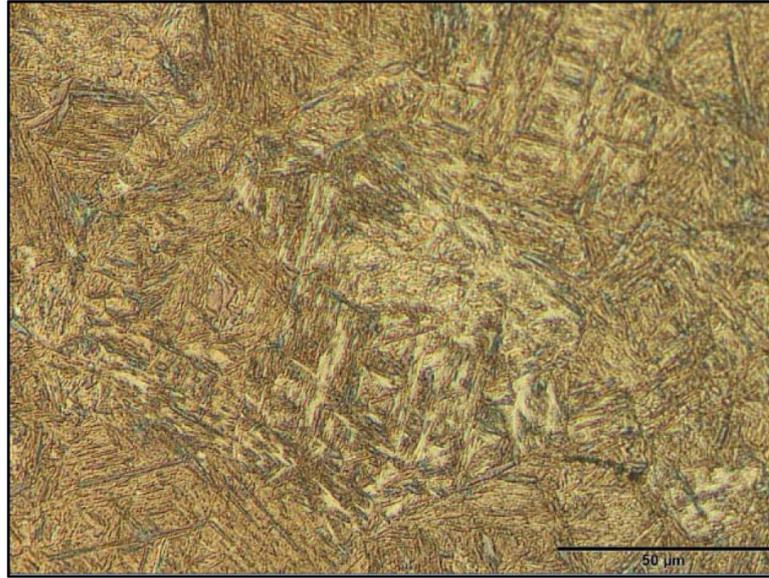
Figura 7. Microestrutura bainita em aço 1045 temperado.



Fonte: DA SILVA, 2016.

A martensita é formada a partir da inclusão de carbono nos interstícios da estrutura CFC da austenita, quando resfriada passa para estrutura CCC, porém esta não consegue acomodar os átomos de carbono adicionados nos interstícios, causando uma distorção na estrutura (SILVA e MEI, 2010). Isto ocorre quando a austenita transforma-se em temperaturas muito baixas, em que a difusão é desprezível, devido a altas velocidades de resfriamento. A estrutura resultante apresenta-se como tetragonal de corpo centrado (DOS SANTOS, 2008). O microconstituente martensita possui elevados valores de dureza e resistência mecânica por possuir átomos intersticiais em sua estrutura, dificultando o movimento das discordâncias. Na Figura 8 mostra-se uma estrutura convencional para um aço SAE1045 temperado em água, com as agulhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica.

Figura 8. Microestrutura martensita em aço 1045 temperado.



Fonte: DA SILVA, 2016.

2.5 DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÕES ISOTÉRMICAS

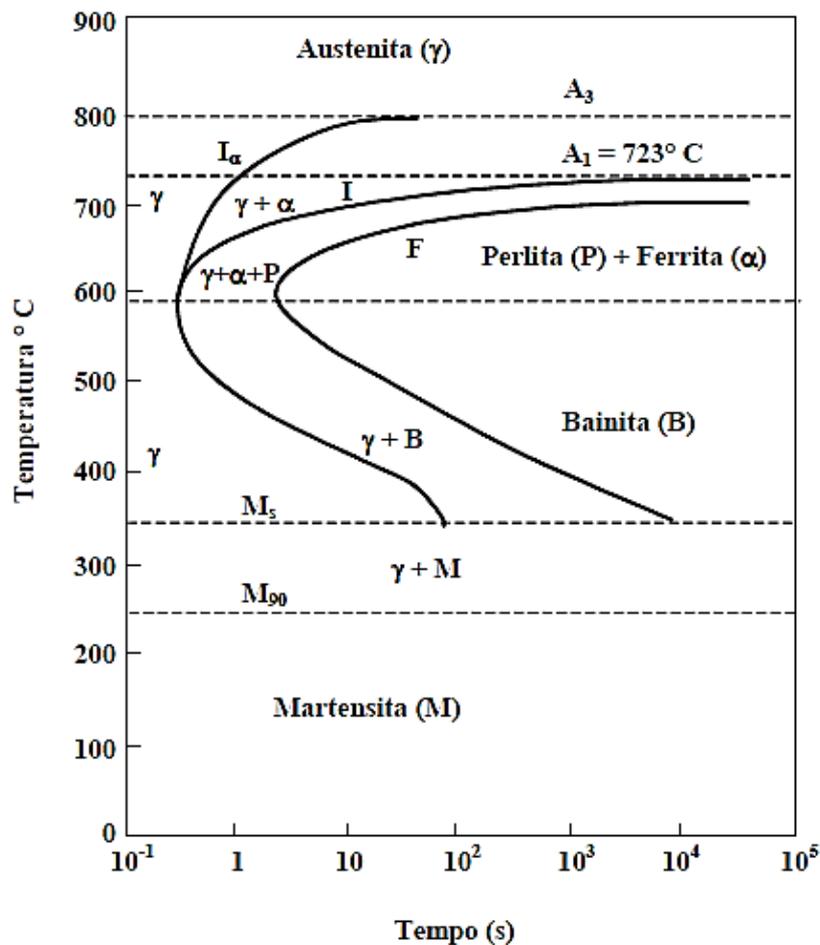
Nos diagramas de TI para as ligas de aço hipoeutetóides podem ser mostradas as transformações da austenita para a perlita + ferrita ou para a bainita, e a transformação da austenita para a martensita. No caso dos aços hipoeutetóides, a diferença dos aços eutetóides ou hipereutetóides, as curvas TTT deslocam-se para a esquerda, o que significa que as transformações são mais rápidas, dificultando a obtenção de estruturas martensíticas e bainíticas, devido aos menores teores de carbono exigindo menos movimentos de difusão e as temperaturas de início e fim da transformação martensítica deslocam-se para cima (DOS SANTOS, 2008).

Na Figura 9, é apresentado um diagrama TI de um aço com 0,4%C onde pode ser observado as curvas TTT, na ordenada tem-se a temperatura e na abcissa tem-se o tempo em escala logarítmica, a linha I_{α} indica que a fase austenita poderá ser transformada partir dessa temperatura para a transformação de ferrita primária, a linha I indica o início transformação da austenita para perlita + ferrita ou bainita e a linha F indica o final da transformação da austenita, para perlita + ferrita ou bainita. A linha M_s indica o início da transformação da austenita para martensita e a linha M_{90} indica a transformação da austenita a martensita em 90% (DOS SANTOS, 2008).

A austenita então só inicia a transformação em outra fase quando o tempo de permanência em uma determinada temperatura for suficiente para cruzar as linhas I_α e I ou quando durante o resfriamento rápido cruza a linha M_s . Por outro lado, a transformação da austenita termina quando o tempo for suficiente para cruzar a linha F ou quando durante o resfriamento cruza a linha M_{90} . Uma vez cruzadas as linhas F ou M_{90} toda a austenita foi transformada e a estrutura do aço está definida (DOS SANTOS, 2008). O tipo de estrutura obtida depende do tipo de resfriamento executado.

No caso de que se queira alterar novamente a estrutura formada após o resfriamento, será necessário aquecer novamente a peça até atingir a temperatura de completa austenitização e iniciar o processo de resfriamento.

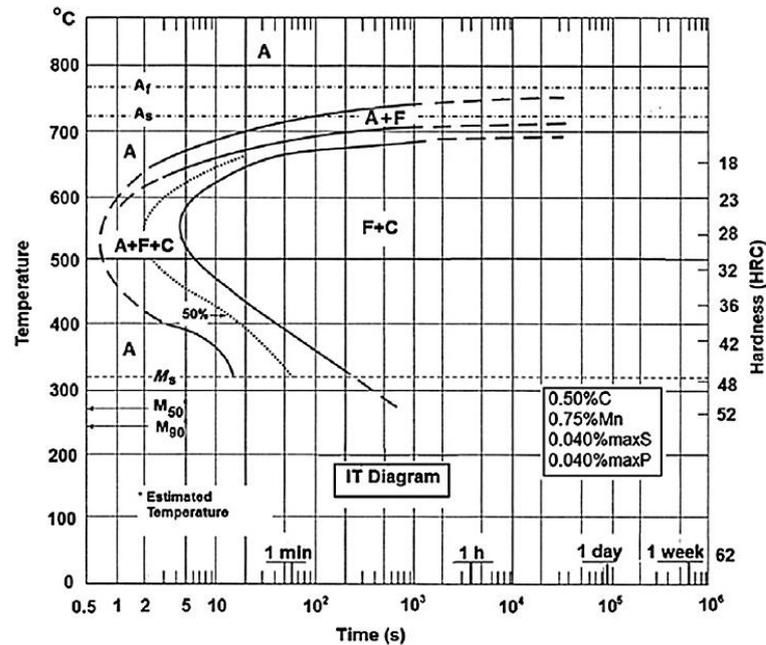
Figura 9. Representação esquemática de uma curva TTT para análise de transformações isotérmicas de aço hipoeutetoide (0,4%C).



Fonte: DOS SANTOS, 2008.

Na Figura 10 é mostrado um diagrama TTT específico de um aço AISI1045.

Figura 10. Representação do diagrama TTT do aço AISI 1045



Fonte: CANALE et al, 2014.

2.6 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O tratamento térmico é definido como uma operação ou combinação de operações envolvendo aquecimento e resfriamento de um metal ou liga (KANDPAL et. al., 2020) com o objetivo de melhorar ou obter diferentes microestruturas e propriedades do material em estudo. Isso se denota no estudo de AKHYAR e SAYUTI onde eles tinham por objetivo estudar o efeito das taxas de resfriamento sobre a dureza e trincas de um aço AISI1045 e definir um meio de resfriamento adequado para obter uma microestrutura de martensita sem fissuras em produtos resistentes ao calor.

Outro estudo sobre o aço AISI 1045 foi o de analisar o efeito do processo de tratamento térmico em sua dureza, resistência e tenacidade e os tratamentos térmicos efetuados foram recozimento (resfriamento do forno), normalização (temperatura ambiente) e têmpera (água) (SINGH, S. et. al., 2021).

O Recozimento, normalização, têmpera e revenimento são os tratamentos térmicos mais importantes frequentemente usados para modificar a microestrutura e as propriedades mecânicas de materiais de engenharia,

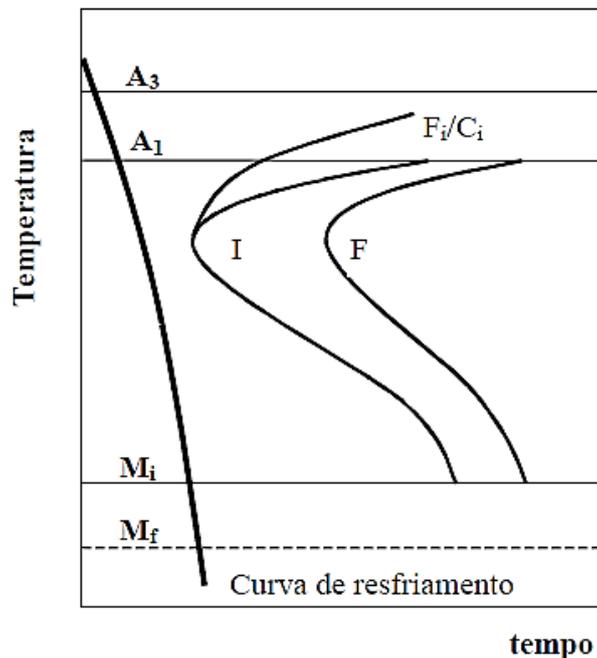
particularmente aços (KANDPAL et. al., 2020).

2.6.1 Têmpera

A têmpera consiste em aquecer a peça em um forno a uma temperatura acima do limite superior da zona crítica A_3 , manter por um tempo suficiente para que toda a estrutura se transforme em austenita e resfriar muito rapidamente em água ou óleo. O objetivo da têmpera é, então, o aumento da resistência mecânica e da dureza dos aços, nesse caso há um afastamento total das condições de equilíbrio e a estrutura final é composta de martensita (DOS SANTOS, 2008).

Como a velocidade de resfriamento necessária para obter uma estrutura totalmente martensítica é alta, é possível que, dependendo das dimensões da peça, a superfície apresente uma estrutura martensítica, regiões com maior profundidade apresentem uma mistura de martensita e perlita e o núcleo apresente estrutura perlítica (DOS SANTOS, 2008). Na Figura 11 é apresentado de forma esquemática a curva de resfriamento característica da têmpera.

Figura 11. Tratamento térmico de têmpera.

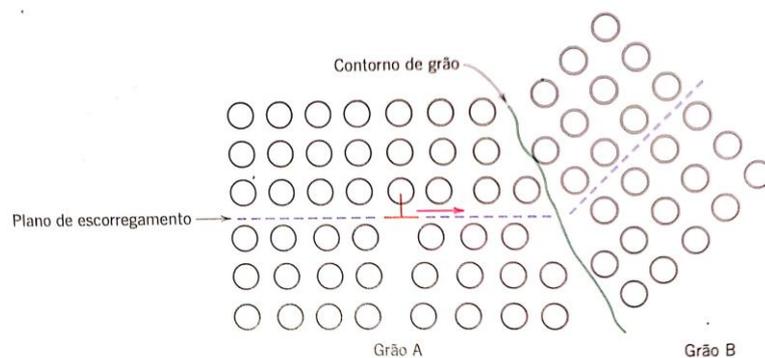


Fonte: DOS SANTOS, 2008.

