

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE – FURG  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO AÇO BAIXA LIGA SAE  
8640 SUBMETIDO AO PROCESSO DE TÊMPERA INTENSIVA**

**WERNER LUFT BOTELHO**

RIO GRANDE, RS

2021

**WERNER LUFT BOTELHO**

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DO AÇO BAIXA LIGA SAE  
8640 SUBMETIDO AO PROCESSO DE TÊMPERA INTENSIVA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande como requisito parcial para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica – Área de Concentração: Engenharia de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros

RIO GRANDE, RS

2021

### Ficha Catalográfica

B748a Botelho, Werner Luft.

Avaliação microestrutural e mecânica do aço baixa liga SAE 8640 submetido ao processo de têmpera intensiva / Werner Luft Botelho. – 2021.

82 f.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande – FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rio Grande/RS, 2021.

Orientador: Dr. Jorge Luis Braz Medeiros.

1. Engenharia Mecânica 2. Têmpera 3. SAE 8640 4. Trincas I. Medeiros, Jorge Luis Braz II. Título.

CDU 669.1



BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros  
Universidade Federal do Rio Grande – FURG

---

Prof. Dr. Luciano Volcanoglo Biehl  
Universidade Federal do Rio Grande – FURG

---

Prof. Dr. José de Souza  
FLSVC

## DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho a todas as pessoas que me apoiam e torcem pelo meu sucesso.*

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente, agradeço ao meu orientador, o grande engenheiro e professor Dr. Jorge Luis Braz Medeiros, o qual sem a sua extrema disponibilidade, inteligência e estratégia não seria possível a conclusão deste trabalho em um período tão conturbado o qual está sendo este tempo de pandemia.

Agradeço ao Engenheiro Jorge Airton (Laboratório de Metalurgia da Escola de Engenharia) e a Dra. Caroline Ruas (Centro de Microscopia Eletrônica da Zona Sul – CEME - Sul FURG) pela paciência e disponibilidade quando sempre precisei. Foram vocês que colocaram a “mão na massa” comigo.

Agradeço a Universidade Federal do Rio Grande, a minha querida FURG, universidade a qual tenho contato desde 2003, quando ainda novo ingressei no antigo Colégio Técnico Industrial – CTI, universidade onde me formei Engenheiro Mecânico e a universidade onde hoje é o meu local de trabalho e pesquisa.

## EPÍGRAFE

“Quando tudo estiver parecendo ir contra você,  
lembre-se de que o avião decola contra o vento e  
não a favor dele.”

Henry Ford.

## RESUMO

O uso do tratamento térmico de têmpera é uma prática muito usual quando se pretende imprimir certos comportamentos ou propriedades mecânicas a determinados materiais metálicos, sendo uma rotina muito bem aplicada a aços baixa liga. Seguindo esse contexto, é também percebido que a têmpera apresenta efeitos não desejados que, dependendo do caso, podem até mesmo não compensar o seu uso, como, por exemplo, trincas, distorções dimensionais e danos ambientais, considerando que o meio de resfriamento normalmente são óleos agressivos ao meio ambiente. Diante disso, pesquisas que se iniciaram a partir da década de 1960 proporcionaram a descoberta de uma maneira diferente de se proceder com o processo de têmpera, a qual foi chamada de Têmpera Intensiva, através da busca por um processo mais uniforme sobre a superfície da peça, com taxa de resfriamento muito maior em relação a têmpera convencional, uso de água como meio de resfriamento e praticamente nenhum surgimento de trincas na peça tratada, por exemplo. Somando-se o fato de que o aço SAE 8640 é um material que tem amplo uso em diversas indústrias como a aeronáutica, automotiva e de ferramentas manuais, tornando o mesmo um objeto de estudo interessante da ótica industrial e acadêmica, propõe-se observar o comportamento de amostras de tal aço submetidas ao processo de têmpera convencional com diferentes intensidades e verificar se é possível atingir uma das rotas que garante o processo de têmpera intensiva. Os resultados obtidos demonstraram que a aplicação do resfriamento do aço em água e polímero em menor concentração foram efetivos para a completa transformação martensítica. Além disso, conclui-se que o controle dos parâmetros preliminares do aço como composição química, tamanho de grão austenítico e os parâmetros de processo como temperatura de austenitização, potencial de carbono, meio de resfriamento, dentre outros, podem contribuir para completa transformação martensítica sem riscos de surgimento de trincas no material. Também destaca-se a efetividade dos polímeros na eliminação da fase vapor, desta maneira, contribuindo para eliminação de regiões com microestruturas indesejáveis nesta aplicação como ferrita livre e austenita retida.

**Palavras-chave:** Têmpera; SAE 8640, Trincas.

## ABSTRACT

The use of quenching heat treatment is a very common practice when it is intended to print certain behaviors or mechanical properties to particular metallic materials, being a routine very well applied to low alloy steels. Following this context, it is also got that quenching has unwanted effects that, depending on the case, may not even compensate for its use, such as cracks, dimensional distortions and environmental damage, considering that the cooling medium is usually aggressive oils to the environment. Therefore, research that began in the 1960s provided the discovery of a different way to proceed with the quenching process, which was called Intensive Quenching, through the search for a more uniform process on the surface of the part, with a much higher cooling rate compared to conventional quenching, use of water as a cooling medium and practically no appearance of cracks in the treated part, for example. Adding to the fact that SAE 8640 steel is a material that is widely used in several industries such as aeronautics, automotive and hand tools, making it an interesting object of study from industrial and academic optics, it is proposed to observe the behavior of samples of such steel submitted to the conventional quenching process with different intensities and verifying if it is possible to reach one of the routes that guarantees the intensive quenching process. The results obtained demonstrated that the application of cooling steel in water and polymer in lower concentration were effective for the complete martensitic transformation. Furthermore, it is concluded that the control of preliminary steel parameters such as chemical composition, austenitic grain size and process parameters such as austenitization temperature, carbon potential, cooling medium, among others, can contribute to complete martensitic transformation without risks of cracking in the material. The effectiveness of polymers in eliminating the vapor phase is also highlighted, thus contributing to the elimination of regions with undesirable microstructures in this application, such as free ferrite and retained austenite.

**Keywords:** Quenching; SAE 8640, Cracks.

## LISTAS DE FIGURAS

Figura 3.1 - Influência da taxa de resfriamento na formação de trincas em amostras cilíndricas de 6 mm de diâmetro em aço 41Cr4 (DIN). .....	21
Figura 3.2 - Formação da martensita durante a têmpera: (a) têmpera convencional / (b) têmpera intensiva .....	23
Figura 3.3 - Mecanismos de transferência de calor durante a têmpera: (a) Vapor blanked / (b) Ebulição nucleada / (c) Convecção.....	26
Figura 3.4 - Tensões circunferenciais residuais na superfície de uma amostra cilíndrica <i>versus</i> o número de <i>Biot</i> generalizado.....	31
Figura 4.1 - Fluxograma de estudo e trabalho. ....	38
Figura 4.2 - Barra circular de aço SAE 8640.....	39
Figura 4.3 - Amostra após ser feito espectrometria de emissão óptica .....	41
Figura 5.1 - Microscopia Óptica - Amostra 01 - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) ...	47
Figura 5.2 - Microscopia Óptica - Amostra 02 - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) ...	48
Figura 5.3 - Microscopia Óptica - Amostra 03 - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) ...	49
Figura 5.4 - Perfil de microdureza <i>Vickers</i> da Amostra 01 (SAE 8640) .....	51
Figura 5.5 - Perfil de microdureza <i>Vickers</i> da Amostra 02 (SAE 8640) .....	51
Figura 5.6 - Perfil de microdureza <i>Vickers</i> da Amostra 03 (SAE 8640) .....	52
Figura 5.7 - MEV Amostra 01: Imagem por SEI 3500x e por BEC 3500x (b).....	53
Figura 5.8 - MEV Amostra 01: Imagem por SEI 5000x (a) e por BEC 5000x (b) .....	54
Figura 5.9 - Difratoograma da Amostra 01 (SAE 8640) .....	56
Figura 5.10 - Indicação simultânea: ferrita vista por MO e identificada por DRX - Amostra 01.....	58
Figura 5.11 - Microscopia Óptica / Amostra 04 [T] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) .....	59
Figura 5.12 - Microscopia Óptica / Amostra 05 [T] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) .....	60
Figura 5.13 - Microscopia Óptica / Amostra 06 [T] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) .....	61
Figura 5.14 - MO - Amostra 04 [TR] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) .....	63
Figura 5.15 - MO - Amostra 05 [TR] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) .....	64
Figura 5.16 - MO - Amostra 06 [TR] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b) .....	65
Figura 5.17 - Perfil de microdureza <i>Vickers</i> da Amostra 04 [TR] .....	67

Figura 5.18 - Perfil de microdureza <i>Vickers</i> da Amostra 05 [TR] .....	67
Figura 5.19 - Perfil de microdureza <i>Vickers</i> da Amostra 06 [TR] .....	68
Figura 5.20 - MEV - Amostra 04 [TR] - Aumento de 3500x (a) e 5000x (b) .....	69
Figura 5.21 - MEV - Amostra 05 [TR] - Aumento de 3500x (a) e 5000x (b) .....	70
Figura 5.22 - MEV - Amostra 06 [TR] - Aumento de 3500x (a) e 5000x (b) .....	71
Figura 5.23 - Difratoograma da Amostra 01 e Amostra 04 [TR].....	72
Figura 5.24 - Difratoograma da Amostra 01 e Amostra 05 [TR].....	73
Figura 5.25 - Difratoograma da Amostra 01 e Amostra 06 [TR].....	73
Figura 5.26 - Difratoograma comparativo entre o aço SAE 8640 e amostras [TR] .....	74

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Fator de <i>Grossmann</i> para diversos fluidos de têmpera .....	27
Tabela 2 - Equações para o Fator de forma de <i>Kondratyev</i> e Relação S/V para algumas formas .....	29
Tabela 3 - Composição química do aço SAE 8640 [em valores máximos].....	36
Tabela 4 - Parâmetros de têmpera e revenimento para as amostras temperadas convencionalmente .....	44
Tabela 5 - Percentual dos elementos de liga presentes no aço SAE 8640 conforme uso do espectrômetro de emissão óptica.....	45
Tabela 6 - Perfil de Microdureza <i>Vickers</i> - Material Original .....	50
Tabela 7 - Picos de difração e planos cristalográficos da Amostra 01 .....	56
Tabela 8 - Picos de difração, planos cristalográficos e fases da Amostra 01 .....	57
Tabela 9 - Perfil de Microdureza <i>Vickers</i> - Material Temperado e Revenido .....	66

## LISTA DE ABREVIATURAS

41Cr4	Nomenclatura para o aço SAE 5140 conforme a classificação DIN
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DRX	Difração de raios X
FURG	Universidade Federal do Rio Grande
HV	Unidade de dureza Vickers
IQ	<i>Intensive Quenching</i>
IQ1	Têmpera intensiva tipo 1
IQ2	Têmpera intensiva tipo 2
IQ3	Têmpera intensiva tipo 3
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
NASA	<i>National Aeronautics and Space Administration</i>
NBR	Norma Técnica Brasileira
NITAL	Agente químico composto por ácido nítrico e álcool etílico
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>

## LISTA DE SÍMBOLOS

M	Martensita
A	Austenita
$M_s$	Temperatura inicial de formação da martensita [°C]
$\alpha$	Coefficiente de transferência de calor [W/m <sup>2</sup> .K]
$B_i$	Número de <i>Biot</i> [adimensional]
$\lambda$	Condutividade térmica [W/m.K]
$R$	Raio do cilindro, esfera ou metade da espessura de uma placa [m]
$B_{iv}$	Número de <i>Biot</i> generalizado [adimensional]
$S$	Área da superfície da peça [m <sup>2</sup> ]
$V$	Volume da peça [m <sup>3</sup> ]
$K$	Fator de forma de <i>Kondratyev</i> [m <sup>2</sup> ]
$Kn$	Número de <i>Kondratyev</i> [°C]
$\psi$	Critério de não uniformidade do campo de temperatura [°C]
$\bar{T}_{SF}$	Temperatura média na superfície da peça temperada [°C]
$\bar{T}_V$	Temperatura média relativa ao volume da peça temperada [°C]
$T_M$	Temperatura do fluido de têmpera [°C]
$2\theta$	Ângulo de difração [grau]
Fe $\alpha$	Ferrita
Fe $\gamma$	Austenita
T	Material apenas temperado
TR	Material temperado e revenido

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>17</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>19</b>
<b>2.1 Objetivos específicos .....</b>	<b>19</b>
<b>3 REVISÃO DE LITERATURA.....</b>	<b>20</b>
<b>3.1 Têmpera intensiva .....</b>	<b>20</b>
3.1.1 Formação uniforme da martensita.....	22
3.1.2 Formação das tensões residuais compressivas .....	23
3.1.3 Mecanismo de transferência de calor no processo de têmpera .....	25
3.1.4 Tipos de têmpera intensiva .....	32
<b>3.2 Aços carbono baixa liga.....</b>	<b>33</b>
3.2.1 Características do aço baixa liga SAE 8640 .....	35
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>38</b>
<b>4.1 Material de trabalho .....</b>	<b>39</b>
<b>4.2 Métodos de trabalho.....</b>	<b>40</b>
4.2.1 Análise química .....	40
4.2.2 Análise por microscopia óptica (MO).....	41
4.2.3 Análise do perfil de microdureza .....	42
4.2.4 Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) .....	42
4.2.5 Análise por difração de raios X (DRX).....	42
4.2.6 Tratamento térmico.....	43
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>45</b>
<b>5.1 Resultados da Análise Química.....</b>	<b>45</b>
<b>5.2 Resultados da Análise por MO – material original .....</b>	<b>46</b>
<b>5.3 Resultados: Perfil de microdureza – Material original .....</b>	<b>50</b>
<b>5.4 Resultados da Análise por MEV – Material original .....</b>	<b>52</b>
<b>5.5 Resultado da Análise por DRX – Material Original .....</b>	<b>55</b>
<b>5.6 Resultados obtidos com o Tratamento Térmico .....</b>	<b>58</b>
5.6.1 Resultados da Microscopia Óptica – Material apenas temperado [T].....	58
5.6.2 Resultados da Microscopia Óptica – Material Temperado e Revenido [TR] .....	62
5.6.3 Resultados da análise de microdureza <i>Vickers</i> – Material Temperado e Revenido [TR] .....	66

5.6.4	Resultados da análise por MEV – Material Temperado e Revenido [TR] .....	68
5.6.5	Resultados da análise por DRX – Material Temperado e Revenido [TR] .....	72
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>75</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>76</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>77</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Com o intuito de alterar as propriedades e conferir determinadas características aos aços e outras ligas metálicas, os tratamentos térmicos surgem como uma grande ferramenta para alcançar esses objetivos e, sendo assim, tem uma grande relevância na indústria mecânica. É de fato percebido tal relevância quando são elencados alguns desses objetivos, como, por exemplo, remoção de tensões internas resultantes de processos de conformação mecânica, aumento ou redução da dureza, ajuste do tamanho de grão, aumento da resistência mecânica, dentre outros. Se tratando de aumento da dureza dos aços e demais ligas metálicas, o tratamento térmico de têmpera é o mais relacionado, pois durante seu processo, forma-se martensita com índices de dureza muito elevados. Em contrapartida ao aumento de dureza pelo processo de têmpera, existe a diminuição da tenacidade e da ductilidade e tem-se o surgimento de grandes valores de tensões superficiais de tração, as quais, se não tratadas, podem gerar problemas dimensionais como deformações e problemas de descontinuidade no material como as trincas. Outro inconveniente é o fato de o processo de têmpera utilizar como meios de resfriamento soluções de óleo ou água/polímero que são muito hostis ao meio ambiente.

Há vários anos, Kobasko descobriu uma maneira diferente de proceder com o processo de têmpera, a qual é conhecida como o fenômeno de têmpera intensiva ou *Intensive Quenching* (abreviada pela sigla IQ), conforme cita Aronov *et al.* (2002). No processo de IQ, a sua essência é a têmpera da peça de aço de maneira uniforme e com uma taxa de resfriamento muito elevada (várias vezes maior que a do atual processo de têmpera convencional). Através do processo de IQ, desenvolvem-se tensões compressivas residuais altas e benéficas na camada superficial da peça, resultando na redução drástica da distorção da peça e, ao mesmo tempo, reduzindo a probabilidade de trincas na peça. Isso contrasta com o resfriamento convencional, onde geralmente há tensões superficiais de tração no final do resfriamento.

Freborg *et al* (2003), comenta que no processo de têmpera convencional, quando são necessárias tensões de compressão residuais na superfície da peça, um processo de carburação muito longo, caro e com consumo de energia muito elevado e extremamente hostil ao meio ambiente é usado além de operações de *shot peening*. O processo de IQ, em muitos casos, pode eliminar completamente ou reduzir significativamente o ciclo de carburação além da possibilidade de eliminar completamente as operações de *shot peening*. Esses dois benefícios resultam em uma enorme economia de energia, no aumento da produtividade dos equipamentos de tratamento térmico e na redução das emissões dos fornos de tratamento térmico. Além disso, o processo de IQ é considerado ecologicamente limpo, pois a têmpera intensiva é realizada em água pura, em comparação com a têmpera convencional que geralmente usa óleo ambientalmente hostil.

Conforme Aronov *et al.* (2014), alguns dos muitos exemplos de materiais tratados pelo processo de IQ com sucesso em tanques de água, com resultados e benefícios obtidos melhores em comparação com a têmpera convencional através de óleo, são o aço AISI 1045 e o aço AISI 8630.

Sendo assim, o Laboratório de Metalurgia da Escola de Engenharia da FURG demonstra interesse em tal assunto através deste trabalho, visando a análise citada após a aplicação do processo de têmpera convencional em três diferentes intensidades em aço carbono de baixa liga SAE 8640, de maneira que se possa obter um caminho até o processo de têmpera intensiva.

## 2 OBJETIVOS

Como objetivo geral, este trabalho visa a avaliação metalúrgica e mecânica de um aço carbono de baixa liga SAE 8640 após submetido ao processo de têmpera convencional em diferentes intensidades e verificar se é possível atingir uma das rotas que garante o processo de têmpera intensiva. Neste caso, os três meios de resfriamento são solução aquosa de polímeros 20%, 10% e água.

### 2.1 Objetivos específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são:

1. Verificar o comportamento da microdureza das amostras de acordo com cada concentração de polímeros utilizada;
2. Verificar as microestruturas presentes após o processo de têmpera e se algum elemento de liga residual foi responsável por aumentar a temperabilidade do aço estudado;
3. Verificar se é possível eliminar a fase vapor no processo de têmpera convencional devido ao fato de utilizar-se polímeros no meio de resfriamento;

### 3 REVISÃO DE LITERATURA

Nesta seção, as teorias, pesquisas e resultados já encontrados em outros estudos sobre têmpera intensiva e o aço baixa liga, que foram o alicerce deste trabalho, são apresentados.

#### 3.1 Têmpera intensiva

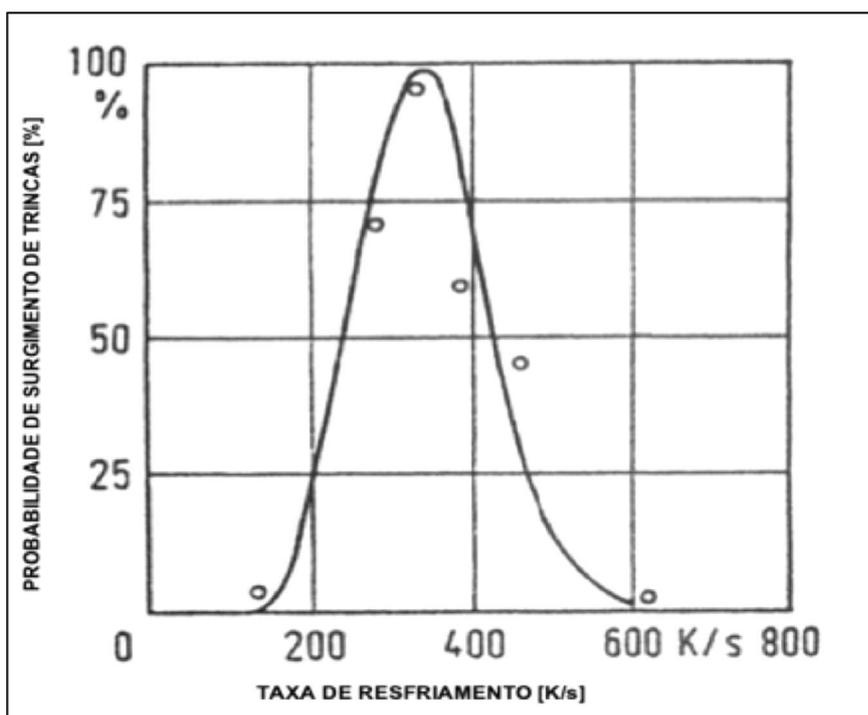
O processo de têmpera intensiva (*Intensive Quenching*), mais conhecido pela sigla IQ, é basicamente um fenômeno que ocorre no processo convencional de têmpera quando se faz uso de elevadas taxas de resfriamento e que tem como consequência a diminuição de maneira extrema da probabilidade de surgimento de trincas e distorções no material tratado além de outros benefícios. Segundo relata Liščić (2008), o fenômeno de IQ, por ser tão particular, pode ser tratado como um processo onde o resfriamento da peça é muito rápido e uniforme.

De acordo com Aronov *et al.* (2002), a empresa *IQ Technologies Inc* conduziu um extenso estudo experimental para demonstrar os benefícios de um processo de têmpera intensiva desenvolvido pelo Dr. Kobasko, cientista térmico o qual difundiu tal fenômeno, quando em 1964, foram realizadas experiências para uma variedade de produtos siderúrgicos, incluindo peças automotivas, fixadores de diferentes tipos, rolos de rolamentos, ferramentas manuais, punções e matrizes de trabalho a quente e etc. Desde então, além da análise experimental, simulações computacionais foram usadas para determinar as métricas de resfriamento das peças que foram resfriadas e validar o fenômeno. Segundo Liščić (2008), Dr. Kobasko e seus colegas de trabalho, posteriormente, em 1985, realizaram um estudo numérico de mudanças de fase, tensões atuais e residuais ao aplicar o processo de IQ em peças de trabalho de geometria complexa.

