



UNIVERSIDADE FEDERAL DA GRANDE DOURADOS  
FACULDADE DE ENGENHARIA  
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA



CAROLINA SANTANA MICHELS

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA VISCOSIDADE DE ÓLEOS  
MINERAIS E SINTÉTICOS COMO MEIO DE TÊMPERA NA  
MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 1045

DOURADOS

2018

CAROLINA SANTANA MICHELS

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA VISCOSIDADE DE ÓLEOS  
MINERAIS E SINTÉTICOS COMO MEIO DE TÊMPERA NA  
MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 1045

Trabalho apresentado ao Curso de Engenharia  
Mecânica da Universidade Federal da Grande  
Dourados - UFGD, como requisito para a  
obtenção do título de Bacharel em Engenharia  
Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Rafael Ferreira Gregolin

DOURADOS

2018

**Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP).**

M623a Michels, Carolina Santana

Avaliação da influência da viscosidade de óleos minerais e sintéticos como meio de têmpera na microestrutura do aço 1045 / Carolina Santana Michels -- Dourados: UFGD, 2018.

61f. : il. ; 30 cm.

Orientador: Rafael Ferreira Gregolin

TCC (Graduação em Engenharia Mecânica)-Universidade Federal da Grande Dourados

Inclui bibliografia

1. Têmpera em óleo. 2. SAE 1045. 3. Viscosidade. 4. Microestrutura. 5. Microdureza. I. Título.

Ficha catalográfica elaborada automaticamente de acordo com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

**©Direitos reservados. Permitido a reprodução parcial desde que citada a fonte.**



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
FUNDAÇÃO UNIVERSIDADE FEDERAL DA GRANDE DOURADOS

ANEXO D - AVALIAÇÃO FINAL DO TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

Aluno(a): CAROLINA SANTANA MICHELS

Título do trabalho e subtítulo (se houver): AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA  
VISCOSIDADE DE ÓLEOS MINERAIS E SINTÉTICOS COMO MEIO DE  
TEMPERA NA MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 1045  
BANCA EXAMINADORA

1. **Presidente (orientador):** (Titulação, Nome e Instituição)

Prof. Dr. RAFAEL FRANCISA GREGOLIN, Universidade  
Federal da Grande Dourados

2. **Membro:** (Titulação, Nome e Instituição) MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

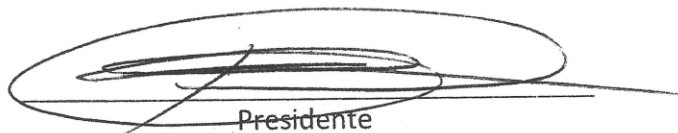
EDILSON NUNES POLLNOW  
UNIVERSIDADE FEDERAL DA GRANDE DOURADOS


3. **Membro:** (Titulação, Nome e instituição)

Prof. Dr. Rodrigo Borges Santos, Universidade Federal da  
Grande Dourados

De acordo com o grau final obtido pelo aluno, nós da banca examinadora, declaramos  
Aprovado (Aprovado/Reprovado) o aluno acima identificado, na  
componente curricular Trabalho de Conclusão de Curso (TCC-II) de Graduação no Curso de  
Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Grande Dourados.

Local Dourados, 06 de Dezembro de 2018 Data

  
Presidente

  
Membro

Rodrigo Borges Santos  
Membro

*À minha família, por todo apoio durante essa jornada.*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador Prof. Me. Edilson Nunes Pollnow, pela sabedoria com que me guiou nesta trajetória, pela paciência e compreensão com minhas dificuldades, pelo encorajamento e confiança no meu trabalho.

Agradeço aos meus pais Irene e Nélio, pelo apoio às minhas escolhas ao longo da graduação, pelo suporte financeiro e psicológico que recebi. Em especial ao meu irmão Flávio por ser sempre uma inspiração intelectual e ética na universidade.

Ao meu namorado José Emanuel, por me passar tranquilidade e encorajamento. À minha amiga e aliada nessa etapa de Trabalho de Conclusão de Curso, Maria Fernanda, por permitir dias mais leves e cômicos, por estar sempre presente, dando suporte ao meu trabalho, por me encorajar e principalmente por ter me proporcionado sua amizade.

À empresa Líder Aço: comércio de metais, pelo fornecimento de aço 1045 para o preparo das amostras utilizadas. Ao estabelecimento Sousa: Troca de óleo e lubrificação, pelo fornecimento dos óleos 0W20 e 5W30.

Agradeço também à concessão por parte da Universidade Federal da Grande Dourados (UFGD) dos Laboratórios LENER, LEPP e LATEC, bem como o apoio da equipe técnica. Aos professores Ramon Eduardo Pereira da Silva, Rogério da Silva Santos e Sueli Marie Ohata, por de alguma forma ajudarem na realização dos experimentos de viscosidade. Ao Laboratório de pesquisa em materiais (Lapem) da Universidade Federal de Pelotas (UFPel), onde foram realizadas as micrografias e microdureza Vickers.

## RESUMO

MICHELS, C. S. **AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA VISCOSIDADE DE ÓLEOS MINERAIS E SINTÉTICOS COMO MEIO DE TÊMPERA NA MICROESTRUTURA DO AÇO 1045**. 2018. 61 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Engenharia Mecânica. Universidade Federal da Grande Dourados. Dourados, 2018.

Com a constante busca por aprimoramento de materiais siderúrgicos, principalmente na área de engenharia de superfícies, o estudo de formas de modificar as propriedades mecânicas de ligas de aço carbono, para aplicações sujeitas a desgaste, têm ganhado grande atenção. Nesse cenário, surgem diversas formas de se melhorar a resistência ao desgaste associada a tenacidade em peças para aplicação industrial. A têmpera, que consiste em um tratamento térmico por resfriamento brusco a partir da temperatura austenítica, é uma ferramenta de baixo custo e bastante versátil, pois para cada meio de resfriamento utilizado, é possível obter um resultado microestrutural diferente. Quando se trata de têmpera com resfriamento em óleo, uma propriedade do fluido que exerce grande influência na transformação metalográfica do aço é a viscosidade, o que abre uma gama de possibilidades de óleos comerciais, além de preços acessíveis. Buscando uma avaliação dos resultados obtidos ao se realizar têmpera em óleos de diferentes viscosidades, o presente trabalho investiga a influência dessa propriedade na transformação microestrutural e endurecimento do aço SAE 1045, além de verificar como a formação de filmes de vapor durante o resfriamento pode interferir no processo de endurecimento. Para isso, foram utilizados métodos experimentais para obtenção de viscosidade dos óleos, observação de microestrutura e aquisição de microdureza Vickers. Os resultados obtidos mostraram que, para todos os meios de resfriamento, foi obtido endurecimento superficial da amostra maior que o endurecimento do núcleo. Notou-se também que os valores para microdureza Vickers não variaram expressivamente de uma amostra para outra, bem como a composição microestrutural, indicando que a viscosidade interfere mais intensamente quando existe grande diferença dessa grandeza de um meio de resfriamento para outro. Finalmente, a formação de filme de vapor durante o procedimento foi responsável por variação de microdureza Vickers ao longo do perfil definido (núcleo – superfície) e por transformações bainíticas mais intensas que martensíticas.

**Palavras-chave:** Têmpera em óleo, SAE 1045, Viscosidade, Microestrutura, Microdureza.

## ABSTRACT

MICHELS, C. S. **INFLUENCE EVALUATION OF MINERAL AND SYNTHETIC OILS VISCOSITIES AS A HARDENING ENVIRONMENT IN STEEL MICROSTRUCTURE AISI 1045**. 2018. 61 f. Graduation Final Project. Mechanical Engineering. Federal University of Grande Dourados. Dourados, 2018.

With the constant search for improvement of metallurgical materials, especially at surface engineering, the study of ways to change the carbon steel alloys mechanical properties, for applications submitted of wear, have received great attention. In this scenario, there are several ways of improving wear resistance added to tenacity in components for industrial application. Tempering, a heat treatment by abrupt cooling from the austenitic temperature, is a low-cost and quite versatile tool, so that for each cooling environment used, a different microstructural result can be obtained. When it comes to oil quenching, a fluid property that has great influence on the steel metallographic transformation is viscosity, which enables a range of commercial oils possibilities, in addition to competitive prices. The present work is an investigation of the influence of this property on the microstructural transformation and hardening of SAE 1045 steel, as well as a verification of how the formation of vapor films can affect the hardening process during cooling. For this purpose, experimental procedures were used to obtain the viscosity of the oils, microstructure observation and acquisition of Vickers microhardness. The results showed that, for all oils, the hardening of the surface was higher than in the core. It was also found that there was no great variation of Vickers microhardness from one sample to another, as well as the microstructural composition, indicating that the viscosity interferes more intensely when there is a big difference of this magnitude from one oil to another. Finally, the presence of vapor film during tempering caused Vickers microhardness variation along the defined profile (nucleus - surface) and more intense bainitic transformation than martensitic ones.

**Keywords:** Oil quenching, AISI 1045, Viscosity, Microstructure, Microhardness.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama e equilíbrio de fases Fe-C.....	19
Figura 2: Comparação entre microestruturas (a) da ferrita $\alpha$ (ampliação de 90x) e (b) austenita (ampliação de 325x) .....	20
Figura 3: Micrografia mostrando a microestrutura da perlita.....	21
Figura 4: Microestrutura martensítica aço SAE 1045 (têmpera em óleo mineral).....	22
Figura 5: (a) bainita; (b) martensita.....	23
Figura 6: Microestrutura do aço SAE 1045.....	24
Figura 7: Relação de teor de carbono e temperatura para tratamentos térmicos.....	28
Figura 8: Curva de resfriamento e curva de taxa de resfriamento.....	30
Figura 9: Ilustração esquemática das etapas de resfriamento de uma sonda em água .....	31
Figura 10: Relação entre ângulo de molhamento e superfície de contato.....	32
Figura 11: Fluxograma Metodológico do Processo.....	33
Figura 12: Óleos utilizados no processo de têmpera .....	34
Figura 13: <i>Spindle</i> SC4-34 .....	36
Figura 14: a) Viscosímetro, b) amostra durante o experimento .....	36
Figura 15: Representação das amostras.....	37
Figura 16: Amostras a) antes e b) depois de preparadas .....	38
Figura 17: Forno mufla utilizado.....	38
Figura 18: Resina poliéster e molde de silicone .....	40
Figura 19: Esquema de medição de microdureza Vickers .....	41
Figura 20: Amostras após a têmpera com a marcação de corte.....	42
Figura 21: Amostras após embutimento e polimento.....	42
Figura 22: Amostra T_0 com aproximações de a) 100x (núcleo) e b) 400x (superfície).....	46
Figura 23: Amostra T_I, a) Núcleo e b) Superfície, 400x.....	46
Figura 24: Amostra T_II, a) Núcleo – 100x e b) Superfície – 100x.....	47

Figura 25: Amostra T_IIb, a) Núcleo e b) Superfície (200x).....	47
Figura 26: Amostra T_III a) Núcleo e b) Superfície. 400x .....	48
Figura 27: Indentação de microdureza Vickers .....	49
Figura 28: Comparativo de perfil de dureza das amostras .....	51
Figura 29: Comparação dos perfis de microdureza T_II e T_IIb.....	52
Figura A - 1: Perfis de microdureza Vickers.....	60

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Relação entre temperatura e mudança de estrutura cristalina para a liga Fe-C.....	18
Tabela 2: Composição do aço SAE 1045 .....	24
Tabela 3: Severidade da têmpera de diferentes meios comparados com a água. ....	26
Tabela 4: Especificações do viscosímetro .....	35
Tabela 5: Condições do experimento .....	35
Tabela 6: Viscosidade experimental dos óleos de têmpera .....	43
Tabela 7: Avaliação da microdureza .....	53
Tabela A - 1: Medidas de viscosidade.....	59
Tabela A - 2: Medições de microdureza Vickers .....	60

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1: Micrografias para o núcleo das amostras .....	44
Quadro 2: Micrografias para a superfície das amostras .....	45

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	15
1.1. Problema de pesquisa.....	16
1.2. Objetivo geral.....	16
1.3. Objetivo específico.....	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1. Aço carbono.....	17
2.1.1. Aço SAE 1045.....	23
2.2. Tratamentos térmicos.....	25
2.3. Têmpera.....	25
2.4. Têmpera com resfriamento em óleo.....	27
2.4.1. Óleos minerais e sintéticos.....	29
2.5. Influência da viscosidade do óleo no processo de têmpera.....	29
3. METODOLOGIA.....	33
3.1. Materiais utilizados.....	34
3.2. Viscosidade.....	35
3.3. Preparação das amostras de aço SAE 1045.....	37
3.3.1. Corte.....	37
3.3.2. Têmpera.....	38
3.3.3. Embutimento.....	39
3.3.4. Lixamento e polimento.....	40
3.3.5. Ataque químico.....	41
3.4. Microscopia óptica e microdureza.....	41
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	42
4.1. Viscosidade.....	43
4.2. Micrografias.....	43

4.3. Microdureza Vickers.....	49
5. CONCLUSÃO.....	54
APÊNDICE A – Resultados de viscosidade.....	59
APÊNDICE B – Microdureza Vickers .....	60

## 1. INTRODUÇÃO

Tenacidade, somada resistência ao desgaste dos aços, é uma combinação muito procurada pela indústria para aplicação em peças e equipamentos sujeitos a intenso desgaste e esforços mecânicos. Essa condição tem sido obtida por meio de tratamentos térmicos, responsáveis por modificar as características superficiais de uma peça em aço sem alterar a sua composição química final.

Um exemplo de tratamento térmico comumente empregado é a têmpera, que por meio do aquecimento, manutenção da temperatura por um determinado período, e seguinte resfriamento da peça, é capaz de produzir uma microestrutura martensítica. Essa microestrutura é o resultado da difusão da austenita e por isso, essa temperatura de aquecimento deve ser acima da temperatura de austenitização do material trabalhado (CALLISTER, 2016). Com a mudança da microestrutura, dado o tratamento térmico, é observado então aumento da dureza superficial do material (CHIAVERINI, 2012).

Um dos fatores que interferem no resultado final de um material submetido à têmpera é o meio de resfriamento, que segundo Lasday (1976), é responsável por controlar a microestrutura final da peça, de acordo com as propriedades do fluido e com o processo de mudança de estado desse meio (trocas de calor e evaporação). Esse meio pode ser água, salmoura, óleos ou soluções poliméricas. Os óleos, foco do presente trabalho, são materiais que promovem uma têmpera menos severa, o que evita surgimento de trincas.

A viscosidade, característica de diferenciação de óleos minerais e sintéticos, influencia na têmpera por estar relacionada com o molhamento da peça, que por sua vez depende da tensão superficial do óleo, que também estão associados com a formação de filme de vapor (isolante térmico) durante o resfriamento. Além disso, os óleos são bastante flexíveis quanto as suas propriedades, existindo a possibilidade de mistura-los entre si ou colocar aditivos para obter uma condição desejada (TOTTEN *et al*, 1993).

Buscando uma análise comparativa das características de óleos minerais e sintéticos, principalmente em relação a influência da viscosidade nesse processo, o presente trabalho faz um estudo do comportamento de um corpo de prova em aço SAE 1045 submetido ao processo de têmpera, com resfriamento em diferentes óleos de origem fóssil e sintética. Será avaliado

também como a formação de filme de vapor, durante o resfriamento, interfere no resultado final do tratamento térmico.