2.7 AUMENTO DA RESISTENCIA PELA REDUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO

Os tamanhos de grãos ou diâmetro médio de grão em um metal policristalino influencia nas suas propriedades mecânicas. Os grãos adjacentes possuem, normalmente, orientações cristalográficas e um contorno de grão comum como mostrado na Figura 12, o contorno de grão atua como barreira à continuidade do escorregamento assim como os planos de escorregamento são descontínuos e mudam de direção através do contorno (CALLISTER, 2011).

Figura 12. Movimento de discordância conforme encontra um contorno de grão.



Fonte: CALLISTER, 2011.

Uma vez que os dois grãos têm orientações distintas, uma discordância que passe do grão A para o grão B terá que mudar a direção do seu movimento. Isso se torna mais difícil conforme aumenta a diferença na orientação cristalográfica. Também, a falta de ordem atômica na região do contorno de grão resultará em uma descontinuidade dos planos de escorregamento de um para outro. Desse modo, um material com granulação fina tem dureza maior e é mais resistente que um material com granulação grosseira, uma vez que o primeiro possui maior área total de contornos de grão para impedir movimento das discordâncias (CALLISTER, 2011).

2.8 ENSAIO JOMINY

O ensaio *Jominy* consiste em resfriar uma extremidade de um espécime cilíndrico de 25,4 mm de diâmetro e 101 mm de comprimento com água e medir a resposta de endurecimento em função da distância a partir da extremidade

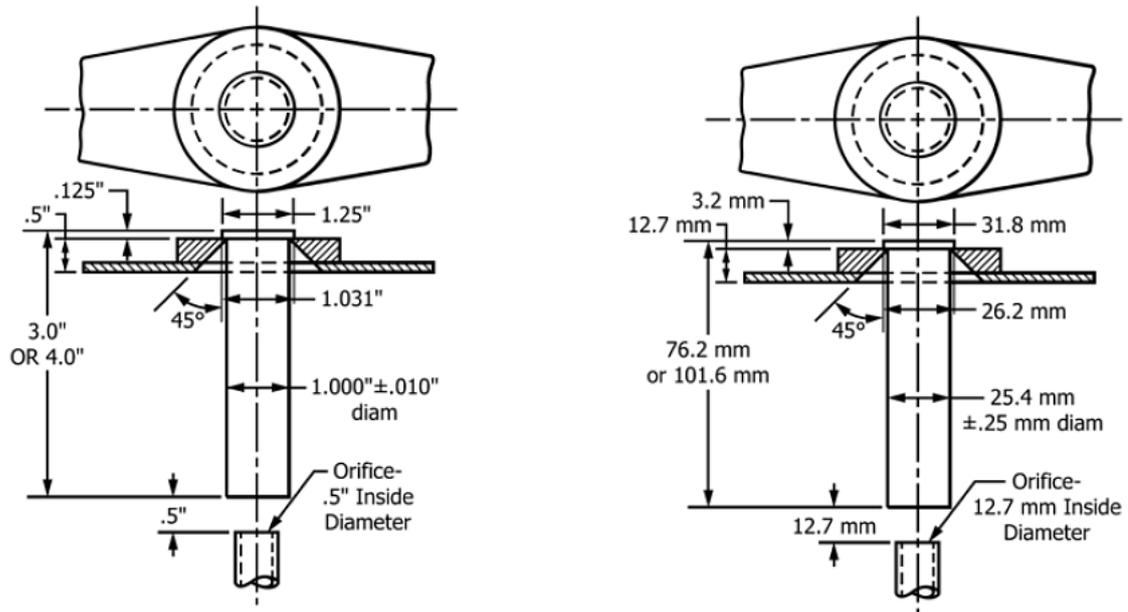
temperada (ASTM, 2020).

O aparato de ensaio consiste em um suporte onde o corpo de prova é encaixado e sua extremidade é submetida a um jato de água bombeado de forma vertical para cima (temperatura entre 5°C e 30°C) com diâmetro de 12,7 mm, a uma distância de 12,7 mm abaixo do corpo de prova, que deve estar a uma altura de 63,5 mm como mostrado na Figura 13 (ASTM, 2020).

Para ter controle da pressão do jato de água é utilizado uma válvula, o suporte onde o corpo de prova será posicionado deve estar totalmente seco no início do teste, e o tempo da retirada do corpo de prova do forno para posicioná-lo no suporte não deve ser superior a 5 segundos pois, mesmo que o ar não tenha uma capacidade de troca térmica muito alta, pode resfriar a peça e alterar a estrutura presente influenciando nos resultados de dureza. Além disso, o corpo de prova deve permanecer mais de 10 min em contato com o jato de água, a Figura 14 mostra um esquema do ensaio *Jominy* (ASTM, 2020).

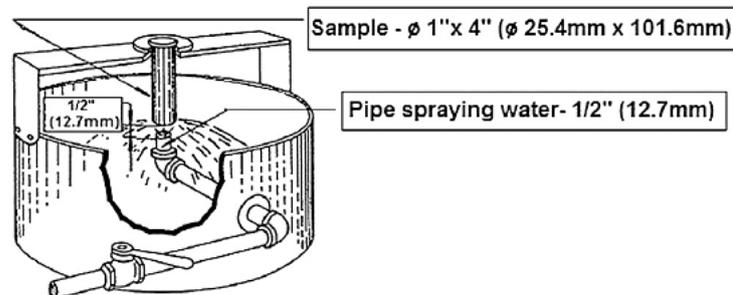
Após o corpo de prova sofrer o resfriamento completo, o mesmo deve ser retificado a uma profundidade mínima de 0,4 mm em duas faces a 180° uma da outra ao longo do comprimento do corpo de prova, pois rebaixas inferiores a esse valor comprometem os resultados e a reprodutibilidade do ensaio de dureza. Durante o ensaio de dureza, o corpo a ser ensaiado deve permanecer sobre um suporte que não permita movimentos verticais durante a aplicação da carga máxima. Para a obtenção dos perfis de dureza as indentações devem ser realizadas a cada 1/16" até a 16ª medida, e após isso devem seguir as distancias de 18/16", 20/16", 22/16", 24/16", 28/16" e 32/16", ou nas medidas do Sistema Internacional, a cada 1,5 mm até a 16ª medida e depois em 30, 35, 40, 45 e 50 mm, lembrando de descartar os valores inferiores a 20 HRC, devido a sua imprecisão abaixo desse valor. O ensaio de dureza deve ser realizado nos 2 rebaixas do corpo de prova, e caso os valores obtidos se distanciarem a um valor de 4 HRC, o teste deve ser refeito em rebaixas com ângulos de 90° em relação aos rebaixas anteriores, caso ainda assim haja discrepância de resultados o corpo de prova é descartado e deve ser refeito. (ASTM, 2020).

Figura 13. Dimensões do corpo de prova *Jominy*.



Fonte: ASTM,2020.

Figura 14. Ilustração esquemática de um dispositivo de têmpera típico usado para barra de teste *jominy* aquecida.



Fonte: CANALE et al, 2014.

2.8.1 Curvas de temperabilidade

As curvas de temperabilidade dos ensaios *Jominy*, relacionam a dureza do material com o seu comprimento. Os resultados dessas medições geram uma curva que decresce da posição de 100% de transformação martensítica até obtenção de microestrutura perlítica ou ferrita-perlítica (MARTINS, 2002).

O método de cálculo nestes métodos de ensaio é aplicável apenas à gama de composições químicas na Tabela 2.

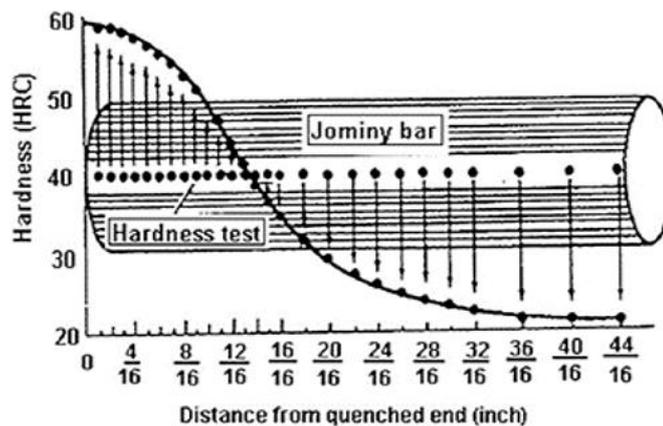
Tabela 2. Limites de concentração dos elementos constituintes para a aplicabilidade do ensaio *Jominy* [Adaptado de ASTM A255].

Elemento	Varição, %
Carbono	0,10 - 0,70
Manganês	0,50 - 1,65
Silício	0,15 – 60
Níquel	0 - 1,35
Cromo	0 - 1,50
Molibdênio	0 - 0,55

Fonte: ASTM, 2020

Os resultados do teste devem ser plotados em um gráfico de temperabilidade padrão preparado para esse fim, no qual a ordenada representa os valores HRC e a abcissa representa a distância da extremidade temperada da amostra em que as determinações de dureza foram feitas. Quando as leituras de dureza são feitas em dois ou mais planos, os valores na mesma distância devem ser calculados e esse valor usado para plotagem, a Figura 15 mostra uma curva típica formada ao longo do corpo de prova (ASTM, 2020).

Figura 15. Ilustração de uma curva *Jominy* típica gerada de um corpo de prova após a têmpera final.



Fonte: CANALE et al, 2014.

2.9 ENSAIO DE DUREZA

A propriedade mecânica denominada dureza é amplamente utilizada na especificação de materiais, nos estudos e pesquisas metalúrgicas, mecânicas e na comparação de materiais. No entanto, não existe uma única definição para dureza,

pois este depende da experiência e área da pessoa que o estuda. A definição que se adotará neste trabalho será do ponto de vista mecânico, que é a resistência à penetração de um material duro no outro (DE SOUZA, 1982).

Existem vários tipos de dureza, a dureza por risco, por choque ou rebote e por penetração, sendo este último o mais utilizado.

2.9.1 Dureza Rockwell

Esse ensaio de dureza foi introduzido no ano 1922 em Estados Unidos e leva o nome do seu criador Rockwell (GARCIA, 2000).

Este é o método mais utilizado internacionalmente, simbolizada por *HR* a dureza Rockwell, o mesmo elimina o tempo necessário para medir qualquer impressão causada, pois o resultado é lido direta e automaticamente na máquina de ensaio, sendo um ensaio mais rápido e livre de erros pessoais (DE SOUZA, 1982).

O ensaio é baseado na profundidade de penetração de uma ponta, subtraída da recuperação elástica devida à retirada de uma carga maior e da profundidade causada de uma carga menor (DE SOUZA, 1982). Os tipos de penetradores utilizados para o ensaio Rockwell podem ser cônicos de diamante com um ângulo de 120° e ponta ligeiramente arredondada de $r = 0,2$ mm como também esférico de aço temperado geralmente com 1,59 mm de diâmetro (GARCIA, 2000).

A carga menor utilizada para o ensaio Rockwell serve para fixar bem o corpo de prova e garantir um contato firme da superfície do corpo de prova com o penetrador, a carga utilizada para a mesma é de 98 N (10 kgf). Após fazer a aplicação e retirada da carga maior a profundidade da impressão é dada diretamente no mostrador da máquina em forma de um número de dureza após voltar à carga ao valor menor. Existem as escalas Rockwell, onde a leitura deve ser efetuada numa escala apropriada ao penetrador e à carga, as quais já vem provida das escalas justapostas que servem para todos os tipos de dureza, que são arbitrárias e baseadas na profundidade de penetração sendo designadas pelas letras (*A*, *B*, *C*, etc.) as quais devem aparecer sempre após as siglas *HR*, o número de dureza obtida corresponde a um valor adimensional (DE SOUZA, 1982).

A norma ASTM A255 recomenda para os corpos de prova do ensaio *Jominy* que as medidas de dureza devam ser executadas com a escala *Rockwell C*

por ser um aço temperado. A seguir é apresentada a Tabela 3, na qual são mostradas as escalas de dureza Rockwell e suas aplicações.

Tabela 3. Algumas escalas de dureza Rockwell e aplicações típicas [Adaptado de ASTM E18-94].

Escala	Penetrador	Carga (kgf)	Leitura na escala	Aplicações típicas
B	Esfera 1,58 mm	100	Vermelha	Ferro fundidos, aços não temperados
C	Diamante (cone)	150	Preta	Aço temperado ou cementado
A	Diamante (cone)	60	Preta	Metal duro, aço fundido, temperado, rápido
D	Diamante (cone)	100	Preta	Aço fundido com espessura reduzida
E	Esfera 3,175 mm	100	Vermelha	Ferro fundido, ligas de magnésio, e alumínio, metal duro

Fonte: GARCIA, 2000, p.78.

Segundo GIASSI Ferro e Aço, empresa fornecedora de aços no Brasil, o aço SAE1045 pode ser encontrado comercialmente com durezas entre 180 até 300HB na escala de dureza Brinell. Passando na escala Rockwell C os valores se encontrariam entre 8 e 32HRC. No artigo de DA SILVA e colaboradores, foi realizada a medida de dureza para um aço 1045 sem tratamento térmico obtendo uma dureza de 21 HRC. Outro trabalho onde foi estudado a influência de diversos tratamentos térmicos na microestrutura e dureza do aço 1045 mostrou a dureza medida de 14 HRC neste aço sem tratamento térmico prévio (SILVA, 2021).