Conforme informa Liščić (2008), ao contrário da crença geralmente aceita de que altas taxas de resfriamento dentro da faixa de formação de martensita causariam trincas, Dr. Kobasko descobriu que a probabilidade de formação de trincas é baixa para baixas taxas de resfriamento, aumentando com taxas de resfriamento mais altas

chegando ao máximo, mas diminuindo a taxas de resfriamento muito altas. A curva que representa tal comportamento é chamada de curva em forma de sino (*bell-shaped curve*) e é apresentada na **Figura 3.1**.

**Figura 3.1** - Influência da taxa de resfriamento na formação de trincas em amostras cilíndricas de 6 mm de diâmetro em aço 41Cr4 (DIN).



Fonte: Intensive Quenching Technology – Workshop on Quenching, Mangalore, 2008.

De acordo com a **Figura 3.1**, uma taxa de resfriamento muito alta dentro da faixa de formação da martensita realmente impedirá o surgimento de trincas por resfriamento. É importante ressaltar que desde 1967, o foco das pesquisas tem sido o uso de têmpera intensiva para permitir a substituição de aços de alta liga por aços de baixa liga e usar a água como fluido refrigerante ao invés de óleo.

O princípio do processo de têmpera intensiva é o resfriamento extremamente rápido e uniforme das peças de aço tratadas, porém, conforme Canale *et al.* (2013), é importante notar que o termo “têmpera intensiva” não significa simplesmente têmpera rápida ou têmpera a uma taxa de resfriamento arbitrariamente rápida. Ao invés disso, vários critérios descritivos e específicos foram publicados, definindo as condições que se atendidas são suficientes para classificar uma têmpera como têmpera intensiva. Tais condições são:

1. A taxa de agitação e o fluido de têmpera devem ser capazes de fornecer um valor de Severidade de Têmpera de *Grossmann*  $> 6,0$  (Fator H  $> 6,0$ );
2. O número de *Biot* generalizado,  $Bi_v$ , para tensões máximas de compressão superficiais, deve tender ao infinito ( $Bi \rightarrow \infty$ );
3. Para que ocorram as elevadas tensões compressivas na superfície de uma peça que está sendo temperada via IQ,   necessário atender   seguinte condi o:  $0,8 \leq Kn \leq 1,0$  ( $Kn$    o número de *Kondratyev*).

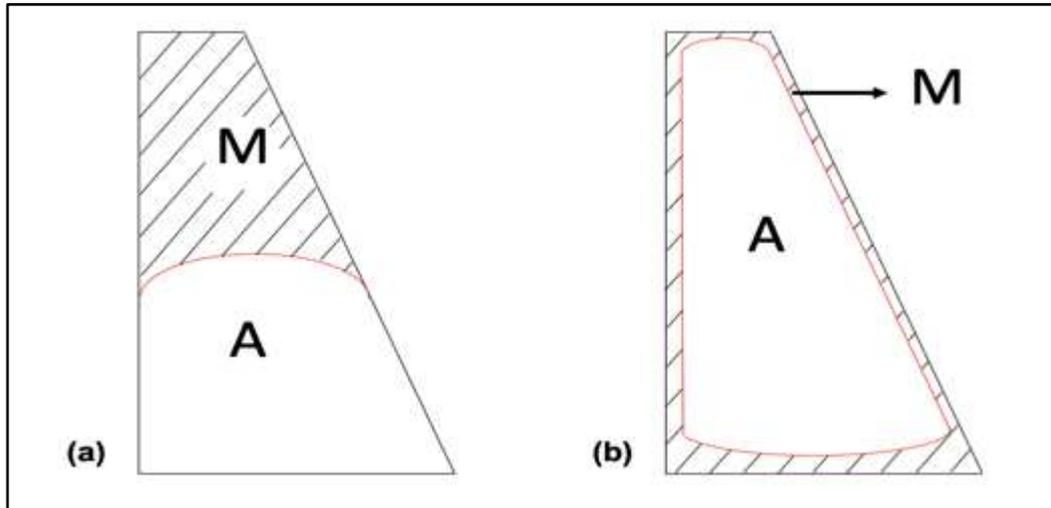
Caso algum dos critérios citados seja atendido, as condi es de resfriamento do processo devem produzir tensões de compressão superficiais máximas na peça.

### 3.1.1 Forma o uniforme da martensita

Segundo *Freborg et al.* (2003), para melhor compreensão da forma o uniforme da martensita superficial, considera-se uma peça de aço com uma espessura variável. Durante a têmpera convencional, a martensita se forma primeiro na se o mais fina da peça, já que essa se o esfria mais rapidamente e atinge a faixa de martensita mais cedo do que a se o mais espessa. O volume específico da martensita   maior que o volume específico da austenita restante. Portanto, a se o fina se expande enquanto a se o grossa da peça continua se contraindo devido ao resfriamento até que ela também se transforme em martensita. Isso cria tensões, resultando em distor es e possíveis trincas na peça. Para a mesma peça de aço, considera-se que a mesma   resfriada muito rápida e uniformemente. Nesse caso, a martensita se forma simultaneamente sobre toda a superfície da peça, criando um “escudo” endurecido. A pesquisa do Dr. Kobasko mostrou que esse escudo endurecido uniforme cria elevadas tensões compressivas, resultando em menor distor o e menor probabilidade de rachaduras.

A diferença entre a distribui o da forma o superficial da martensita em uma peça de espessura variável durante o processo de têmpera convencional e de têmpera intensiva   apresentada a seguir na **Figura 3.2** em (a) e (b), respectivamente.

**Figura 3.2 - Formação da martensita durante a têmpera: (a) têmpera convencional / (b) têmpera intensiva**



Fonte: Intensive Quenching Technology – Workshop on Quenching, Mangalore, 2008.

### 3.1.2 Formação das tensões residuais compressivas

Segundo Aronov *et al.* (2014), ao considerar as condições térmicas e estruturais de duas peças idênticas, sendo uma temperada via IQ em água e a outra temperada convencionalmente em óleo, uma taxa de extração de calor extremamente alta durante o processo de IQ cria um gradiente de temperatura em toda a superfície da peça muito maior do que durante a têmpera convencional em óleo. No momento em que a martensita começa a se formar na camada superficial da peça, a temperatura do núcleo da peça que está sendo temperada via IQ ainda está próxima da temperatura de austenitização, enquanto a temperatura do núcleo de uma peça que está sendo temperada no óleo geralmente não é muito maior do que a temperatura inicial de formação da martensita ( $M_S$ ). Quando a martensita está se formando na camada superficial da peça, as tensões compressivas da superfície se desenvolvem de maneira uniforme por toda a superfície da peça devido à expansão volumétrica do material ao se transformar de austenita em martensita. Essas tensões de compressão são aumentadas pelo encolhimento térmico do núcleo da peça, ou seja, o núcleo encolhido termicamente “puxa” a camada da superfície martensítica para dentro, induzindo sua compressão.

Basicamente, a peça temperada por IQ forma martensita de maneira uniforme ao longo de sua superfície e forma uma espécie de “escudo”, conforme mostrado na **Figura 3.2 (b)**, que comprime o núcleo e faz com que sejam alcançadas as tensões máximas de compressão e, assim, consegue evitar trincas e distorções presentes no processo de têmpera convencional. Devido a um gradiente de temperatura muito maior na peça temperada por IQ, o aumento relativo das tensões de compressão da superfície é muito mais evidente para tal peça em comparação com a peça temperada em óleo.

Ainda segundo Aronov *et al.* (2014), ao temperar uma peça via IQ, um elemento chave para impedir a trinca é fornecer tensões de compressão de superfície não apenas durante a têmpera, mas também após a conclusão do processo. Para tal, o processo de IQ é interrompido no momento em que as tensões de compressão da superfície atingem seu valor máximo e o resfriamento da peça continua ao ar. A desaceleração da taxa de resfriamento da peça evita a formação da estrutura martensítica no núcleo da peça resultando em uma menor diminuição das tensões de compressão da superfície do que comparado ao processo de têmpera convencional. Além disso, de acordo com o Kobasko *et al.* (2003), com uma taxa de resfriamento menor, promove-se a formação de estruturas intermediárias como, por exemplo, ferrita, perlita e bainita no núcleo da peça. Vale ressaltar que, conforme observado por Deyneko e Kobasko (2020), atualmente, é dada atenção especial às transformações bainíticas, uma vez que tal estrutura fornece maior resistência e propriedades plásticas ao material do que a estrutura martensítica pode fornecer. Ainda segundo Lišćic *et al.* (2010), é possível ter a formação de bainita ao longo de toda a seção de uma peça de aço desde que ela sofra resfriamento intenso em meio líquido sob pressão. No final do tratamento térmico, as peças tratadas com têmpera intensiva sempre apresentam tensões compressivas superficiais residuais, impedindo que as peças se rachem; tal situação se contrasta com peças temperadas em óleo, quando as tensões residuais na superfície são geralmente neutras ou trativas.

### 3.1.3 Mecanismo de transferência de calor no processo de têmpera

Para uma melhor análise de como se desenrola o processo de têmpera intensiva pela ótica da transferência de calor envolvida entre a peça tratada e o fluido de têmpera, segundo Canale *et al.* (2013), é sugerido imaginar um processo de têmpera convencional em água de uma simples peça de aço de formato cilíndrico. Sendo assim, os três principais mecanismos de resfriamento por transferência de calor que ocorrem durante o processo de têmpera convencional em água são:

1. Resfriamento da peça por uma manta de vapor (*vapor blanked cooling*) proveniente da ebulição do fluido de têmpera;
2. Resfriamento da peça por bolhas de vapor (ebulição nucleada);
3. Resfriamento da peça por convecção entre o fluido de têmpera e a superfície da peça.

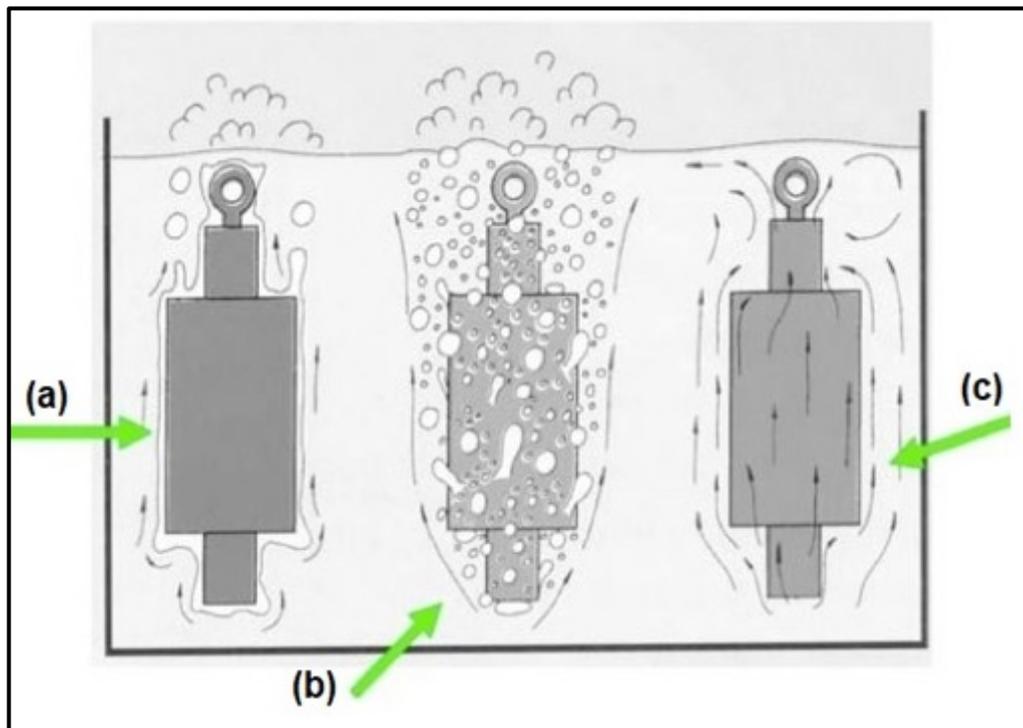
É importante salientar que cada um desses mecanismos de transferência de calor citados coexiste na superfície da peça de aço tratada durante o processo de têmpera convencional e apresentam valores muito diferentes de coeficientes de transferência de calor  $\alpha$ , sendo:

- $\alpha$  (*vapor blanked cooling*): 100 ~ 250 W/m<sup>2</sup>.K;
- $\alpha$  (ebulição nucleada): 10 ~ 20 W/m<sup>2</sup>.K;
- $\alpha$  (convecção): ~ 700 W/m<sup>2</sup>.K.

Ainda segundo Canale *et al.* (2013), a presença simultânea e a estabilidade relativa dessas condições de transferência de calor extremamente variadas são um fator de grande influência para o resfriamento não uniforme e o aumento de tensões durante um processo de têmpera convencional em água.

A **Figura 3.3** ilustra as três etapas descritas do mecanismo de transferência de calor no processo de têmpera convencional.

Figura 3.3 - Mecanismos de transferência de calor durante a têmpera: (a) Vapor blanked / (b) Ebulição nucleada / (c) Convecção



Fonte: Oil Quenching – The HERRING GROUP, “The Heat Treat Doctor”, EUA, 2010.

De acordo com Totten *et al.* (2013), uma gama de patentes americanas foi publicada de 1967 a 1971, as quais descrevem um processo de têmpera batizado como "extremo" ou "drástico". Esse processo utilizava água ou salmoura e também fazia uso de tanques pressurizados (acumuladores) que era capazes de fornecer enormes volumes de fluido de têmpera para superfícies específicas da peça que estava sendo temperada.

Como citado por Canale *et al.* (2013), o objetivo na têmpera drástica era temperar a peça usando taxas de agitação suficientemente elevadas para eliminar o mecanismo de *vapor blanked* (fase vapor), o que proporcionaria uma têmpera mais uniforme. Importante ressaltar que a 'taxa crítica de resfriamento' para esse processo de têmpera drástica foi a taxa de resfriamento necessária para eliminar a ebulição do filme de vapor. A correlação da taxa de agitação e a severidade do resfriamento, usada para calcular a taxa crítica de resfriamento, foi obtida através dos tradicionais valores de Severidade de Têmpera de Grossmann (Fator H). Alguns dados de Severidade de Têmpera de Grossmann para diversos tipos de fluidos de têmpera em função do grau de agitação do mesmo são mostrados na **Tabela 1**.

Tabela 1 - Fator de *Grossmann* para diversos fluidos de têmpera

AGITAÇÃO	FATOR DE GROSSMAN		
	ÓLEO	ÁGUA	SALMOURA
Nenhuma	0,25 ~ 0,30	0,90 ~ 1,0	2,0
Leve	0,30 ~ 0,35	1,0 ~ 1,1	2,0 ~ 2,2
Moderada	0,35 ~ 0,40	1,2 ~ 1,3	-
Boa	0,40 ~ 0,50	1,4 ~ 1,5	-
Forte	0,50 ~ 0,80	1,6 ~ 2,0	-
Violenta	0,80 ~ 1,10	4,0	5,0

Fonte: IQ Technologies Inc, Akron, EUA, 2008.

Segundo Canale *et al.* (2013), o limite prático do Fator H para a têmpera em água era na faixa de 1,5 a 2,0, a menos que o uso de dispositivos de alto pressão para agita o do fluido fossem empregados. Outro inconveniente percebido,   o fato de ser completamente inviável dizer qual   a taxa de agita o em um tanque de têmpera através de observa o visual. Isso   ainda mais complicado pelo fato de a agita o do tanque de resfriamento ser basicamente não uniforme.

Canale *et al.* (2013) ainda aborda o fato da têmpera intensiva se diferenciar da têmpera drástica, basicamente, pelo fato de existir apenas o mecanismo de transferência de calor de convec o e forma o de tensões de compressão superficiais máximas. Além disso, Mei (1990) aborda o fato de se alcançar o patamar de têmpera intensiva para valores do Fator H maiores que 6,0, porém, ainda segundo sua abordagem, existem limita es na determina o exata de tal fator e sua análise experimental   baseada em tentativa e erro.

Analicamente, conforme Kobasko *et al.* (2013), o mecanismo de transferência de calor durante o processo de têmpera   descrito pelo Número de *Biot*, o qual   apresentado pela **Equa o 3.1**.

$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} \cdot R$$

**Equa o 3.1**

Onde:

- $Bi$  = Número de *Biot*;
- $\alpha$  = Coeficiente de transferência de calor [ $W/m^2.K$ ];
- $\lambda$  = Condutividade térmica do corpo [ $W/m.K$ ];
- $R$  = Raio do cilindro, esfera ou metade da espessura de uma placa [m].

O Número Biot é um valor adimensional comum usado em estudos na área de transferência de calor e de acordo com Liu *et al.* (2010), pode também ser considerado como um número que determina a sensibilidade de determinado corpo para processos térmicos como a têmpera, assim como também situações de grande variação de temperatura, em que as durações da propagação de ondas de temperatura e as tensões térmicas do corpo são submetidas a um choque térmico.

Os resultados da pesquisa de Canale *et al.* (2013) relataram que para que se atinjam as desejadas tensões compressivas superficiais máximas em um processo de têmpera intensiva, é necessário que o Número do *Biot* em questão seja maior do que o valor de 18. Tais resultados ainda informam que para precisar ainda mais o Número de *Biot* em função da forma e do tamanho da peça temperada, calcula-se, então, o Número de *Biot* Generalizado, este sendo dado pela **Equação 3.2** conforme segue.

$$Bi_v = \frac{\alpha}{\lambda} \cdot \left[ \frac{S}{V} \cdot K \right]$$

**Equação 3.2**

Onde:

- $Bi_v$  = Número de *Biot* generalizado
- $\alpha$  = coeficiente de transferência de calor [ $W/m^2.K$ ];
- $\lambda$  = condutividade térmica do corpo [ $W/m.K$ ];
- $S$  = área da superfície da peça [ $m^2$ ];
- $V$  = volume peça [ $m^3$ ];
- $K$  = Fator de forma de *Kondratyev* da peça [ $m^2$ ].

As equações para o cálculo do Fator de forma de *Kondratyev* para algumas possíveis formas de uma peça bem como as respectivas Relações S/V são apresentados na **Tabela 2**.

**Tabela 2 - Equações para o Fator de forma de *Kondratyev* e Relação S/V para algumas formas**

FORMA DO CORPO	Fator de forma <i>K</i>	Relação S/V
Paralelepípedo com lados L1, L2 e L3	$\frac{(L_1^2 + L_2^2 + L_3^2)}{\pi^2}$	$2(L_1^{-1} + L_2^{-1} + L_3^{-1})$
Cilindro de raio R e altura Z	$(5,783R^{-2} + 9,87Z^{-2})^{-1}$	$2(R^{-1} + Z^{-1})$
Esfera com raio R	$R^2/\pi^2$	$3/R$
Cunha de um cilindro	$\left[\left(\frac{V^2}{R^2}\right) + \left(\frac{\pi^2}{Z^2}\right)\right]^{-1}$	$2(R^{-1} + Z^{-1} + 2R^{-1})$

Fonte: Intensive quenching Part 1 – What is it?, 2013.

É importante lembrar que para garantir que um processo de têmpera seja classificado com têmpera intensiva, o Número de *Kondratyev* *Kn* deve estar no intervalo de  $0,8 \leq Kn \leq 1,0$ . Sendo assim, Aranov *et al.* (2008) informa que o Número de *Kondratyev* é numericamente dado pela **Equação 3.3**. Segundo Liščić (2008), o grau de resfriamento intensivo durante processo de têmpera intensiva pode ser caracterizado tanto pelo Número de *Biot* generalizado  $Bi_v$  ou pelo Número de *Kondratyev* *Kn* e há uma relação universal entre esses dois números, conforme a seguir.

$$Kn = \psi \cdot Bi_v \quad \text{Equação 3.3}$$

Onde:

- *Kn* = Número de *Kondratyev*;
- $\psi$  = Critério de não uniformidade do campo de temperatura [°C];
- $Bi_v$  = Número de *Biot* Generalizado.

A definição de  $\psi$  pode ser dada por meio da **Equação 3.4**, ou seja, em função das temperaturas e das médias das temperaturas da superfície da peça e do fluido de têmpera ou então em função do Número de *Biot* Generalizado, no caso, através da **Equação 3.5**. Cada uma das maneiras de quantificar  $\psi$  gera uma interpretação e previsão de como o processo de têmpera irá ocorrer e será explicado adiante.

$$\psi = \frac{\bar{T}_{SF} - T_M}{\bar{T}_V - T_M} \quad \text{Equação 3.4}$$

Onde:

- $\bar{T}_{SF}$  = Temperatura média na superfície da peça temperada [°C];
- $\bar{T}_V$  = Temperatura média relativa ao volume da peça temperada [°C];
- $T_M$  = Temperatura do fluido de têmpera [°C].

$$\psi = \frac{1}{\sqrt{Bi_v^2 + 1,437 \cdot Bi_v + 1}} \quad \text{Equação 3.5}$$

Como citado, existem análises a serem feitas utilizando em conjunto as equações **Equação 3.4** e **Equação 3.5**, como segue:

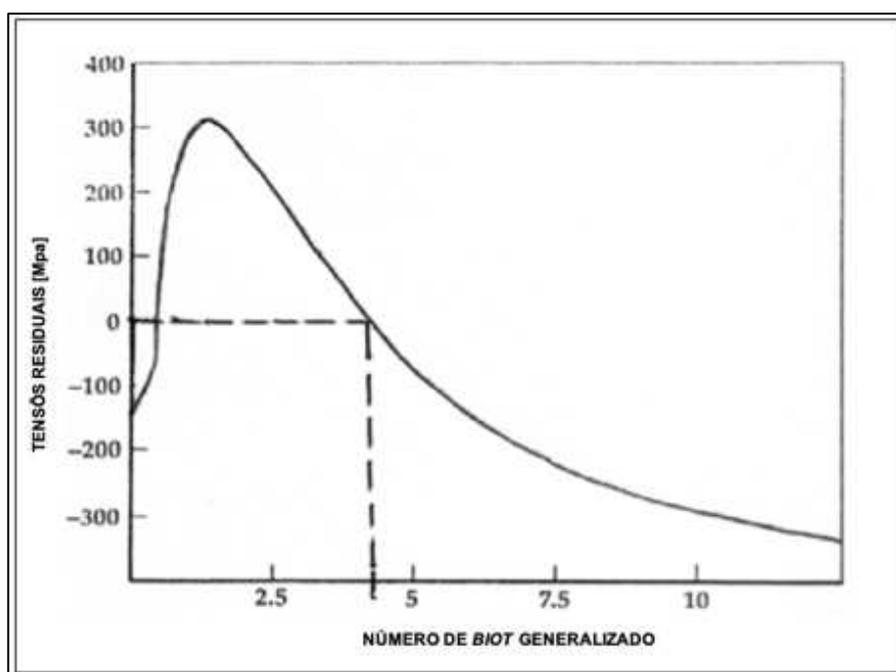
- Se  $Bi_v \rightarrow 0$ , então tem-se  $\psi = 1$  e  $\bar{T}_{SF} = \bar{T}_V$  ( $T_{SF} \approx T_V$ ), o que significa que a o campo de temperaturas ao longo da superfície do corpo é uniforme;
- Se  $Bi_v \rightarrow \infty$ , então tem-se  $\psi = 0$  e  $\bar{T}_{SF} = T_M$  ( $T_{SF} \approx T_M$ ), o que demonstra que se o corpo a ser temperado é capaz de deixar o fluido de têmpera com a mesma temperatura que a sua durante a imersão, é necessário não só um elevado volume de fluido mas também uma grande taxa de agitação para conseguir iniciar de fato o processo de resfriamento de tal corpo.