### **1.1. Problema de pesquisa**

Nessa pesquisa é avaliado o desempenho de diferentes óleos na etapa de resfriamento da têmpera do aço de médio teor de carbono SAE 1045. Os parâmetros estudados serão a microestrutura do aço, bem como a dureza desse material, verificando também a influência da formação de filmes de vapor durante o resfriamento.

### **1.2. Objetivo geral**

O objetivo geral do presente trabalho consiste em avaliar a influência da viscosidade de diferentes óleos como meio de têmpera de amostras de aço SAE 1045.

### **1.3. Objetivo específico**

A fim de atingir o objetivo geral apresentado, são requeridos os seguintes objetivos específicos:

- Obtenção da viscosidade dos óleos em estudo.
- Avaliação da influência do resfriamento promovido por esses óleos na microestrutura das amostras do aço SAE 1045.
- Análise dos efeitos da têmpera, no que diz respeito às propriedades mecânicas, por meio de ensaios de Microdureza Vickers.



## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Aço carbono

O aço consiste em uma liga metálica, formada principalmente por ferro e carbono. Ligas são definidas como o resultado de uma mistura de dois ou mais elementos químicos, sendo ao menos um metálico e que ao final da mistura obtêm-se um material com características metálicas (SILVA; MEI, 2010).

O carvão, tanto vegetal quanto o mineral, possui alto teor de carbono, o qual é utilizado na indústria siderúrgica como redutor do minério de ferro, como a hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ), a magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ), por exemplo. Essa redução consiste em uma reação química em que o carbono é responsável por desassociar o oxigênio do minério, além de passar a fazer parte da composição do aço, o produto final da siderurgia (ARAUJO, 2005).

Uma das características do aço e que possui ligação direta com a concentração de carbono, é a dureza ou resistência dessa liga. Quanto maior o teor de carbono, mais duro será o aço. Este possui um baixo custo de obtenção devido à grande disponibilidade de seus componentes, ferro e carbono, na natureza. Isso permite obter um material que combine propriedades de alto desempenho no que se trata de aplicações estruturais, associado a um bom custo benefício (CALLISTER, 2016).

O aço é um material bastante versátil no que diz respeito às modificações de suas propriedades mecânicas, sendo possível alterá-las com a combinação de diferentes elementos de liga ou com o uso de tratamentos térmicos e termoquímicos (SILVA; MEI, 2010). O resultado dessas vantagens reflete na grande exploração do minério e produção da liga para larga aplicação estrutural.

Para entender melhor a estrutura do aço, é importante entender o que são fases. Fases são definidas como uma parte homogênea de um sistema, de modo que toda a região compreendida pela fase possui as mesmas características, como o seu estado físico, estrutura cristalina e composição química. O aço é raramente formado por uma única fase ou um só cristal, que geralmente aparecem combinados. As estruturas cristalinas mais comuns são CFC (cúbica de face centrada) e HC (hexagonal compacta) ambas compactas, e a não compacta CCC (cúbica de corpo centrado) (COLPAERT, 2008).

Além das fases, existe ainda outro elemento de grande importância para o estudo dos aços, que são as microestruturas, que, segundo Callister (2016), consiste na combinação das fases. Essa combinação reflete em novas possibilidades de características mecânicas.

A obtenção de uma liga partindo do ferro implica na inserção de elementos aos átomos de ferro, afeta a estabilidade dos arranjos de átomos e a estrutura do material. Um exemplo disso é a inserção de carbono, responsável por alterar a estabilidade relativa entre as fases. As alterações nas fases de uma liga podem fazer com que a mesma se comporte de maneiras diferentes, dependendo da concentração do elemento ligado e da temperatura na qual a liga é submetida. Para o caso da liga Fe-C (aço) existe um diagrama de equilíbrio de fases, que representa detalhadamente essas possibilidades (Figura 1) (COLPAERT, 2008).

Tabela 1: Relação entre temperatura e mudança de estrutura cristalina para a liga Fe-C

<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Fase</b>	<b>Estrutura</b>
Ambiente	Ferrita ( $\alpha$ )	CCC
912	Austenita ( $\gamma$ )	CFC
1394	Ferrita ( $\delta$ )	CCC

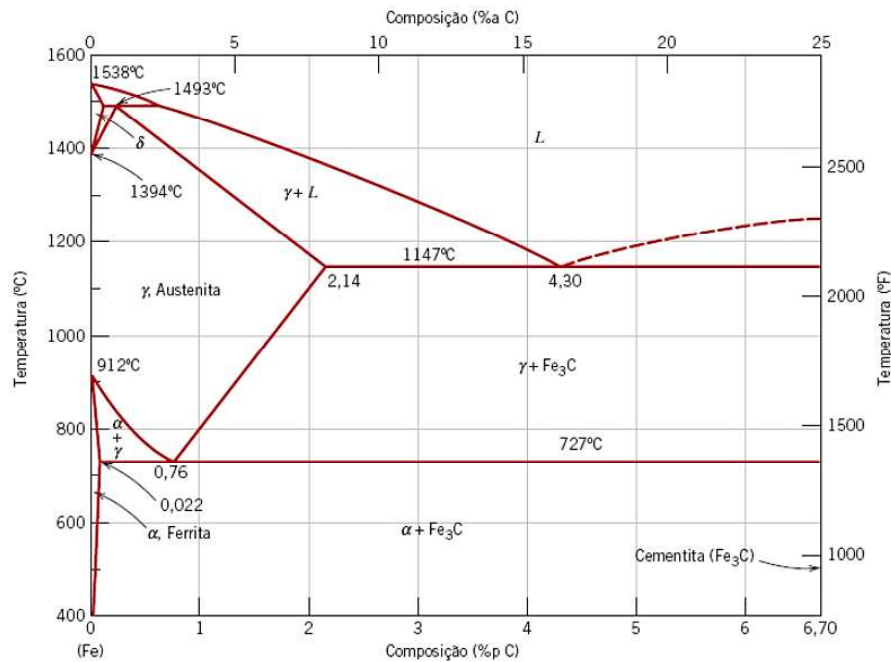
Fonte: Callister (2016).

Segundo o mesmo autor, o ferro, na sua forma pura, possui uma característica de polimorfismo, ou seja, pode apresentar dois tipos de estruturas cristalinas a pressão ambiente, dependendo da temperatura. Apresenta a estrutura CCC a baixas temperaturas (menor que 910°C) e CFC acima dessa temperatura, conhecida como temperatura de austenitização, que será discutida mais adiante. Acima de 1535°C a estrutura CCC é estável até o ponto de fusão. O controle dessas transformações de fase auxilia a produzir uma liga Fe-C com propriedades pensadas para aplicações específicas, por vezes variando a concentração de carbono, a temperatura ou ambos.

O diagrama de fases, mostrado na Figura 1, abrange o grupo dos aços (até 1,22% de C) e o grupo dos ferros fundidos (até 6,67% C) (CHIAVERINI, 2012) e mostra que ocorrem duas transformações de fase cristalina até a fusão da liga. À temperatura ambiente ele apresenta

a fase ferrita (ferro  $\alpha$ ) e a fase líquida do aço é representada pela letra L que indica a região do diagrama.

Figura 1: Diagrama e equilíbrio de fases Fe-C



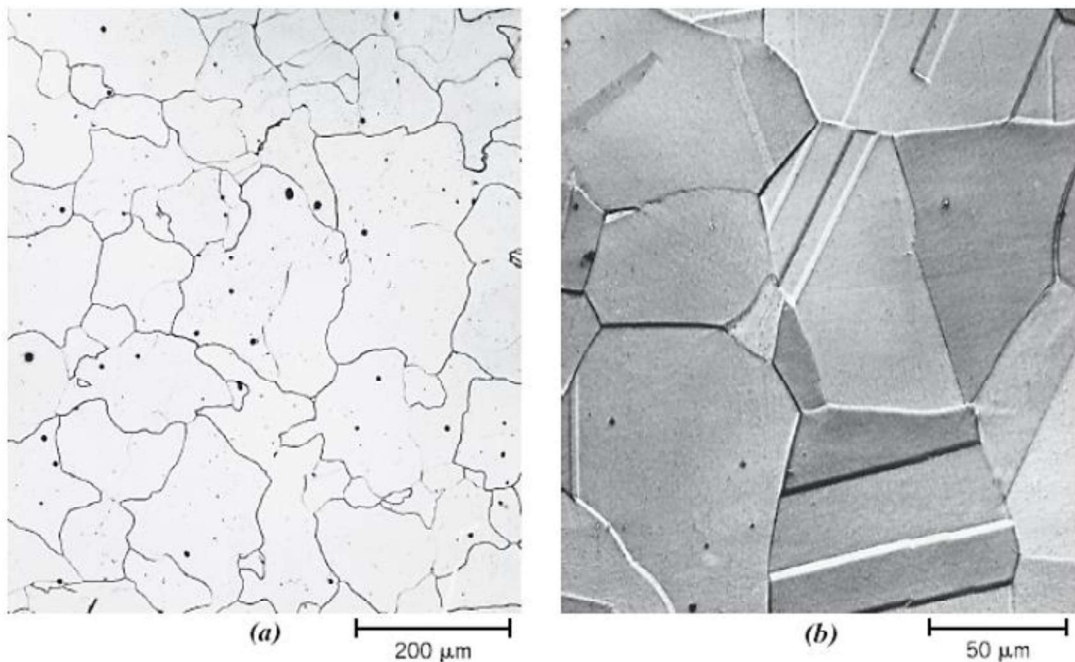
Fonte: Callister (2016, p. 305)

A 912°C, para o ferro puro, ocorre uma transformação polimórfica para austenita, que perdura até 1394 °C, quando ocorre outra transformação de fase, que dessa vez é para ferrita (ferro  $\delta$ ), e finalmente a fusão a 1538°C. Para a liga Fe-C, essas temperaturas variam de acordo com o teor de carbono. Essas transformações são mostradas em detalhes na Tabela 1, com as temperaturas de transformação e as estruturas correspondentes (CALLISER, 2016).

Segundo o mesmo autor, a austenita (fase  $\gamma$ ) ligada somente ao carbono é uma fase que não ocorre abaixo de 727°C. A solubilidade máxima do carbono na austenita, 2,14 %, ocorre a 1147°C que é quase 100 vezes maior que o valor máximo para a ferrita CCC. Isso ocorre, pois, os vazios presentes na sua estrutura cristalina são maiores, o que permite maiores deformações, tornando essa fase mais reativa e suscetível a receber tratamentos térmicos e termoquímicos. A Figura 2 mostra uma comparação entre as micrografias das microestruturas de ferrita e austenita.

Além das fases formadas em função da alteração de temperatura (eixo y) é possível observar que novas estruturas são formadas de acordo com a variação da concentração de carbono, representada pelo eixo x, até 6,7 % em concentração. Nesse ponto do diagrama, existe uma linha vertical, que representa o composto cementita, fase rica em carbono ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) (CALLISER, 2016).

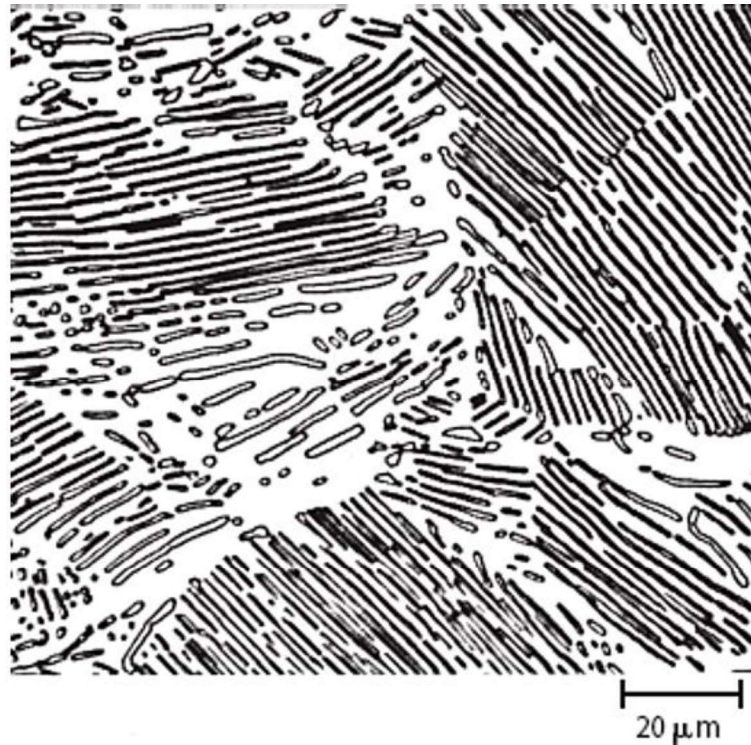
Figura 2: Comparação entre microestruturas (a) da ferrita  $\alpha$  (ampliação de 90x) e (b) austenita (ampliação de 325x)



Fonte: Adaptado de Callister (2016, p. 306).

A ferrita é a constituinte que apresenta maior ductilidade entre as demais fases, sendo também a mais maleável, características justificadas pelo seu teor de carbono relativamente baixo (possui baixa resistência). Pode ocorrer nas formas poligonal ou acicular, e quando encontrada de forma combinada com a cementita, resulta em uma mistura chamada perlita, que é mais dura que a ferrita e mais maleável que a cementita (AZZOLINI, 2017). A microestrutura da perlita, mostrada na Figura 3, é caracterizada pela presença de lamelas paralelas de cementita e ferrita, em que as de ferrita possuem maior espessura (SILVA; MEI, 2010).

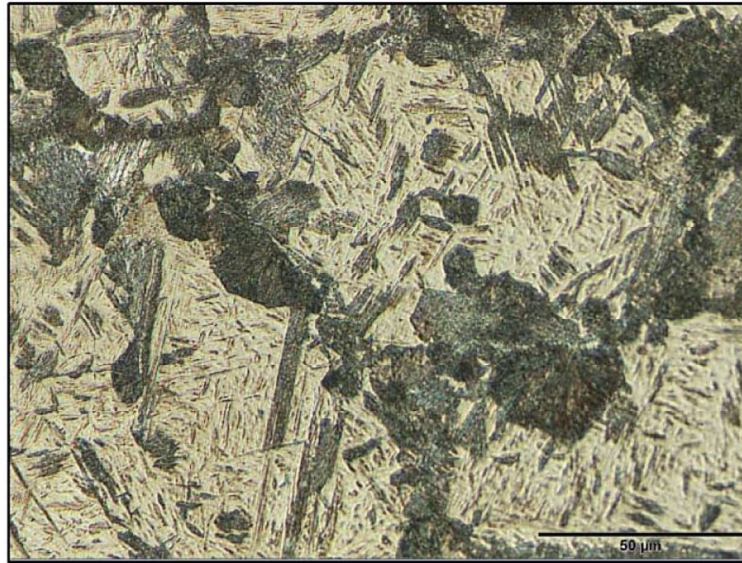
Figura 3: Micrografia mostrando a microestrutura da perlita



Fonte: Callister (2016, p. 308).

A martensita, mostrada na Figura 4, é outra fase possível em uma liga Fe-C, é o resultado de um resfriamento brusco da fase austenita, envolvendo altas taxas de troca de calor, como por exemplo, o resfriamento de uma peça em temperatura de austenitização em água (SILVA; MEI, 2010). Segundo Colpaert (2010), a martensita é encontrada na forma de ripas ou placas alongadas, chamada também de “acicular” (ou agulhas) e o crescimento é interrompido por algum obstáculo, como contorno de grão. Na forma de ripas, são encontrados em tratamentos em aços com até 0,6% de carbono e sua dureza máxima é de 350 HV (THEWLIS, 2004). Em termos de estrutura, a martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC), uma forma distorcida da estrutura CCC.