2.10 TÉCNICA METALOGRAFICA - MICROGRAFIA

A metalografia é a preparação de amostras para a observação microscópica seguido de um estudo da microestrutura em relação às propriedades físicas, mecânicas e método de fabricação de uma liga ou material específico. Dentre

as diversas técnicas de observação das estruturas dos aços e ferros fundidos a mais comum é a microscopia ótica.

Para esta técnica é empregada luz visível que incide sobre a amostra e é refletida até o observador. A resolução que pode ser obtida da imagem depende do comprimento de onda da radiação empregada, com uma luz visível de cor verde é possível obter uma resolução de 220 a 250nm, que corresponde a um aumento de 1400 vezes (1400X), a profundidade do foco depende também do comprimento de onda da radiação empregada na observação e das distâncias focais das lentes utilizadas, quanto maior o aumento menor a profundidade do foco e para que se observe a superfície da amostra totalmente em foco, é importante que a superfície seja bastante plana e esteja perfeitamente perpendicular ao eixo ótico do foco (COLPAERT, 2008).

Para a preparação da amostra devem ser seguidos os seguintes passos, escolha e localização da seção a ser estudada, obtenção de uma superfície plana e polida, exame ao microscópio para a observação das ocorrências visíveis sem ataque químico, ataque na superfície com reagente químico adequado, exame ao microscópio para a observação da microestrutura, registro do aspecto observado (**Fotografia**) (COLPAERT, 2008).

Para a obtenção da amostra com superfície plana primeiramente é necessário ter uma boa firmeza no manuseio da amostra para fazer o lixamento do material. As lixas utilizadas são de carboneto de silício (SiC), da mais grossa para a mais fina: 120, 240, 320, 400, 600, 1200. E a amostra deve ser girada em 90° a direção do lixamento ou polimento ao passar de um abrasivo a outro. Já para o polimento é utilizado um pano de microfibras com pasta de alumina na sequência de 1, 0,3 e 0,05 μ m ou pasta de diamante com 3 μ m seguida por 1 μ m (COLPAERT, 2008).

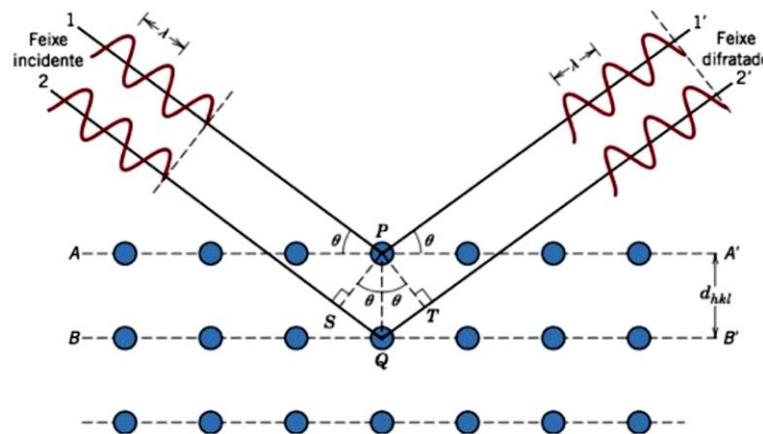
Para o ataque químico da superfície o primeiro passo é escolher um reagente para empregar. Um reagente viável para o ataque químico seria o Nital, como fizeram Marques e colaboradores (2017) submetendo as amostras de aço ABNT 1045 e ABNT 4020, a ataques químicos utilizando reagente Nital 2% com tempo de exposição variando de 2 a 6 segundos.

2.11 DIFRAÇÃO DE RAIOS X – DRX

Segundo ALBERS et al. (2002) a técnica de difração de raios X é a mais indicada na determinação das fases cristalinas presentes em materiais sólidos cristalinos, isto porque os átomos nos materiais sólidos normalmente se ordenam em planos cristalinos separados entre si por distâncias da mesma ordem da grandeza dos comprimentos de onda dos raios X.

A difração de raio X ocorre quando um feixe de ondas monocromáticas em fase incide com determinado ângulo sobre planos cristalinos paralelos, separados por uma distância interplanar da ordem do comprimento de onda incidente. Se a diferença de percurso entre as ondas for um número inteiro de comprimento de onda, as ondas difratadas também estarão em fase e haverá interferência construtiva, ou seja, a intensidade será máxima. No entanto, se a diferença de percurso entre as ondas não for um número inteiro de comprimento de onda, as ondas difratadas estarão fora de fase e a interferência será destrutiva, gerando uma mínima intensidade (CALLISTER, 2011).

Figura 16. Geometria da difração de Bragg em um sólido cristalino.



Fonte: CALLISTER, 2011

A Figura 16 detalha esse fenômeno: dois feixes de raios X em fase e paralelos incidem com ângulo θ sobre dois planos cristalinos separados por uma distância interplanar d , caracterizada pelos índices de Miller (hkl) . O feixe (1) incide no átomo “P” localizado no plano A-A' e difrata com ângulo θ . O segundo feixe continua

seu percurso até colidir com o plano cristalino B-B', difratando da mesma maneira (CALLISTER, 2011).

Como os dois feixes são paralelos, os ângulos de incidência e difração do segundo feixe são os mesmos do feixe 1, porém, ambos percorrem diferentes distâncias. O segundo feixe viaja uma distância extra "SQT" em relação ao feixe 1. Para que a difração possa ser registrada num difratograma, os feixes difratados precisam ter o máximo de intensidade, ou seja, a diferença de percurso entre os feixes deve resultar em um número inteiro de comprimento de onda, sendo assim a interferência das ondas construtiva (CALLISTER, 2011).

O modelo de Bragg. Pode ser descrita a equação de Bragg como:

$$n\lambda = 2d\sin\theta$$

Onde n é um número inteiro (ordem de difração), λ é o comprimento de onda da radiação incidente, d é a distância interplanar e θ é o ângulo de incidência dos raios-X.

Os difratômetros são os aparelhos utilizados para medidas de DRX, podendo ser utilizados em dois campos de estudo em análise de materiais: pelo método do pó ou em monocristais. Para o presente trabalho, considera-se apenas o método de análise de monocristais, que consiste na incidência de feixes de raios-X sobre uma amostra de superfície plana, onde a intensidade do feixe difratado em cada ângulo 2θ é coletado por um detector posicionado simetricamente ao tubo com relação a superfície da amostra. O difratômetro geralmente opera utilizando a geometria de focalização Bragg-Brentano (θ - 2θ), onde o tubo de raios-X permanece fixo, enquanto o detector e a amostra se movem de forma simultânea e com velocidades sincronizadas (PEREIRA, 2016).

Assim, obtêm-se o difratograma ou padrão difratométrico da mostra, que é construído através da detecção do feixe difratado sendo expresso por meio de picos que se destacam da linha de base (*background*), registrado em um gráfico de curvas de intensidade em função da posição angular 2θ . Cada um dos picos do padrão difratométrico corresponde à difração do feixe de raios-X por um determinado conjunto de planos do retículo cristalino, que estão a uma mesma distância interplanar. Cada conjunto de planos são identificados através dos índices de Miller hkl (reflexões hkl) (PEREIRA, 2016)

Cada amostra cristalina apresentará um determinado conjunto de picos característico, sua "impressão digital", permitindo que a identificação do material

(análise qualitativa) seja realizada através da comparação de seu difratograma com padrões dos difratogramas dos compostos ou das fases individuais disponíveis em bancos de dados de difração de raios-X, tal como, as informações mantidas e continuamente atualizadas no Centro Internacional de Dados de Difração – ICDD (do inglês *International Centre for Diffraction Data*) (PEREIRA, 2016).

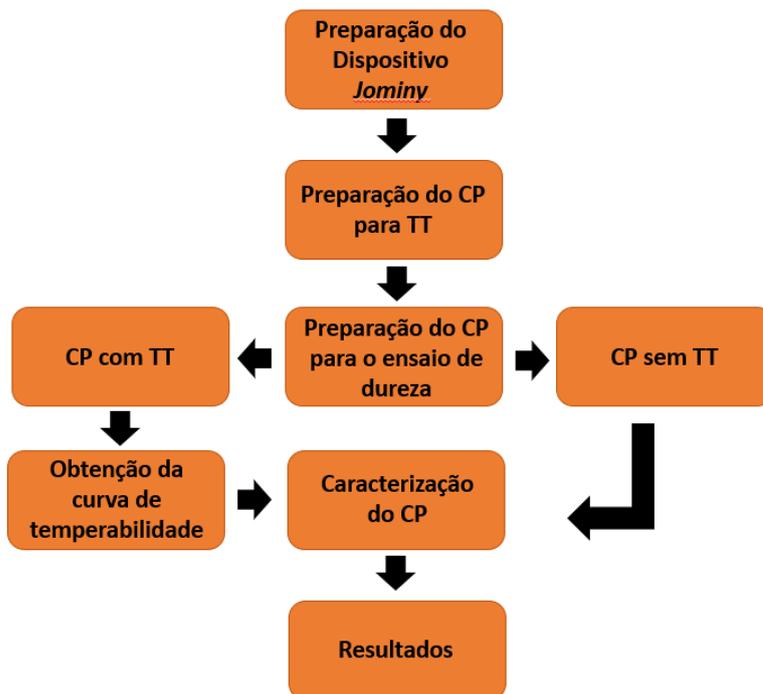
2.12 ENERGY DISPERSIVE SYSTEM – EDS

O EDS é um sistema acoplado ao MEV o qual possibilita a determinação da composição qualitativa e semiquantitativa das amostras a partir da emissão de raios X característicos, sendo útil para conhecer os elementos químicos presentes, a nível microscópico, em uma amostra. (DUARTE et. al, 2003). Seu princípio é que cada elemento tem estrutura atômica única, permitindo um conjunto de picos em seu espectro de emissão (ENSAIO QUIMICOS, 2022). Uma vantagem do EDS é a rapidez de preparação da amostra dependendo do objeto de estudo (DUARTE et. al, 2003).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Nesta seção serão descritos os procedimentos realizados neste trabalho. A Figura 17 apresenta o diagrama esquemático dos procedimentos realizados.

Figura 17. Representação esquemática dos procedimentos.



Fonte: Autoria própria

3.1 MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

Nesta seção são apresentados os materiais e equipamentos utilizados no trabalho.

3.1.1 Materiais utilizados para fabricação do dispositivo *Jominy* e têmpra

- Corpo de prova aço médio teor de carbono
- Balde de pintura vazia 20 litros
- Mangueira de 8 metros

- Tubos, conexões e adaptadores de PVC
- Adesivo para tubos de PVC
- Válvula de controle
- Massa epóxi
- Suporte de aço do dispositivo *Jominy*
- Abraçadeiras
- Tarugos
- Pintura em aerossol preta e branca
- Água

3.1.2 Equipamentos utilizados para o ensaio *Jominy*

- Tenaz
- Equipamento de proteção individual (EPI)
- Torno mecânico marca Nardini 650
- Fresadora universal
- Forno mufla Zezimaq modelo 2000-G

3.1.3 Materiais utilizados para caracterização

- Alumina 1 μ m, 0,3 μ m e 0,05 μ m.
- Nital 3%
- Água
- Lixas de diferentes granulações
- Aço médio teor de carbono sem TT

3.1.4 Equipamentos utilizados para caracterização

- Microscópio Eletrônico de Varredura marca ZEISS
- Difratorômetro de raios X marca PANalytical
- Suporte base para o ensaio de dureza feito a impressão 3D
- Micrometro marca MOORE & WRIGHT

- Duromêtro de bancada marca Pantec
- Microscopio ótico invertido marca ZEISS
- Politriz marca Fortel
- Lixadeira metalográfica manual LM-04
- Serra fita marca Elias Maquinarias

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Preparação do Dispositivo *Jominy*

O projeto do dispositivo foi baseado na descrição da norma ASTM A255. Para a construção da caixa, foi escolhida um balde cilíndrico de pintura com capacidade de 20L, o mesmo foi limpo e pintado de branco posteriormente.