Kobasko *et al.* (2013) relata que se houver um resfriamento rápido e uniforme por toda a superfície da peça após a sua imersão inicial no fluido de têmpera, pode-se supor que a temperatura do núcleo permaneça essencialmente inalterada e, desta

maneira, se obtém um escudo endurecido e tensões de compressão superficiais máximas.

A **Figura 3.4** mostra tensões circunferenciais residuais na superfície de uma amostra cilíndrica versus o número de *Biot* generalizado  $Bi_v$ , que está diretamente relacionado ao coeficiente de transferência de calor  $\alpha$ , isto é, à taxa de resfriamento. Em valores mais altos de  $Bi_v$  (neste caso,  $Bi_v > 4,3$ ), as desejadas tensões residuais compressivas se desenvolvem. A ausência de trincas por resfriamento via têmpera intensiva é devida a altas tensões de compressão que se formam na superfície da peça de trabalho, conforme é possível visualizar na **Figura 3.1**.

**Figura 3.4 - Tensões circunferenciais residuais na superfície de uma amostra cilíndrica versus o número de *Biot* generalizado.**



Fonte: Intensive Quenching Technology – Workshop on Quenching, Mangalore, 2008

Kobasko *et al.* (2013) relata que é importante notar que um processo de têmpera intensiva pode ser interrompido no momento em que as tensões de compressão superficiais máximas são formadas (*time quenching*) e que usando as relações numéricas anteriores, no caso, as equações **Equação 3.1** a **Equação 3.5**, é possível controlar o gradiente de temperatura através da seção transversal do componente que está sendo temperado de maneira intensiva e determinar os tipos de tensões residuais que ocorrerão, como exposto na **Figura 3.4**.

### 3.1.4 Tipos de têmpera intensiva

Conforme aborda Kobasko *et al.* (2013), embora uma grande variedade de processos de têmpera intensiva tenha sido desenvolvida, três estão entre os mais comuns e são os processos IQ1, IQ2 e IQ3.

A seguir, será explicado brevemente como se desenrola cada um dos três processos de têmpera intensiva citados.

#### 3.1.4.1 Têmpera Intensiva IQ1

O processo de têmpera intensiva IQ1 é um processo constituído duas etapas. Na primeira etapa, a peça é resfriada lentamente em um banho de óleo, solução aquosa de polímero ou sal fundido, por exemplo, até a atingir a temperatura inicial da formação da martensita e depois intensamente resfriada até que o processo de resfriamento seja concluído.

No primeiro passo, de acordo com Canele *et al.* (2013), a transformação da austenita em martensita é atrasada quase que completamente de modo que o resfriamento intensivo é realizado apenas dentro da faixa da transformação martensítica. Aqui o gradiente de temperatura não é grande, todos os pontos da seção transversal atingem uniformemente a temperatura de início da martensita simultaneamente.

#### 3.1.4.2 Têmpera Intensiva IQ2

O processo de têmpera intensiva IQ2 também é um processo composto por duas etapas. Na primeira etapa, a peça é resfriada intensivamente até o final do processo ebulição nucleada. Em seguida, a peça é removida do fluido de têmpera e resfriada ao ar para permitir a equalização da temperatura em todas as suas seções transversais. Após esse processo de equalização, a peça é resfriada intensivamente uma segunda vez até o resfriamento esteja completo. Neste segundo passo, não há a presença do processo ebulição nucleada, de acordo com Canale *et al.* (2013).

### 3.1.4.3 Têmpera Intensiva IQ3

A têmpera intensiva IQ3 é o processo mais intenso, porque de acordo com Kobasko (2019), durante tal processo, o mecanismo de ebulição nucleada é completamente evitado. Já o mecanismo de convecção direta é facilitado por jatos intensivos de fluido de têmpera até que se alcance as tensões de compressão superficiais máximas. Esse processo ocorre em uma etapa de resfriamento. Esse tipo de têmpera intensiva já foi patenteada na Ucrânia e nos Estados Unidos, conforme Kobasko (2019).

De acordo com Liščić *et al.* (2010), o processo IQ3 pode ser aplicado a qualquer peça em que se deseje a dureza em profundidade máxima. A profundidade da dureza pode ser otimizada pela seleção adequada da composição química do aço, a qual também influi na formação do escudo de martensita.

## 3.2 Aços carbono baixa liga

A adição de elementos de liga no aço carbono tem o objetivo de promover mudanças microestruturais que, por sua vez, promovem mudanças nas propriedades físicas e mecânicas, permitindo ao material desempenhar funções específicas. Alguns exemplos dessas funções são:

- Aumentar a profundidade de têmpera (temperabilidade);
- Aumentar a resistência ao revenido, com a finalidade de evitar o amolecimento do aço entre 300 e 500 °C;
- Fornecer ao aço propriedades especiais como, por exemplo:
  - Resistência a corrosão em aços inoxidáveis devido ao elemento Cr;
  - Resistência ao desgaste em aços *Hadfield* devido ao elemento Mn.

Sendo assim, tais aços são classificados como aços liga e costumam ser designados de acordo com os elementos predominantes, como, por exemplo, aço-níquel, aço-cromo e aço-cromo-vanádio e seguem a mesma classificação dos aços carbono, dividindo-se também em graus, tipos e classes.

Os aços liga podem ser encontrados em praticamente todos os segmentos industriais, desde a construção civil até a construção naval, passando pelas indústrias petrolífera, automobilística e aeronáutica.

Os aços que recebem adição de elementos de liga podem ser classificados em três categorias sendo elas:

- Aços baixa liga
- Aços média liga
- Aços alta liga

Já que este trabalho utiliza como material de estudo um aço baixa liga, é importante ressaltar que, de acordo com Singh (2011), os aços baixa liga constituem uma categoria de materiais ferrosos que apresentam propriedades mecânicas superiores aos aços carbono simples, devido à adição de elementos de liga como níquel, cromo e molibdênio. Além disso, o teor total de ligas pode variar de 2,07% a níveis logo abaixo do dos aços inoxidáveis, que contêm um mínimo de 10% de cromo.

Para muitos aços de baixa liga, a função principal dos elementos de liga é aumentar a temperabilidade, a fim de otimizar as propriedades mecânicas e a tenacidade após o tratamento térmico. Em alguns casos, no entanto, as adições de ligas devem reduzir a degradação ambiental sob certas condições de serviço especificadas. Como os aços em geral, os aços baixa liga podem ser classificados de acordo com sua composição química, como aços-níquel, aços-níquel-cromo, aços-molibdênio e aços cromo-molibdênio. Tais aços também são classificados com base no tratamento térmico, como temperados e revenidos, normalizados e temperados ou recozidos.

A utilização de aços baixa liga se dá em aplicações nas quais se deseja materiais com boa resistência mecânica, superior em relação à dos aços carbonos comuns, sem chegar aos altos valores de resistência mecânicas dos aços de alta liga e alto carbono, que por outro lado apresentam desvantagens consideráveis para aplicações em que seja necessária boa ductilidade, boa tenacidade e facilidade de processamento em operações como soldagem e conformação mecânica, todas características que podem ser obtidas com os aços de baixa liga.

Segundo relata Yurgel (2007), os aços do tipo baixa liga são muito utilizados quando se necessita fabricar peças, como, por exemplo, engrenagens, eixos, bielas e virabrequins, através do processo de forjamento. Isto ocorre devido à sua combinação de características de ter, por exemplo, boa dureza, aliada a propriedades de resistência ao desgaste e à fadiga ao mesmo tempo. Os aços baixa liga também são utilizados na fabricação de brocas de furação de pedras ornamentais.

Do mesmo modo, embora a resistência à corrosão dos aços baixa liga seja muito inferior à dos aços inoxidáveis, é consideravelmente mais alta do que a dos aços carbono comuns.

### 3.2.1 Características do aço baixa liga SAE 8640

Nesse trabalho, foi utilizado como objeto de análise os efeitos do tratamento térmico de têmpera em diferentes intensidades no aço baixa liga SAE 8640. Sendo assim, algumas características deste aço são abordadas nesta seção.

Para o aço SAE 8640, Yurgel (2007) informa que o mesmo é um aço que tem as características de fornecer ótima temperabilidade e uma boa combinação de propriedades com o mínimo de adição de elementos de liga. Além disso, tal aço é aquecido a temperaturas acima de 1200°C para ser forjado, porém, normalmente, o processo ocorre entre 1175 e 950°C devido à perda de calor ao sair do forno. Após o processo, há um resfriamento lento, caracterizando o recozimento antes de qualquer processo de usinagem necessário para acabamento final.

Conforme Chiaverini (2002), os aços caracterizados como baixa liga são aqueles os quais o somatório dos elementos de liga é menor do que 8%. A seguir, a **Tabela 3** apresenta os valores percentuais dos elementos de liga que compõem o aço SAE 8640, o qual faz parte da família dos aços cromo-níquel-molibdênio.

**Tabela 3 - Composição química do aço SAE 8640 [em valores máximos]**

COMPOSIÇÃO QUÍMICA [% em peso]								
AÇO	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	Si	S
<b>SAE 8640</b>	0,43	0,60	1,00	0,25	0,70	0,030	0,35	0,040

Fonte: SAE J404, Jan. 2009.

Segundo Hinrichsen (2019), os tratamentos térmicos aos quais o aço SAE 8640 normalmente é submetido são:

- Normalização;
- Recozimento;
- Têmpera;
- Revenido;
- Esferoidização.

No entanto, não são necessariamente aplicados todos esses tratamentos térmicos em uma peça desse aço. Após o tratamento térmico, o aço normalmente recebe uma têmpera de óleo. Com a aplicação dos tratamentos mencionados anteriormente, o aço SAE 8640 desenvolve um bom equilíbrio de ductilidade para resistência, permitindo que os engenheiros o usem em uma ampla variedade de projetos.

Após o tratamento térmico e posterior têmpera, o aço SAE 8640 é fundido em vários produtos. Os manufaturados provenientes desse aço mais comuns são barras, tarugos, peças fundidas e peças forjadas (sendo que antes do forjamento, o aço SAE 8640 deve ser recozido). Ademais, o aço SAE 8640 é um elemento comum em peças de aeronaves, como trem de pouso e estruturas das mesmas. Outros usos comuns

desse tipo de aço baixa liga são, por exemplo, engrenagens, virabrequins, parafusos, eixos, pistões e ferramentas manuais forjadas.

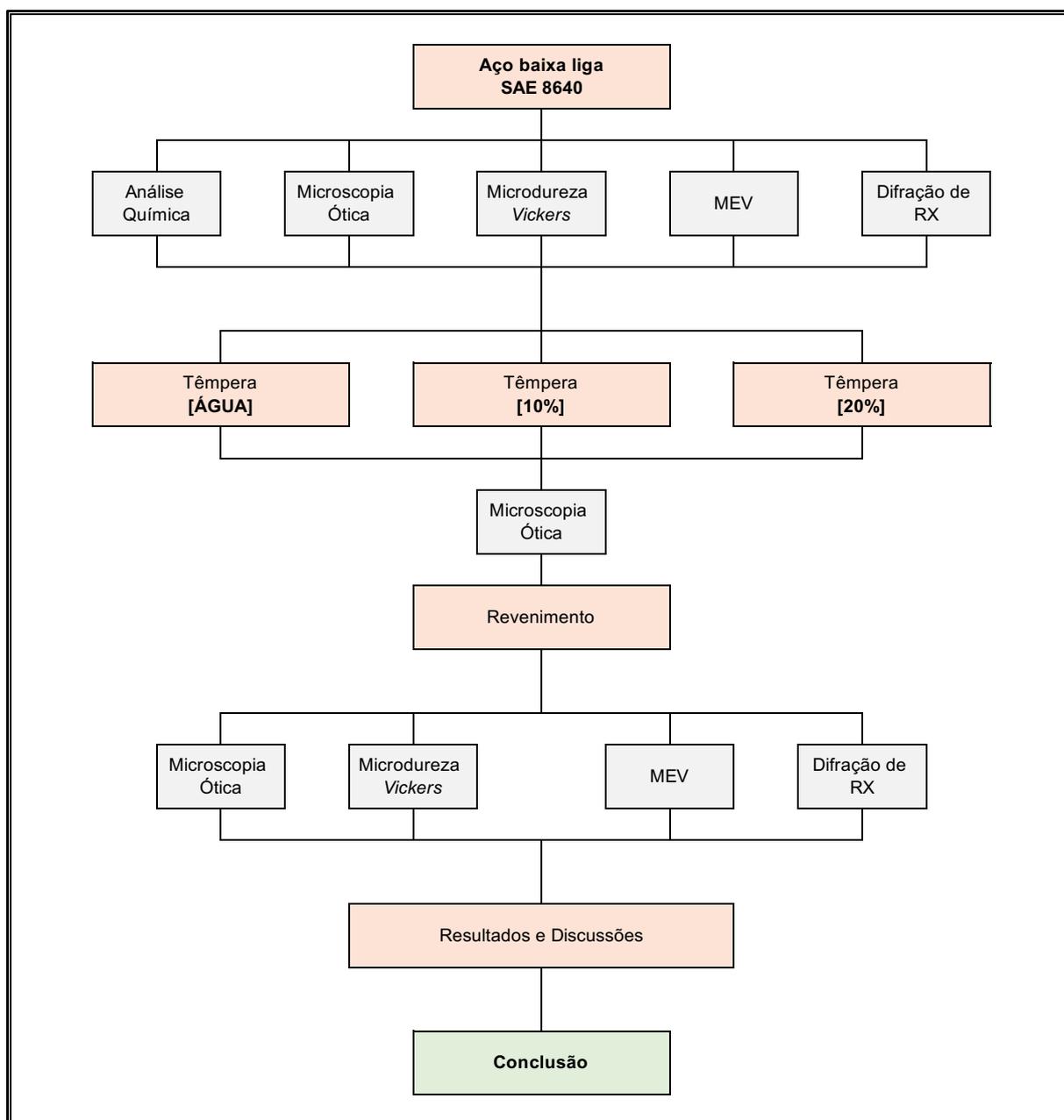
Hinrichsen (2019) cita que ferramentas manuais feitas de aço SAE 8640 são bastante comuns. As propriedades desse aço tornam as ferramentas fabricadas com esta liga particularmente fortes e duráveis tanto que os cientistas da NASA consideraram usar tal liga em projetos de naves espaciais, porém foi descoberta que a liga em questão se rachava quando tentavam endurecê-la nos níveis desejados. O aço SAE 8640 usado nas ferramentas é temperado, o que tem o efeito de aumentar a resistência ao desgaste da ferramenta. O método mais usado para incrementar a resistência ao desgaste de ferramentas feitas desse aço normalmente é a têmpera em óleo.

Ainda conforme Silveira *et al.* (2018), esta classe de aço apresenta elevada resistência mecânica e ótima temperabilidade, usinabilidade e forjabilidade. Por ser de grande aplicação nas indústrias de fabricação mecânica, o aço SAE 8640 substitui o aço ABNT 1045, pois particulariza propriedades como resistência à fadiga e à fratura, quando comparado com outros materiais e denota um diferencial nas seções transversais; é empregado na fabricação de engrenagens, pinos, eixos, componentes de máquinas e motores como virabrequins e pistões conforme De Freitas *et al.* (2016).

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Durante esta seção, são explicitados os materiais que foram utilizados durante o trabalho bem como a metodologia de tratamento do mesmo, com o intuito de se alcançar os objetivos propostos. Diante disso, a **Figura 4.1** mostra de maneira organizada em forma de fluxograma como se deu a sequência do trabalho.

**Figura 4.1 - Fluxograma de estudo e trabalho.**



Fonte: O autor, 2019.

#### 4.1 Material de trabalho

O material que foi utilizado neste trabalho como amostra para a obtenção de resultados são barras de aço carbono baixa liga SAE 8640, em formato circular com 25,40 mm de diâmetro e 10 mm de espessura conforme a **Figura 4.2**.

**Figura 4.2 - Barra circular de aço SAE 8640**



Fonte: O autor, 2021

As análises químicas foram realizadas em três amostras após devido corte e preparação metalográfica.

## 4.2 Métodos de trabalho

Os passos que foram realizados para a obtenção de dados os quais foram discutidos ao longo do trabalho são apresentados a seguir bem como os métodos utilizados em cada etapa.

### 4.2.1 Análise química

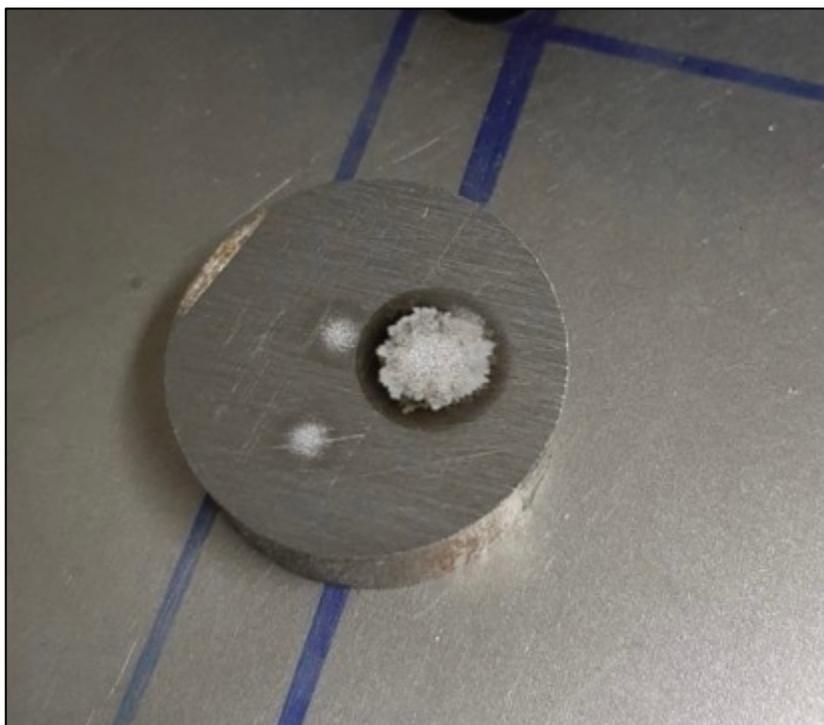
Após as devidas preparações das amostras serem feita, procedeu-se com a análise química das amostras através do uso de um espectrômetro de emissão óptica seguindo os padrões normais e convencionais de verificação de composição química de materiais. O espectrômetro óptico em questão é de modelo *Foundry-Master* fornecido pela fabricante *Oxford Instruments*. Essa etapa foi exclusivamente feita antes dos tratamentos térmicos, pois tem caráter apenas de caracterização química das amostras em estudo.

A obtenção e preparação, respectivamente, das amostras foi feita a partir de um corte metalográfico de 10 mm a partir da extremidade da barra em sua seção transversal através do uso de uma serra metalográfica da marca *Buehler*, modelo *Delta AbrasiMet – Abrasive Cutter*.

Após obtidas as amostras, iniciou-se o trabalho de preparação através do lixamento manual e úmido com lixas de granulação 180, 220, P320, 400, 500, 600, P1000 e P1500. Em seguida ao lixamento, as amostras foram polidas em uma politriz com discos de polimento próprios para o uso de Alumina em suspensão com granulometria média de 1,0 micrômetro e 0,5 micrômetro, respectivamente. Após o polimento, seguiu-se para o ataque químico, o qual foi feito utilizando NITAL 2% com tempo de ataque de 6 segundos.

Após feita toda a preparação metalográfica, foi realizado o uso do espectrômetro de emissão óptica com o intuito de possibilitar uma análise semiquantitativa e qualitativa, ou seja, validar a existência de determinados elementos de liga nas amostras analisadas e que já são esperados para a estrutura do aço SAE 8640 conforme a literatura.

**Figura 4.3 - Amostra após ser feito espectrometria de emissão óptica**



Fonte: O autor, 2021

#### 4.2.2 Análise por microscopia óptica (MO)

Este tipo de análise foi realizado nas amostras tanto antes e depois dos tratamentos térmicos com o intuito de comparar a microestrutura de cada uma. Também foi feito o uso de MO após a têmpera e antes do revenimento. A preparação para análise em microscopia óptica foi realizada de acordo com os padrões convencionais de preparação metalográfica: corte metalográfico, lixamento, polimento e ataque químico. Após tal preparação, as amostras foram analisadas em um microscópio ótico de luz refletida modelo GX51 e fornecido pelo fabricante *Olympus*.

#### 4.2.3 Análise do perfil de microdureza

As amostras tiveram seus perfis de microdureza traçados através da medição de tal grandeza ao longo de 10 pontos de sua superfície com carga de 300g. Para elaboração de tais perfis, foi utilizado o ensaio de microdureza *Vickers* e o mesmo foi realizado conforme a norma padrão ABNT NBR ISO 6507-1:2019 (*Metallic materials - Vickers hardness test Part 1: Test method*). O ensaio de microdureza foi realizado no microdurômetro da Escola de Engenharia da FURG de modelo HMV 2T fornecido pela empresa *Shimadzu*. Depois de realizados os perfis, os mesmos foram comparados para verificar o impacto das diferentes concentrações de fluido de têmpera na dureza das amostras.

#### 4.2.4 Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As análises de imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura visam ter acesso a melhor resolução do que as encontradas na microscopia óptica das amostras e assim fazer uma análise mais detalhada das mesmas, visto que o microscópio eletrônico de varredura permite observar a morfologia da superfície das amostras. Neste trabalho, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura de 120 keV, modelo JSM-6610LV da marca *Jeol* e pertencente ao CEME Sul (Centro de Microscopia Eletrônica do Sul) da FURG.