Figura 4: Microestrutura martensítica aço SAE 1045 (têmpera em óleo mineral)

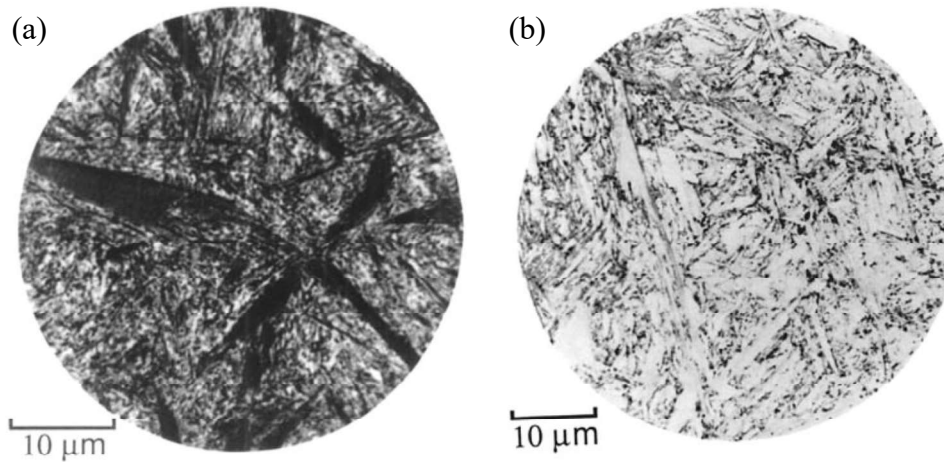


Fonte: Pereira (2016, p. 5)

As estruturas martensíticas são o objetivo da maioria dos processos de endurecimento, pois as mesmas apresentam a maior resistência à tração e ao escoamento que um aço de determinada composição química pode alcançar quando o mesmo não passou por nenhuma transformação de fase (TOTTEN, 2007).

Além da martensita, a bainita (Figura 5) é outra microestrutura que também pode ocorrer em tratamentos térmicos, formada em uma temperatura intermediária a da transformação da perlita e da martensita. Colpaert (2010) afirma que esse constituinte consiste em um agregado de ferrita e cementita com dimensões características muito pequenas. É definida por Bhadeshia (2001) *apud* Colpaert (2010) como um “agregado não lamelar” de ferrita e carbonetos, sendo subclassificada como bainita superior e inferior. A diferença entre as duas microestruturas não é perceptível em microscopia ótica com aproximação menor que 500x.

Figura 5: (a) bainita; (b) martensita.



Fonte: Bhadeshia (2001, p. 3)

### 2.1.1. Aço SAE 1045

O aço SAE 1045, consiste em um tipo comum de aço carbono. A sigla SAE significa Associação de Engenharia Automotiva, que consiste no sistema americano de classificação dos aços (MACHADO, 2014). Essa classificação é feita por uma série de números, em que os dois primeiros representam os principais elementos de liga presentes na composição do aço e os dois últimos indicam a concentração de carbono na composição. Para o aço SAE 1045, a sigla significa que a liga é composta por aço e carbono, de modo que existem aproximadamente 0,45% de carbono em sua composição (BUERGER *et al.*, 2009).

Segundo Simon *et al.* (2012), a composição do aço SAE 1045, permite classificar esta liga como aço de médio carbono, pois contém de 0,30% até 0,59% de carbono em sua composição. Esse tipo de aço possui uma boa relação entre resistência mecânica e resistência à fratura, o que permite aplicações estruturais, como eixos e virabrequins, até elementos de fixação, como parafusos e pinos (CHIAVERINI, 2012). A tabela 2 mostra a composição química do aço SAE 1045.

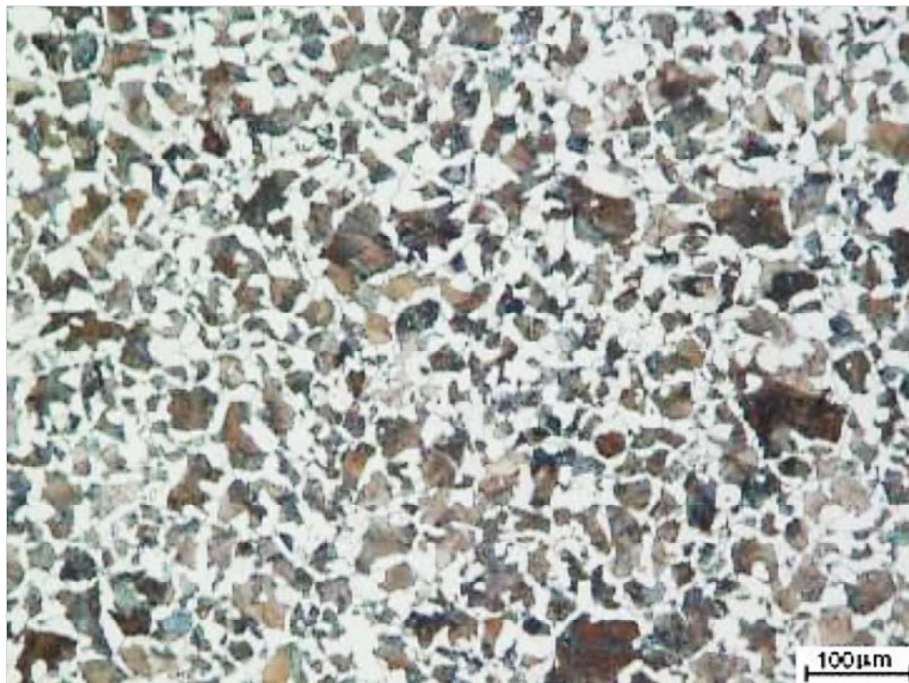
Tabela 2: Composição do aço SAE 1045

% C	% Mn	% P máx.	% S máx.	% Si
0,43 – 0,50	0,60 – 0,90	0,040	0,050	0,10 – 0,60

Fonte: Norma ABNT NBR 87/2000, adaptado por Azzolini (2017).

Além das características associadas à composição química dos aços, podem ser avaliadas também as características da microestrutura. Nesse quesito, o aço SAE 1045 é classificado com um aço hipoeutetóide, por possuir menos de 0,8 % de carbono. Isso significa que este grupo possui microestrutura formada por perlita grossa e ferrita primária (DAVID *et al.*, 2014). A microestrutura desse aço é mostrada na Figura 6, em que a perlita é mostrada pela região escura e a ferrita pela região clara.

Figura 6: Microestrutura do aço SAE 1045



Fonte: Perreira e Perozzi, (2008).

No que se trata de tratamentos térmicos, mas com ênfase em têmpera, Silva e Mei (2010) afirmam que quanto maior a concentração de carbono, menor a temperatura de



transformação martensítica e maior a dureza. Como o objetivo da têmpera é obter uma microestrutura martensítica, de maior dureza, é mais interessante trabalhar com aços de médio e alto teor de carbono. Por conta disso, aços temperáveis são aqueles que possuem teor de carbono maior que 0,3 %, (ou do SAE 1030 em diante). Assim, é possível temperar o aço SAE 1045 de modo obter uma superfície mais resistente e um núcleo mais dúctil.

## **2.2. Tratamentos térmicos**

Tratamentos térmicos são utilizados com o objetivo de modificar a estrutura metalúrgica de aços e ligas especiais, com objetivo de alterar as suas propriedades sem que haja alteração da composição inicial do material. Nos aços, por exemplo, ao utilizar o tratamento térmico adequado, é possível alterar a microestrutura, promovendo em aumento da dureza e resistência superficial (TOTTEN, 2007).

Segundo o mesmo autor, essa condição de alta dureza e alta resistência é obtida pela formação de estruturas metaestáveis, resultado de um processo em que o material é aquecido até a sua temperatura de austenitização e em seguida, resfriado rapidamente. Um exemplo de tratamento térmico aplicado em ligas ferro-carbono e que resulta em um material de alta dureza e resistência é a têmpera.

## **2.3. Têmpera**

Entre os materiais de cunho estrutural, o aço consiste naquele que, considerando melhor custo benefício e disponibilidade, se destaca por fornecer combinações de resistência e tenacidade (resistência ao impacto). Uma forma de se obter tal comportamento, também chamado de tenacidade, é utilizando tratamentos térmicos que resultam em uma microestrutura metaestável chamada martensita. A têmpera, é um dos tratamentos térmicos que resultam nessas características (SILVA; MEI, 2010).

Amplamente utilizado em indústrias, esse tratamento térmico consiste aquecer o material até uma temperatura superior à de austenitização e em seguida resfria-lo rapidamente, com o objetivo de se obter uma microestrutura que ofereça melhores propriedades mecânicas (BABU, 2016). Os meios de resfriamento podem ser água, óleo, salmoura e, mais recentemente,

soluções poliméricas, em que para cada caso é obtido um resultado microestrutural diferente, mostrando que o meio de resfriamento possui influência direta na severidade (ou intensidade) da têmpera.

Esses meios de resfriamento podem estar em condição agitada ou não agitada, em que meios agitados são os mais utilizados, pois promovem uma troca de calor mais eficiente, já que a convecção está presente. Outra forma é a chamada têmpera com resfriamento interrompido, em que o corpo de prova é resfriado até uma temperatura intermediária, na qual a peça reside por um determinado período e depois disso termina o resfriamento até a temperatura ambiente em outro meio (TOTTEN, 2007). A Tabela 3 mostra uma comparação de alguns meios de resfriamento em relação à água, em que o fator H indica a severidade da têmpera.

Tabela 3: Severidade da têmpera de diferentes meios comparados com a água.

Meio de têmpera	Severidade de têmpera (H)
Óleo sem agitação	0,2
Óleo moderadamente agitado	0,5
Óleo violentamente agitado	0,7
Água sem agitação	1,0
Água fortemente agitada	1,5
Salmoura sem agitação	2,0
Salmoura fortemente agitada	5,0



Crescem:

Velocidade de resfriamento

Trincas

Fonte: Adaptado de Colpaert (2008, p. 287).

Totten (2007) ainda afirma que o resultado desse tratamento é um aumento da resistência ao desgaste que, quando comparado a um tratamento de resfriamento lento, é capaz de aumentar 500% a dureza de um aço carbono (Fe-C). O resfriamento rápido, característico da têmpera, evita as transformações perlíticas e bainíticas, formando principalmente a martensita. Essa estrutura dificilmente será obtida em sua totalidade, podendo vir combinada com outras fases, em que o grau de dureza do aço temperado vai depender da concentração de martensita em relação às demais fases. Em contrapartida, existe um problema relacionado a esse aumento de dureza e resistência, que é o surgimento de tensões residuais na peça. Isso ocorre porque,

durante a transformação da microestrutura, devido ao aumento e diminuição de temperatura, ocorrem dilatação e contração volumétrica.

O motivo dessa variação volumétrica é a severidade da têmpera, que, segundo Silva e Mei (2010), promove gradientes bastante acentuados entre o centro e a superfície e que quanto maior a severidade da têmpera, maiores serão os gradientes. A existência desses gradientes é responsável pelo surgimento de tensões associadas à contração do aço durante o resfriamento e à expansão associada à transformação martensítica.

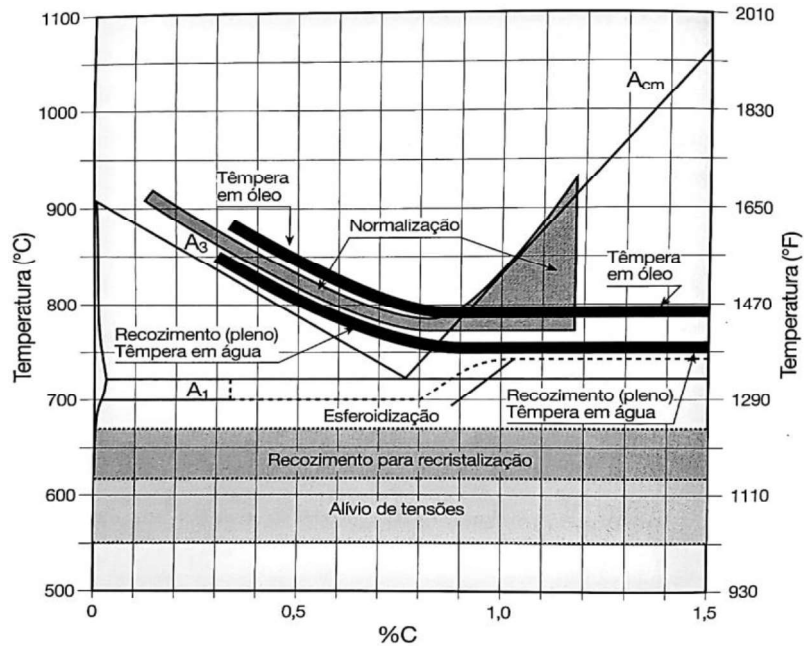
O resultado dessas alterações na forma é uma mudança de volume não uniforme ao longo da peça, que quando for submetida a esforços, poderá se mostrar mais suscetível a trincas e falhas por consequência de concentrações de tensão, resultado dessa não uniformidade. O ideal é trabalhar com taxas de resfriamento rápidas o suficiente para promover a mudança desejada na microestrutura, mas lenta o suficiente para minimizar as tensões residuais e a distorção. Como a taxa de resfriamento varia com as características do meio de resfriamento, as distorções no aço submetido à têmpera podem ser controladas escolhendo o meio de resfriamento adequado (TOTTEN, 2007).

Segundo Colpaert (2008), existe ainda uma variável que determina a intensidade e a profundidade com que a têmpera pode atuar em um aço, chamada temperabilidade. Essa variável está associada com a capacidade na qual um aço tem de formar martensita, que também está relacionada com o teor de carbono do aço: quanto maior a concentração de carbono, maior a dureza martensítica. Desse modo, segundo Silva e Mei (2010), os aços temperáveis são aqueles com teor de carbono maior que 0,3%.

#### **2.4. Têmpera com resfriamento em óleo**

Entre as formas de resfriamento de têmpera, os óleos são os que possuem maior destaque, representando 80% dos fluidos de resfriamento (TKACHUK, 1990). Isso se justifica por ser o fluido mais vantajoso, evitando aparecimento de tensões residuais e/ou distorções na peça, o que é mais adequado para peças de geometria complexa e seções irregulares (LASDAY, 1976), além de desenvolver gradientes de temperatura menores entre o centro e a superfície da peça, o que diminui o aparecimento de trincas. A Figura 7 mostra um diagrama que relaciona a concentração de carbono com a temperatura na qual a têmpera em óleo deve ser realizada.

Figura 7: Relação de teor de carbono e temperatura para tratamentos térmicos.



Fonte: Colpaert (2008, p. 282)

A figura mostra que a temperatura de austenitização, para têmpera em óleo, para o aço SAE 1045 (0,45% de carbono) é em torno de 850°C. É possível observar que a temperatura de austenitização diminui conforme o teor de carbono aumenta, justificando a maior temperabilidade dos aços de maior teor de carbono. Outra observação interessante é que a faixa de têmpera, tanto em óleo quanto em água, se iniciam apenas a partir de teores de 0,3 % de carbono, confirmando a aplicação de têmpera apenas em ligas de médio a alto teor de carbono.