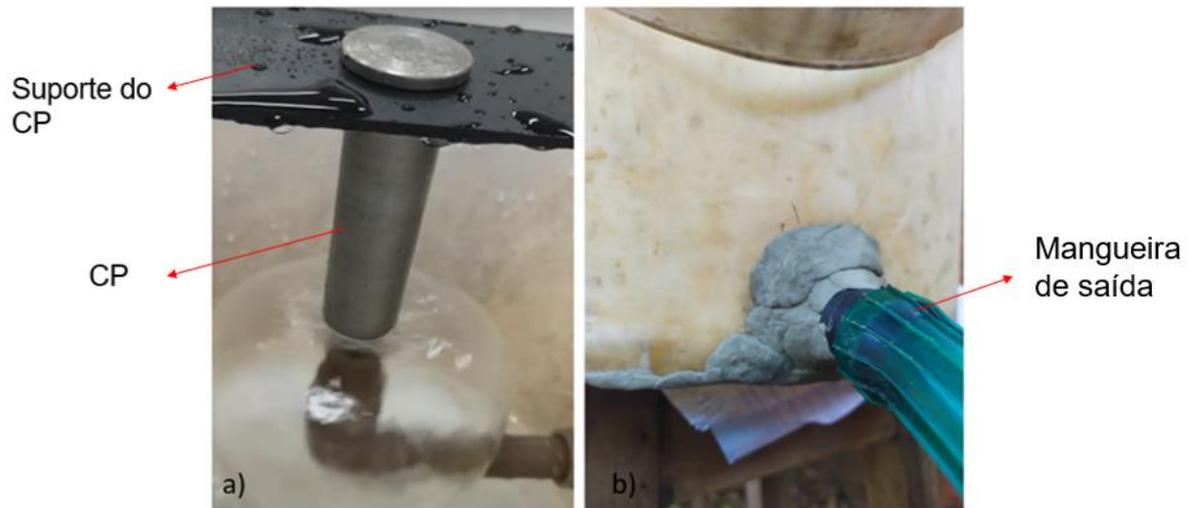
Para as tubulações foram utilizados canos de PVC de 2cm de diâmetro, uma válvula, um cotovelo e um bocal de saída de 1,27cm de PVC. Também foi implementado uma arruela para o cano de entrada com a intenção de oferecer maior firmeza ao sistema.

Duas mangueiras, cada uma de 4m de comprimento, foram incorporadas ao balde. Uma delas foi conectada na torneira e no cano de entrada para a passagem de água, e a outra pelo cano de saída a fim de vaziar efetivamente a água e que a mesma não enchesse o balde.

Para a fabricação do suporte foi utilizado uma chapa de aço de 3mm de espessura, 40mm de largura e 32cm de comprimento, com um buraco centralizado de 28mm de diâmetro, fixado no balde com dois parafusos, um de cada lado.

Antes da execução do experimento, foi testada a pressão da água, se esta atingiria a pressão necessária para alcançar a altura desejada para o resfriamento da peça. Logo, foi corrigida a vazão de saída do balde pois esta não vazava o suficiente para garantir que o dispositivo não transbordasse água. Então, realizou-se uma abertura maior no balde e foi conectado um cano de maior diâmetro para a corrigir a vazão. A Figura 18 mostra os ajustes feitos.

Figura 18. Ajustes no dispositivo. a) Pressão de saída adequada b) Orifício da vazão de água maior.



Fonte: Autoria própria

3.2.2 Preparação do corpo de prova para o TT

Foram adquiridos dois tarugos de aço na MARUMBI FERRO E AÇO (Foz do Iguaçu - PR) sem certificação, um para o ensaio de temperabilidade com o dispositivo *Jominy* e outro, mantido sem tratamento térmico, para comparação no ensaio de dureza e na metalografia.

O corpo de prova (CP) para o ensaio de temperabilidade foi preparado a partir de um aço treilado de 120mm de comprimento e 35mm de diâmetro através de usinagem em torno mecânico da marca Nardini 650, na torneria 3 FRONTERAS (Presidente Franco – Alto Paraná). Na Figura 19 é apresentado o CP usinado

Figura 19. Corpo de prova torneado.

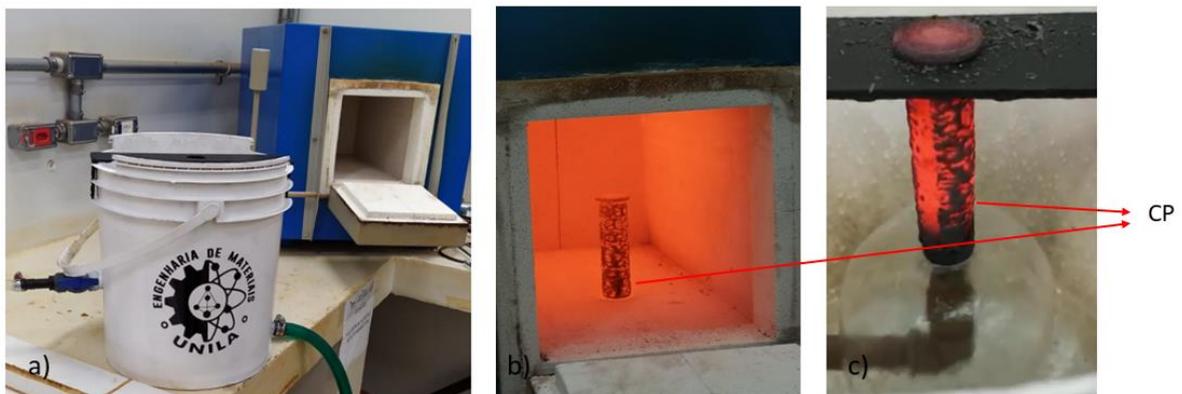


Fonte: Autoria própria

O aquecimento até a temperatura de austenitização e o procedimento de têmpera no dispositivo *Jominy* foram executados no laboratório da UNILA, especificamente no Laboratório de Mecânica dos Solos, alocado no Setor sul.

Para o aquecimento do corpo de prova utilizou-se um forno tipo mufla Zezimaq modelo 2000-G. O corpo de prova foi colocado no centro do forno e submetido gradualmente ao aquecimento, a partir da temperatura ambiente até 895°C. Com o intuito de aliviar as tensões residuais do aço, o tempo de aquecimento até atingir essa temperatura foi de 75 minutos. Além disso, após o forno atingir 895°C o corpo de prova foi mantido a esta temperatura por 15 minutos a mais para garantir a austenitização completa. A peça foi retirada do forno com a tenaz e colocada no dispositivo *Jominy* num tempo de 5,5 segundos e foi mantido no suporte, com o jato de água, até a sua completa refrigeração (40 minutos). Na Figura 20 pode ser observado o forno mufla e o dispositivo *Jominy*, o corpo de prova no forno e o corpo de prova no suporte *Jominy*.

Figura 20. Procedimento de têmpera, a) Forno mufla e o dispositivo *Jominy*, b) Corpo de prova no forno, c) Corpo de prova no suporte *Jominy*.

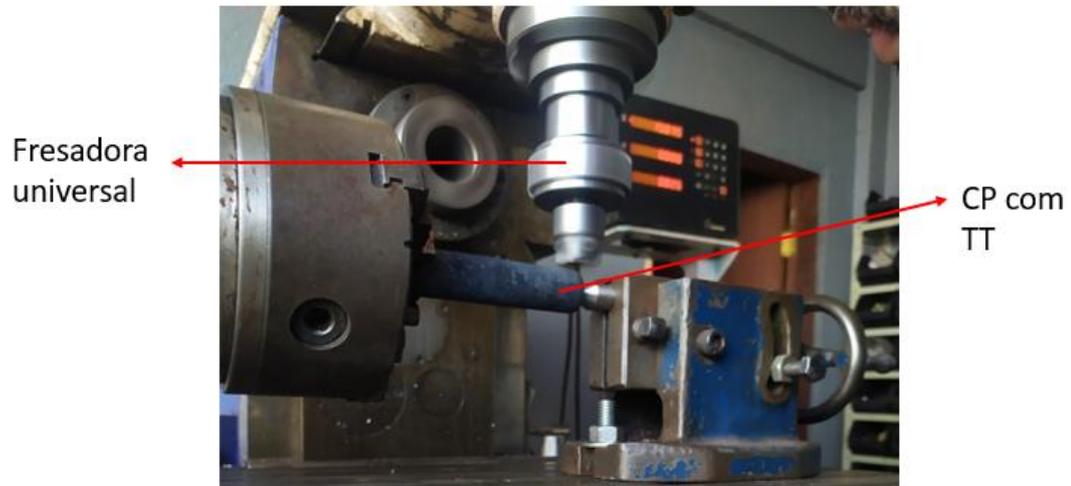


Fonte: Autoria própria

3.2.3 Preparação do corpo de prova para o ensaio de dureza

Após completar o ensaio de têmpera com o dispositivo *Jominy*, o corpo de prova foi levado para a empresa WELD ENGENHARIA (Foz do Iguaçu - PR) onde foram feitos os cortes de rebaixo ao longo da peça com uma fresadora universal. Esse mesmo procedimento foi feito para o mesmo aço médio teor de carbono sem tratamento térmico, o procedimento é mostrado na Figura 21.

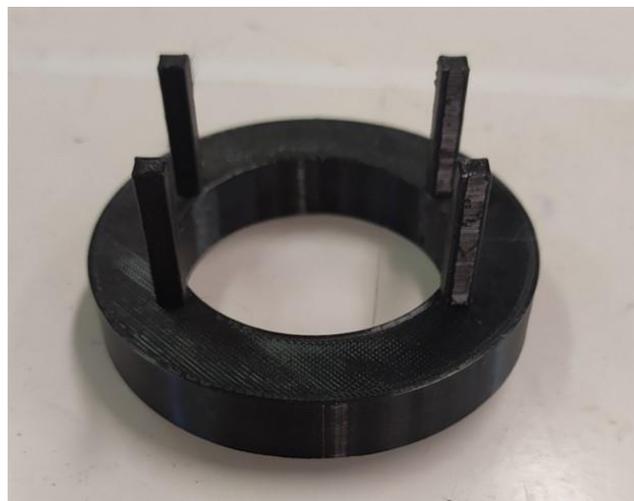
Figura 21. Processo de corte do rebaixo para peça com TT.



Fonte: Autoria própria

Foi fabricado um suporte por meio de impressão 3D para a base do durômetro mostrado na Figura 22. Este suporte foi utilizado para manter os corpos de prova fixos e centrados no momento do ensaio.

Figura 22. Suporte para o durômetro.



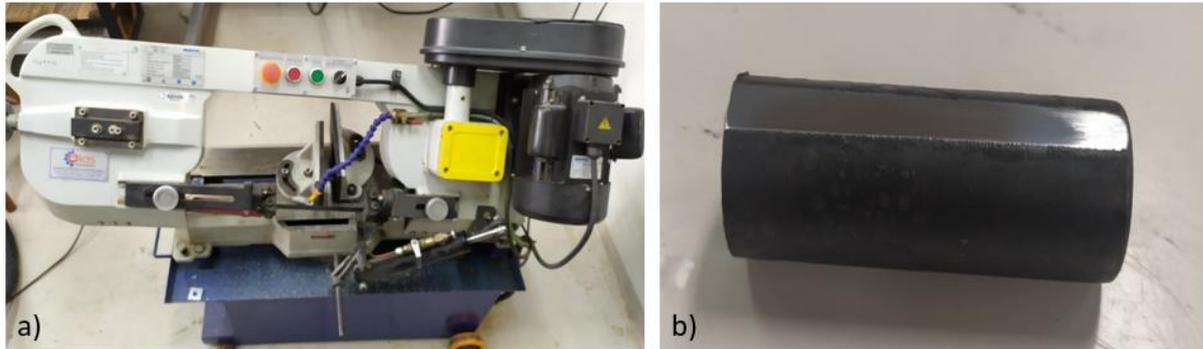
Fonte: Autoria própria

O ensaio de dureza requer que a superfície de contato esteja plana, por esse motivo os rebaiços dos corpos de prova foram lixados de 120 granas até 600 granas em lixas de água e posteriormente polidas com uma politriz da marca Fortel utilizando alumina com um tamanho de partícula de 1 μ m.

Após isso efetuou-se um novo corte no corpo de prova diminuindo o

seu comprimento de 101 mm até 65 mm para ter um melhor manuseio no momento da realização do ensaio de dureza (Figura 23).

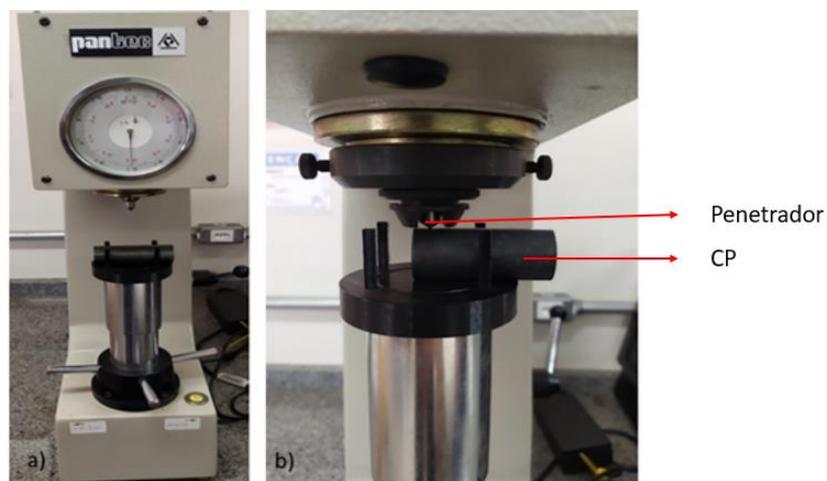
Figura 23. a) Serra fita da marca Elias Maquinarias, b) Corpo de prova cortado.



Fonte: Autoria Própria

Os ensaios de dureza foram efetuados no Laboratório de Engenharia Mecânica da UNIOESTE, utilizando um durômetro de bancada Pantec. Para o aço sem TT foram feitas 10 medidas de dureza na escala Rockwell B ao longo do rebaixo, seguida da conversão para a escala Rockwell C. Da mesma forma, foram efetuadas as medidas de dureza Rockwell C para o aço com TT de acordo com a norma ASTM A255 no sistema internacional. A Figura 24 mostra o durômetro e o corpo de prova durante o ensaio.