#### 4.2.5 Análise por difração de raios X (DRX)

Outra análise feita nas amostras antes e após os processos de têmpera é a análise por difração de raios X. Busca-se através deste tipo de análise a identificação dos planos cristalográficos inerentes a cada fase esperada. Para tal estudo, as amostras serão analisadas utilizando o difratômetro de raio X de modelo D8 *Advance* da marca *Burker* que pertence ao CEME Sul da FURG.

#### 4.2.6 Tratamento térmico

Para o tratamento térmico das amostras de aço SAE 8640, foram feitos os tratamentos térmicos de têmpera convencional em solução aquosa de polímeros em diferentes concentrações.

O processo de elevação da temperatura das amostras até a temperatura de austenitização foi feito em um forno mufla modelo 3000-Vácuo da marca EDG e fornecido pela *Accure Technologies Instrumentos* e pertencente ao Laboratório de Metalurgia da Escola de Engenharia da FURG. Considerando o processo de têmpera, para tal, foram destinadas as amostras **04**, **05** e **06** como representantes dos resultados dos grupos de amostras B, C e D, as quais foram tratadas termicamente da seguinte maneira:

- **Amostra 04:** feito têmpera com temperatura de 880 °C durante 40 min e resfriamento em solução aquosa de polímero 20% por 15 segundos com agitação severa;
- **Amostra 05:** feito têmpera com temperatura de 880 °C durante 40 min e resfriamento em solução aquosa de polímero 10% por 15 segundos com agitação severa;
- **Amostra 06:** feito têmpera com temperatura de 880 °C durante 40 min e resfriamento em água por 15 segundos com agitação severa;

A **Tabela 4** resume como foi feito o tratamento térmico de têmpera de cada amostra representante e seu consequente revenimento.

**Tabela 4 - Parâmetros de têmpera e revenimento para as amostras temperadas convencionalmente**

<b>Amostra</b>	<b>Parâmetros de têmpera</b>	<b>Parâmetros de revenimento</b>
Amostra 04	Aquecer a 880 °C por 40 min e resfriar em polímero 20% por 15 segundos	Aquecer a 180 °C por 1 hora e posterior resfriamento ao ar
Amostra 05	Aquecer a 880 °C por 40 min e resfriar em polímero 10% por 15 segundos	Aquecer a 180 °C por 1 hora e posterior resfriamento ao ar
Amostra 06	Aquecer a 880 °C por 40 min e resfriar em água por 15 segundos	Aquecer a 180 °C por 1 hora e posterior resfriamento ao ar

Fonte: O autor, 2021.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Resultados da Análise Química

Visando caracterizar quimicamente o material estudado, a **Amostra 01** foi utilizada para ser a referência e representante do grupo de amostras A. Os resultados obtidos tanto em termos de presença e quantidade de elementos de liga presentes na **Amostra 01** com o uso do espectrômetro de emissão óptica são apresentados a seguir na **Tabela 5**.

**Tabela 5 - Percentual dos elementos de liga presentes no aço SAE 8640 conforme uso do espectrômetro de emissão óptica**

ELEMENTOS DE LIGA				
TESTE	C	Si	Mn	P
1	0,4600	0,2530	0,970	0,0023
2	0,4500	0,2580	0,956	< 0,0009
3	0,4530	0,2680	0,967	< 0,0009
<b>MÉDIA</b>	<b>0,4543</b>	<b>0,2597</b>	<b>0,964</b>	<b>&lt; 0,0009</b>
TESTE	S	Cr	Mo	Ni
1	0,0109	0,4200	0,1940	0,3820
2	0,0098	0,4160	0,1930	0,3750
3	0,0101	0,4300	0,2020	0,3920
<b>MÉDIA</b>	<b>0,0103</b>	<b>0,4220</b>	<b>0,1963</b>	<b>0,3830</b>

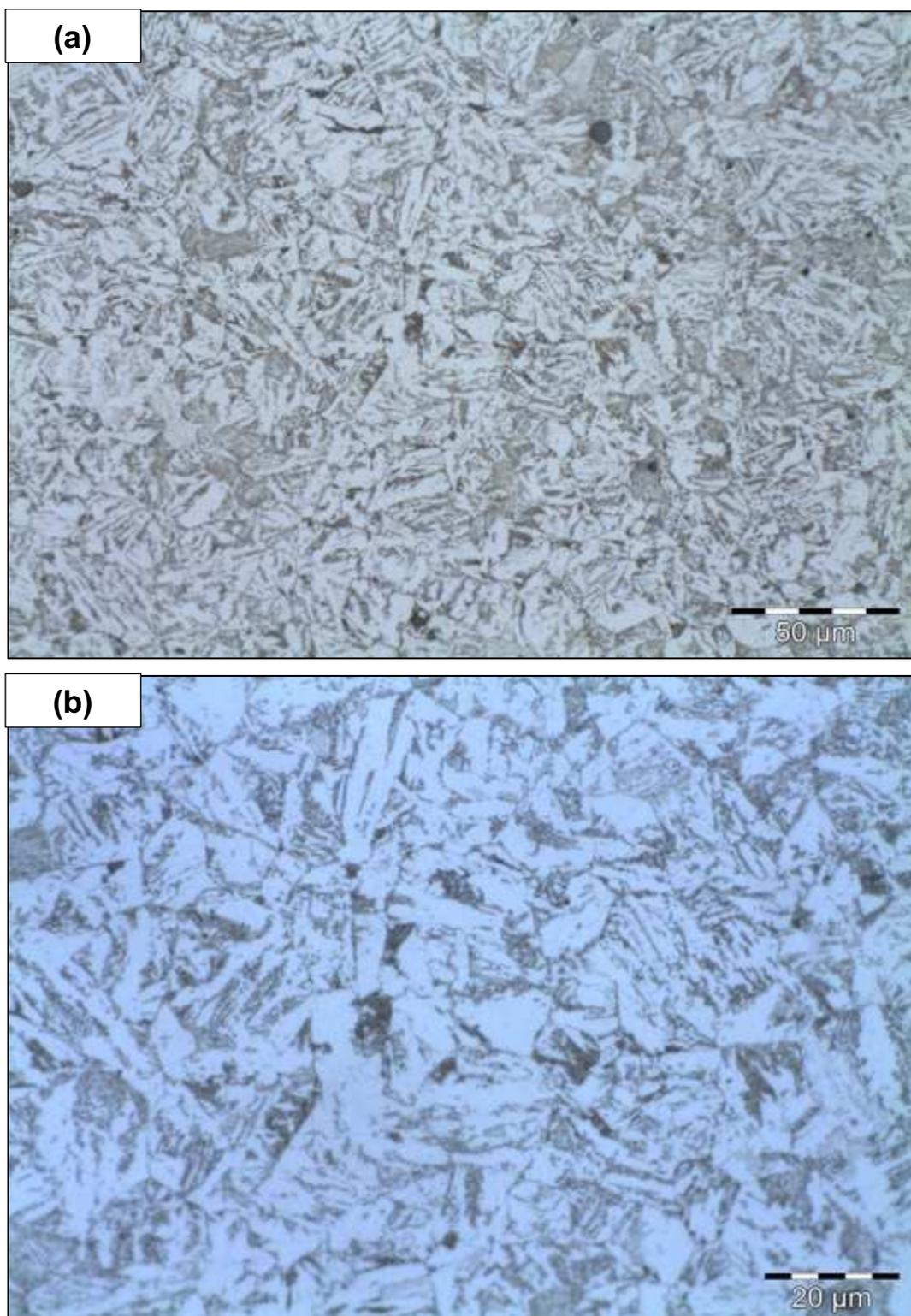
Fonte: O autor, 2021.

De acordo com a **Tabela 5**, todos os elementos de liga presentes atendem as especificações dos aços SAE 8640, destacando-se que o manganês apresentou valores médios relacionados ao patamar máximo para esta classe de aço, conforme a norma SAE J 404 (2009). Cabe destacar que esta condição é favorável a maior temperabilidade da liga, sendo um fator preponderante na ocorrência de trincamento desta classe de aço quando da utilização de meios de resfriamento com elevada severidade.

## 5.2 Resultados da Análise por MO – material original

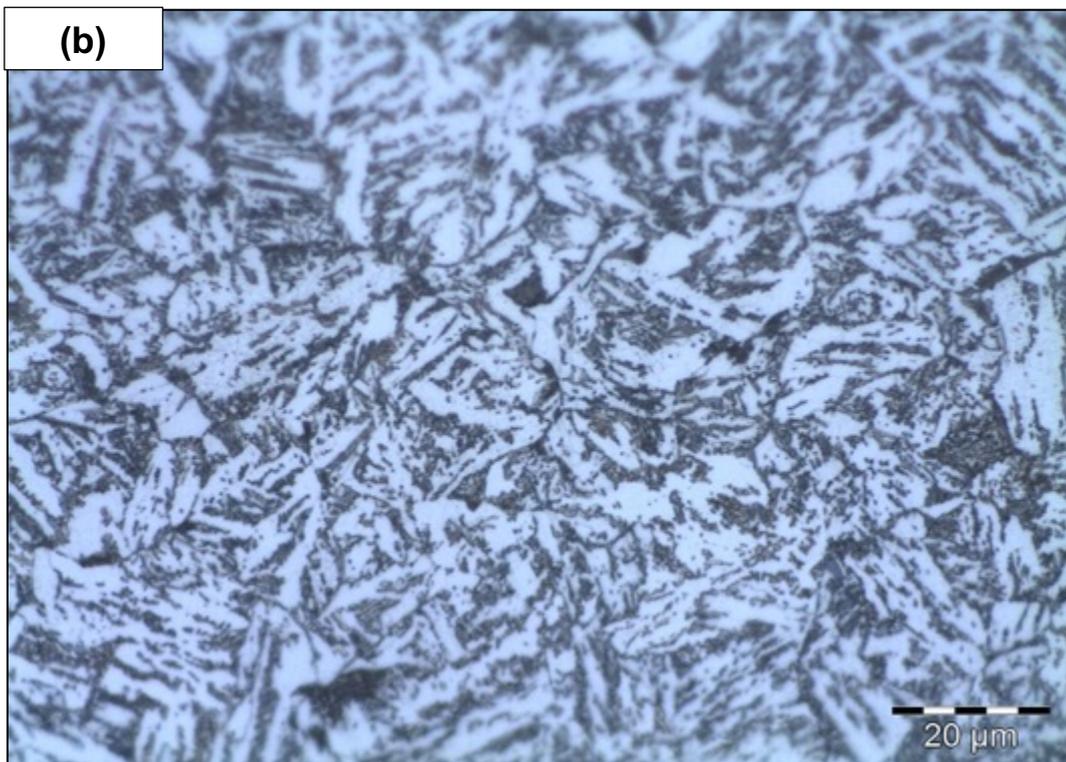
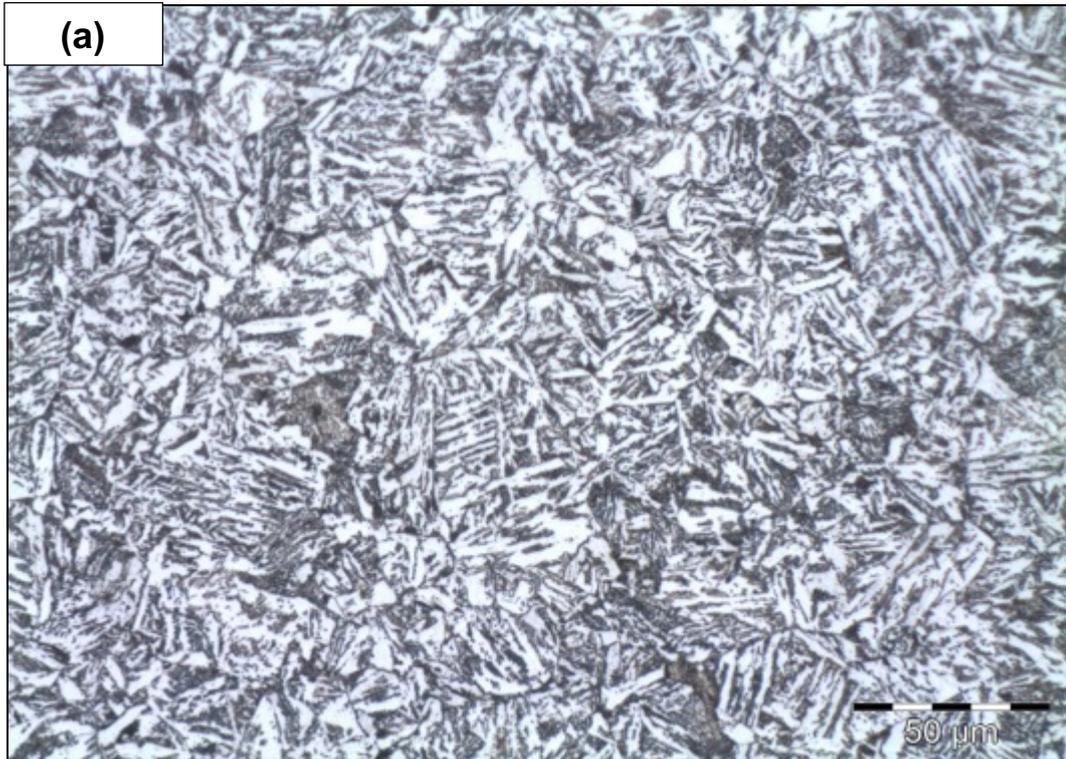
As amostras **01**, **02** e **03** (grupo de amostras A), inicialmente, foram submetidas a análise microestrutural conforme o material na condição laminado a quente e, sendo assim, são estas amostras que fazem a referência de como é o perfil original de microestrutura do aço analisado neste trabalho. A seguir, tem-se as figuras **5.1** (a, b), **5.2** (a, b) e **5.3** (a, b), resultantes de uma análise por MO, as quais evidenciam a presença de uma microestrutura constituída por ferrita, perlita e bainita, típicas dos aços médio carbono e baixa liga SAE 8640 resfriados em leito de resfriamento não controlado.

Figura 5.1 - Microscopia Óptica - Amostra 01 - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



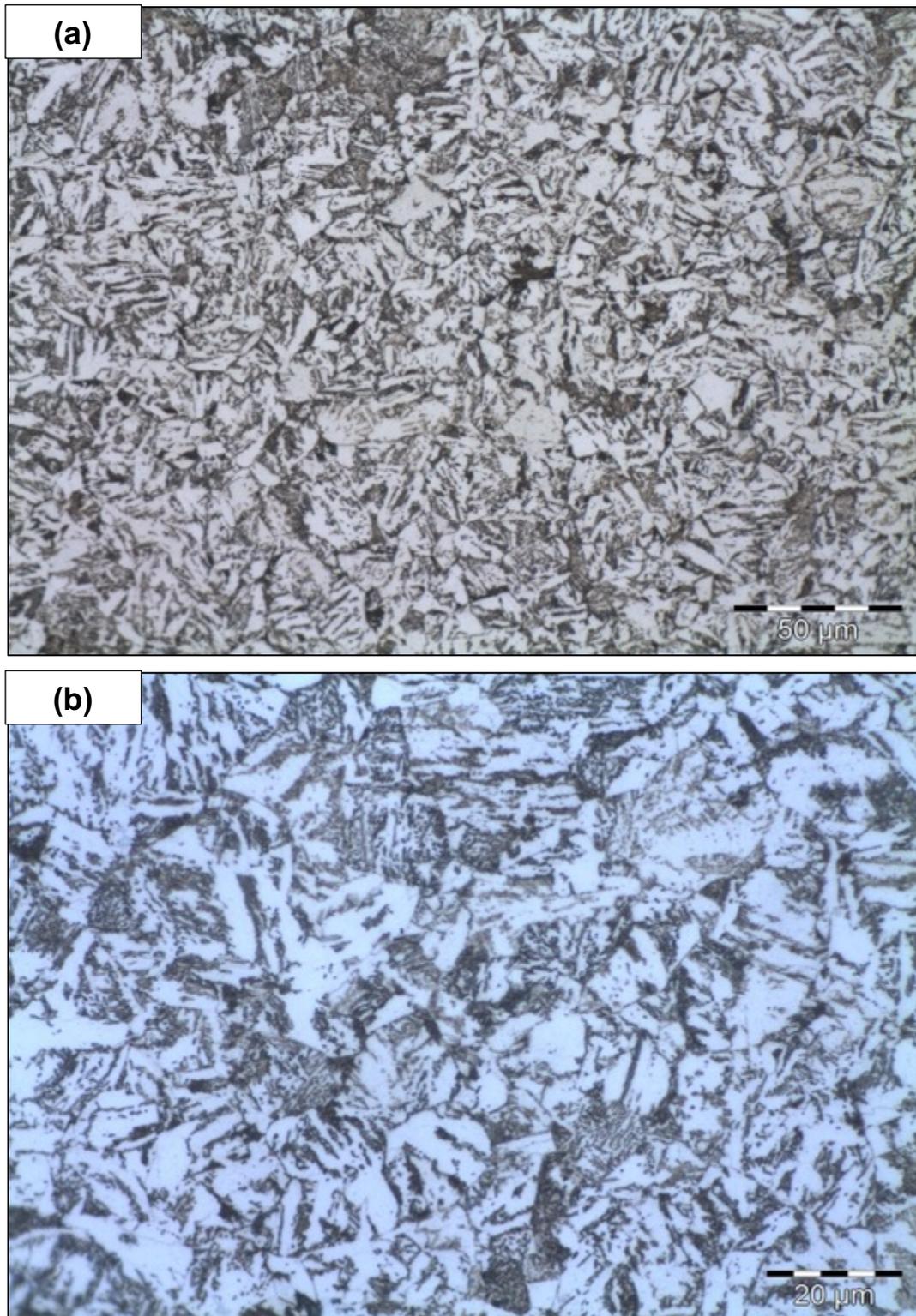
Fonte: O autor, 2021

Figura 5.2 - Microscopia Óptica - Amostra 02 - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



Fonte: O autor, 2021

Figura 5.3 - Microscopia Óptica - Amostra 03 - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



Fonte: O autor, 2021

Devido ao fato de o aço SAE 8640 ser um aço hipoeutetóide e ao se observar as figuras 5.1 (a, b), 5.2 (a, b) e 5.3 (a, b), é possível perceber uma matriz ferrítica (grãos mais claros) com grãos de perlita (grãos mais escuros), conforme também encontrado por De Freitas *et al* (2016).

### 5.3 Resultados: Perfil de microdureza – Material original

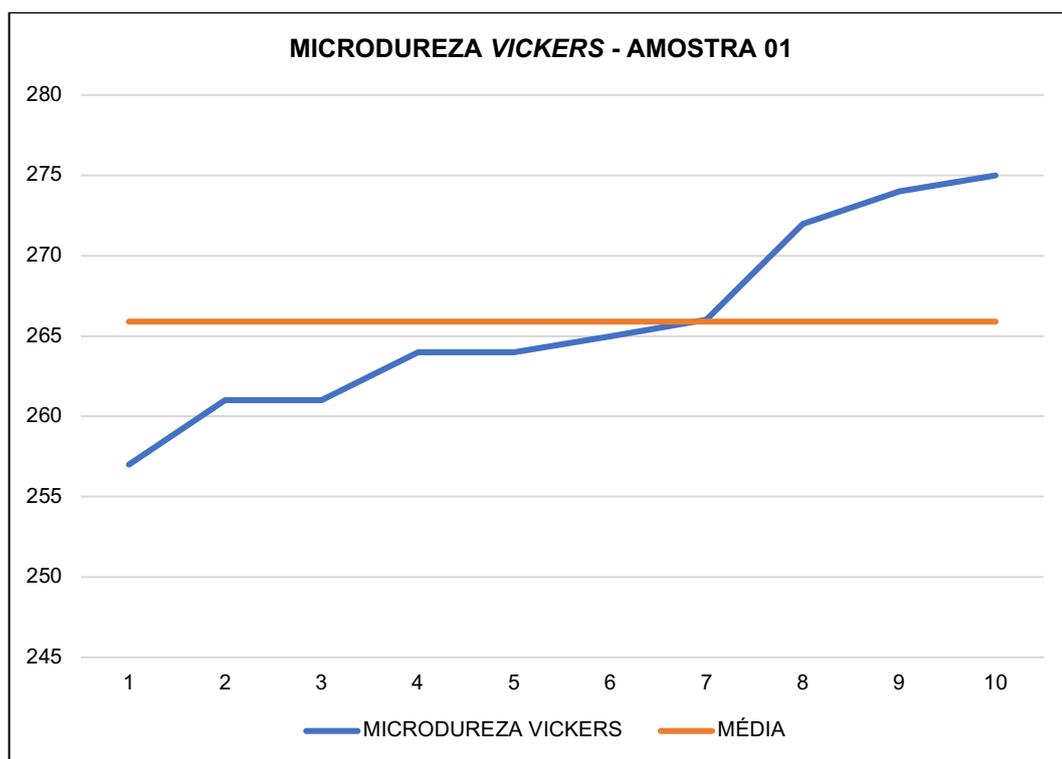
O resultado das medições das microdurezas das amostras em estado original são apresentadas na **Tabela 6**.