Totten *et al.* (1993) afirmou que o uso de óleo para resfriamento da têmpera é indispensável para o tratamento de algumas peças, principalmente por que ele garante certa integridade após o processo, principalmente quanto às tensões residuais. Os óleos, ainda, são bastante flexíveis quanto as suas propriedades, havendo possibilidade de alterá-las com o uso de aditivos, mudando, por exemplo, a viscosidade, taxa de resfriamento, molhabilidade, estabilidade a oxidação, entre outras. Segundo Dicken (1986), a viscosidade em particular, é um fator muito importante para a têmpera, característica que será explorada mais adiante.

### **2.4.1. Óleos minerais e sintéticos**

Segundo Placek (1995), os óleos refrigerantes são, em sua maioria, de origem fóssil, obtidos pela destilação do petróleo. São basicamente mistura de vários tipos de óleos lubrificantes e industriais, utilizados em máquinas e equipamentos mecânicos. Tais óleos, de origem não renovável, correspondem a 95% de toda produção de lubrificantes especificamente (STRAFFELINI, 2015).

A base dos óleos minerais vem do refino do petróleo, sendo em sua maioria, óleos parafínicos, os óleos mais acessíveis. Segundo Matijevic (2012), apesar de ser possível a utilização do petróleo apenas refinado, é comum que óleos de têmpera contenham aditivos responsáveis por acelerar o resfriamento, aumentar a molhabilidade e prolongar o tempo de vida. Segundo Lisičić (2003), eles são classificados de acordo com a taxa de resfriamento que eles promovem:

- Óleos de martêmpera (ou óleos quentes): utilizados para diminuir os gradientes térmicos;
- Óleos de têmpera convencionais: possuem aditivos apenas para diminuir a oxidação, porém sem alterar a taxa de resfriamento, possuem viscosidade de 20 cSt ( $\text{mm}^2/\text{s}$ ) a  $40^\circ\text{C}$  (TOTTEN, 1993);
- Óleos acelerados: contém aditivos para aumentar a taxa de resfriamento, sua viscosidade pode variar de 7,5 cSt ( $\text{mm}^2/\text{s}$ ) a 15,0 7,5 cSt ( $\text{mm}^2/\text{s}$ ) a  $40^\circ\text{C}$  (DICKEN, 1986);

Já os óleos sintéticos são mais caros, pois são aplicados em situações específicas, como de alta temperatura. A produção é feita a partir da polimerização de moléculas orgânicas, tendo como base hidrocarbonetos ou silicões. Quando comparados com os óleos minerais, os óleos sintéticos têm melhores propriedades térmicas, como maior estabilidade, maior temperatura de decomposição e são mais resistentes ao processo de oxidação (STRAFFELINI, 2015).

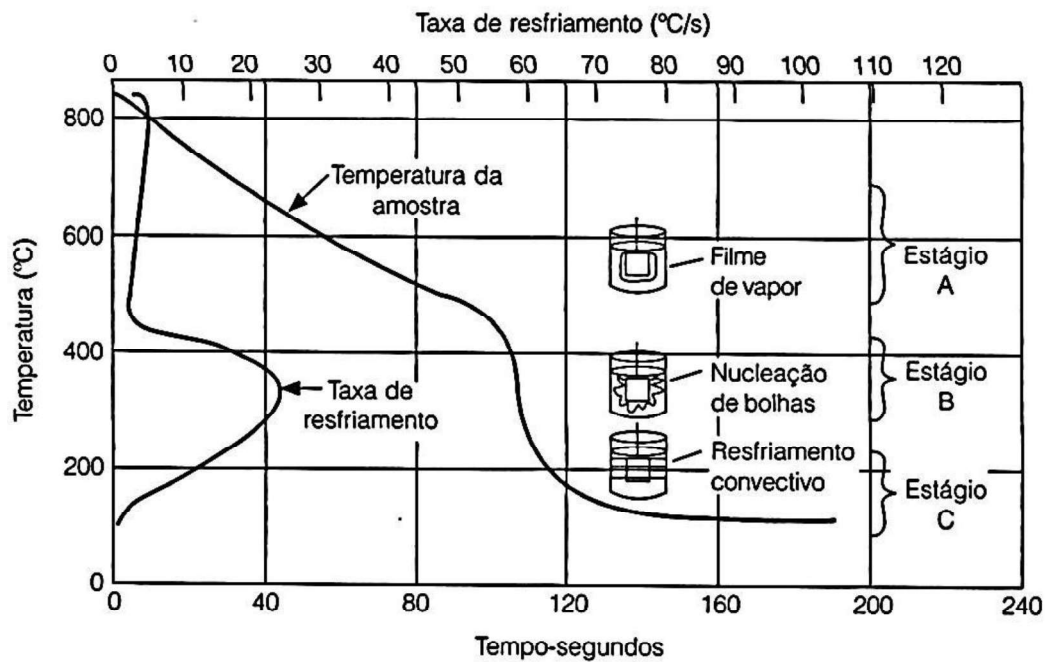
## **2.5. Influência da viscosidade do óleo no processo de têmpera**

A viscosidade é considerada a propriedade física que mais interfere na transferência de calor durante o processo de têmpera (RAMESH, 2014). Devido a isso, para entender o efeito da viscosidade de um óleo na microestrutura final de um aço após a têmpera, é necessário

entender como funciona o resfriamento da peça temperada. Esse processo depende diretamente de mecanismos de transferência de calor em ebulição, processos que são mais bem explicados por um diagrama de resfriamento (TOTTEN, 2013).

Totten (2013) ainda explica que esse diagrama é uma representação dos mecanismos de resfriamento que ocorrem ao inserir um corpo de prova em aço, cuja temperatura consiste na temperatura de austenitização. Cada etapa envolve um processo de transferência de calor diferente, em que ao final do resfriamento, influi na microestrutura e características mecânicas desse corpo de prova. A Figura 8 mostra um exemplo de curva de resfriamento obtida pela variação de temperatura medida no centro de uma sonda de 25 mm de diâmetro, resfriada em água 95°C fluindo a 15 m/min.

Figura 8: Curva de resfriamento e curva de taxa de resfriamento



Fonte: Totten (2013, p. 164) adaptado por Silva e Mei (2010).

Totten (2013) *apud* Hosseinni (2014) definem os três mecanismos de transferência de calor, A, B e C, mostrados a seguir.

**Estágio A:** ocorre a formação de um filme de vapor sobre toda a peça, caracterizando o fenômeno de Leidenfrost. Ele ocorre quando a quantidade de calor da peça excede a quantidade de calor necessária para evaporar o fluido de resfriamento. Nessa etapa,

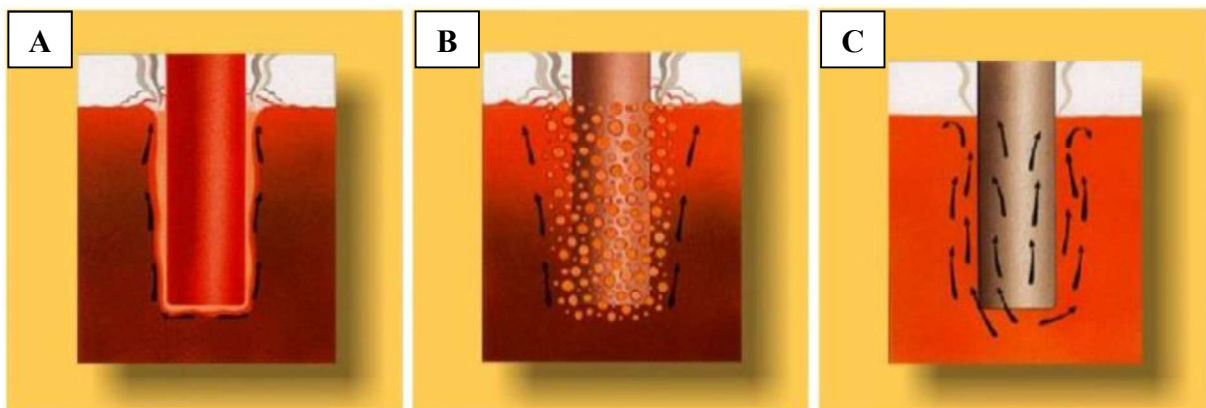
o resfriamento é relativamente lento, pois o vapor aprisionado dentro do filme atua como isolante térmico e, por isso, a transferência de calor se dá por radiação.

**Estágio B:** também chamado de estágio de ebulição nucleada, ocorre quando a temperatura da sonda diminuiu e o filme de vapor se rompe, dando início à fervura do fluido. As bolhas formadas por esse rompimento são responsáveis por intensificar a remoção de calor e aumentar a taxa de resfriamento.

**Estágio C:** conhecido como resfriamento convectivo, ocorre quando a temperatura da superfície é menor que o ponto de ebulição do fluido de resfriamento. A taxa de transferência de calor é baixa em relação aos outros estágios e o mecanismo de troca são basicamente condução e convecção. Esse estágio recebe grande influência da viscosidade do fluido de resfriamento, de modo que, quanto maior a viscosidade, menor a taxa de resfriamento.

A Figura 9 mostra em detalhe os três mecanismos de transferência de calor durante o resfriamento.

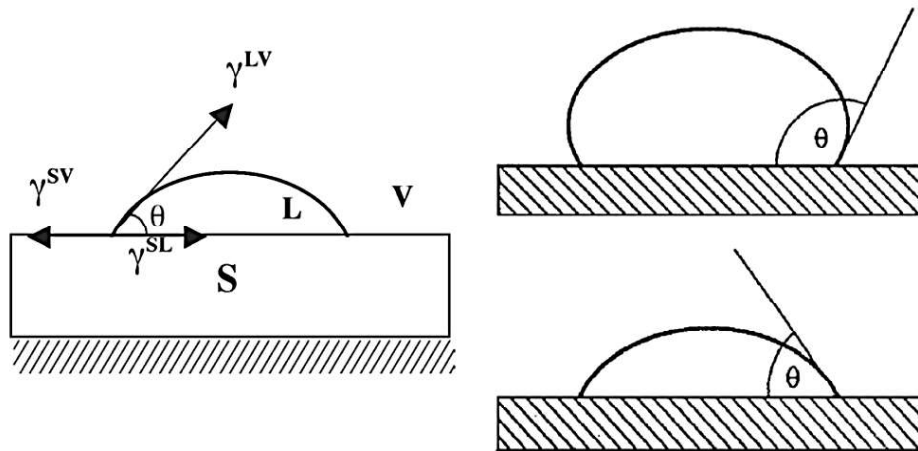
Figura 9: Ilustração esquemática das etapas de resfriamento de uma sonda em água



Fonte: ASTM D6200-01 (2012) adaptada.

A capacidade de molhamento de um meio de resfriamento, presente principalmente na última etapa de resfriamento, tem grande influência na transferência de calor. Quanto maior o ângulo de contato entre o líquido e a superfície de contato, maior a área em que ocorre a troca de calor. Nesse contexto, tanto a viscosidade quanto a molhabilidade do óleo também possuem relação com a tensão superficial do fluido de resfriamento. Quanto menos viscoso é o líquido, menor é a sua tensão superficial, o que implica em maiores ângulos de superfície e conseqüentemente maior molhabilidade, ou seja, óleos menos viscosos tendem a promover maiores taxas de resfriamento (RUGGIERI, 1998). A Figura 10 mostra a diferença entre um ângulo de molhamento pequeno e um ângulo maior.

Figura 10: Relação entre ângulo de molhamento e superfície de contato.



Fonte: Motta (2004); Rahaman (1995).

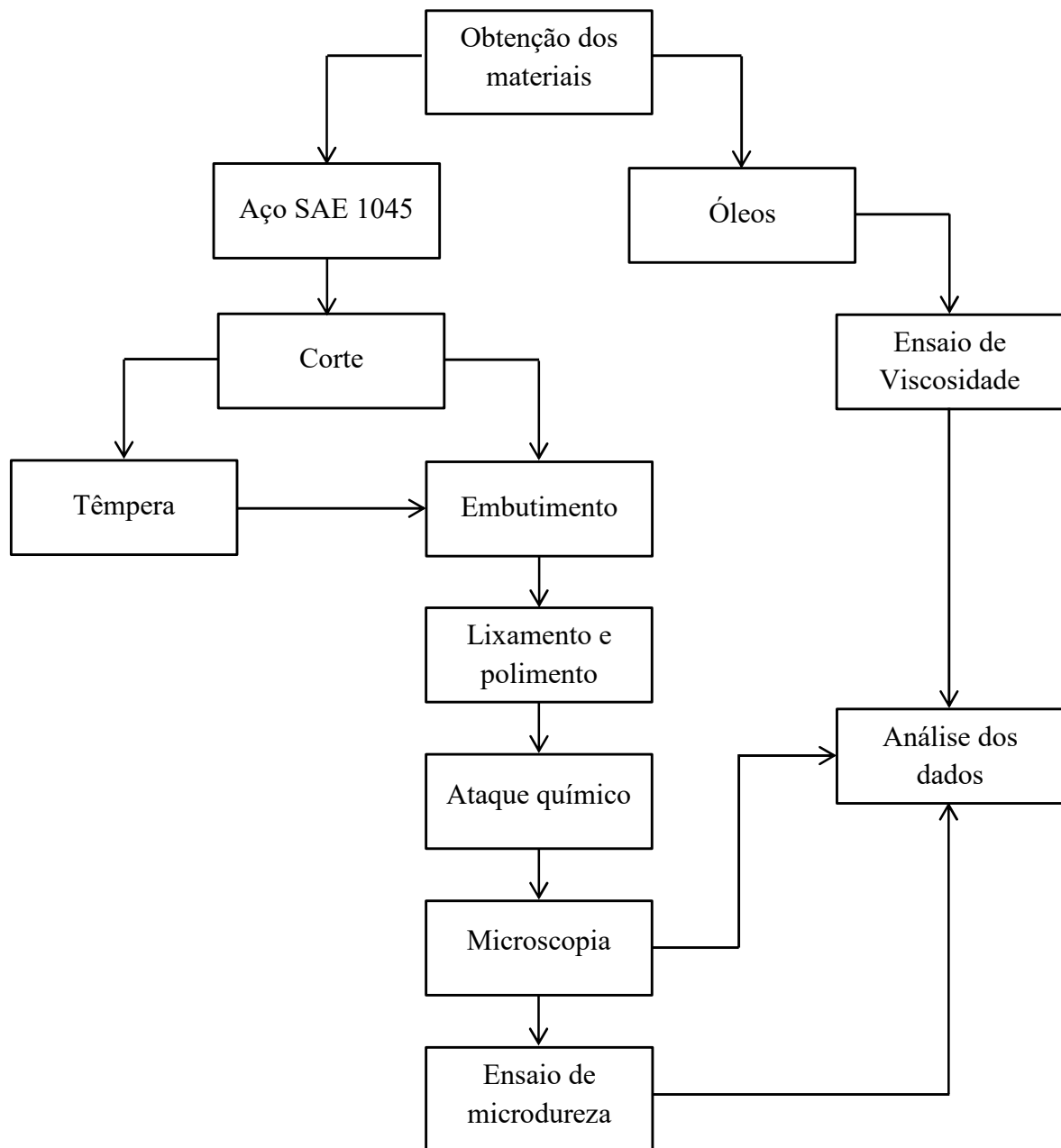
Segundo Dicken (1996), quanto menor a viscosidade, maior a facilidade de circulação do óleo durante o resfriamento, o que facilita a quebra do filme de vapor gerado durante o resfriamento, melhorando as características do resfriamento. Outro fator relacionado a uma baixa viscosidade é o ponto de fulgor. No caso dos óleos, quanto menor a viscosidade, menor será o seu ponto de fulgor, o que garante segurança durante o tratamento térmico, evitando sua combustão espontânea e ainda permitindo realização de têmperas a uma temperatura maior (BASHFORD; MILLS, 1984). O mesmo autor afirma que existe uma viscosidade mais adequada para uma maioria de aplicações de têmpera, que é a de 35 cSt (40°C).