Figura 24. a) Durômetro com o corpo de prova e o suporte, b) Medição de dureza.



Fonte: Autoria Própria

3.2.4 Curvas de Temperabilidade

A curva de temperabilidade foi plotada a partir das medidas de dureza obtidas, com o auxílio do software OriginLab20.

3.2.5 Caracterização do corpo de prova

O corpo de prova com TT foi cortado a 10 mm da superfície onde o jato de água incidiu diretamente e o corpo de prova sem TT foi cortado da mesma forma (Figura 25). Para a preparação metalográfica, as amostras foram submetidas ao lixamento com lixas de 120, 220, 400, 600, 800 e 1200 granas e para o polimento com pasta de alumina de $1\mu\text{m}$, $0,3\mu\text{m}$ e $0,05\mu\text{m}$ e posterior ataque químico com nital 3% durante 5 segundos.

Figura 25. Amostras cortados para posterior metalografia, na esquerda a amostra com TT e na direita a amostra sem TT.



Fonte: Autoria própria

Desse modo, para a amostra com TT na superfície onde houve o contato direto com o jato de água e a superfície na distância de 10mm foram caracterizados com o microscópio ótico invertido da marca ZEISS. Em seguida, as amostras foram submetidas a análise por DRX (marca PANalytical), bem como, foram analisadas por EDS marca ZEISS.

Para a amostra sem TT foi feita a caracterização no microscópio ótico invertido da marca ZEISS. A Figura 26 mostra os equipamentos utilizados para a caracterização das duas amostras.

Figura 26. a) Microscópio invertido ZEISS, b) DRX PANalytical, c) MEV e EDS ZEISS.



Fonte: Autoria própria

4 RESULTADOS

4.1 MEDIDAS DE DUREZA E CURVA DE TEMPERABILIDADE

Para a obtenção da dureza do aço médio teor de carbono sem tratamento térmico foram realizadas 10 medidas no corpo de prova na escala Rockwell B, realizou-se o cálculo desses valores expondo uma média de 95,3 HRB, que é o equivalente a 16 HRC na escala Rockwell C, um valor relacionado com à literatura conforme os trabalhos de Silva (2021), obtendo uma dureza de 14 HRC, assim como, Da Silva (2019), obtendo 21 HRC respectivamente. As medidas de dureza do corpo de prova e a média das mesmas são mostrados na tabela 4.

Tabela 4. Medidas de dureza do corpo de prova sem TT.

Corpo de prova sem TT (HRB)	Média (HRB)	Média (HRC)
97,0	95,3	16,0
93,5		
94,2		
95,7		
98,0		
98,5		
85,5		
97,5		
97,0		
96,4		

Fonte: Autoria própria

Na Tabela 5 são apresentadas as distância *Jominy*, as medidas de dureza nos dois rebaxos do corpo de prova e a média entre ambos rebaxos.

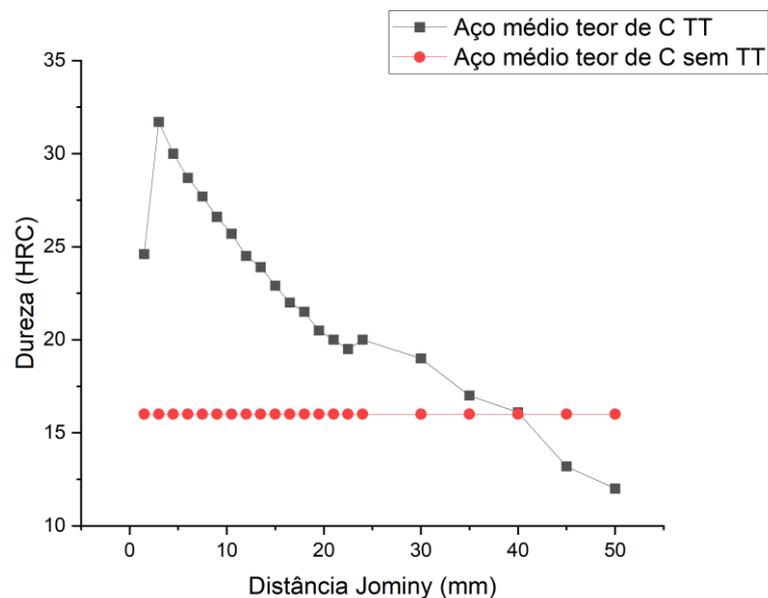
Conseqüentemente, os valores da tabela 5 são utilizados na plotagem da curva de temperabilidade, e também é atribuído uma linha que representa a dureza do corpo de prova sem tratamento térmico para observar e comparar a diferença de dureza entre o material sem TT e com TT, essas curvas podem ser observadas na Figura 27.

Tabela 5. Medidas de dureza do corpo de prova com TT.

Distância Jominy (1,5 mm)	Rebaixo 1 (HRC)	Rebaixo 2 (HRC)	Média (HRC)
1	24,2	25,0	24,6
2	33,4	30,0	31,7
3	30,8	29,2	30,0
4	29,0	28,5	28,7
5	27,9	27,5	27,7
6	26,9	26,3	26,6
7	25,5	26,0	25,7
8	24,5	24,5	24,5
9	24,0	23,8	23,9
10	22,8	23,1	22,9
11	22,0	22,1	22,0
12	21,5	21,5	21,5
13	20,5	20,5	20,5
14	19,9	20,2	20,0
15	20,0	19,0	19,5
16	19,5	20,5	20,0
20	18,0	20,0	19,0
22	16,0	18,0	17,0
24	16,0	16,3	16,1
28	11,0	15,5	13,2
32	10,0	14,0	12,0

Fonte: Autoria própria

Figura 27. Curva de temperabilidade do corpo de prova.



Fonte: Autoria própria

A curva de temperabilidade obtida do corpo de prova mostra um valor de dureza abaixo do esperado para o ensaio em relação ao encontrado na literatura. Isto indica que pode não haver martensita após a tempera. No entanto, em comparação ao corpo de prova sem TT, que apresentou dureza média de 16HRC, a curva de temperabilidade mostra uma dureza superior até 40mm de distância da extremidade temperada de 16,1HRC. Isto indica que mesmo estando abaixo do estimado, houve um ganho de dureza no corpo de prova tratado termicamente nos primeiros 40mm da extremidade temperada. Depois de 40mm de distância da extremidade temperada a dureza do aço temperado diminui para 13,25HRC a 45mm e 12HRC a 50mm respectivamente, apresentando menor dureza que o aço sem tratamento térmico nesses pontos. Indicando que pode ter havido recozimento na extremidade oposta ao jato de água.

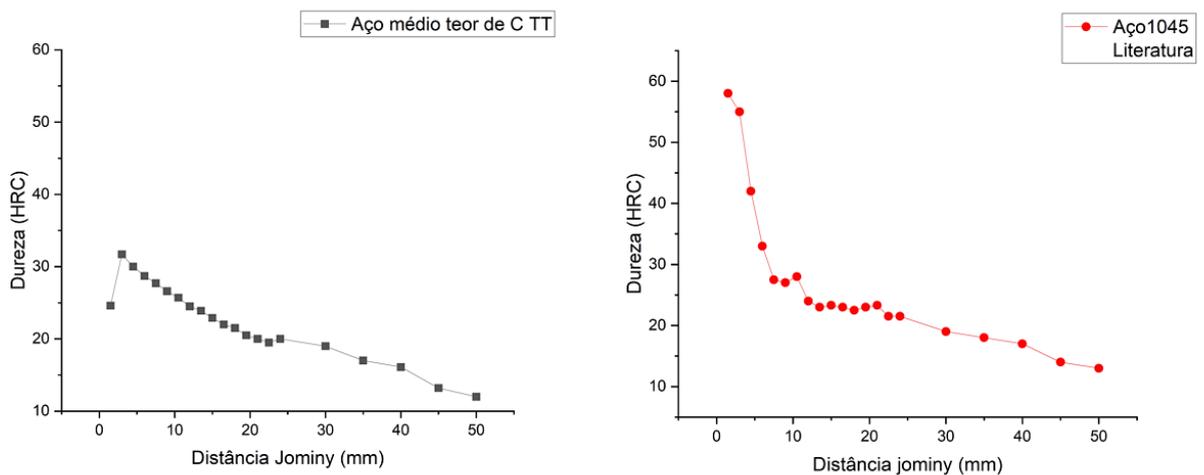
A primeira medida de dureza no corpo de prova na distância de 1,5mm deu um resultado atípico, pois este se encontra abaixo da segunda medida, fato que não deveria ocorrer. Isto pode ser atribuído a um erro no momento em que foi efetuado a medida de dureza. O suporte para a base do durômetro foi utilizado a fim de auxiliar nas medidas com a intenção de melhorar a estabilidade do corpo de prova, melhorando seu contato com a base, de maneira que, adquira a maior precisão. Com a primeira medida houve maior dificuldade, pois, a esta distância, que fica muito próxima a extremidade do CP, foi possível fixar de maneira correta o corpo de prova com a base e o penetrador.

Da segunda medida em diante, a curva de temperabilidade para o aço com TT, apresentou um decréscimo da dureza com aumento da distância *Jominy* o qual era esperado. A Figura 28, mostra o resultado obtido na literatura (ZIMMERMANN et. al., 2020) em um ensaio *Jominy*, empregando um aço 1045 comparado com a curva obtida neste trabalho. Pode ser observado que o perfil da curva (com exceção da primeira medida) é similar à da literatura, no entanto, com menores valores de dureza.

As três primeiras medidas apresentaram-se abaixo do esperado em relação as da literatura, este fato deve-se, provavelmente por não ter sido possível obter a fase martensita. Zimmermann et. al. (2020), destacam no artigo que houve formação de martensita, onde o jato de água incidiu diretamente com a superfície do corpo de prova nas distancias 1,5 e 3mm respectivamente. Entretanto, na distância de 4 a 5mm com a velocidade de resfriamento decaindo gradualmente é observado crescimento de grãos de perlita, e na distância de 7mm percebe-se que a morfologia

é quase inteiramente formada por grãos de perlita, esta micrografia é observada na Figura 40 no tópico de caracterização por micrografia. Cabe destacar que na distância de 7mm os valores de dureza das curvas experimental e da literatura se aproximam. Dando o indício de que o aço temperado experimentalmente possui morfologia perlítica da mesma forma que o aço da literatura.

Figura 28. Comparativo entre o resultado obtido e a literatura [Adaptado de ZIMMERMANN *et. al.*, 2020].



Fonte: Autoria própria

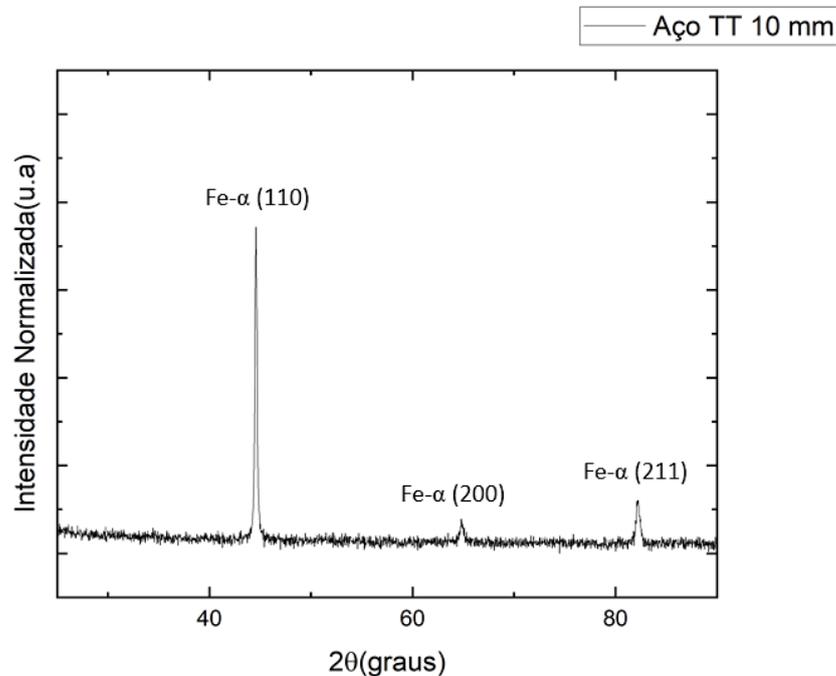
4.2 CARACTERIZAÇÃO POR DRX

Para ter o conhecimento das fases formadas na têmpera foram feitas duas análises de DRX no aço temperado, uma na superfície do corpo de prova em contato do jato de água e outra na superfície em 10mm de distância da extremidade temperada.

Os resultados obtidos através da análise de DRX para o aço com TT na distância de 10mm são apresentados na Figura 29, onde são observados picos de maior intensidade 2θ igual a 44,656, 64,876 e 82,156 graus com intensidade de 0,743, 0,078 e 0,120 u.a respectivamente, os picos são coincidentes com uma liga de aço de

meio teor carbono com estrutura cubica de corpo centrado e fase ferro- α , ICSD: 96-900-8537.