**Tabela 6 - Perfil de Microdureza Vickers - Material Original**

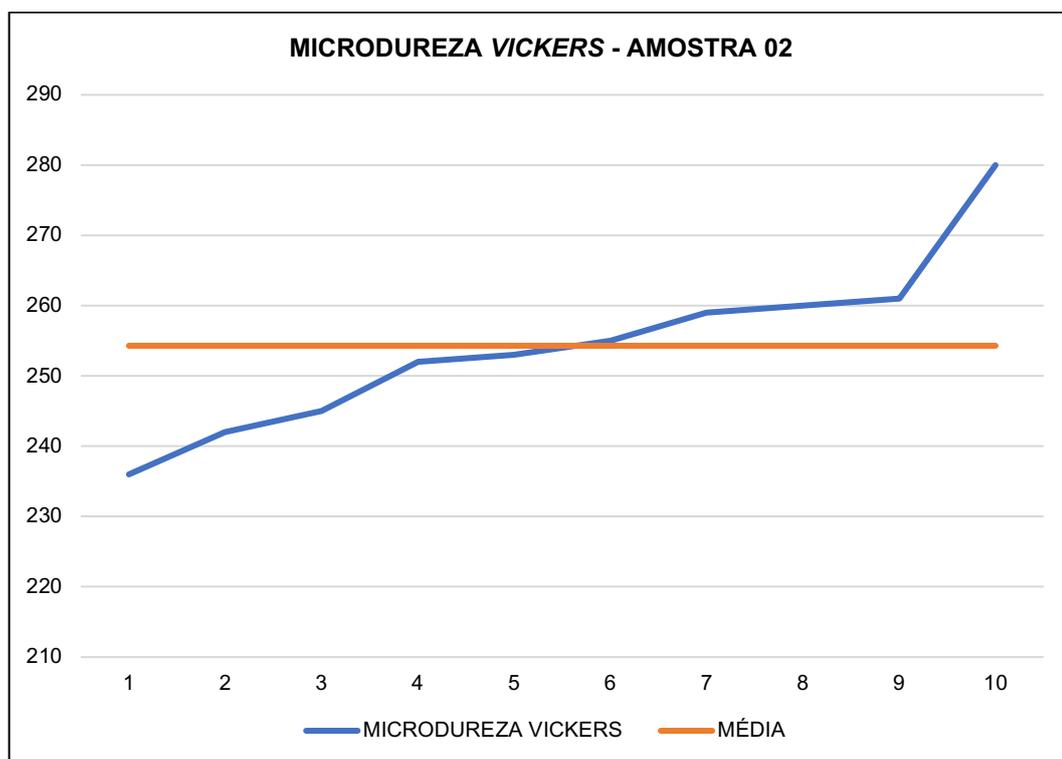
AMOSTRA 01		AMOSTRA 02		AMOSTRA 03	
TESTE	MICRODUREZA	TESTE	MICRODUREZA	TESTE	MICRODUREZA
1	257	1	236	1	237
2	261	2	242	2	241
3	261	3	245	3	242
4	264	4	252	4	245
5	264	5	253	5	246
6	265	6	255	6	249
7	266	7	259	7	249
8	272	8	260	8	266
9	274	9	261	9	272
10	275	10	280	10	274
<b>MÉDIA</b>	265,90	<b>MÉDIA</b>	254,30	<b>MÉDIA</b>	252,10
<b>DESVIO PADRÃO</b>	5,97	<b>DESVIO PADRÃO</b>	12,20	<b>DESVIO PADRÃO</b>	13,45

Fonte: O autor, 2021.

Com os dados obtidos e apresentados na **Tabela 6**, foi possível a elaboração gráfica dos perfis de microdureza para as amostras **01**, **02** e **03**, os quais são apresentados nas figuras **5.4**, **5.5** e **5.6**, respectivamente.

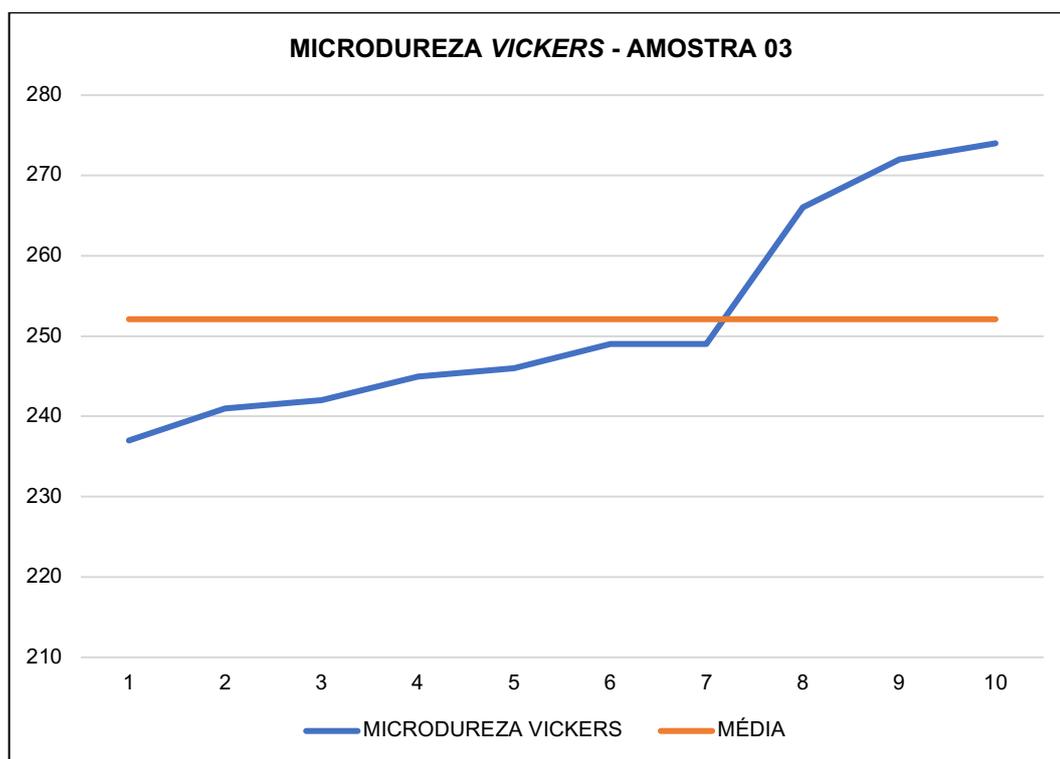
Figura 5.4 - Perfil de microdureza *Vickers* da Amostra 01 (SAE 8640)

Fonte: O autor, 2021

Figura 5.5 - Perfil de microdureza *Vickers* da Amostra 02 (SAE 8640)

Fonte: O autor, 2021

Figura 5.6 - Perfil de microdureza *Vickers* da Amostra 03 (SAE 8640)



Fonte: O autor, 2021

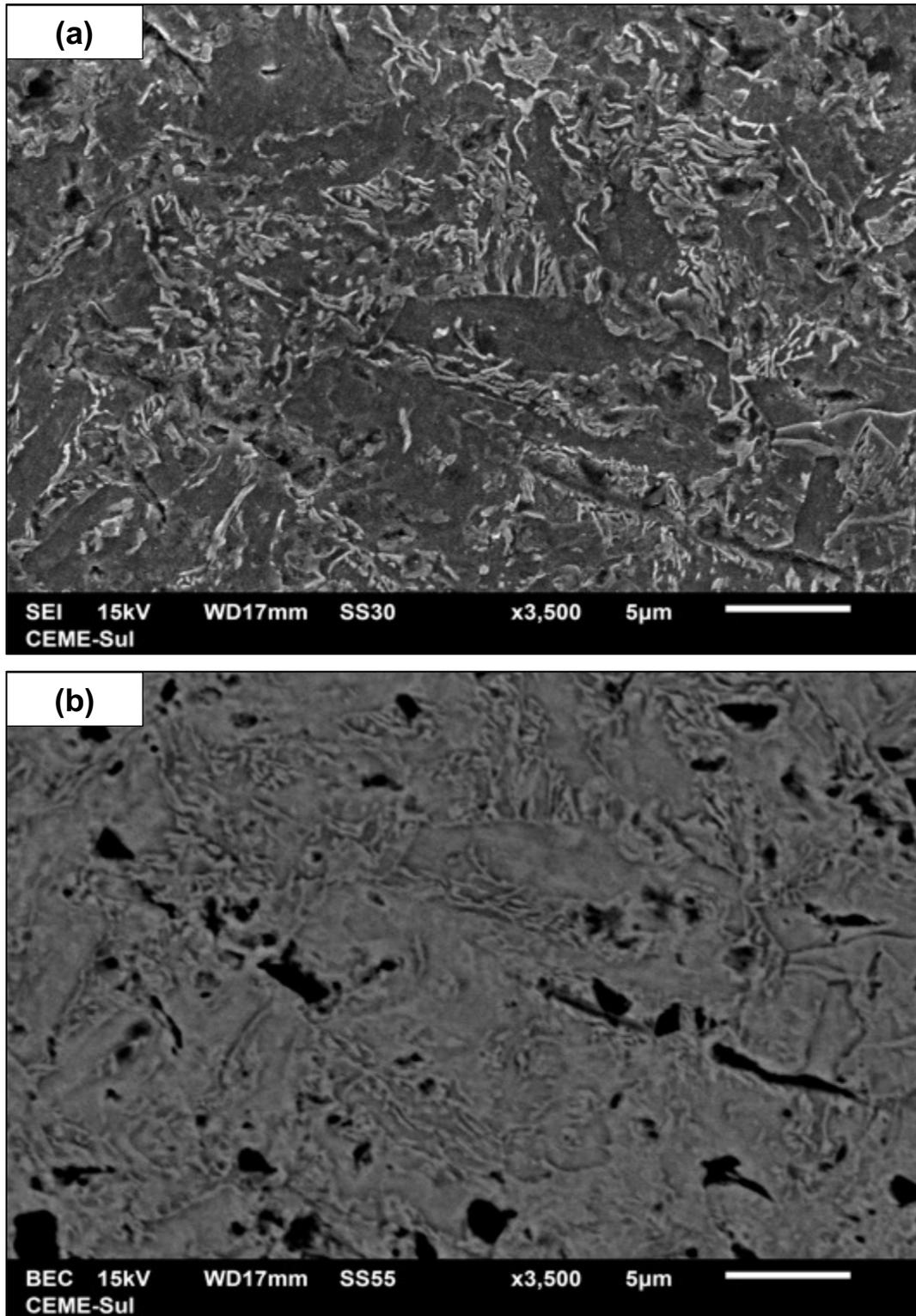
Os dados de microdureza *Vickers* apresentados na **Tabela 6** são valores coerentes para o que se espera do aço SAE 8640, conforme *Elgin Fastener* (2019) e *DIFERRO* (2021).

#### 5.4 Resultados da Análise por MEV – Material original

Para uma análise ainda a nível de caracterização e confirmação do material usado ser de fato SAE 8640, foi feita a análise por microscopia eletrônica de varredura da amostra representante **01** através da obtenção de imagens aumentadas pelo uso de sinais de elétrons secundários (SEI) e elétrons retro espalhados (BEC).

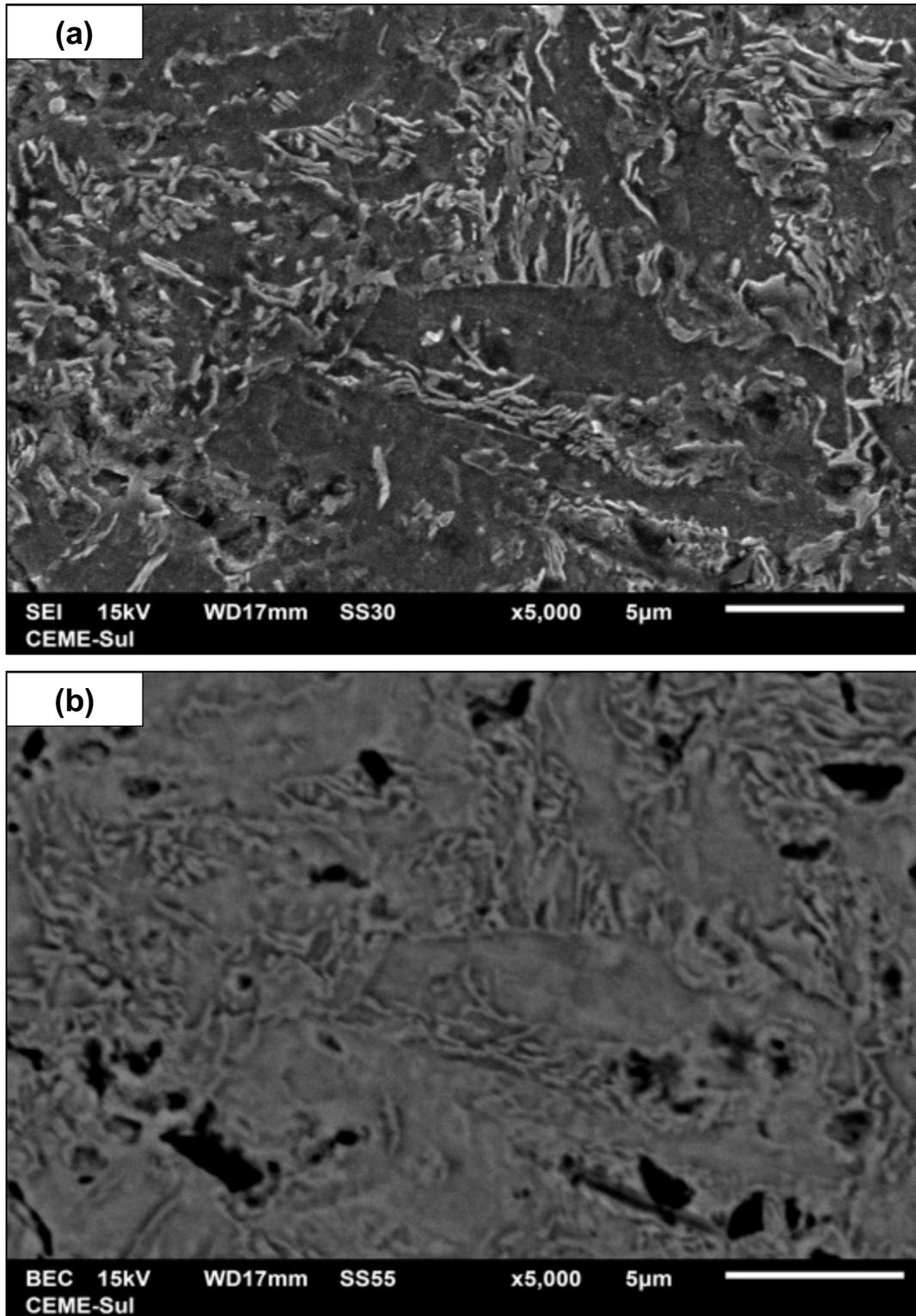
Conforme *Maliska* (2021), imagens providas de sinais de elétrons secundários fornecem a topografia da superfície da amostra e são os responsáveis pela obtenção de imagens em alta resolução, enquanto os sinais de elétrons retro espalhados são os que fornecem imagens com características de variação de composição.

Figura 5.7 - MEV Amostra 01: Imagem por SEI 3500x e por BEC 3500x (b)



Fonte: O autor, 2021

Figura 5.8 - MEV Amostra 01: Imagem por SEI 5000x (a) e por BEC 5000x (b)



Fonte: O autor, 2021

Assim como observado por microscopia óptica e apresentado na **Figura 5.1**, tanto na **Figura 5.7** como na **Figura 5.8** é possível perceber nas imagens obtidas por MEV (SEI) a matriz ferrítica e natural ao aço estudado, porém, nesta imagem é possível observar que se trata de uma ferrita acicular, devido a sua ordenação caótica segundo Bhadeshia e Honeycombe (2006).

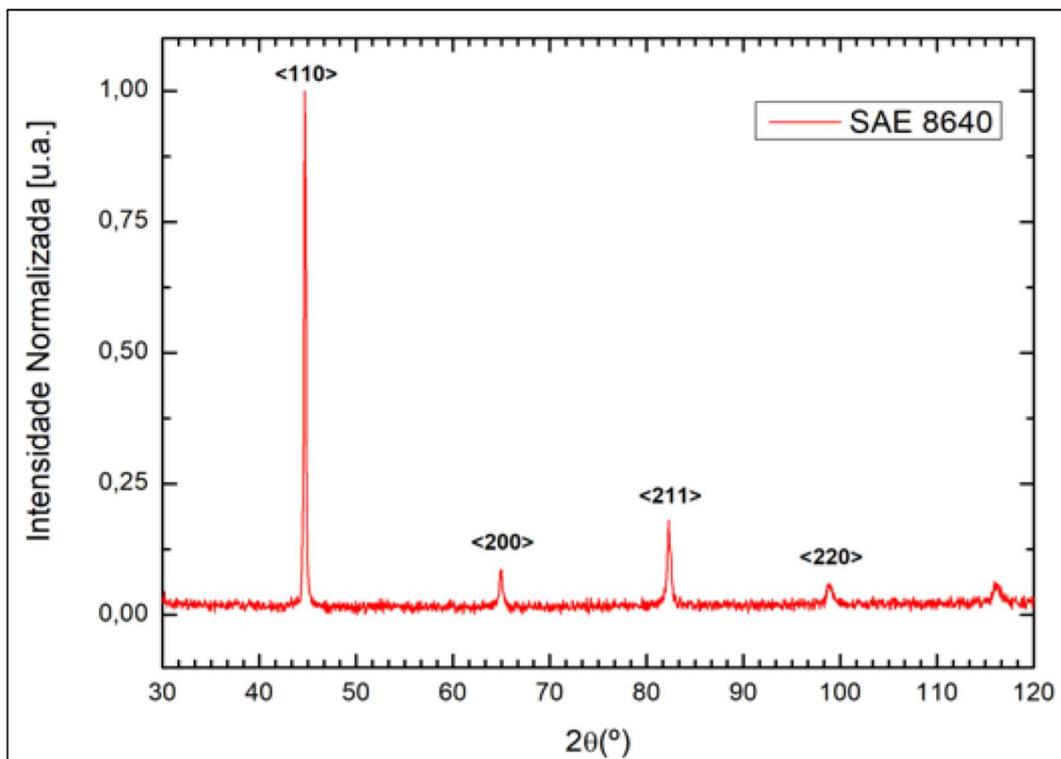
### 5.5 Resultado da Análise por DRX – Material Original

A análise através da técnica de difração de raios X permite obter várias informações sobre as amostras trabalhadas, como, por exemplo, identificar as fases esperadas no material. Sendo assim, com o intuito de ter-se um difratograma do material original para referência neste trabalho, ou seja, SAE 8640 sem nenhum tipo de tratamento térmico aplicado, foi feita a análise em questão na amostra representante **01** considerando os seguintes parâmetros para o difratômetro utilizado:

- Anodo: Tubo de cobre (comprimento de onda de 1,5418 nm);
- Voltagem: 40 kV;
- Corrente: 40 mA;
- Intervalo de varredura  $2\theta$ : 30 a 120°;
- Passo: 0,05°;
- Tempo: 1 s.

Sendo assim, foi obtido o difratograma apresentado na **Figura 4.12**.

Figura 5.9 - Difratoograma da Amostra 01 (SAE 8640)



Fonte: O autor, 2021.

Os picos de difração para a amostra representante **01** indicados na **Figura 5.9** tem seus ângulos do difração bem como seus planos cristalográficos correspondentes apresentados a seguir na **Tabela 7**.

Tabela 7 - Picos de difração e planos cristalográficos da Amostra 01

Ângulo de difração 2θ [grau]	Plano cristalográfico
44,620	<110>
64,948	<200>
82,240	<211>
98,818	<220>

Fonte: Bhadeshia *et al*, 1955.

Sabendo que a **Amostra 01** trata-se de uma aço SAE 8640, na **Tabela 8** são mostradas as fases identificadas (e já esperadas) conforme os picos obtidos no difratograma da **Figura 5.9**.

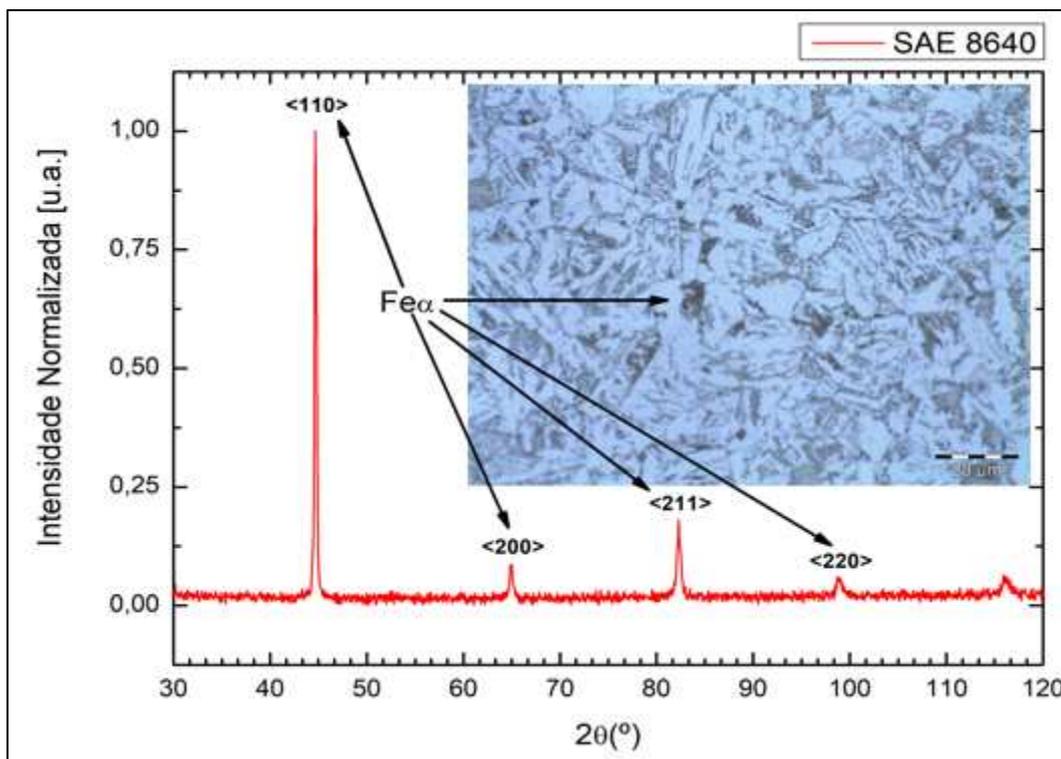
**Tabela 8 - Picos de difração, planos cristalográficos e fases da Amostra 01**

Ângulo de difração $2\theta$ [grau]	Plano cristalográfico	Fase Esperada	Situação conforme DRX
44,620	<110>	Fe $\alpha$ [Ferrita]	Presente
64,948	<200>	Fe $\alpha$ [Ferrita]	Presente
82,240	<211>	Fe $\alpha$ [Ferrita]	Presente
98,818	<220>	Fe $\alpha$ [Ferrita]	Presente
<hr/>			
43,020	<111>	Fe $\gamma$ [Austenita]	Não presente
50,100	<200>	Fe $\gamma$ [Austenita]	Não presente
73,560	<220>	Fe $\gamma$ [Austenita]	Não presente
89,180	<311>	Fe $\gamma$ [Austenita]	Não presente
94,320	<222>	Fe $\gamma$ [Austenita]	Não presente

Fonte: Basinski *et al*, 1955.

As fases encontradas no difratograma correspondem ao que se é esperado para o aço SAE 8640 e vão de encontro com o encontrado as imagens obtidas nas análises por micrografia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Figura 5.10 - Indicação simultânea: ferrita vista por MO e identificada por DRX - Amostra 01



Fonte: O autor, 2021.