### 3. METODOLOGIA

As etapas seguidas, referentes à metodologia, são mostradas na Figura 11. A metodologia é iniciada com a obtenção dos materiais, ou seja, os óleos e chapas de aço. Em seguida, a partir do aço, foram preparadas as amostras para receberem a têmpera, em seguida a metalografia e ensaio de microdureza Vickers. No óleo, foi feito experimento de viscosidade.

Figura 11: Fluxograma Metodológico do Processo



Fonte: Autoria própria

### 3.1. Materiais utilizados

Para a execução dos tratamentos térmicos foi escolhido o aço SAE 1045, por ser um aço de médio teor de carbono e que possui uma temperabilidade adequada, ou seja, o teor de carbono na composição é maior que 0,3% (COLPAERT, 2008). O aço, na forma de chapas, foi adquirido comercialmente.

Foram escolhidos três tipos de óleos lubrificantes minerais e sintéticos, obtidos comercialmente, sendo eles um óleo mineral para lubrificação de máquinas de costura (~ 10 cSt), óleo 0W20 (~ 40cSt) sintético e 5W30 (~ 60cSt) também sintético. O critério de escolha foi de acordo com a viscosidade de cada um, obtidas por fichas técnicas de produtos de mesmas características. Foi estabelecido um intervalo de 10 a 20 cSt entre cada óleo para ser feita a seleção. Para confirmar a característica do material, foram feitos testes de viscosidade, que serão mostrados no Item 3.2. A Figura 12 mostra os óleos selecionados.

Figura 12: Óleos utilizados no processo de têmpera



Fonte: Autoria própria

### 3.2. Viscosidade

Para a avaliação da viscosidade dos óleos, foi utilizado um viscosímetro da marca Brookfield modelo LVDV–II+ Pro, cujas especificações serão mostradas a Tabela 4.

Tabela 4: Especificações do viscosímetro

<b>Precisão de viscosidade</b>	$\pm 1,0\%$	Escala completa
<b>Precisão de temperatura</b>	$\pm 1^{\circ}\text{C}$	100°C a 149°C
	$\pm 2^{\circ}\text{C}$	150°C a 300°C
<b>Ambiente de operação</b>	Faixa de temperatura	0°C a 40°C
	Umidade Relativa	20% a 80%

Fonte: BROOKFIELD (s/d a)

Foi utilizado o *spindle* SC4-34, mostrado na Figura 13, escolhido de acordo com a faixa de viscosidade dos óleos, e aplicada uma rotação de 100 rpm. A Tabela 5 mostra informações sobre as condições do experimento.

Tabela 5: Condições do experimento

<b>Taxa de cisalhamento*</b>	0,28 N
<b>Volume da amostra</b>	9,5 ml
<b>Rotação</b>	100 rpm
<b>Temperatura da amostra</b>	40,0 °C
<b>Temperatura ambiente</b>	23,4 °C
<b>Umidade relativa</b>	58 %

\* Fonte: BROOKFIELD (s/d a)

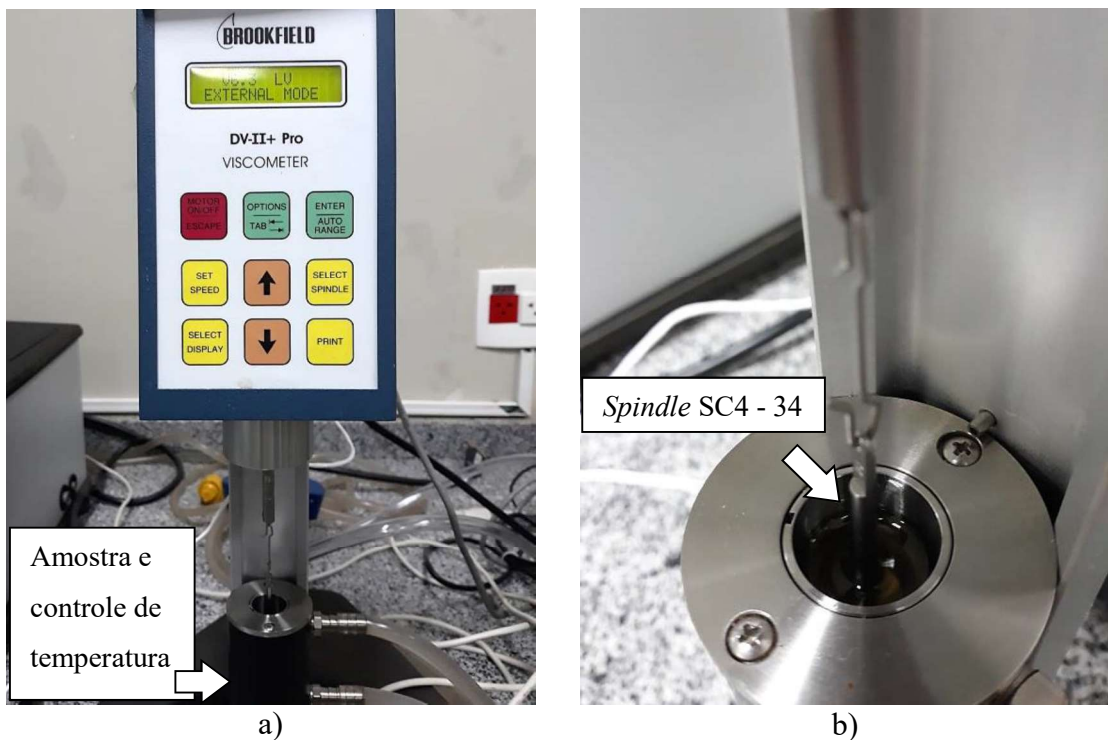
Figura 13: *Spindle SC4-34*



Fonte: MANUAL SPINDLES BOOKFIELD (s/d b)

A temperatura da amostra foi controlada por meio de um banho, no qual foi definida a temperatura de 40°C. A amostra, que fica na parte inferior do viscosímetro, recebe a água do banho por meio de um pequeno trocador de calor. A Figura 14a mostra o viscosímetro e a Figura 14b mostra a amostra de óleo durante o experimento.

Figura 14: a) Viscosímetro, b) amostra durante o experimento



Fonte: Autoria própria

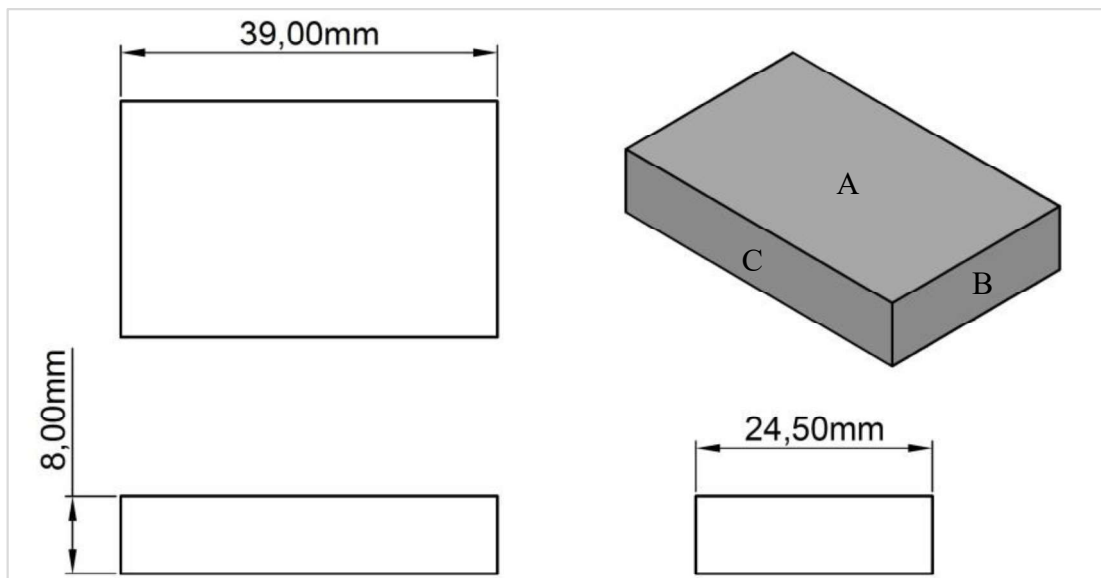
### 3.3. Preparação das amostras de aço SAE 1045

A preparação dos corpos de prova foi feita de acordo com o procedimento descrito na norma ASTM 3-11 (ASTM, 2011).

#### 3.3.1. Corte

As amostras foram feitas de chapas de aço SAE 1045 5/16 ” (8 mm), cortadas no formato retangular. A Figura 15 mostra uma representação da geometria das amostras e identificação dos planos A, B e C.

Figura 15: Representação das amostras



Fonte: Autoria própria

O corte das amostras foi feito com uma esmerilhadeira de 500 W, utilizando um disco de corte específico para aços e resfriamento constante com água, de modo a evitar transformações metalográficas.

Após o corte, as amostras foram limadas e lixadas com lixa de granulometria 120, para a remoção de camadas de óxidos, impurezas, para dar acabamento e para evitar a formação de filme de vapor. O resultado final do preparo das amostras é mostrado na Figura 16.

Figura 16: Amostras a) antes e b) depois de preparadas



Fonte: Autoria própria

### 3.3.2. Têmpera

Para o processo de têmpera, a temperatura de austenitização foi baseada no trabalho de Lee *et al.* (2010), que executou têmpera em aço SAE 1045 a 845°C. A temperatura escolhida foi de 900°C e utilizou-se um forno mufla com controlador Novus N1100 ( $\pm 10^\circ\text{C}$  e máx. 1200°C), como mostrado na Figura 17. As amostras foram colocadas no forno a temperatura ambiente (22,7°C, UR 47%), o qual atingiu 900°C após 42 minutos, com taxa média de aquecimento de 0,4°C/s. O tempo de permanência foi de 60 minutos, de modo a garantir completa transformação austenítica na amostra.

Figura 17: Forno mufla utilizado



Fonte: Autoria própria

O método de resfriamento foi o mesmo para todos os óleos. Ao sair do forno, com o auxílio de uma pinça tenaz, as amostras foram levadas imediatamente para a cuba de resfriamento contendo óleo, evitando a perda de calor por condução e convecção com o ar atmosférico. Elas foram mergulhadas simultaneamente em cubas contendo os três diferentes óleos havendo leve agitação, a fim de evitar formação de filme de vapor no entorno da amostra. Após dez minutos imersas no óleo, cuja temperatura era próxima de 55°C, as amostras foram retiradas e resfriadas até a temperatura ambiente.

Depois do tratamento térmico, as amostras foram cortadas em sentido transversal, correspondente ao plano “B” (Figura 15), para que fosse analisada também a profundidade do tratamento térmico. A identificação das amostras foi feita de acordo com o óleo utilizado. Assim, para as amostras de aço que receberam o tratamento térmico, foi utilizada a designação T\_I, T\_II, T\_III de acordo com o óleo utilizado, e, em caso de formação de bolhas, seria utilizado o índice “b”.

### **3.3.3. Embutimento**

Foi embutida uma amostra sem tratamento térmico, usada para comparação, a qual recebeu o nome de T\_0, pois não recebeu a têmpera. As demais amostras, já temperadas, foram embutidas e receberam o nome de acordo com o óleo utilizado.

Foram utilizados molde de embutimento de silicone ( $\varnothing$  30 mm) e resina poliéster com catalizador. A amostra foi colocada dentro do molde com o plano “B” (Figura 15) virado para baixo, adicionada a resina e aguardado o tempo de endurecimento. A peça foi retirada do molde e curada por 20 minutos. A Figura 18 mostra a resina e o molde utilizados.

Figura 18: Resina poliéster e molde de silicone



Fonte: Autoria própria.

#### 3.3.4. *Lixamento e polimento*

O lixamento foi feito com lixas de SiC, com resfriamento e lubrificação por água, cuja sequência foi de 120, 320, 600, e 1000, baseado no procedimento apresentado por Colpaert (2008). O objetivo do lixamento foi de obter uma superfície plana, sem marcas de corte e de baixa rugosidade superficial. Abaixo são descritas as etapas.

- A peça foi movida para frente e para trás para permitir um desgaste uniforme;
- A cada etapa, a amostra foi girada 90°;
- Cada etapa terminou quando os riscos da etapa anterior desapareceram, havendo apenas riscos unidirecionais;
- A numeração da lixa foi trocada quando a superfície apresentasse aspecto uniforme;
- Foi feito acompanhamento em microscópio para verificação da superfície, sempre lavando e secando a peça;

Após o lixamento com lixa de numeração 1000, foi dado início ao polimento. Esse processo usou o abrasivo alumina (1  $\mu\text{m}$ ) na forma suspensa em água, aplicado sobre uma politriz de rotação regulável (FORTEL – PLF). A amostra foi pressionada levemente sobre o disco e movimentada no sentido contrário à rotação. O processo terminou quando uma superfície especular e sem riscos aparentes foi obtida.



### 3.3.5. Ataque químico

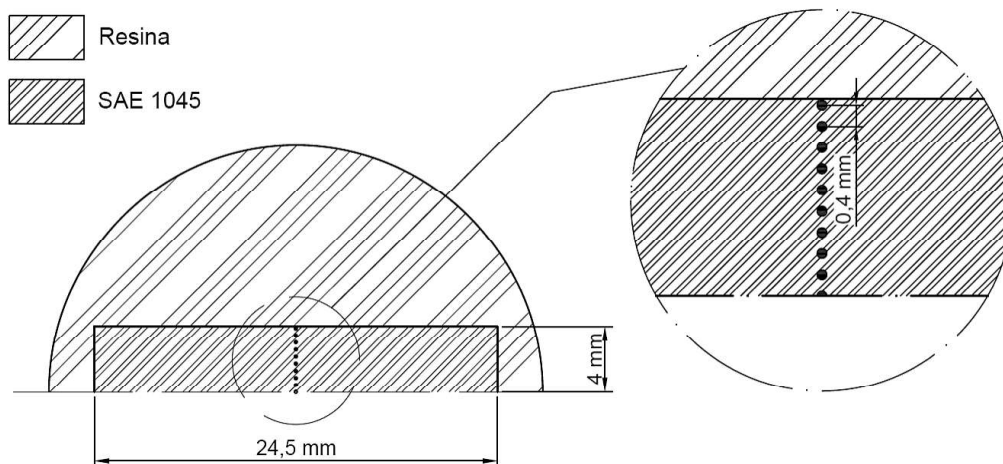
O ataque químico na superfície polida foi feito mergulhando o respectivo plano da amostra dentro de uma cuba contendo Nital 2%. A solução foi preparada com 2% de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) e 98% de álcool anidro ( $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ ) (COLPAERT, 2008). O processo foi feito em pequenos intervalos com acompanhamento em microscópio, para evitar queima da superfície da amostra pelo ácido. Após cada ataque, as amostras foram lavadas imediatamente com água e limpa algodão umedecido com álcool.