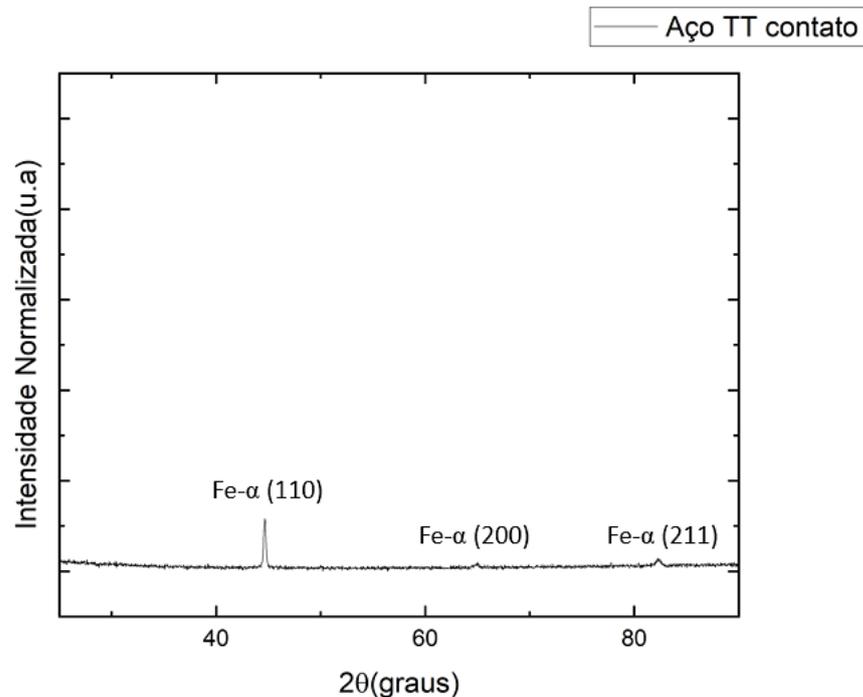
Figura 29. Difratoograma do aço médio teor de carbono com TT 10 mm.



Fonte: Autoria própria

Por outro lado, os resultados obtidos através da análise de DRX para o aço com TT na superfície de contato com o jato de água são mostrados na Figura 30, onde se observa o mesmo perfil de picos que a Figura 29, em 2θ igual a 44,682, 65,064 e 82,156 graus, mas, com uma intensidade muito menor dos picos formados. Os picos obtidos também são coincidentes com uma liga de aço de meio teor carbono com estrutura cubica de corpo centrado e fase ferro- α , ICSD: 96-900-8537.

Figura 30. Difratoograma do aço médio teor de carbono com TT na superfície de contato com o jato de água.



Fonte: Autoria própria

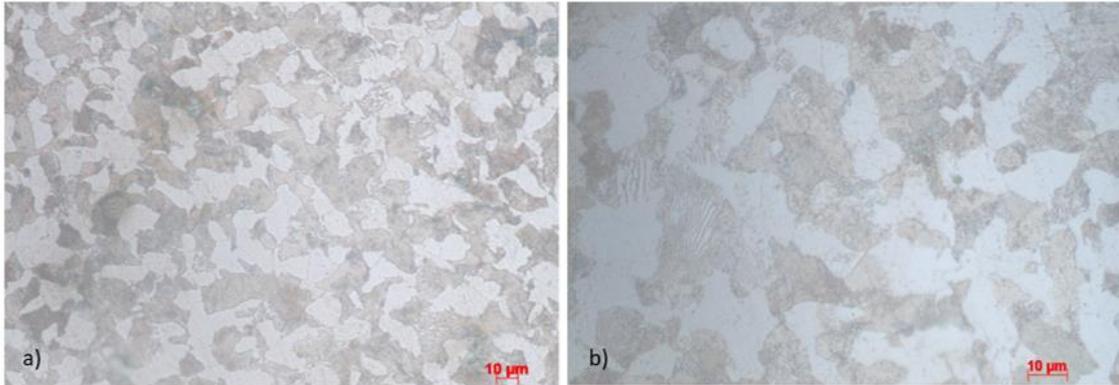
Não foi encontrado nenhum pico indicativo de uma estrutura tetragonal em nenhum dos dois difratogramas. Cabe destacar que segundo a ficha ICSD da martensita, este deveria ter o pico mais visível em 2θ igual a 43,883 com maior intensidade, fato que não é observado, portanto, a martensita não foi formada no tratamento térmico.

4.3 CARACTERIZAÇÃO POR MICROGRAFIA

As imagens foram obtidas com microscópio óptico invertido. Para o aço sem TT na figura 31, para o aço com TT onde o jato de água incidiu diretamente na

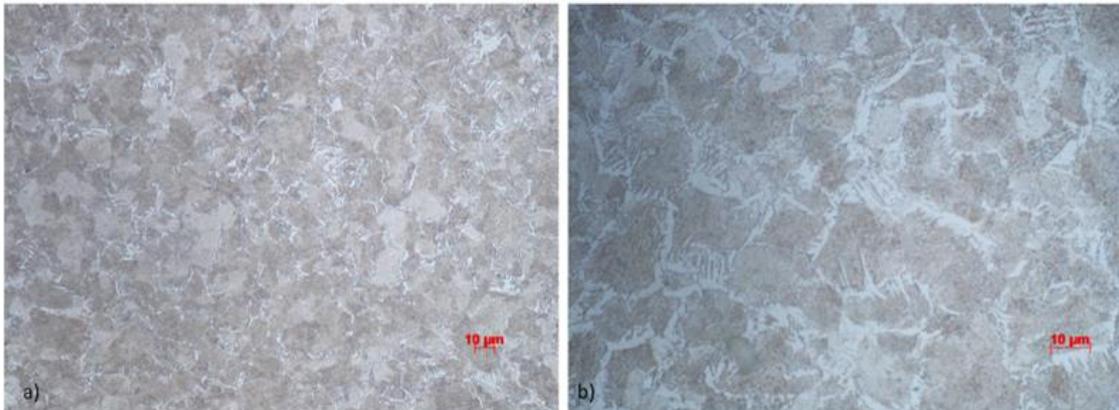
figura 32 e para o aço com TT na distância de 10mm na figura 33.

Figura 31. Micrografia do aço sem TT, a) 50X b) 100X.



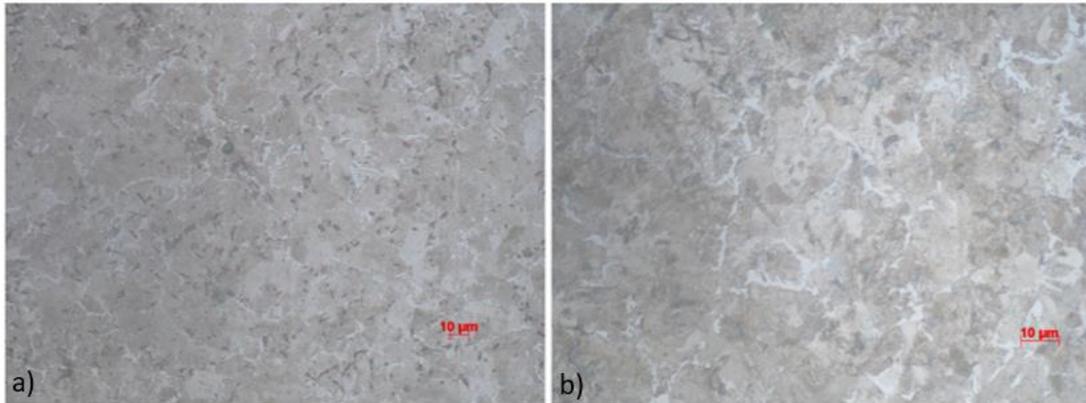
Fonte: Autoria própria

Figura 32. Micrografia do aço com TT na superfície em contato com o jato de água, a) 50X b) 100X.



Fonte: Autoria própria

Figura 33. Micrografia do aço com TT na distância de 10 mm, a) 50X b) 100X.



Fonte: Autoria própria.

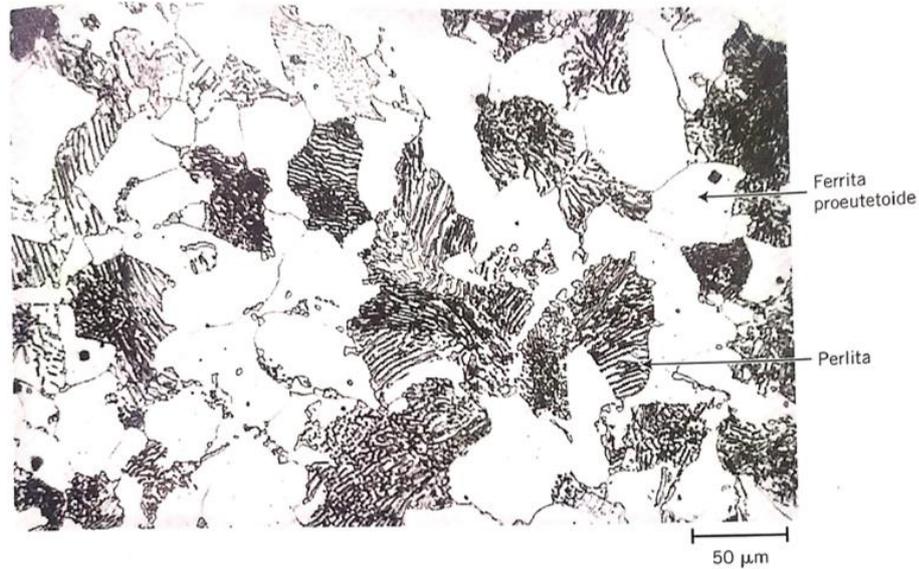
Para o aço sem tratamento térmico observa-se as fases perlita nas partes escuras e a ferrita para as partes claras na Figura 34. Desta forma, pode-se dizer que a microestrutura coincide com um aço de meio teor de carbono encontrado na literatura como mostrado na Figura 35.

Figura 34. Microestrutura do aço sem TT 100X.



Fonte: Autoria própria

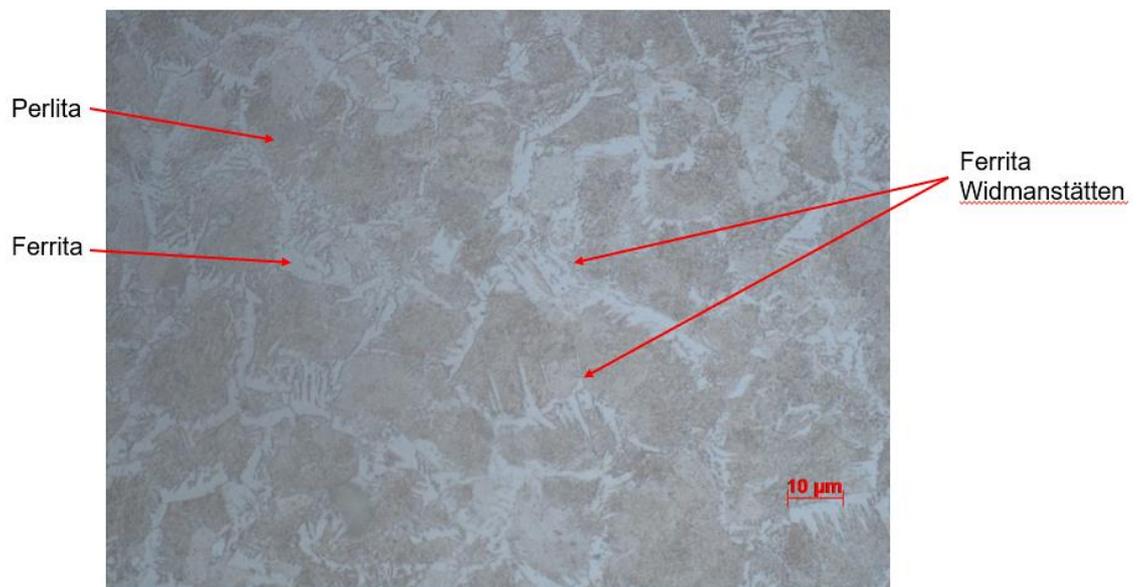
Figura 35. Microestrutura de um aço 0,38%C.



Fonte: CALLISTER, 2011.

As micrografias do aço tratado termicamente não mostram nenhuma formação do microconstituente martensita, reafirmando o observado nos picos do DRX, não obstante, é possível observar na microestrutura a formação das fases perlita, ferrita e ferrita de Widmanstätten nas Figuras 36 e 37.

Figura 36. Microestrutura do aço com TT na superfície em contato com o jato de água 100X.