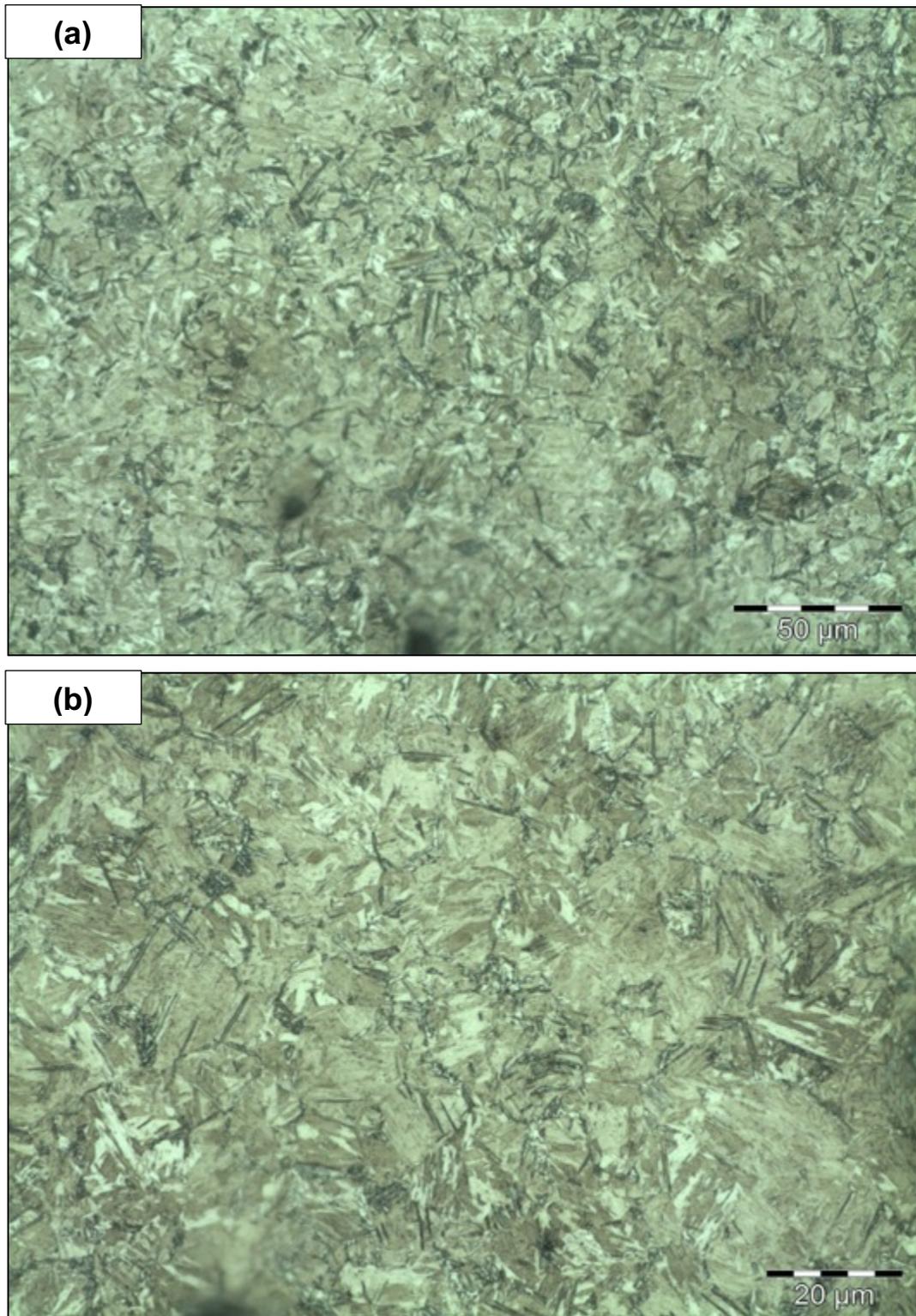
## 5.6 Resultados obtidos com o Tratamento Térmico

A seguir são apresentados os dados obtidos para as amostras representativas dos grupos B, C e D que foram temperadas e revenidas, no caso, as amostras **04**, **05** e **06** em cada tipo de análise já previamente feita para o material original. Cabe salientar que também se optou por fazer a análise por microscopia óptica das amostras temperadas antes de seguirem para o revenimento.

### 5.6.1 Resultados da Microscopia Óptica – Material apenas temperado [T]

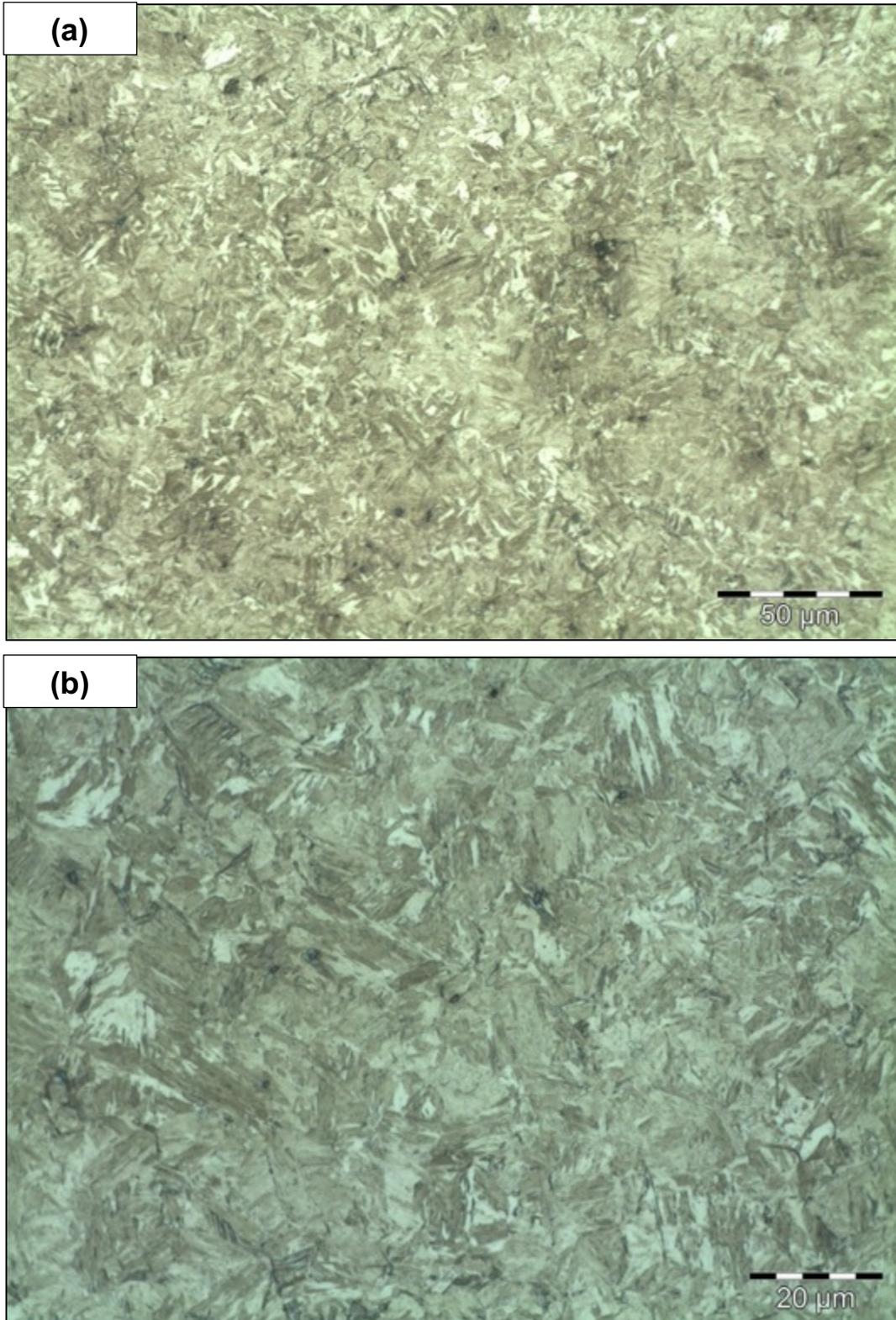
Após os trabalhos de têmpera convencional, optou-se por analisar no microscópio óptico as microestruturas presentes em cada amostra destinada a tal tratamento térmico antes das mesmas seguirem para o processo de revenimento e, sendo assim, obtiveram-se as seguintes imagens:

Figura 5.11 - Microscopia Óptica / Amostra 04 [T] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



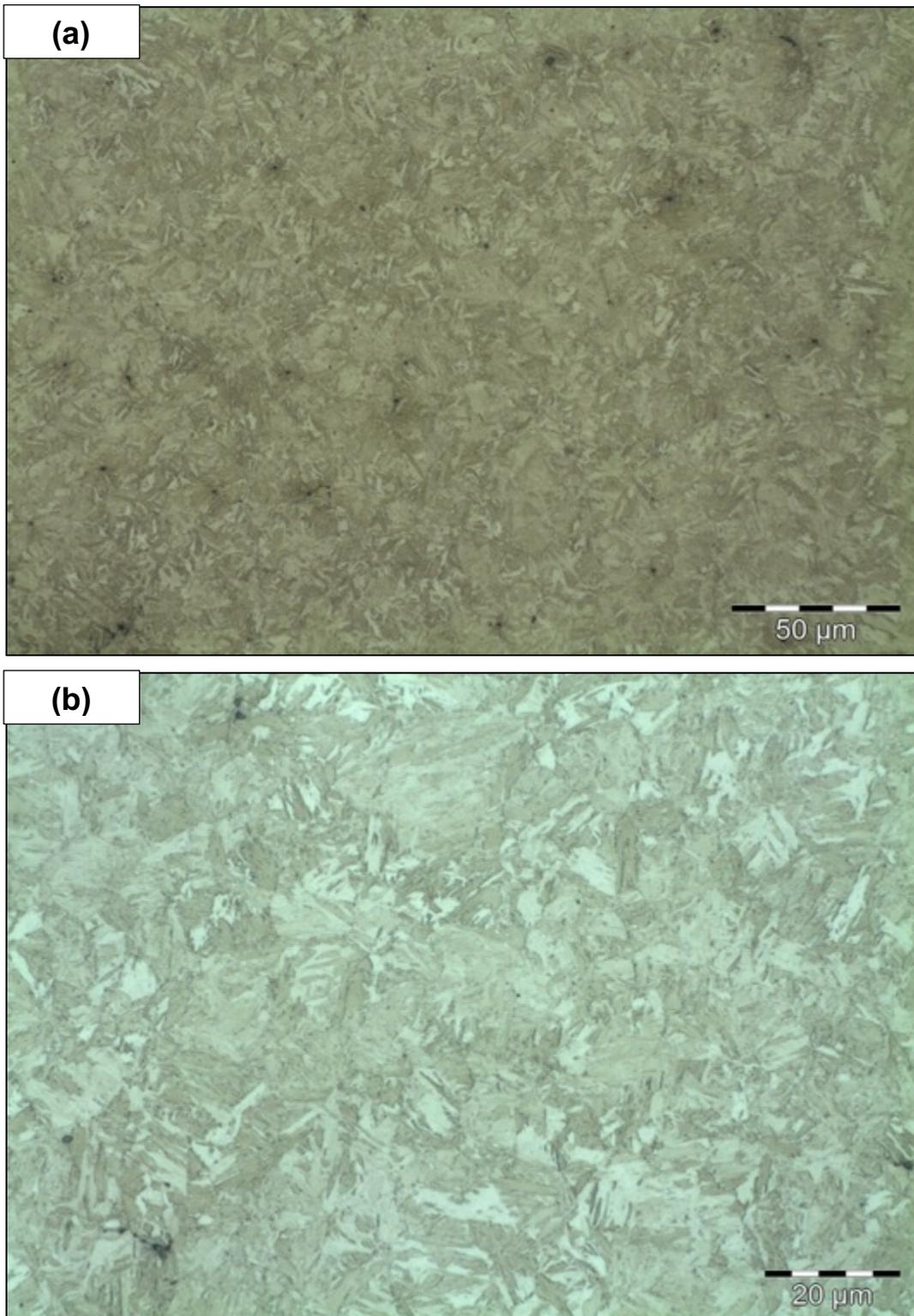
Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.12 - Microscopia Óptica / Amostra 05 [T] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.13 - Microscopia Óptica / Amostra 06 [T] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



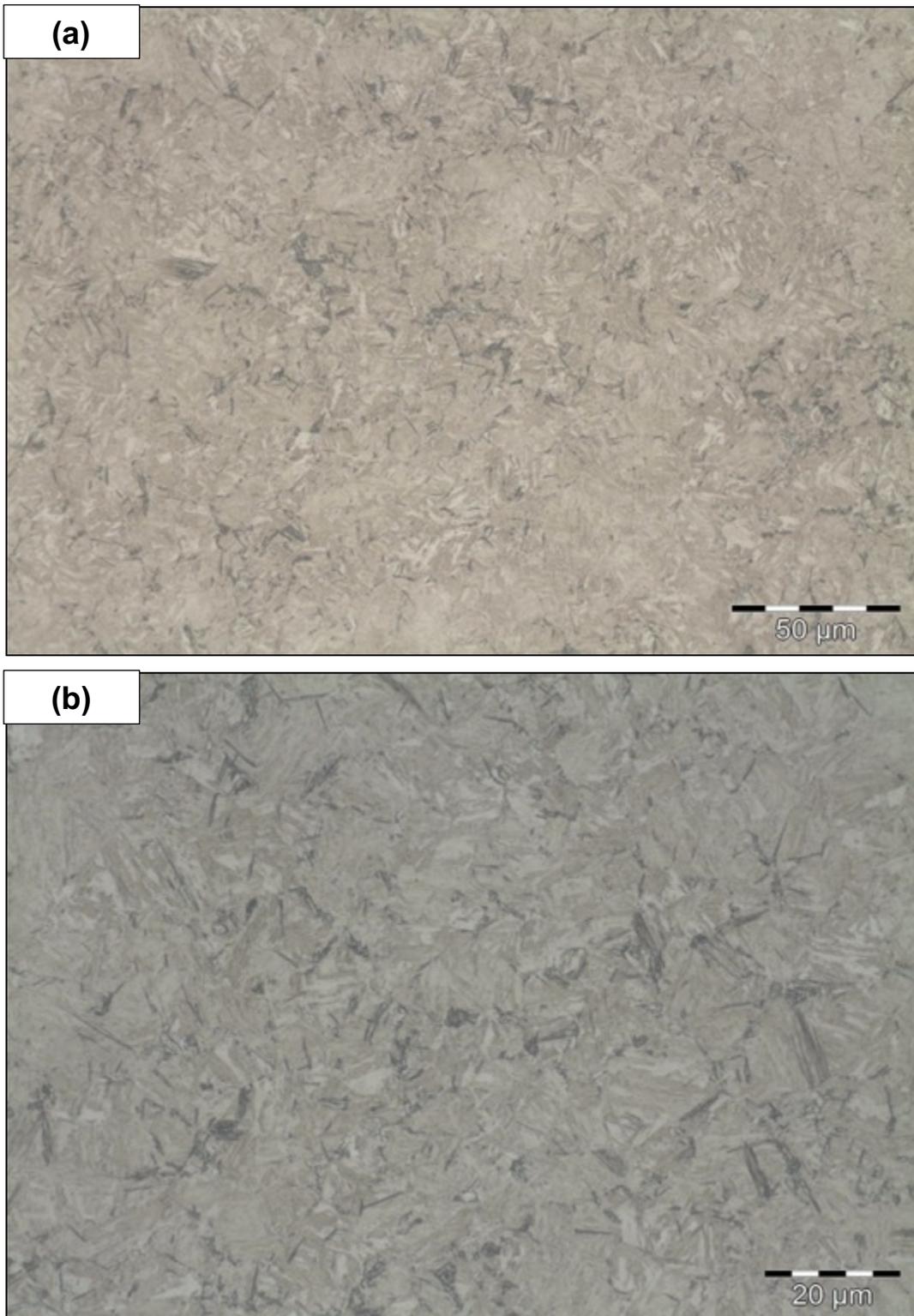
Fonte: O autor, 2021.

Como já esperado para o aço SAE 8640, as micrografias presentes nas figuras **Figura 5.11**, **5.12** e **5.13** apresentam microestruturas martensíticas, as quais são tipicamente obtidas pelo processo de têmpera, sendo que as partes mais escuras representam as ripas de martensita ao passo que as partes mais claras equivalem à perlita.

#### 5.6.2 Resultados da Microscopia Óptica – Material Temperado e Revenido [TR]

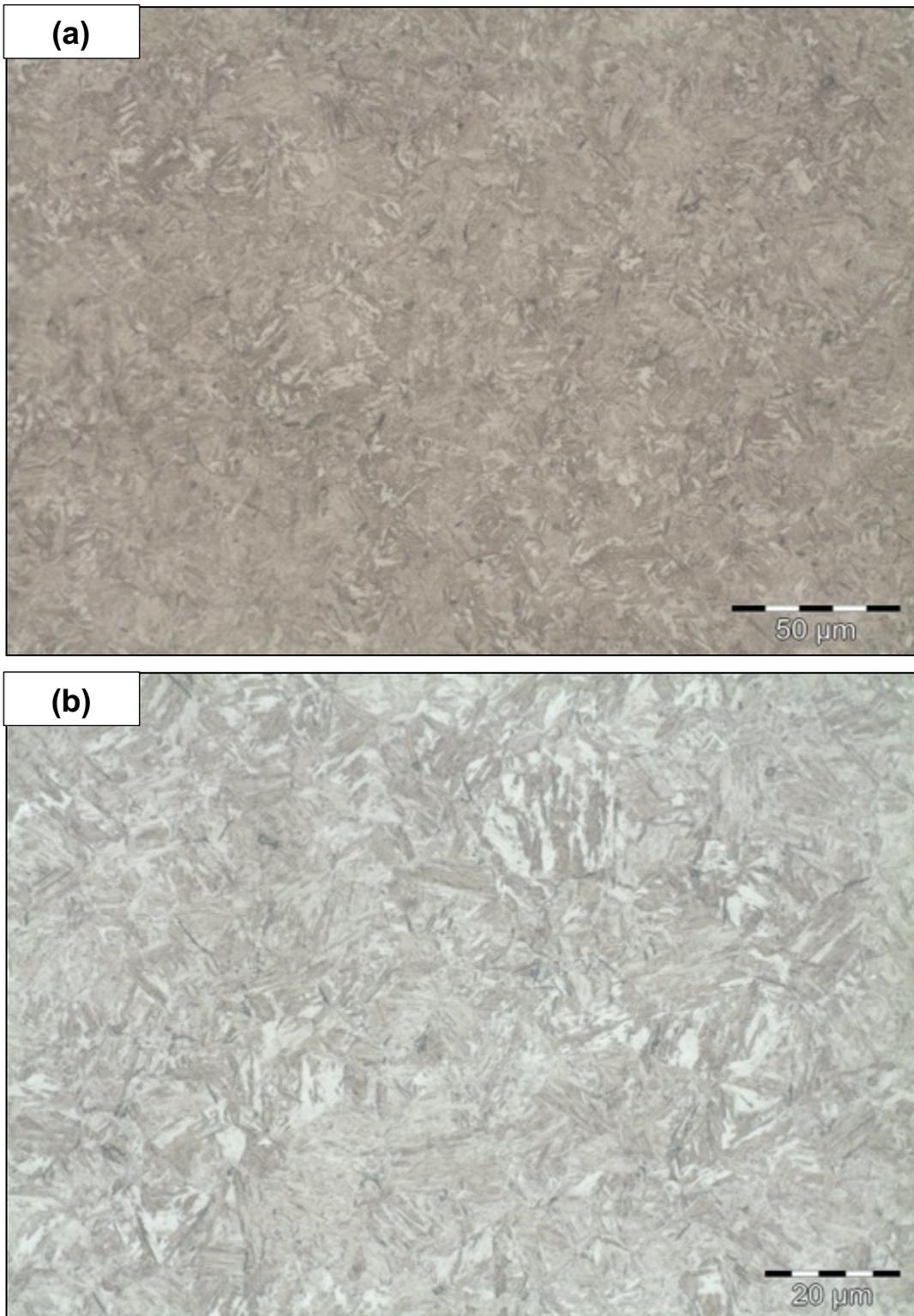
Após a análise da microestrutura através de microscopia óptica das amostras representantes **Amostra 04 [T]**, **Amostra 05 [T]** e **Amostra 06 [T]**, as mesmas seguiram para revenimento, com parâmetros de tal processo iguais para todas essas amostras conforme anteriormente expressados na **Tabela 7**. Com as amostras representantes temperadas e revenidas [TR], foram obtidas através de microscopia óptica (MO) as imagens a seguir.

Figura 5.14 - MO - Amostra 04 [TR] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



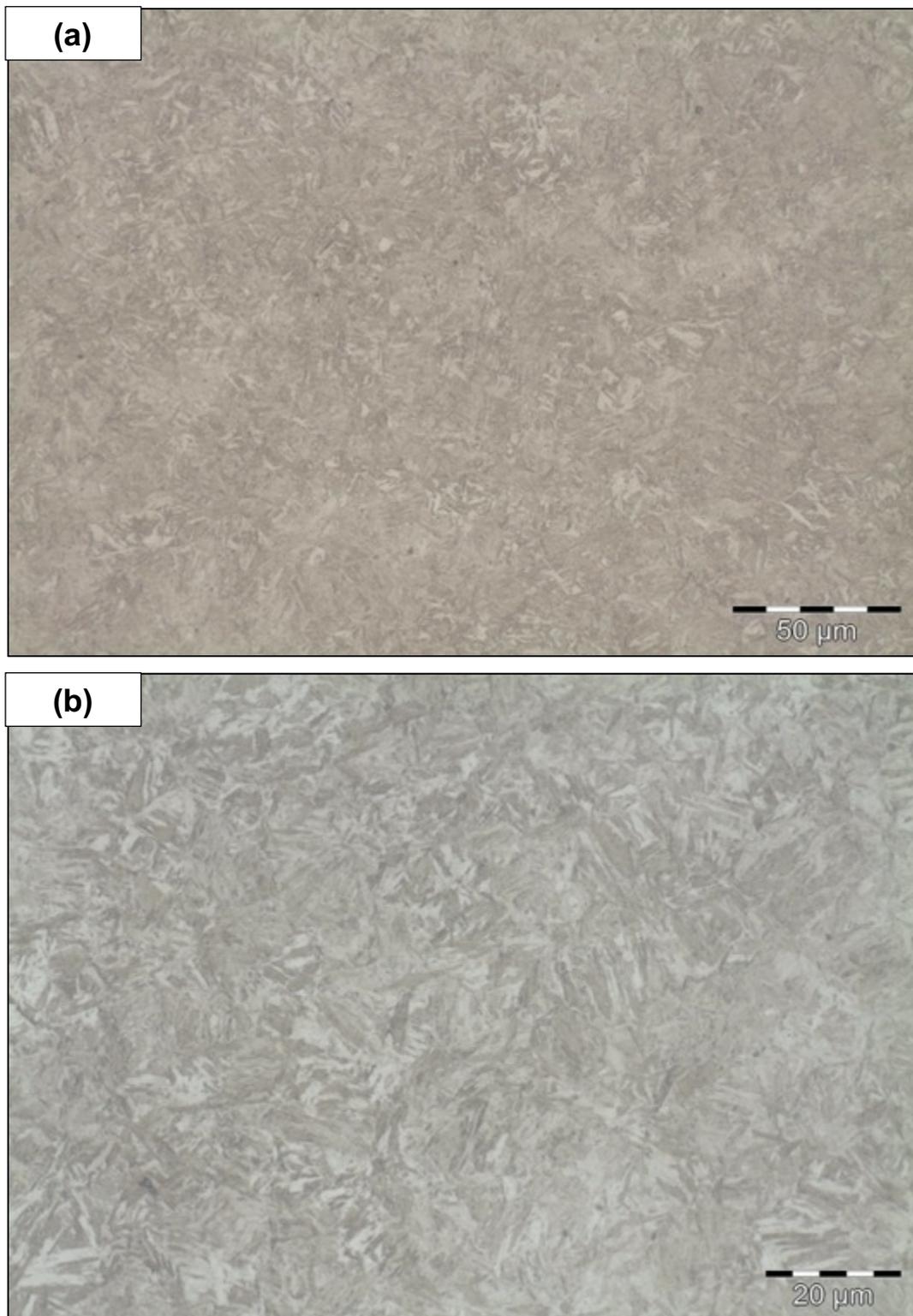
Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.15 - MO - Amostra 05 [TR] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.16 - MO - Amostra 06 [TR] - Aumento de 500x (a) e 1000x (b)



Fonte: O autor, 2021.