### 3.4. Microscopia óptica e microdureza

As análises da microestrutura foram realizadas em um microscópio ótico Olympus BX-41M LED, com sistema de aquisição de imagens digital, da Universidade Federal de Pelotas (UFPEL).

Como método de análise da variação da dureza das amostras, foram realizados ensaios de microdureza Vickers. Foi utilizado um microdurômetro Future-Tech FM – 700, seguindo o procedimento descrito na norma ASTM E384 – 10<sup>e1</sup> (Standard Test Method for Knoop and Vickers of Materials, 2010). Foi empregada uma carga de 0,3 kgf na medição de 11 pontos equidistantes em 4 mm, do núcleo até a superfície no plano “B” da amostra. A Figura 19 mostra um esquema dos pontos escolhidos para o ensaio.

Figura 19: Esquema de medição de microdureza Vickers

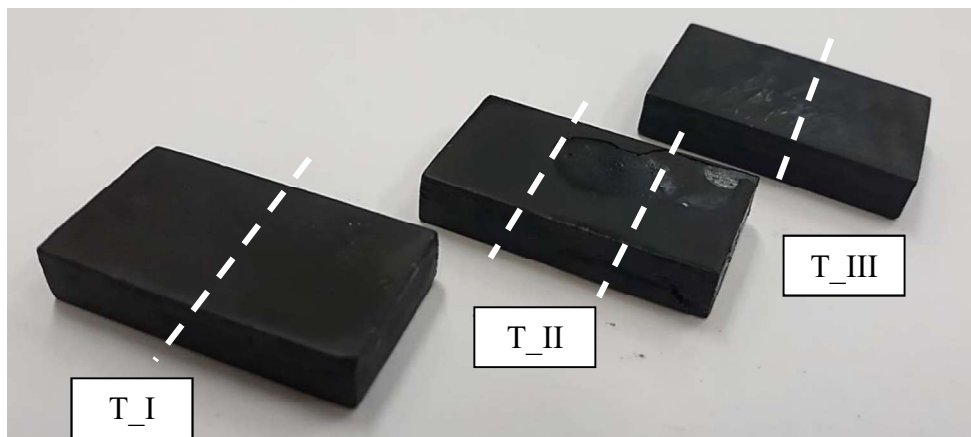


Fonte: Autoria própria

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

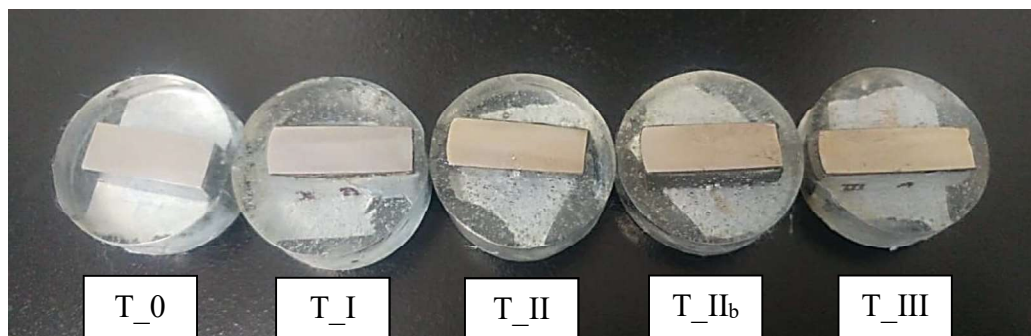
A Figura 20 mostra as amostras após o tratamento térmico, com as identificações referentes aos óleos utilizados e também com as marcações dos locais de corte. A amostra T\_II em especial, apresentou a formação de filmes de vapor durante o resfriamento, o que causou marcas na camada de óxidos formada na superfície da peça. Por esse motivo, a amostra T\_II foi cortada em dois locais, de modo que um pedaço não continha marcas de bolha (T\_II) e no outro, o corte atravessava a marca (T\_II<sub>b</sub>). A Figura 21 mostra as 5 amostras identificadas após o embutimento e polimento, em que a primeira corresponde a amostra sem tratamento e as demais às amostras tratadas.

Figura 20: Amostras após a têmpera com a marcação de corte



Fonte: Autoria própria.

Figura 21: Amostras após embutimento e polimento.



Fonte: Autoria própria.

#### 4.1. Viscosidade

Os resultados obtidos, mostrados na Tabela 6, indicam que as viscosidades dos óleos diferem em aproximadamente 20 cSt entre si, aumentando nesse incremento do óleo I até o óleo III. A influência da viscosidade na transformação microestrutural das amostras será avaliada com base nas micrografias (item 4.2) e nas microdurezas (item 4.3). A tabela completa referente à viscosidade em triplicata está anexada no Apêndice A.

Tabela 6: Viscosidade experimental dos óleos de têmpera

<b>Óleo</b>	<b>Rotação (rpm)</b>	<b>Viscosidade (cSt)</b>	<b>Desvio padrão</b>
Óleo de costura (I)	100	20,87	0,12
0w20 (II)	100	47,39	2,10
5w30 (III)	100	62,89	0,62

Fonte: Dados do autor.

Como afirmado por Totten (2013), quanto menor a viscosidade, maior a severidade da têmpera. Porém, valores muito próximos de viscosidade poderão não apresentar grande diferença de transformação microestrutural e endurecimento. Além disso, a faixa de viscosidade obtida se aproxima da classificação de óleos de têmpera convencionais, o que aumenta as chances de não ocorrer grande diferença de endurecimento de uma amostra para outra.

#### 4.2. Micrografias





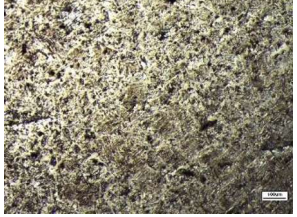




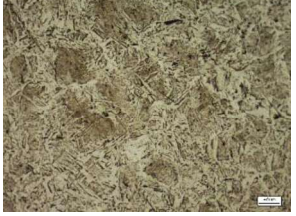
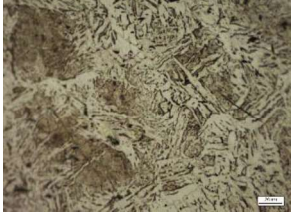




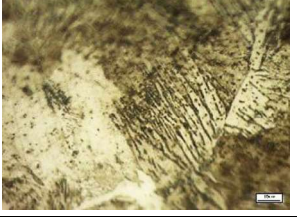



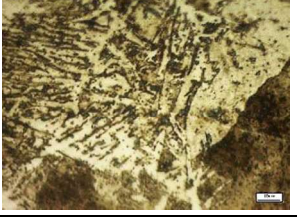
O Quadro 1 mostra as micrografias obtidas para o núcleo das amostras e o Quadro 2 para a superfície.

Em ambos os quadros, na amostra T\_0, são observadas as microestruturas perlita e ferrita poligonal distribuídas de forma uniforme ao longo da peça (superfície e núcleo), mostradas em detalhe na Figura 22. Essas microestruturas são características do processo de fabricação dos aços carbono e constituintes básicas do aço SAE 1045.

As demais microestruturas mostram que, com os tratamentos de têmpera em óleo, obteve-se uma microestrutura muito rica, formada principalmente por martensita, bainita, alguns tipos de ferrita e perlita.








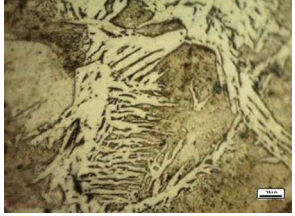


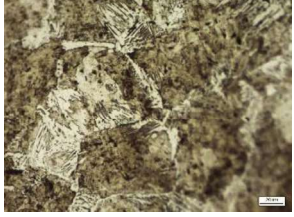
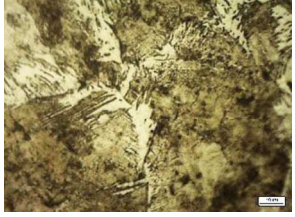
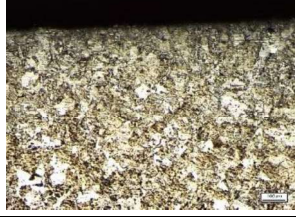


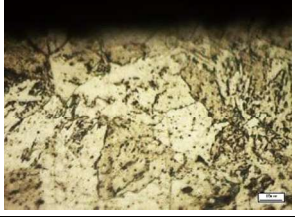
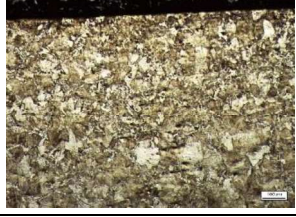


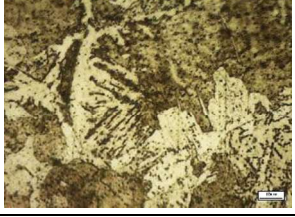
No núcleo da amostra T\_I, são identificadas, além de perlita e ferrita, microestruturas bainíticas em maior quantidade do que na superfície, além de formação de martensita em algumas regiões.

Quadro 1: Micrografias para o núcleo das amostras

Núcleo				
	40x	100x	200x	400x
T_0				
T_I				
T_II				
T_IIb				
T_III				

Fonte: Autoria própria.

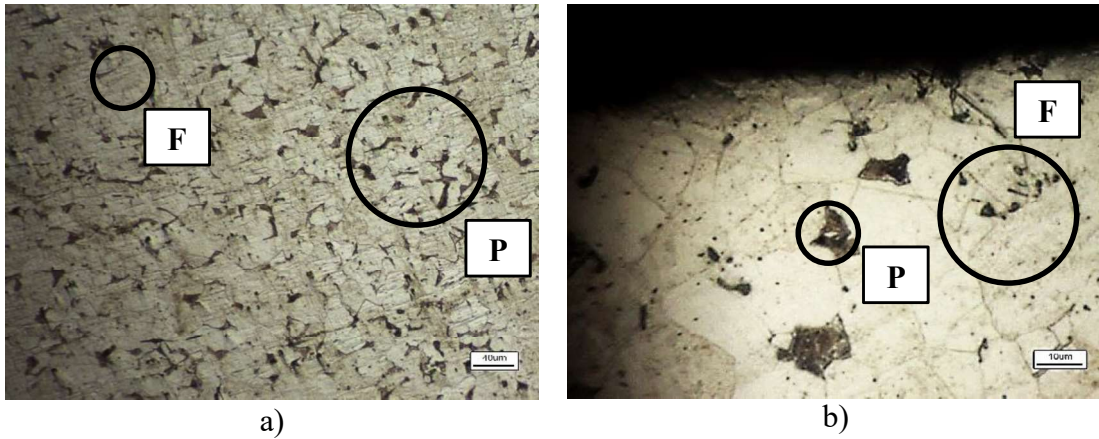
Quadro 2: Micrografias para a superfície das amostras

Superfície				
	40x	100x	200x	400x
T_0				
T_I				
T_II				
T_II_b				
T_III				

Fonte: Autoria própria.

A sequência de imagens a seguir mostram as micrografias detalhadas, cujas microestruturas foram localizadas e identificadas. As letras utilizadas para identificação foram “F” (ferrita poligonal), “F<sub>a</sub>” (ferrita acicular), “C” (cementita), “P” (perlita), “B” (bainita) e “M” (martensita).

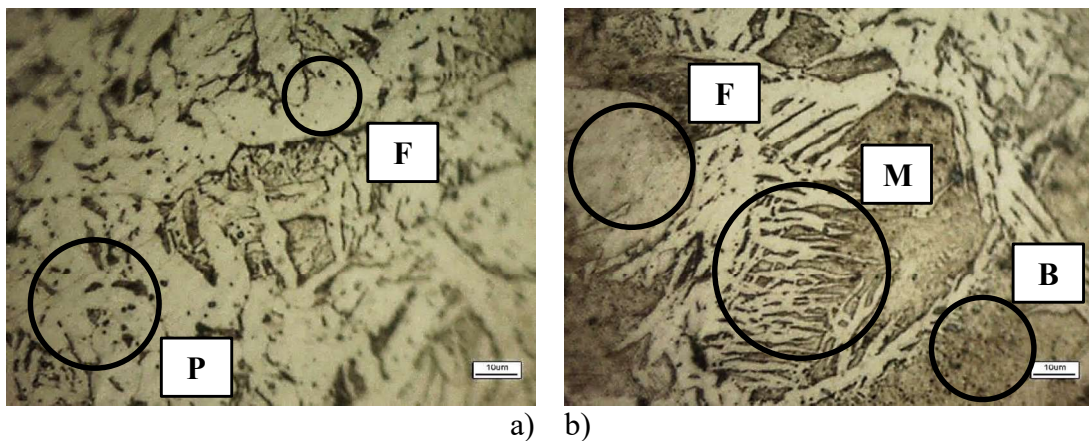
Figura 22: Amostra T\_0 com aproximações de a) 100x (núcleo) e b) 400x (superfície)



Fonte: Autoria própria.

A Figura 23 mostra que a quantidade de bainita e martensita na superfície da amostra T\_I é maior que no núcleo, onde há bastante ferrita. Essa distribuição indica que o tratamento térmico endureceu mais a superfície que o núcleo da peça, já que a bainita e a martensita são mais duras que ferrita.

Figura 23: Amostra T\_I, a) Núcleo e b) Superfície, 400x

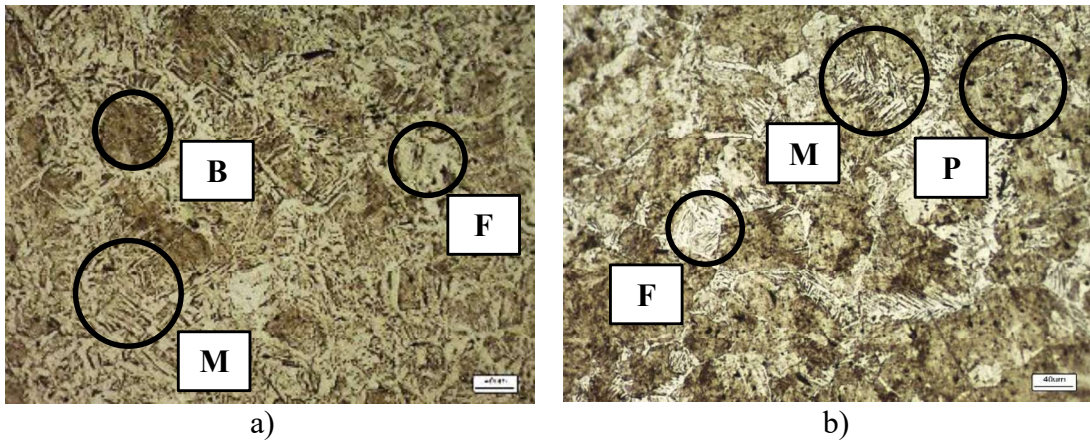


Fonte: Autoria própria.

Na amostra T\_II, mostrada na Figura 24, também são observadas as microestruturas ferrita, perlita, bainita e martensita, tanto no núcleo quanto na superfície. Porém, a bainita é mais frequente no núcleo e a martensita é mais frequente na superfície, ambas intercaladas com

perlita. Transformações martensíticas mais intensas indicam uma diminuição do endurecimento conforme se avança em direção ao núcleo da amostra.