Fonte: Autoria própria

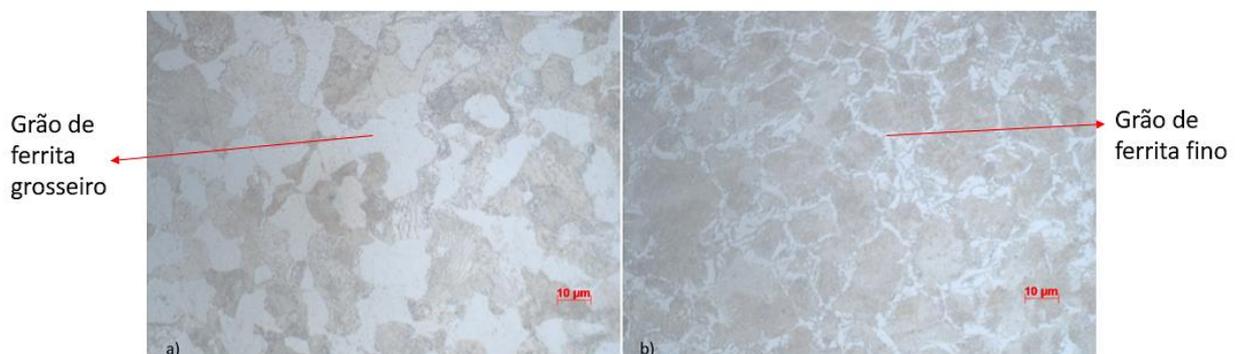
Figura 37. Microestrutura do aço com TT na distância de 10 mm água 100X.



Fonte: Autoria própria.

As imagens obtidas sugerem o refino de tamanho de grãos para o aço tratado termicamente em comparação ao sem tratamento térmico, isto devido ao resfriamento rápido durante o ensaio *Jominy*, atuando como mecanismo de aumento de resistência no aço temperado, oferecendo maior resistência devido ao impedimento de movimento das discordâncias como foi comprovado no ensaio de dureza. Na Figura 38, pode ser observado a comparação entre o aço sem tratamento térmico e com tratamento térmico.

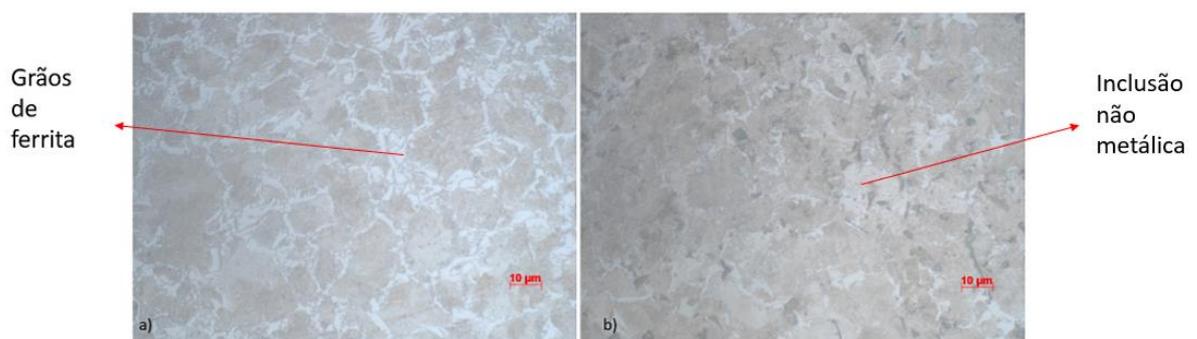
Figura 38. Comparação microestrutural entre a) o aço sem tratamento térmico e b) o aço com tratamento térmico.



Fonte: Autoria própria.

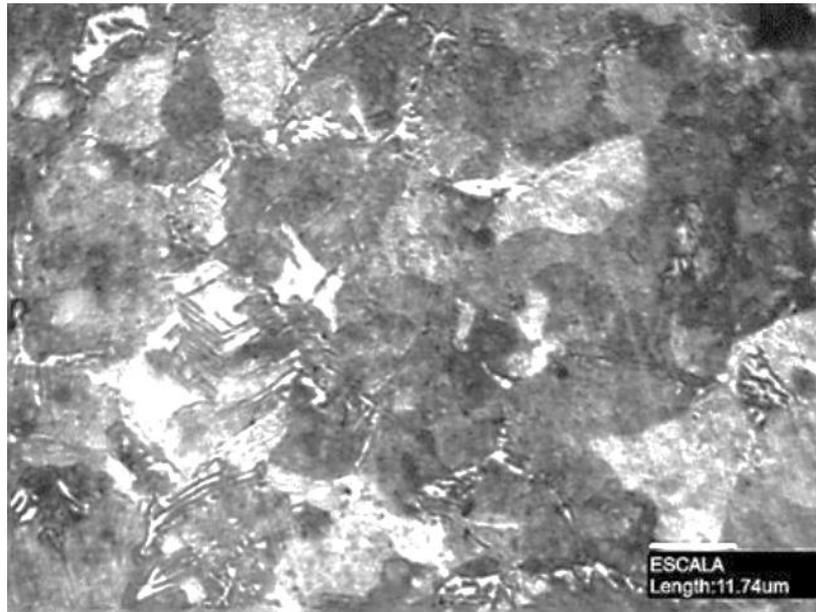
A Figura 39, mostra a microestrutura do aço com tratamento térmico na superfície de contato com o jato de água e o aço com tratamento térmico na distância de 10mm. Na Figura 38.b, é observado a presença de pontos pretos podendo ser inclusões não metálicas como óxidos. É interessante observar como o resfriamento afeta a morfologia em função da distância *Jominy*. Na Figura 38.a, observa-se áreas maiores de grãos ferrita em comparação com 38.b, assim como, mostram-se áreas maiores de formação de grãos de perlita na figura 38.b em comparação com a figura 38.a. Esse comportamento também é observado no trabalho de Zimmermann et. al. (2020), expondo uma morfologia quase inteiramente perlítica na distância de 7mm da extremidade temperada de um aço 1045 contendo grãos de cor branca representando a ferrita e grãos escuros a perlita observado na Figura 40, de maneira semelhante com a obtida neste trabalho.

Figura 39. Microestrutura do a) aço com tratamento térmico na superfície de contato com o jato de água e o b) aço com tratamento térmico na distância de 10 mm.



Fonte: Autoria própria.

Figura 40. Morfologia quase inteiramente perlítica.



Fonte: ZIMMERMANN et. al, 2020.

Outra microscopia obtida do aço com TT na superfície em contato com o jato de água mostra a formação de ferrita de Widmanstätten em forma de agulhas, dentro e nos contornos dos grãos da austenita, como também, em forma de placas paralelas formadas no contorno de grão austenítico. As microestruturas podem ser observadas nas Figuras 41 e 42 respectivamente.

Figura 41. Ferrita de Widmanstätten em forma de agulhas.



Fonte: Autoria própria.

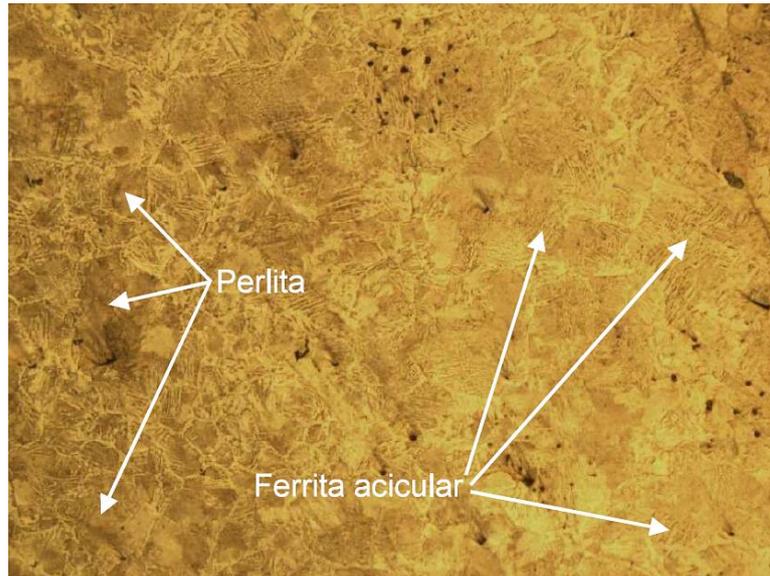
Figura 42. Ferrita de Widmanstätten em forma de placas paralelas.



Fonte: Autoria própria.

Um resultado similar na microestrutura obteve Manhães (2020), num aço 1020 temperado, onde houve formação de ferrita de Widmanstätten em forma de agulhas, também denominada de ferrita acicular e formação de placas desorientadas, como mostrada na Figura 43.

Figura 43. Microestrutura de aço 1020 temperado.



Fonte: MANHÃES, 2020.

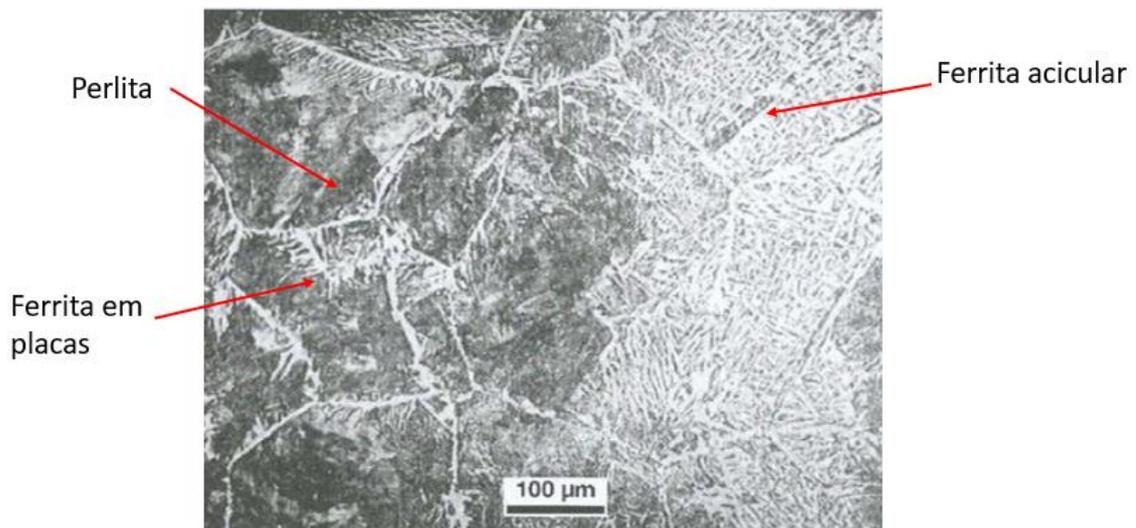
Segundo o autor, a martensita deveria ser o microconstituente predominante após a têmpera principalmente nas bordas do corpo de prova, porém, isso não aconteceu. Manhães (2020) atribui a não formação da martensita a uma possível descarbonetação parcial do aço devido ao aquecimento em um tempo excessivo.

Segundo Silva (1999), o fenômeno de descarbonetação está associado a difusão do carbono na matéria e este depende da combinação da temperatura, geometria e atmosfera em qual se encontra a amostra o qual poderá favorecer mais ou menos a reação do carbono superficial com o oxigênio da atmosfera formando CO e CO₂ e desta forma diminuindo a concentração de carbono no material.

Levando em conta as considerações de Manhães (2020), uma possível justificativa para a não formação da martensita do aço médio teor de carbono temperado neste trabalho, poderia ser a descarbonetação parcial por aquecimento em um tempo mais prolongado do que o recomendado. Colpaert (2008), também

descreve um tratamento de têmpera realizado em um aço de médio teor de carbono superaquecido o qual afirma que a mesma descarbonetou superficialmente, oferecendo também um resultado similar ao obtido com o aço temperado deste trabalho. A microestrutura pode ser vista na Figura 44.

Figura 44. Aço médio carbono mostrando fases de ferrita acicular, ferrita em placas e perlita.



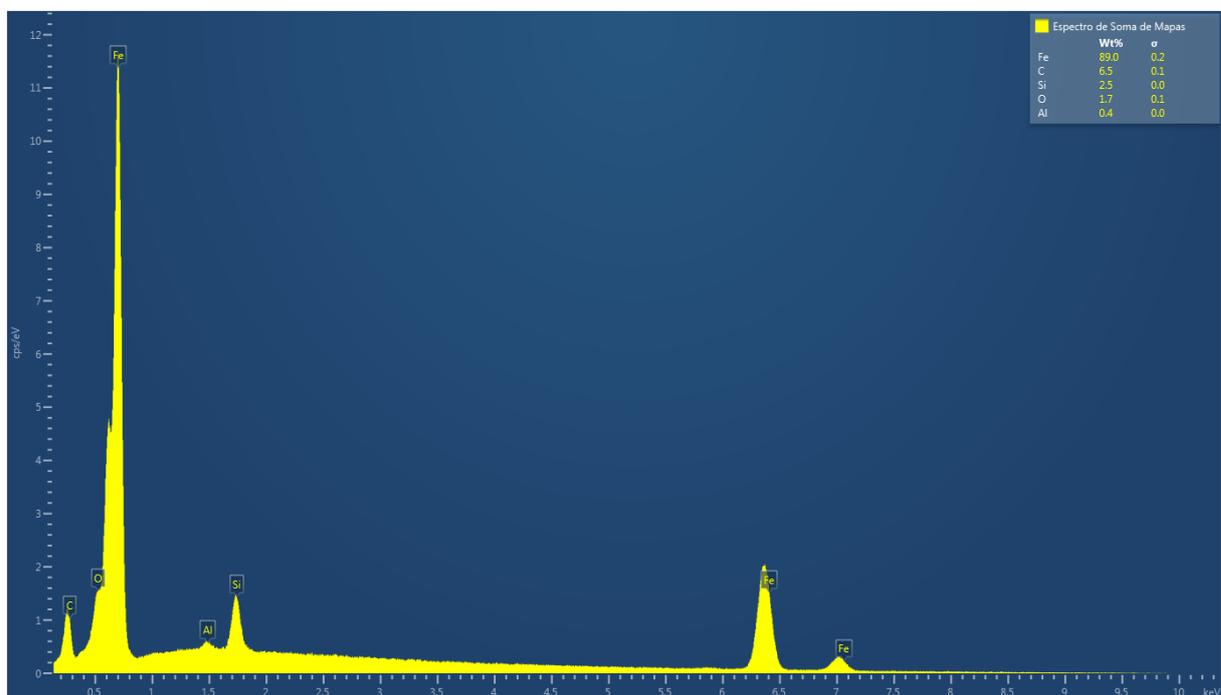
Fonte: COLPAERT, 2008.