### 5.6.3 Resultados da análise de microdureza *Vickers* – Material Temperado e Revenido [TR]

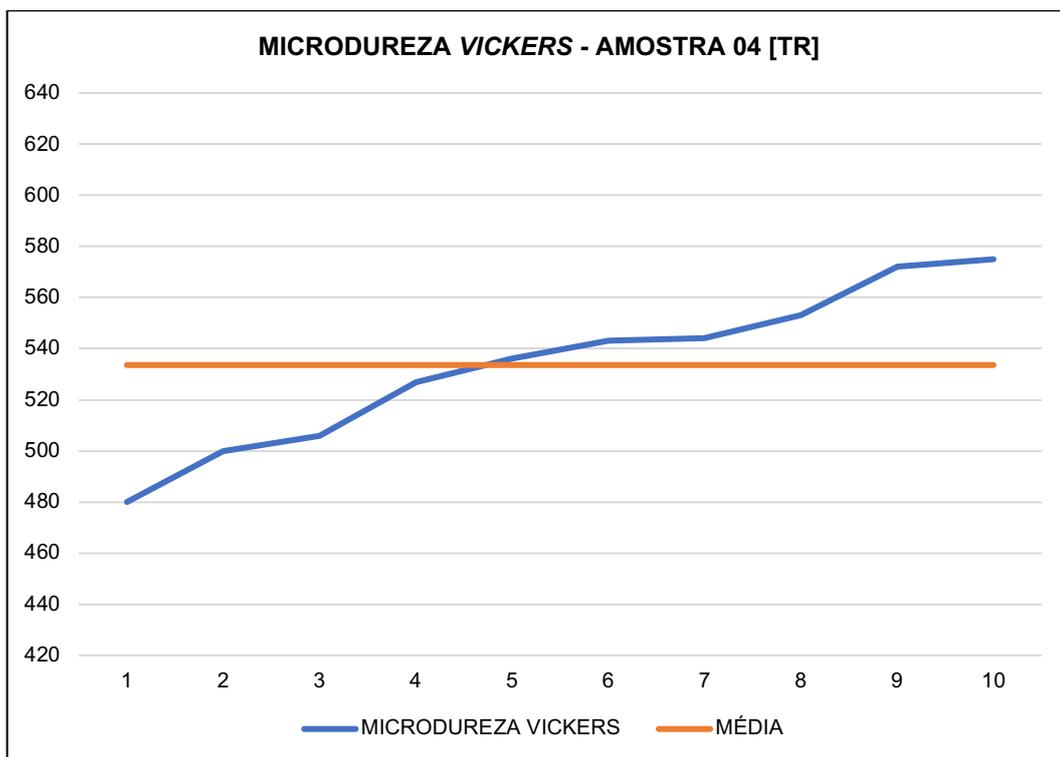
Para as amostras representantes que foram temperadas e revenidas [TR], os resultados das medição das suas microdurezas são apresentados na **Tabela 9**.

**Tabela 9 - Perfil de Microdureza *Vickers* - Material Temperado e Revenido**

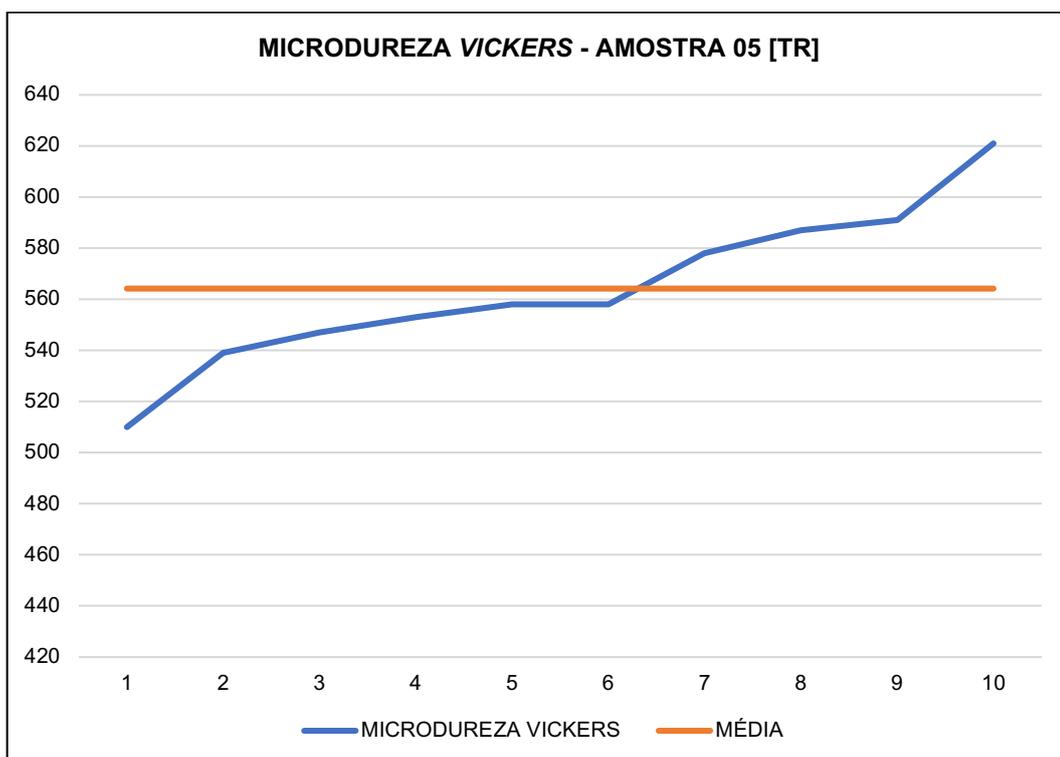
AMOSTRA 04		AMOSTRA 05		AMOSTRA 06	
TESTE	MICRODUREZA	TESTE	MICRODUREZA	TESTE	MICRODUREZA
1	480	1	510	1	529
2	500	2	539	2	551
3	506	3	547	3	567
4	527	4	553	4	574
5	536	5	558	5	581
6	543	6	558	6	596
7	544	7	578	7	600
8	553	8	587	8	611
9	572	9	591	9	614
10	575	10	621	10	615
<b>MÉDIA</b>	533,60	<b>MÉDIA</b>	564,20	<b>MÉDIA</b>	583,80
<b>DESVIO PADRÃO</b>	30,86	<b>DESVIO PADRÃO</b>	31,13	<b>DESVIO PADRÃO</b>	28,87

Fonte: O autor, 2021.

A partir dos dados expostos na **Tabela 9**, foi possível a elaboração gráfica dos perfis de microdureza para as amostras representantes [TR], os quais são retratados a seguir nas figuras **5.17**, **5.18** e **5.19**, respectivamente.

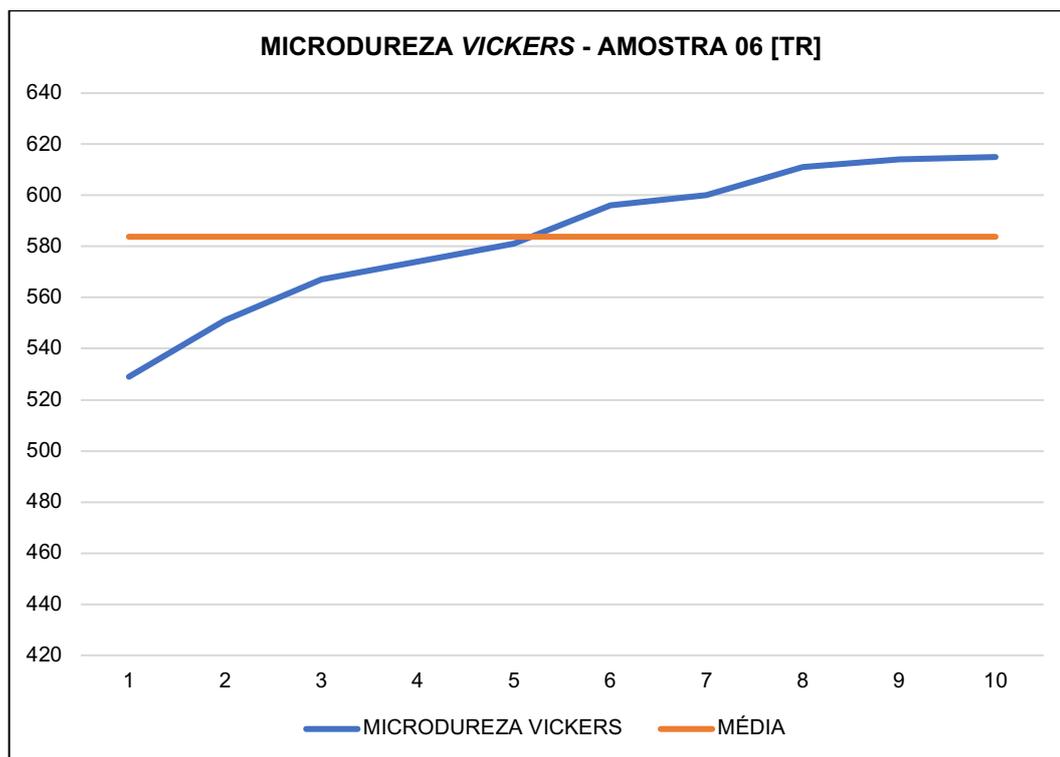
Figura 5.17 - Perfil de microdureza *Vickers* da Amostra 04 [TR]

Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.18 - Perfil de microdureza *Vickers* da Amostra 05 [TR]

Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.19 - Perfil de microdureza *Vickers* da Amostra 06 [TR]



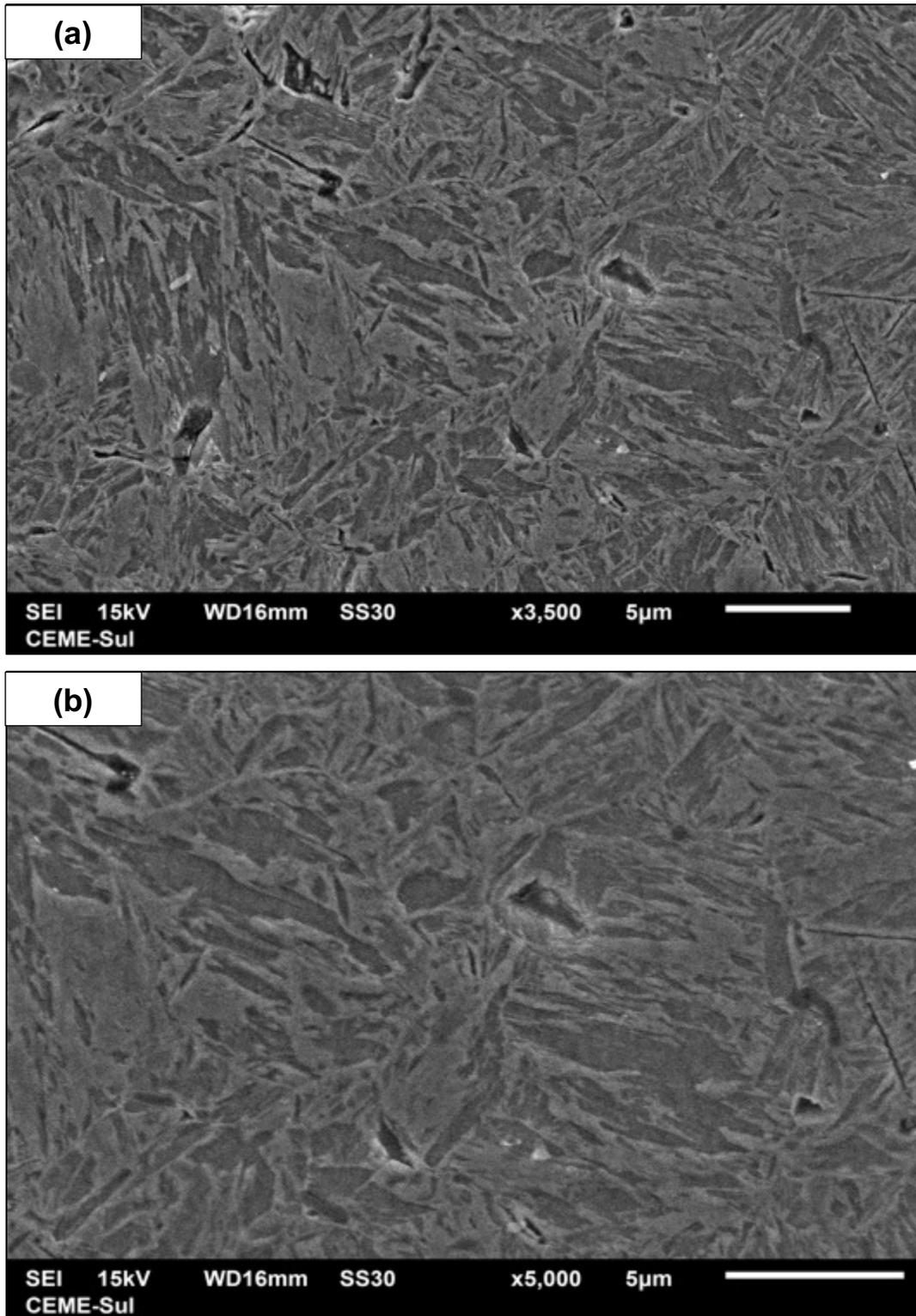
Fonte: O autor, 2021.

É observado que com o aumento da concentração de polímeros, a microdureza obtida em cada amostra temperada e revenida [TR] é menor. Conforme explicado por Vieira *et al* (2019), essa diminuição se deve ao fato de a concentração das soluções de resfriamento ser o principal parâmetro de flexibilização do processo, visto que influenciam diretamente a capacidade de troca térmica dos fluidos, ou seja, basicamente, a elevação da quantidade de polímero eleva a viscosidade da solução, diminuindo a velocidade do resfriamento, e, desta maneira, reduz a capacidade de formação de martensita e os índices de microdureza.

#### 5.6.4 Resultados da análise por MEV – Material Temperado e Revenido [TR]

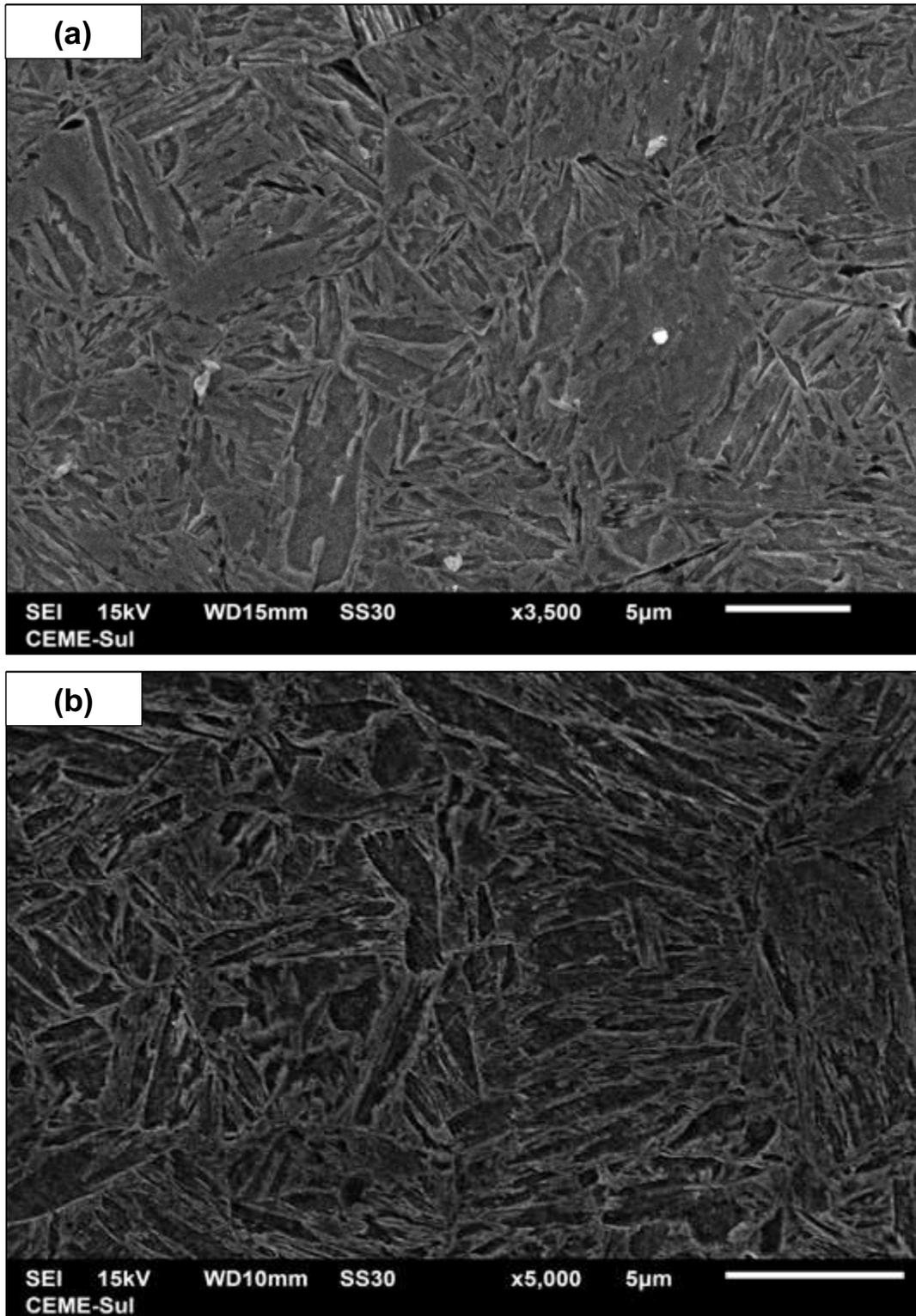
Após a verificação das amostras representativas temperadas e revenidas [TR] através de microscopia óptica (MO) e também análise dos seus perfis de microdureza *Vickers*, tem-se a seguir as imagens obtidas através do uso de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de tais amostras para um aumento de 3500 e 5000 vezes.