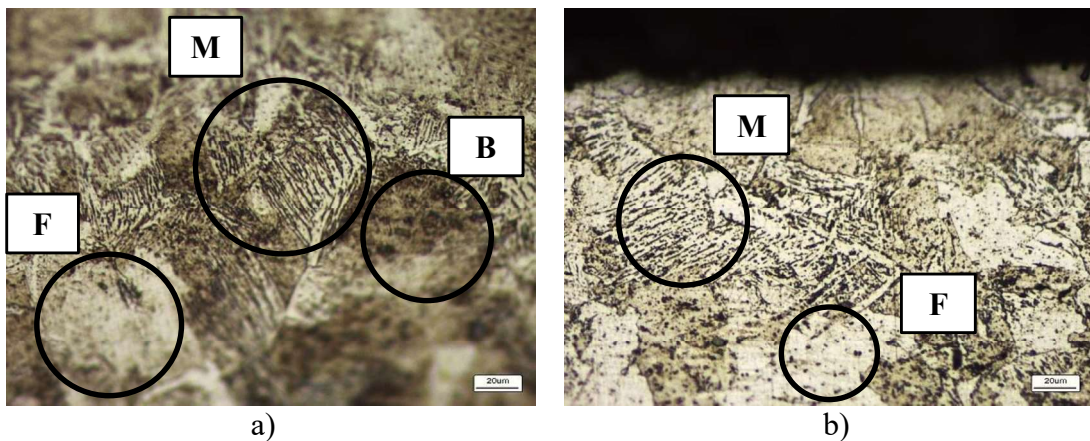
Figura 24: Amostra T\_II, a) Núcleo – 100x e b) Superfície – 100x



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 25, para a amostra T\_II<sub>b</sub>, observa-se uma menor quantidade de bainita e martensita na superfície, principalmente quando comparada à amostra T\_II. Essa característica pode ser o resultado de uma menor taxa de resfriamento devido à presença de filme de vapor na amostra T\_II<sub>b</sub>, que atuou como isolante térmico durante o resfriamento e diminuiu a intensidade das transformações microestruturais.

Figura 25: Amostra T\_II<sub>b</sub>, a) Núcleo e b) Superfície (200x)

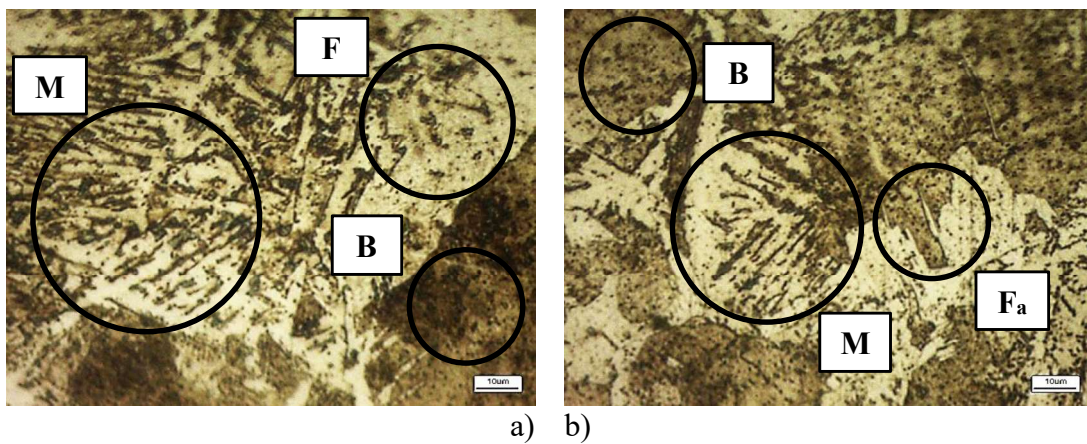


Fonte: Autoria própria.

Além disso, a amostra T\_II<sub>b</sub> apresenta maior quantidade de bainita do que martensita, o que também é um indicador de resfriamento menos brusco que a amostra T\_II, já que a bainita se forma em uma temperatura intermediária à perlita e martensita (SILVA; MEI, 2010). Para esta amostra, também existe uma grande variedade de microestruturas em uma mesma região (ferrita, perlita, bainita e martensita), em que na superfície, as formas aciculares da martensita são mais definidas do que no núcleo, local onde há mais bainita.

Na amostra T\_III, mostrada na Figura 26, quando comparada as amostras anteriores, nota-se uma quantidade mais expressiva de ferrita (regiões mais claras), com formação martensítica bem definida no entorno do grão. Na superfície da peça nota-se a presença mais expressiva de bainita, com menor quantidade de ferrita poligonal, além de formação de ferrita acicular no contorno do grão. No núcleo observa-se formações ferríticas maiores, intercaladas com martensita, esta, composta por agulhas bem definidas.

Figura 26: Amostra T\_III a) Núcleo e b) Superfície. 400x



Fonte: Autoria própria.

Em menores viscosidades, foi observada maior presença de martensita (amostras T\_I e T\_II) exceto pela T\_II<sub>b</sub>, a qual houve formação de filme isolante. Na amostra T\_III, cuja têmpera utilizou óleo de maior viscosidade, foi encontrada mais ferrita do que nas demais amostras. Esse comportamento mostra que, mesmo havendo pouca diferença de viscosidade de uma amostra para outra, nota-se uma diminuição sutil de martensita ao se aumentar a viscosidade.

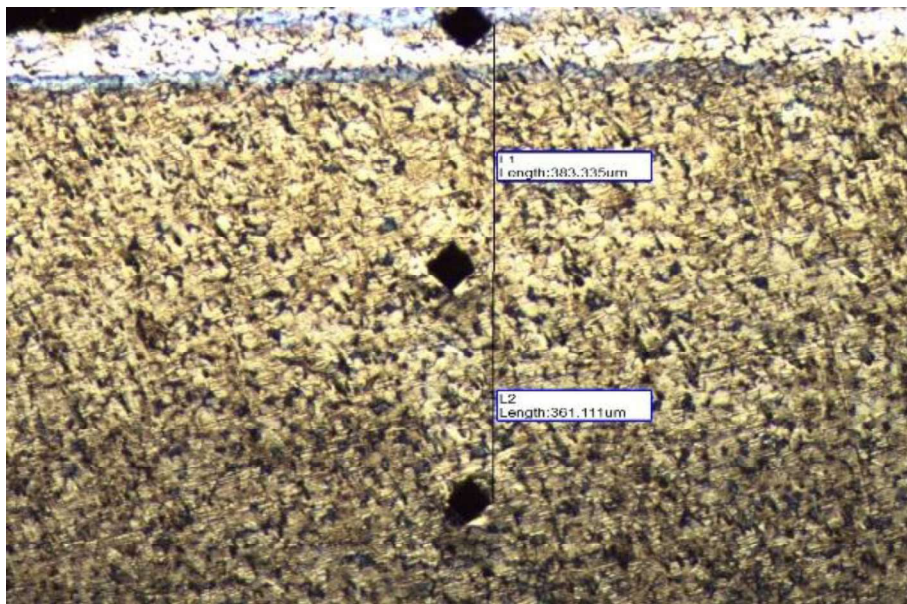


O núcleo de todas as amostras apresentou um menor refinamento do grão quando comparado à superfície. Isso também é um indicativo da profundidade que o tratamento térmico alcançou, pois a troca de calor no núcleo da amostra é menor que na superfície, resultando em formações de martensita e bainita mais intensas.

### 4.3. Microdureza Vickers

O Figura 27 mostra a amostra T\_0 após indentação de ensaio de microdureza Vickers. É observada a distância entre os pontos e uma prévia da microestrutura.

Figura 27: Indentação de microdureza Vickers



Fonte: Autoria própria

O gráfico mostrado na Figura 28 mostra um comparativo do perfil de microdureza das cinco amostras estudadas. O perfil foi baseado nos pontos de medição de microdureza Vickers na ordem núcleo-superfície.

As variações de dureza para as peças com o tratamento de têmpera começam a partir de 100 HV, contra 80 HV da amostra T\_0. É observado também que as diferenças entre uma amostra e outra são bastante estreitas, o que dificulta a distinção dos perfis próximos, principalmente para a distância de 2 mm. Os valores de microdureza oscilaram bastante, o que

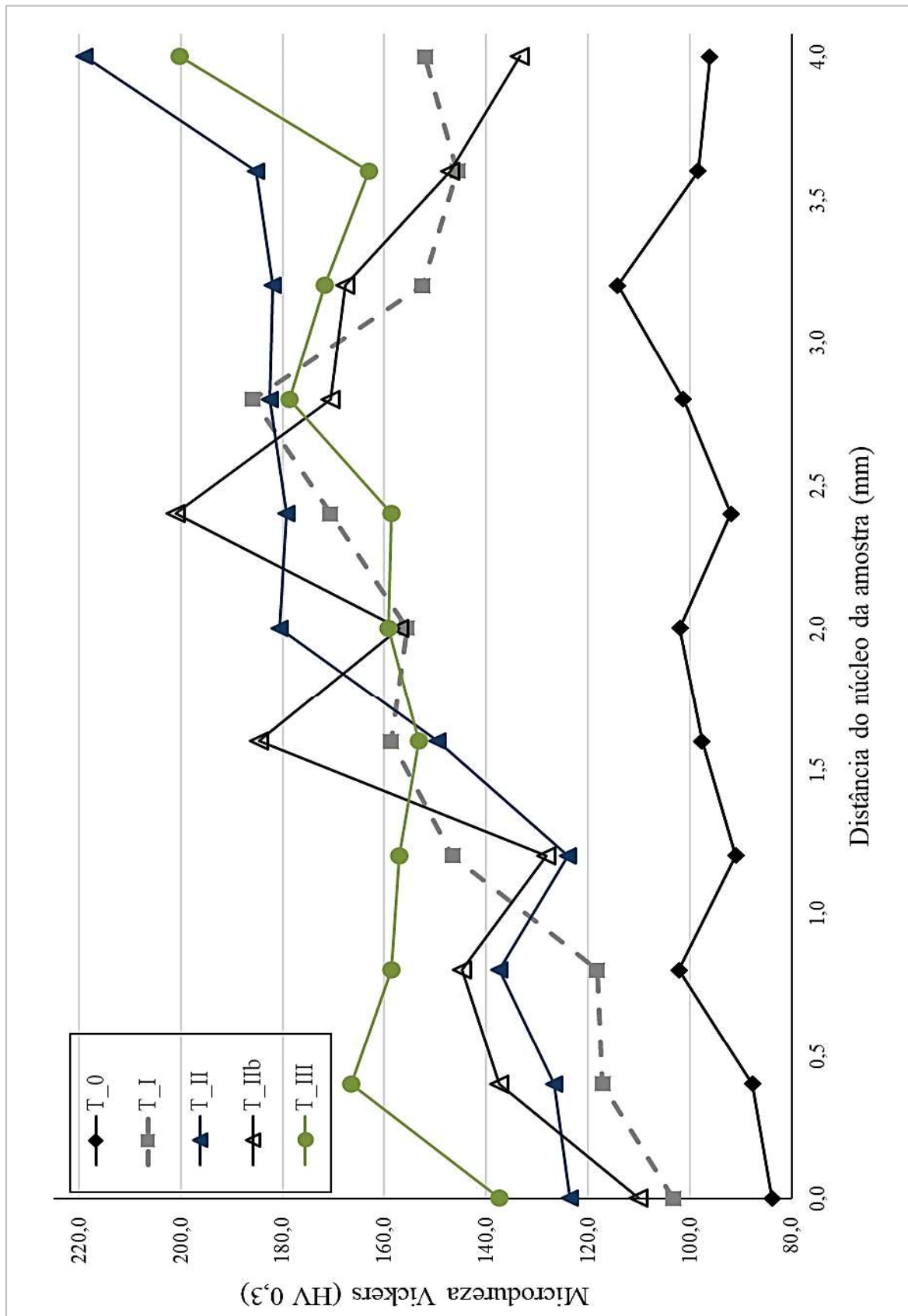
é um reflexo das diferentes microestruturas obtidas, exceto pela amostra T\_0, que apresenta perfil mais constante por conter microestrutura mais uniforme.

Ao comparar as amostras que receberam têmpera com a amostra T\_0, observa-se que todos para todas elas houve aumento de dureza. O maior endurecimento superficial ocorreu na amostra T\_II, seguido pela amostra T\_III, T\_I e T\_II<sub>b</sub>. O maior endurecimento do núcleo ocorreu na amostra T\_III, seguido pela T\_II, T\_II<sub>b</sub> e T\_I.

T\_II<sub>b</sub> apresentou o núcleo e a superfície menos duros que T\_II, reflexo da formação filme de vapor durante o tratamento, o que impediu o endurecimento do centro da amostra, fato também observado nas micrografias. As oscilações do perfil de T\_II<sub>b</sub> indicam uma composição microestrutural bastante heterogênea.

O perfil de microdureza T\_III foi o caso que apresentou a menor oscilação ao longo da região avaliada. Apesar de não ser referente ao tratamento de maior endurecimento, foi o caso em que o perfil de microdureza se mostrou mais uniforme.

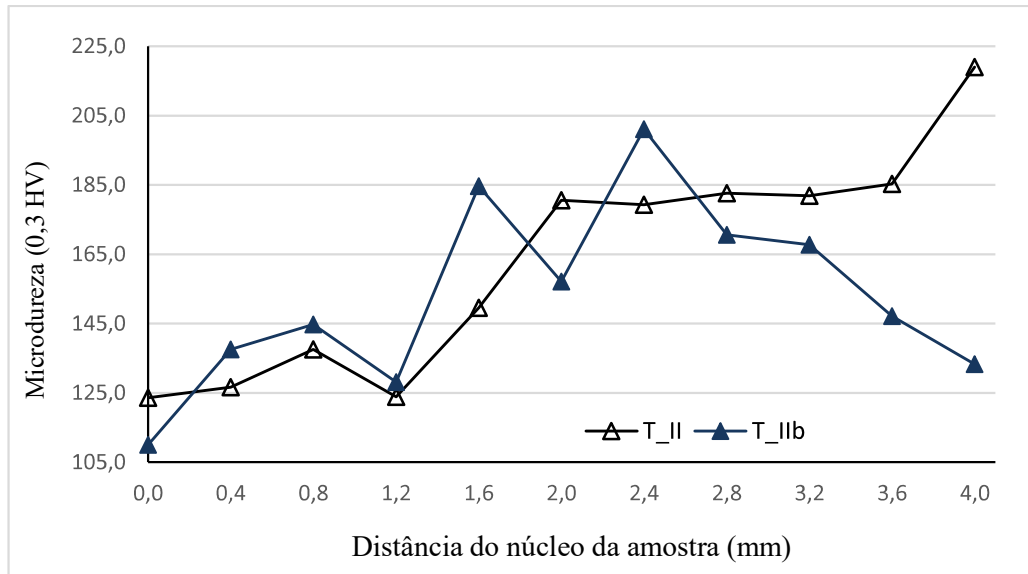
Figura 28: Comparativo de perfil de dureza das amostras



Fonte: Autoria própria

O gráfico da Figura 29 mostra uma comparação dos perfis de microdureza das amostras T\_II e T\_II<sub>b</sub>, buscando entender os efeitos causados pela formação do filme de vapor na microdureza da amostra.

Figura 29: Comparação dos perfis de microdureza T\_II e T\_II<sub>b</sub>



Fonte: Autoria própria

Para uma melhor investigação dos perfis de microdureza obtidos, foi construída a Tabela 7, que mostra a diferença de dureza entre núcleo e superfície e o quanto a dureza aumentou em relação à amostra T\_0.