Outra hipótese para não formação de martensita poderia ser o tempo em que a peça foi retirada do forno e colocada no suporte. A norma ASTM A255 fala que este não deve superar os 5 segundos para que a troca de calor com o ar não influencie nos microconstituintes a serem formados, bem como na sua dureza. Na Figura 10 mostrada no tópico de revisão bibliográfica é observado o diagrama TTT para um aço 1045, pode ser observado que após 5 segundos este cruza a linha F, que marca o fim da transformação da austenita para ferrita + perlita. Para o resfriamento deste CP o tempo empregado para retirar o CP e colocar no suporte *Jominy* foi de 5,5 segundos. Superando o tempo limite estabelecido pela norma ASTM A255.

4.4 CARACTERIZAÇÃO POR EDS

Mediante a caracterização por análise química/elementar por EDS, demonstrou-se a presença de ferro, carbono, silício, oxigênio e alumínio na superfície do aço tratado termicamente em contato com o jato de água. Na Figura 45 podem ser observados os seus picos característicos.

Figura 45. Análise por EDS para aço tratado termicamente.



Fonte: Autoria própria.

Segundo Singh, H. e Singh, A. (2017) os elementos destacados no aço médio teor de carbono são carbono, enxofre, fósforo, silício, manganês e a parte restante Ferro.

Comparando com os elementos destacados do ensaio de EDS do aço médio teor de carbono TT do experimento, não são encontrados os elementos de fósforo, manganês e enxofre. Ainda disso, são encontrados dois elementos a mais o alumínio e o oxigênio.

5 CONCLUSÃO

Conforme os ensaios e resultados apresentados nos capítulos anteriores a fim de analisar as modificações na estrutura e nas características do aço médio teor de carbono, resultantes do ensaio de têmpera mediante o emprego do dispositivo *Jominy* de fabricação própria, pode-se concluir que o objetivo principal do trabalho foi alcançado. Foi possível realizar a têmpera com a utilização de um dispositivo *Jominy* desenvolvido pelo autor deste trabalho, bem como foi possível realizar o estudo das alterações microestruturais e das propriedades do aço médio teor de carbono, através da análise das imagens das microestruturas, dos valores de dureza obtidos, da identificação dos elementos por EDS no aço após tempera e com a identificação das fases por DRX.

A montagem do aparato *Jominy* teve alguns contratempos, como os ajustes de conexões da parte hidráulica, as medições das posições dos canos e do suporte para que estes não afetassem os resultados do ensaio. Assim, o aparato ofereceu uma ótima funcionalidade para o ensaio, podendo ser utilizado em práticas futuras.

Foi possível realizar a têmpera no aço e observar que as fases martensita e bainita não se formaram. Mesmo assim, identificou-se os possíveis acontecimentos que levaram a um resultado distinto do que se esperava para um aço médio teor de carbono. Uma hipótese é que houve descarbonetação do corpo de prova devido ao tempo excessivo no forno a temperatura superior a 780°C, aproximadamente 25min. Outra hipótese é a aquisição do material de estudo sem certificação, pois este poderia ter elementos que não se encontram na faixa da norma ASTM A255. Outra justificativa poderia ser o tempo empregado (5,5 segundos) em retirar o corpo de prova do forno até colocar no suporte *Jominy*, podendo afetar a

obtenção dos microconstituintes desejados.

As medidas de dureza foram feitas satisfatoriamente com exceção do primeiro ponto de medida, este apresentou um valor menor que a segunda medida, fato que não deveria ter acontecido. Uma possível justificativa para este acontecimento é de que, o penetrador não teve o contato efetivo nesta posição (1,5mm da extremidade do corpo de prova), pois as dimensões do corpo de prova em comparação com a base do durômetro, pode ter causado instabilidade para a medição do primeiro ponto. Mesmo assim, foi possível plotar a curva de temperabilidade para o corpo de prova, a qual apresentou medidas de dureza de 31,7 a 12 HRC.

As identificações das fases por meio de DRX mostraram que definitivamente os microconstituintes de martensita ou bainita não foram formados, evidenciado pelos picos mostrados que correspondem a ferro- α . E a análise por EDS mostrou os elementos presentes no aço após têmpera.

A análise comparativa da morfologia das amostras deste trabalho com as da literatura, foi importante para indicar que talvez tenha acontecido o fenômeno de descarbonetação parcial do corpo de prova e/ou o tempo excessivo de retirada da peça até ser colocada no suporte. Além disso, a comparação morfológica do aço temperado com o não temperado foi de grande ajuda para justificar o ganho de dureza que houve no aço temperado, pois este apresentou refinamento dos grãos, e a presença de perlita e ferrita de Widmanstätten, em forma de agulhas dentro e nos contornos dos grãos da austenita, como também, em forma de placas paralelas formadas no contorno de grão austenítico.

Para trabalhos futuros, sugiro a aquisição de aços com certificados dentro da faixa de composição química exigida pela norma ASTM A255. Trocar a caixa do dispositivo *Jominy* por uma de metal. Realizar o ensaio *Jominy* com pelo menos 3

corpos de prova e submeter a austenitização com taxas de aquecimento mais rápidas e controladas, bem como, diminuir o tempo de permanência do corpo de prova nesta temperatura, de forma a tentar com mais precisão a obtenção de martensita e/ou bainita.

6 REFERÊNCIAS

AKHYAR, I. e SAYUTI, M. Effect of Heat Treatment on Hardness and Microstructures of AISI 1045. **Advanced Materials Research**, Aceh, Indonesia, v. 1119, p. 575-579, jul. 29, 2015.

ALBERS, A. P. F. Um método simples de caracterização de argilominerais por difração de raios X. **Revista Cerâmica**, São Paulo, v. 48, n. 305, p. 34-37, 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM A255, Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel**. In: Annual Book of ASTM Standards, 2020.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D.G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2011.

CANALE, L. C. F., ALBANO, L., TOTTEN, G. E., e MEEKISHO, L. Hardenability of Steel. **Comprehensive Materials Processing**. Local: Elsevier, 2014. p. 39-97.

CANALE, L.C.F.; VATAVUK, J. e TOTTEN G.E. Introduction to Steel Heat Treatment. In: HASHMI, M.S.J. **Comprehensive Materials Processing**. Local: Elsevier, 2014. p. 3-37.

CCDM UFSCAR. **Ensaio químicos: EDS**. Disponível em: <http://www.ccdm.ufscar.br/polimeros-ensaios-tecnologicos/ensaios-quimicos/microscopia-eletronica-de-varredura-mev-eds/>. Acesso em: 23 jul. 2022.

CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES AVANZADOS. **Metalografía y Microscopía Óptica**. Disponível em: < <http://mty.cimav.edu.mx/metalografia/>>. Acesso em: 02 de jul. 2022.

CHIAVERINI, V; **Aços e Ferros Fundidos**. 2a Edição, São Paulo, Brasil, 2008.

COLPAERT, H et al; **Metalografia dos Produtos Ciderúrgicos Comuns**. 4a Edição, São Paulo, Brasil, 2008.

DA SILVA, L.F., DUTRA, C.P., DE SOUZA, V. B. e FERNANDES, K.C. **ESTUDO DA DUREZA DO AÇO SAE 1045 SUBMETIDO AO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E RESFRIADO EM DIFERENTES MATERIAIS**. Revista Interdisciplinar do Pensamento Científico. n.1, v.5, p.169-182, 2019.

DA SILVA, R. P. et. al. **TÊMPERA DE AÇO SAE 1045 UTILIZANDO DIFERENTES MEIOS DE RESFRIAMENTO**. 71º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, p. 1405-1412, 2016.

Departamento de Física Laboratório de Física Moderna - Universidade Federal do Paraná. **DIFRAÇÃO DE RAIOS-X**. Disponível em: <http://fisica.ufpr.br/varalda/files/Difracao_Raios-x_Lab_Moderna_Varalda.pdf>. Acesso em: 27 de nov. 2021.

DE SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: Fundamentos teóricos e práticos**. São Paulo, Edgard Blücher, 1982.

DOS SANTOS, H.P. **CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS AÇOS 1020, 1045, 5160, 8620 APÓS OS DETERMINADOS TIPOS DE TRATAMENTO TÉRMICOS DE TÊMPERA, REVENIMENTO, NORMALIZAÇÃO E RECOZIMENTO**. 2021. TCC (Graduação) - Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2021.

DOS SANTOS, R; **Transformações de fase dos materiais metálicos**. 3ª Versão, São Paulo, Brasil, 2008.

DUARTE, L.C. et. al. **Aplicações de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Sistema de Energia Dispersiva (EDS) no estudo de gemas: exemplos Brasileiros**. Pesquisas em Geociências, n. 30, v. 2, p. 3-15, 2003.

GARCIA, A.; SPIM, J. A. e SANTOS, C. A. D. **Ensaio dos materiais**. 1. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2000.

GIASSI Ferro e Aço: o aço SAE 1045 e suas propriedades. Disponível em: <<https://giassiferroeaco.com.br/o-aco-sae-1045-e-suas-propriedades/>>. Acesso em: 14 mai. 2022.

GRAJALES, D. H. M. e MENESES, A.Z. **CONSIDERACIONES SOBRE APLICACIONES TECNOLÓGICAS DE TRANSFORMACIONES DE FASE EN ACEROS**. Scientia et Technica, n. 27, 2005.

KANDPAL, B. C et. al. Effect of heat treatment on properties and microstructure of steels. **Materials Today: Proceedings**, UP, India, 24 ago. 2020.

LG STEEL: Industria e comercio de arruelas LTDA. **Tabela de conversão de dureza**. Disponível em: <<http://lgsteel.com.br/tabela-conversao-dureza.htm>>. Aceso em: 14 jul. 2022.

MANHÃES, W.S. **CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA DO AÇO ABNT/SAE 1020 SUBMETIDO AO TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DA CEMENTAÇÃO SÓLIDA EM CAIXA E AO TRATAMENTO TÉRMICO DA TÊMPERA**. 2018. TCC (Graduação) – Engenharia Mecânica, Instituto Federal do Espírito Santo, 2018.

MARQUES, D. A; PEREIRA, P. G. N; ALENCAR, R. A e DA SILVA, M. J. G. **ANÁLISE DE TEMPERABILIDADE E CORRELAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS AÇOS ABNT 1045 E ABNT 4140**. 72º Congresso Anual da ABM, São Paulo, v. 72, n. 1, 2017.

MARTINS, M. **Temperabilidade jominy e influência do revenido sobre a dureza - Um estudo em aços estruturais nacionais**. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, p. 115. 2002.

PEREIRA, Adriano Bezerra. **Caracterização Estrutural e Térmica de Cristais de L-Arginina HClxHBr1-x**. 2016. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais) - Universidade Federal do Maranhão, Imperatriz, 2016.

SCHEIDEMANTEL, R. H. **Utilização de Métodos Teóricos Para a Avaliação da Temperabilidade Jominy de Aços com Diferentes Composições Químicas.** 2014. 78 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014

SENTHILKUMAR, T. e AJIBOYE, T. K. Effect of Heat Treatment Processes on the Mechanical Properties of Medium Carbon Steel. **Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering**, v. 11, n. 2 p.143-152, 2012.

SINGH, H. e SINGH, A. An Enhancement of Properties of Material SAE 1045 Steel. **Imperial Journal of Interdisciplinary Research**, Punjab, India, v. 3, n. 2, p. 1678-1684, 2017

SINGH, S. et. al. Effect of heat treatment processes on the mechanical properties of AISI 1045 steel. **Materials Today: Proceedings**, India, v. 45, p. 5097-5101, 2021.

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

SILVA, A. O. **INFLUÊNCIA DE DIVERSOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E DUREZA DO AÇO 1045.** 2021. TCC (Graduação) - Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2021.

SILVA, Heloise R.T. **Estudos sobre descarbonetação de aços submetidos a tratamentos superficiais por plasma.** 1999. Dissertação. UFSC. Florianópolis. 1999.

SOUZA, G.P. et. al. **Endurecimento do aço AISI 1100 por têmpera.** Encontro nacional de estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas. Rio de Janeiro 2015.

ZIMMERMANN, H. M., TURRA, C. J., WOLFART JR., M. **Dispositivo Prático e de Baixo Custo, com Tecnologia 100% Nacional, para Avaliação da Temperabilidade de Aços.** Caderno de Propriedade Intelectual e Transferência de Tecnologia, v.2, n.1, jun. 2020.