A Tabela 7 mostra que a maior variação superfície – núcleo ocorreu na amostra T\_II (95,4 HV), enquanto que a amostra T\_II<sub>b</sub> foi o caso de menor diferença de dureza entre núcleo e superfície (21,2 HV). A amostra T\_I apresentou o núcleo menos endurecido (seguido por T\_II<sub>b</sub>, T\_II e T\_III), porém na superfície, o aumento foi maior que em T\_II<sub>b</sub> (56,8% contra 37,6%).

O maior aumento de microdureza superficial foi observada na amostra T\_II, correspondente a 126% a mais do valor de T\_0 (mais que o dobro do valor sem tratamento), além da maior variação de microdureza da superfície ao núcleo (95,4%).

Tabela 7: Avaliação da microdureza

<i>Varição Superfície – Núcleo</i>				
	<i>T_I</i>	<i>T_II</i>	<i>T_II<sub>b</sub></i>	<i>T_III</i>
HV	48,7	95,4	23,3	62,8
(%)	47,1	77,2	21,2	45,7
<i>Aumento em relação à T_0 (%)</i>				
<i>Núcleo</i>	6,6	27,5	13,5	41,9
<i>Superfície</i>	56,8	126,0	37,6	106,7

Fonte: Dados do autor.

A amostra T\_II<sub>b</sub> apresentou mais oscilações dos valores de microdureza do que as demais amostras, o que pode indicar problemas e uniformidade de troca de calor durante a têmpera, o que resultou em pouca diferença entre a microdureza do núcleo e da superfície (23,3 HV). Essa amostra ainda apresentou o menor aumento da microdureza na superfície em relação à T\_0 (37,6%).

T\_III não apresentou a maior variação de microdureza da superfície ao núcleo, porém foi a amostra na qual obteve-se núcleo mais duro (41,9%). Os valores de microdureza são mais baixos do que os esperados para uma estrutura 100% martensítica, aproximadamente 450 HV. Isso se deve as transformações perlíticas e bainíticas que ocorreram ao longo do resfriamento.

Uma outra hipótese que surge é de que o aquecimento um pouco acima da temperatura necessária para normalização (845°C), pode ter levado a uma total dissolução da cementita, que durante o resfriamento dará origem a formação de uma martensita acicular sem cementita que resulta em uma dureza menor desta.

## 5. CONCLUSÃO

Após a riqueza de informações que geradas pelos ensaios e posterior a ampla discussão apresentada, podemos compreender que:

- Para todos os tratamentos, foi obtido endurecimento superficial da amostra maior que o endurecimento do núcleo.
- Devido à pouca diferença de viscosidade dos óleos utilizados, foram observadas poucas diferenças microestruturais entre as amostras, refletindo em pouca variação dos perfis de microdureza de uma amostra para outra.
- A têmpera com o óleo II resultou em um endurecimento menos uniforme quanto à profundidade atingida. O filme de vapor diminuiu a severidade do tratamento térmico na amostra T\_II<sub>b</sub> em relação à amostra T\_II.
- A amostra T\_III apresentou uma têmpera mais uniforme, perceptível tanto no gráfico do perfil de microdureza quanto na análise minuciosa destes valores, o que é um ponto positivo, pois têmperas uniformes evitam concentrações de tensão por diferenças de dureza em uma mesma peça, o que pode causar trincas.
- Para todas as amostras, o tratamento térmico resultou em transformações metalográficas para bainita e martensita, resultando em endurecimento de, no mínimo, 37,6 % a mais da dureza do aço SAE 1045 sem tratamento.

## REFERÊNCIAS

AÇO BRASIL. Relatório de Sustentabilidade. **Instituto Aço Brasil**. Rio de Janeiro. p.49. 2014.

ARAÚJO, L. A. **Manual de siderurgia**: produção. 2. ed. São Paulo: Arte & Ciência, 2005. v. 1.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **ASTM 3-11**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. United States, p. 12. 2011.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **ASTM E384 – 11<sup>el</sup>**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. United States, p. 45. 2012.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **ASTM D6200-01**: Standard Test Method for Determination of Cooling Characteristics of Quench Oils by Cooling Curve Analysis. Annual Book of ASTM Standards. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.

AZZOLINI, D. Estudo da influência da temperatura de pré-aquecimento nas **propriedades mecânicas de um aço SAE 1045, soldado pelo processo mig/mag**. Trabalho de Conclusão do Curso, Engenharia Mecânica – Centro Universitário UNIVATES. Lajeado (RS), 2017.

BABU, K.; ARULARASAN, R.; RAMKUMAR, S. S. **Quenching performance of AISI 1010 in CNT nanofluids**. Materials Today: Proceedings 4, p. 11044–11049, Elsevier, 2017.

BASHFORD, A.; MILLS, A. J. **The development of improved affitives for quenching oils using laboratory simulations**. Heat Treatment of Metals, p. 9-14, 1994.1.

BHADESHIA, H. K. D.H. Bainite in steels – 2<sup>a</sup> edição, London: Institute of materials. 2001.

BROOKFIELD ENGINEERING LABORATORIES, INC a. **Viscometer DV-II+Pro Operating Instructions**. Manual N°. M03-165-F0612. 11 Commerce Boulevard, Middleboro, MA 02346 USA. 101 p. Sem data de publicação.

BROOKFIELD ENGINEERING LABORATORIES, INC b. **Spindles**. 11 Commerce Boulevard, Middleboro, MA 02346 USA. 101 p. Sem data de publicação.

BUERGER, G. R. *et al.* **Estudo do tratamento térmico sobre a conformação do aço 1045.** UDESC. Joinville, 2009.

CALLISTER, Jr. W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** São Paulo: LTC, 844 p. 9ª ed. 2016.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos.** 7. ed. São Paulo, SP: ABM, 2012, 599 p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4. ed. São Paulo, SP: E. Blücher, xx, 652 p. 2008.

DAVID, F. H. S. *et al.* **Efeito da taxa de resfriamento na constituição da perlita e nas propriedades mecânicas de aços comuns.** Revista Iniciação Científica. Centro universitário Newton Paiva. Belo Horizonte, 2014.

DICKEN, T. W. **Modern quenching oils: an overview.** Heat Treatment of Metals, vol. 13, p-6-8, 1986.

HOSSEINI, R.; ZABETT, A.; LI, Z. Cooling Curve Analysis of Heat Treating Oils and Correlation With Hardness and Microstructure of a Low Carbon Steel. Materials Performance and Characterization, vol. 3, N°. 4. 2014

LASDAY, S. B. **Metal quenching with oils and synthetic media.** Industrial Heating, p. 8-19, October 1976.

LISIČIĆ, B.; TENSI, H. M.; TOTTEN, G. E. e WEBSTER, G. M., **Non-Lubricating Process Fluids: Steel Quenching Technology.** **Fuels and Lubricants Handbook: Technology, Properties, Performance and Testing,** G. E. TOTTEN, S. R. WESTBROOK and R. J. SHAH, Eds., 2003, ASTM International, West Conshohocken, PA, pp. 587–634.

MACHADO, N. T. B.; DOS PASSOS, M.L.; M. RECCO, A.A.C.; RIANI, J.C. **Análise das propriedades mecânicas do aço 1045 nitretado a plasma: com e sem tratamento de revenimento.** 21º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Cuiabá, MT, Brasil, 2014.



MATIJEVIC, B.; ZUPAN, J.; e PEDISIĆ, L. **Effect of Composition on Oil Quenchant Performance**. Int. J. Heat Treat. Surf. Eng., Vol. 6, No. 1, 2012, pp. 15–18.

MOTTA, F. V.; BALESTRA, R. M.; RIBEIRO, S.; TAGUCHI, S. P. **Wetting behaviour of SiC ceramics. Part I E<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additive system**. Mater. Lett. 58 (2004) 2805-2809.

PEREIRA, R. S. J. **Têmpera de aço SAE 1045 utilizando diferentes meios de resfriamento**. 71º Congresso Anual da ABM – Internacional. Rio de Janeiro, RJ. 2016

PERREIRA, J. A.; PEROZZI, M. R. **Relatório de tratamento térmico**. Curso Técnico em Mecânica. IFSP. Sertãozinho, 2008.

PLACEK, D. G. **The use of phosphate ester quench oils for improved antiwear properties and safety considerations**. Lubrication Engineering, vol. 51, 7. P. 611-616, July, 1995.

RAHAMAN, M. N. **Ceramic Processing and Sintering**. 1ª Ed., Marcel Dekker, Nova York, EUA (1995) 770.

RAMESH, G. e NARAYAN P., K. **Effect of Thermal Conductivity and Viscosity on Cooling Performance of Liquid Quench Media**. Int. J. Heat Treat. Surf. Eng., Vol. 8, No. 1, 2014, pp. 24–28.

RUGGIERI, J. E. **Classificação dos óleos de têmpera nacionais**. Dissertação de mestrado, Escola de Engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo, 136p. 1998.

SILVA, A. L. C. e MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. Blucher, 2010.

SIMON, Fabiana Camila *et al.* **Análise prática de penetração de solda em aço 1045**. 2º semana internacional das engenharias da FAHOR. Horizontina, out. 2012.

STRAFFELINI, G. **Friction and Wear: Methodologies for Design and Control**. 1st ed. Springer, London, 2015.

TKACHUK, T. I.; SHEREMETA, B. K. e ORAZOVA, M. R. **The state and prospects of devising quenching petroleum oils**. Metal Science and Heat Treatment, vol 32, n. 5-6, p 400-402, November 1990.

TOTTEN, G. E.; DOSSETT, J. L. e KOBASKO, N. I. **Quenching of Steel. ASM Handbook**, Vol. 4A – Steel Heat Treating Fundamentals and Processes, J. Dossett and G. Totten, Eds., ASM International, Materials Park, OH, 2013, pp. 91–157.

TOTTEN, G.E. **Steel Heat Treatment Handbook**. 2 ed. Nova Iorque: CRC Press, 2007.

TOTTEN, G. E.; BATES, C. E. e CLINTON, N. A. **Handbook of quenches and quenching technology**. Cap: Quenching Oils, p. 129-169, ASM International, 1993.

THEWLIS, G.; **Classification and Quantification of Microstructures in Steels**. Materials Science and Technology. v. 20, pp. 143-160. 2004.

## APÊNDICE A – Resultados de viscosidade

Tabela A - 1: Medidas de viscosidade

	<b>Rotação</b>	<b>V1</b>	<b>V2</b>	<b>V3</b>	<b>MÉDIA</b>	<b>DESVIO</b>
<b>Óleo de costura (I)</b>	100	21	20,8	20,8	20,87	0,12
<b>0w20 (II)</b>	100	49,79	46,49	45,89	47,39	2,10
<b>5w30 (III)</b>	100	63,59	62,69	62,39	62,89	0,62

Fonte: Dados do autor.

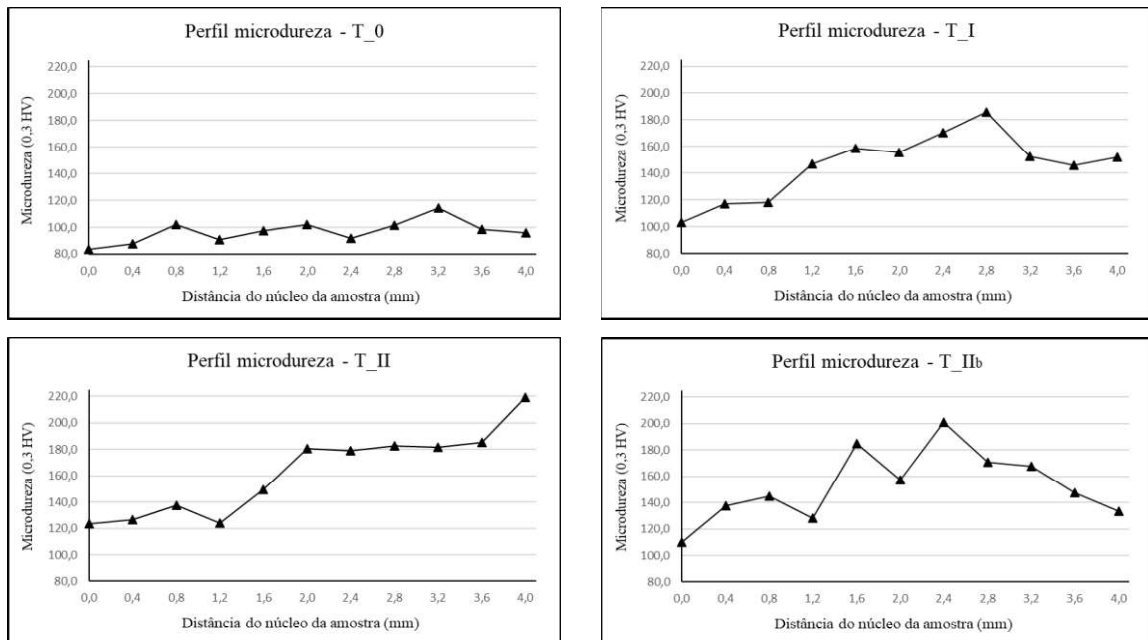
## APÊNDICE B – Microdureza Vickers

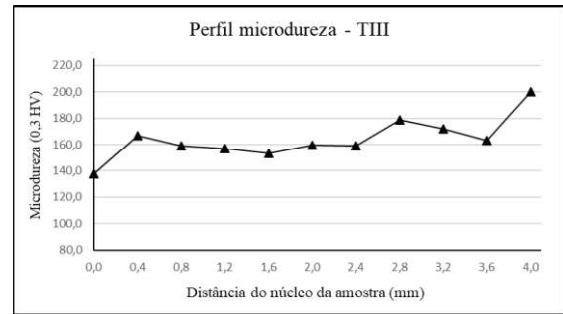
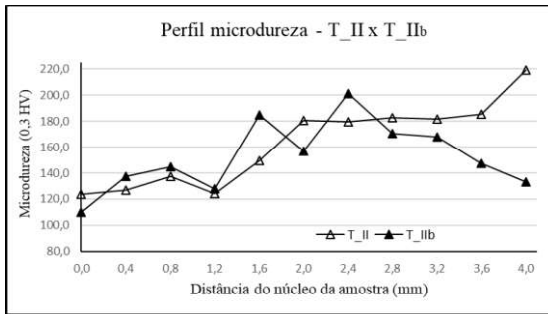
Tabela A - 2: Medições de microdureza Vickers

Distância do núcleo (mm)	Microdureza Vickers (HV 0,3)				
	T_0	T_I	T_II	T_IIb	T_III
0,0	83,8	103,3	123,6	110,0	137,5
0,4	87,7	117,2	126,6	137,5	166,5
0,8	102,1	118,2	137,5	144,7	158,7
1,2	91,0	146,6	123,9	128,1	157,1
1,6	97,6	158,7	149,5	184,6	153,2
2,0	101,9	155,6	180,6	157,1	159,3
2,4	91,9	170,6	179,3	201,1	158,7
2,8	101,3	185,9	182,6	170,6	178,7
3,2	114,2	152,5	181,9	167,7	171,8
3,6	98,4	145,7	185,3	147,1	163,1
4,0	96,1	152,0	219,0	133,3	200,3

Fonte: Dados do autor.

Figura A - 1: Perfis de microdureza Vickers





Fonte: Dados do autor.