Figura 5.20 - MEV - Amostra 04 [TR] - Aumento de 3500x (a) e 5000x (b)



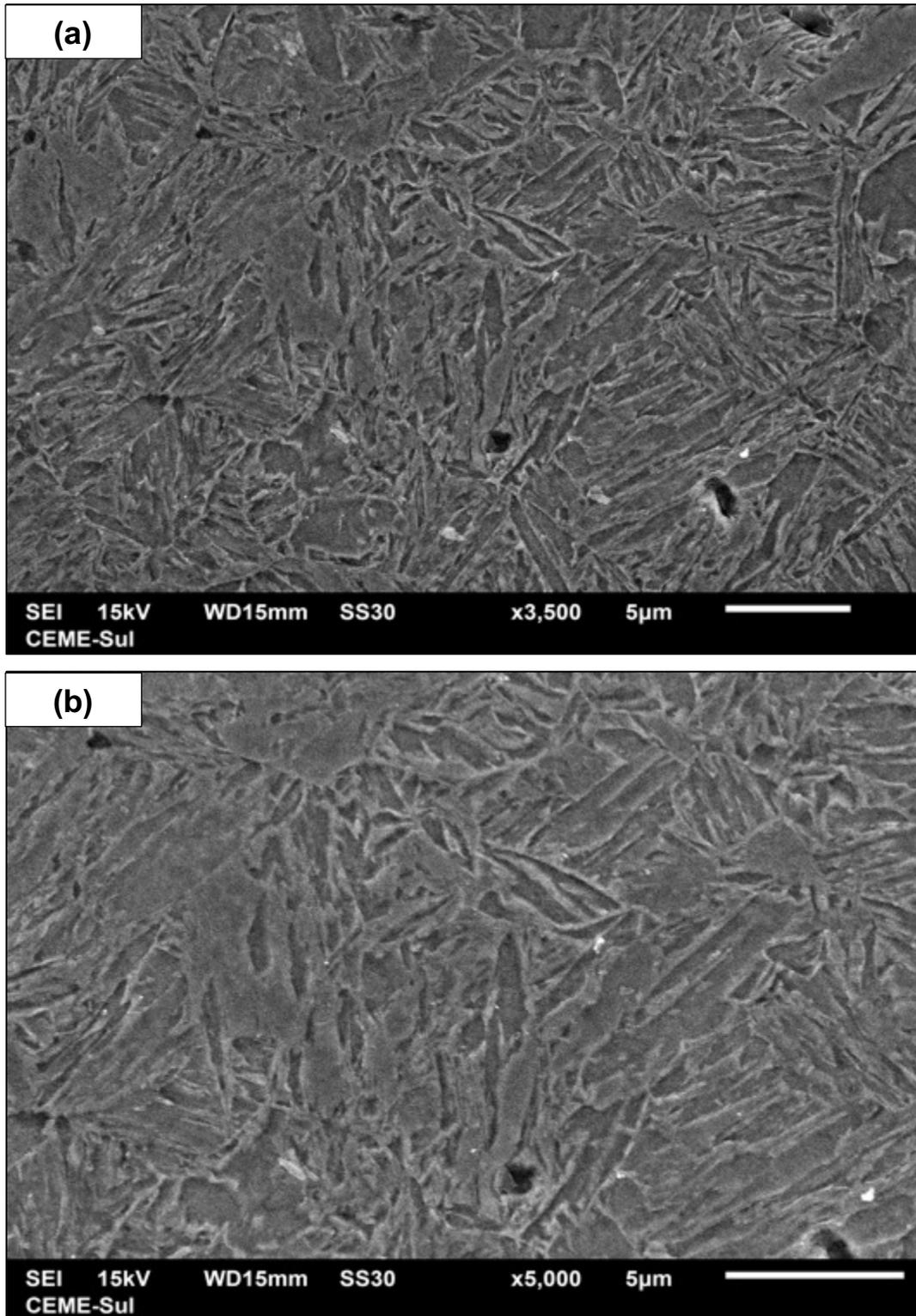
Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.21 - MEV - Amostra 05 [TR] - Aumento de 3500x (a) e 5000x (b)



Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.22 - MEV - Amostra 06 [TR] - Aumento de 3500x (a) e 5000x (b)



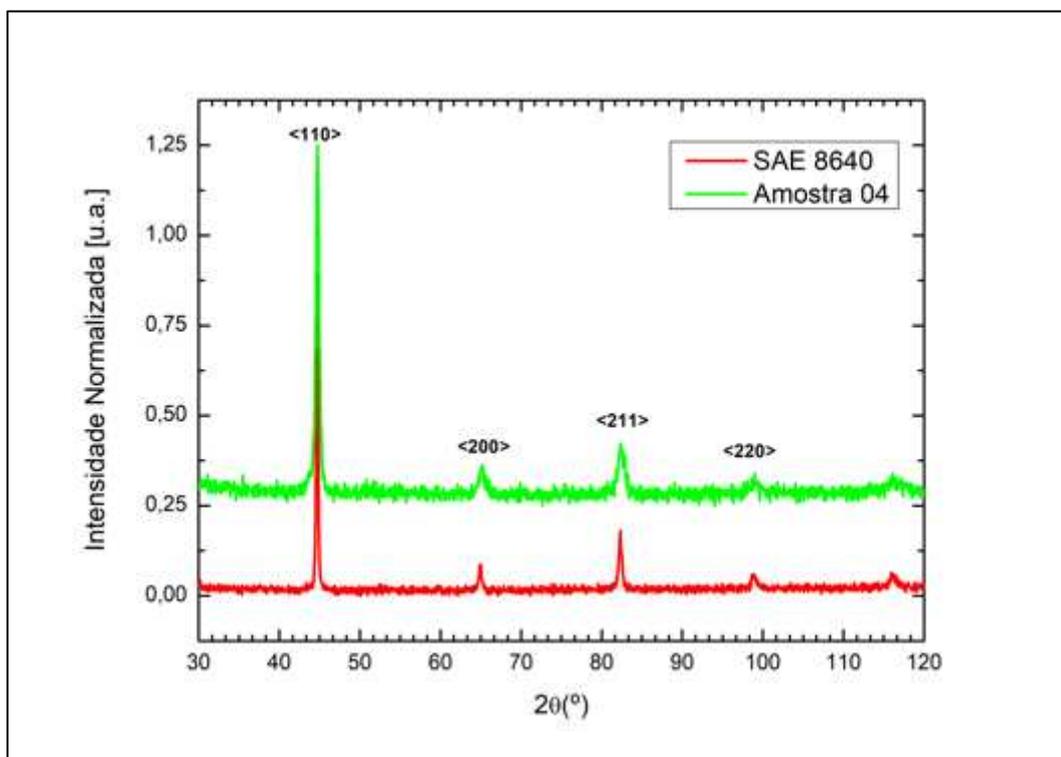
Fonte: O autor, 2021.

Através das imagens obtidas por MEV para as amostras [TR], é possível perceber que a estrutura martensítica formada na **Amostra 04** é a mais uniforme entre as três amostras representantes temperadas e revenidas, haja vista que a solução de resfriamento no processo de têmpera convencional de tal amostra apresentava uma maior concentração de polímero; tal fato diminui o gradiente de temperatura durante o processo de resfriamento e permite uma maior difusão do carbono e também consequente diminuição da formação de martensita.

#### 5.6.5 Resultados da análise por DRX – Material Temperado e Revenido [TR]

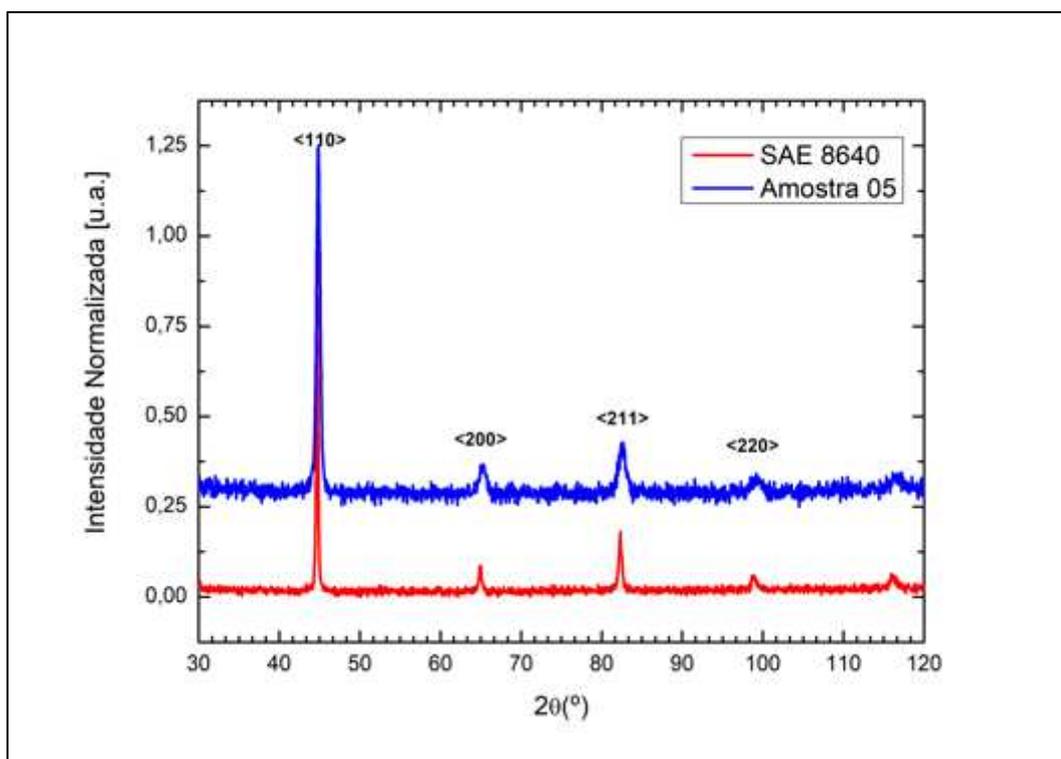
Finalizando o processo de análise e levantamento de dados para comparações das amostras representantes temperadas e revenidas [TR], a seguir são apresentados os seus difratogramas em comparação com a amostra representante **01** (SAE 8640 sem nenhum tipo de tratamento térmico), os quais foram obtidos com os mesmos parâmetros de análise de DRX de tal amostra.

Figura 5.23 - Difratograma da Amostra 01 e Amostra 04 [TR]



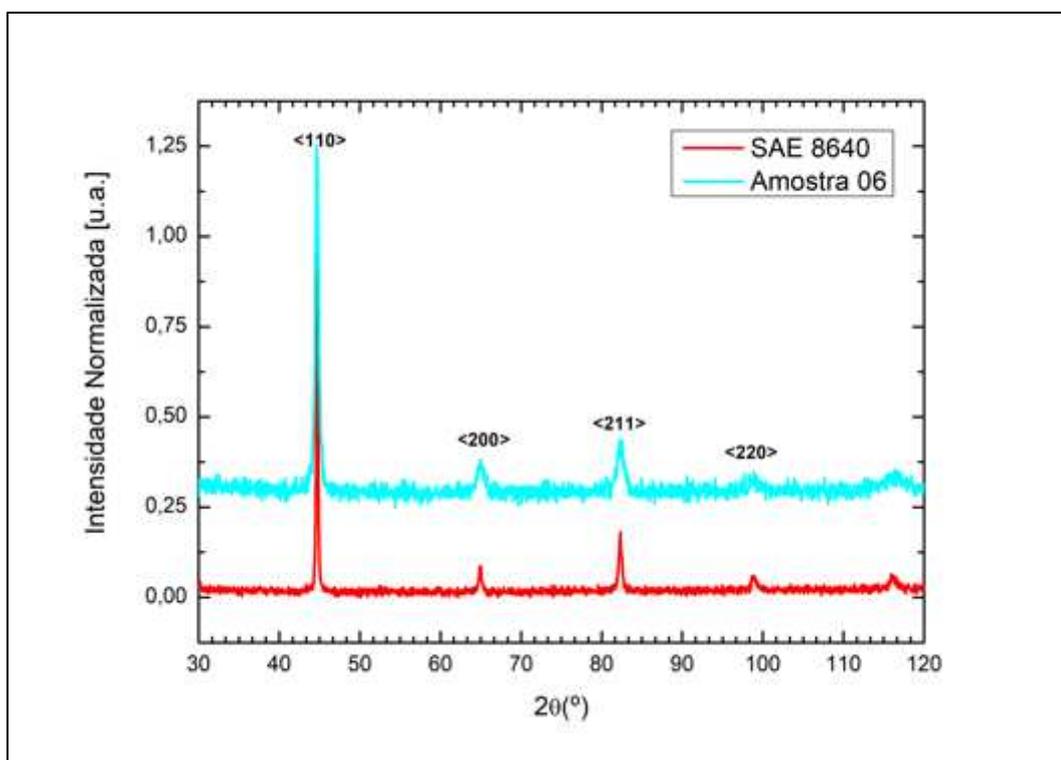
Fonte: O autor, 2021.

Figura 5.24 - Difratoograma da Amostra 01 e Amostra 05 [TR]



Fonte: O autor, 2021.

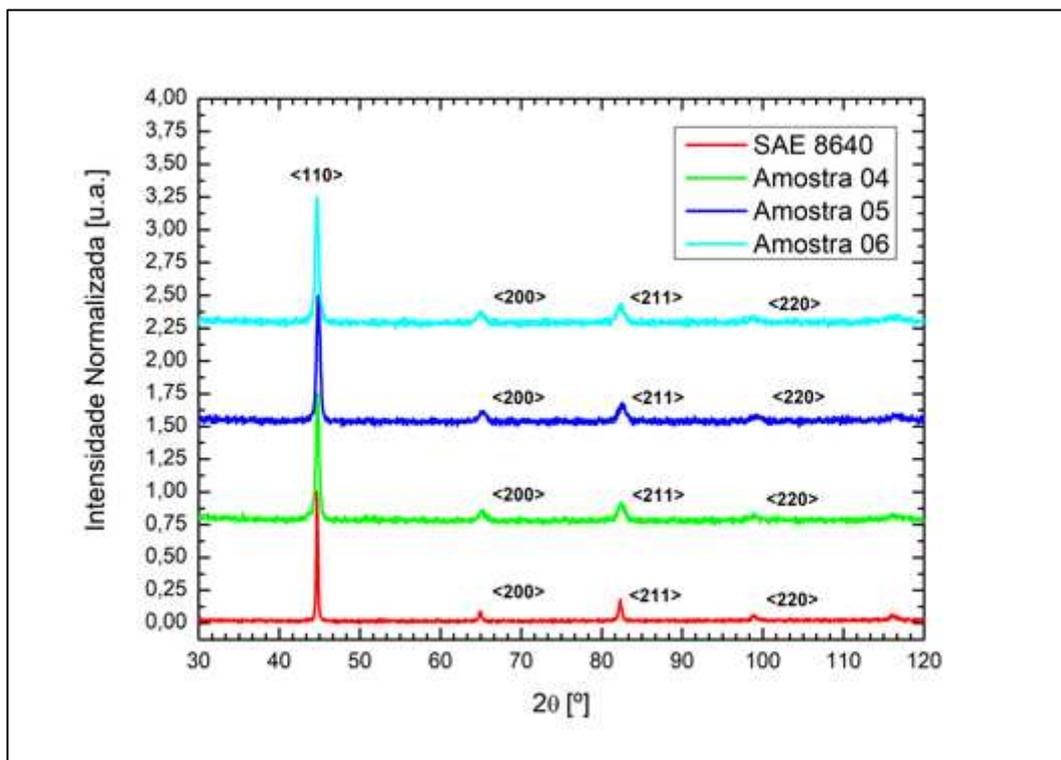
Figura 5.25 - Difratoograma da Amostra 01 e Amostra 06 [TR]



Fonte: O autor, 2021.

Além dos difratogramas comparativos entre cada uma das amostras representantes [TR] com a amostra representante **01**, tem-se o difratograma associando as três amostras em questão, os quais são comparados juntamente com material original a partir da amostra representante **01**, o qual é evidenciado a seguir na **Figura 5.26**.

**Figura 5.26 - Difratograma comparativo entre o aço SAE 8640 e amostras [TR]**



Fonte: O autor, 2021.

Embora observe-se a presença de austenita retida nas imagens feitas via MO e MEV, tal fase não é observada na análise de DRX em nenhuma das amostras [TR], já que os picos de difração correspondentes aos planos cristalográficos característicos da austenita ( $\text{Fe } \gamma$ ), citados na **Tabela 7**, não foram obtidos. Importante salientar que apesar do plano  $\langle 200 \rangle$ , característico da austenita, estar presente nos difratogramas tratados, o mesmo não corresponde a tal componente, visto que o mesmo foi encontrado em um ângulo  $2\theta$  diferente do valor de  $50,10^\circ$ , conforme a **Tabela 8**.

Pelos espectros das figuras **Figura 5.23**, **5.24**, **5.25** e **5.26**, verifica-se a existência de três picos muito bem definidos, os quais representam a ferrita ( $\text{Fe } \alpha$ ) e a martensita ( $\text{Fe } \alpha'$ ) presente no material tanto tratado quanto original, respectivamente, e diferem basicamente em intensidade.

## 6 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos, conclui-se que:

- As amostras do aço analisado SAE 8640 apresentam a composição química de acordo com os aços baixa liga e médio carbono, não se verificando nenhum elemento residual que pudesse aumentar de forma significativa a temperabilidade;
- A microestrutura obtida por resfriamento em polímero com baixa concentração foi de martensita isenta de ferrita livre e austenita retida;
- O resfriamento em água, apesar de ser efetivo e não apresentar trincas no material não é indicado para esta classe de aço;
- No resfriamento em água detectou-se pequeno percentual de ferrita livre;
- O comportamento da microdureza apresentou maior homogeneidade nas amostras temperadas em polímeros;
- Verificou-se similaridade nos resultados de DRX das amostras estudadas
- As amostras temperadas com polímeros 10% em água eliminaram a fase vapor, originando 100% martensita.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir, algumas sugestões de futuras pesquisas:

- Efeito do nível de recirculação na transformação martensítica de aços baixa liga resfriados em soluções poliméricas;
- Estudo da temperatura de austenitização na formação de martensita em aços baixa liga;
- Comportamento em fadiga de aços baixa liga submetidos à têmpera intensiva.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARONOV, M. A.; KOBASKO, N. I.; POWELL J. A. **Review Of Practical Applications Of Intensive Quenching Methods For Steel Parts**, Proceedings of The 13th International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Congress, COLUMBUS, OHIO, EUA, 2002.

ARONOV, M. A.; KOBASKO, N. I.; POWELL J. A.; HERNANDEZ-MORALES, J.B. **Correlation Between Grossmann H – Factor And Generalized Biot Number  $Bi_v$** , 5th WSEAS International Conference on Heat and Mass transfer (HMT'08), Acapulco, México, 2008.

ARONOV, M. A.; KOBASKO, N. I.; POWELL J. A.; ANDRESKI, B.; O'ROURKE, B. **Intensive Quenching Processes Basic Principles, Applications and Commercialization**, European Conference on Heat Treatment and 21st IFHTSE Congress, 2014.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: microstructure and properties**, Butterworth-Heinemann, 3ª edição, 2006.

BASINSKI, Z. S.; HUME-ROTHERY W; SUTTON, A. L. **The lattice expansion of iron Locality: synthetic Sample: at T = 513 K**, Proceedings of the Royal Society of London A, 1955.

CHIAVERINI, V. **Aços E Ferros Fundidos**, ABM, 7ª edição, São Paulo, Brasil, 2002.

CANALE, L. C. F.; KOBASKO, N. I.; TOTTEN, G. E. **Intensive Quenching Part 1 – What is it?**, International Heat Treatment and Surface Engineering, 2013.

Cristallography Open Database, COD, **9012706**, 1955.

Cristallography Open Database, COD, **9013472**, 1955.

DE FREITAS, B. M.; DE VASCONCELOS, S. M.; DE MACEDO, J. C. **Beneficiamento Do Aço SAE 8640 Sob Tratamentos Térmicos**, Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia CONTECC'2016, Foz do Iguaçu, Brasil, 2016.

DE LIMA, D. R. S. **Desenvolvimento De Tecnologia De Forjamento De Aço AISI 8640 Destinado À Produção De Brocas De Perfuração**, Dissertação de mestrado. PPGEM – UFRGS, 2007.

DEYNEKO, L.; KOBASKO, N. I. **Simplified Method Of Forecasting The Influence Of Cooling Intensity During Hardening On The Mechanical Properties Of Steel Products**, Technology Audit and Production Reserves, Ucrânia, 2020.

Linha de Aços para Construção Mecânica: SAE 8640. **DIFERRO**, 2021. Disponível em: <<https://www.diferro.com.br/produtos/acos-para-construcao-mecanica/baixa-liga-acos-baixa-liga---sae-8640.html>>. Acesso em: 13 de jul. de 2021.

Alloy Steel Grade 8640. **Elgin Fasteners**, 2019. Disponível em: <<https://elginfasteners.com/resources/materials/material-specifications/alloy-steel-grade-8640/>>. Acesso em: 15 de nov. de 2019.

FREBORG, A. M.; ARONOV, M. A.; FERGUSON, L.; KOBASKO, N. I. **Intensive Quenching Theory and Application for Imparting High Residual Surface Compressive Stresses in Pressure Vessel Components**. Journal of Pressure Vessel Technology, 2003.

HINRICHSEN, E. The Production And Uses Of 8640 Alloy Steel. **Bright Hub Engineering**, 2019. Disponível em: <<https://www.brighthouseengineering.com/machine-design/74546-production-and-use-of-8640-alloy-steel/>>. Acesso em: 16 de nov. de 2019.

Aços Carbono e Baixa Liga: Chapas e Tiras. **Infomet**, 2019. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo.php?codAssunto=131>>. Acesso em: 15 de nov. de 2019.

KOBASKO, N. I.; ARONOV, M. A.; POWELL, J. A.; TOTTEN, G. E. **Intensive Quenching Systems: Engineering And Design**, ASTM International, NEWBURYPORT, MA, EUA, 2010.

KOBASKO, N. I. **Investigation Of Batch Intensive Quenching Processes When Using Hydrodynamic Emitters In Quench Tanks**. EUREKA: Physics and Engineering, 2016.

KOBASKO, N. I. **Optimized Steel Quenching Process And Their New Modifications**, SSRG International Journal of Applied Physics (SSRG-IJAP) – Vol. 6, Ed. 2, Japão, 2019.

LIŠČIĆ, B. **Measurement And Recording Of Quenching Intensity In Workshop Conditions Based On Temperature Gradients**. ASTM International, West Conshohocken, PA, EUA, 2016.

LIU, Q.N.; MENG, S.H.; JIANG, C.P.; SONG, F. **Critical Biot's number for Determination of the Sensitivity of Spherical Ceramics to Thermal Shock**; Chinese Physics Letters, 2010.

LIŠČIĆ, B., TENSI, H., CANALE, L., TOTTEN, G. **Quenching Theory and Technology**, CRC Press, 2ª edição, Boca Raton, EUA, 2010

MALISKA, Ana Maria. **Microscopia Eletrônica de Varredura**. Universidade Federal de Santa Catarina, Laboratório de caracterização microestrutural e análise de imagens. Apostila. Disponível em <[http://www.usp.br/nanobiodev/wp-content/uploads/MEV\\_Apostila.pdf](http://www.usp.br/nanobiodev/wp-content/uploads/MEV_Apostila.pdf)> Acesso em: 13 de jul. de 2021.

MEI, D. M. **Intensive Quenching method for Preventing Quench Cracking**, Proceedings of the 7th International Congress of Heat Treatment and Technology of Surface Coating, Moscou, Rússia, 1990.

SINGH, R. **Applied Welding Engineering: Processes, Codes And Standards**, Butterworth-Heinemann; 1ª edição, Oxford, Inglaterra, 2011.

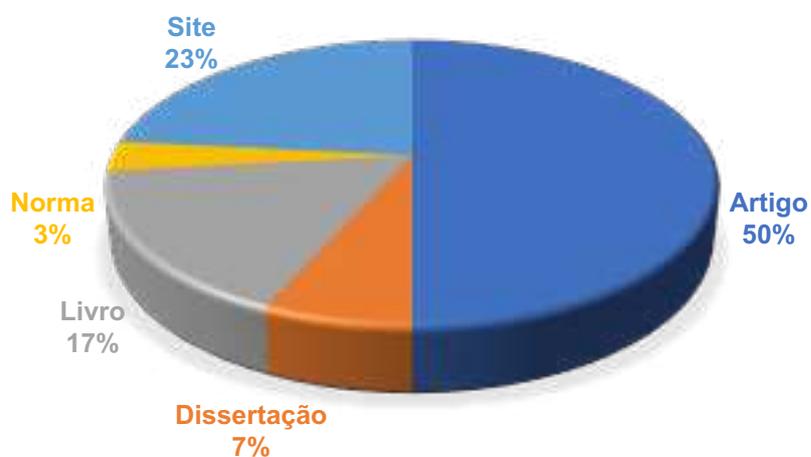
SILVEIRA, F.; ZUCHETTO, A.; RUPPENTHAL, J. E.; MACHADO, F. M. **Tratamento Térmico De Têmpera Em Aço ABNT 8640: Análise Das Propriedades Mecânicas.** HOLOS, 2018.

SAE International Surface Vehicle Recommended Practice, **Chemical Compositions of SAE Alloy Steels**, SAE Standard J404, Rev. Jan. 2009.

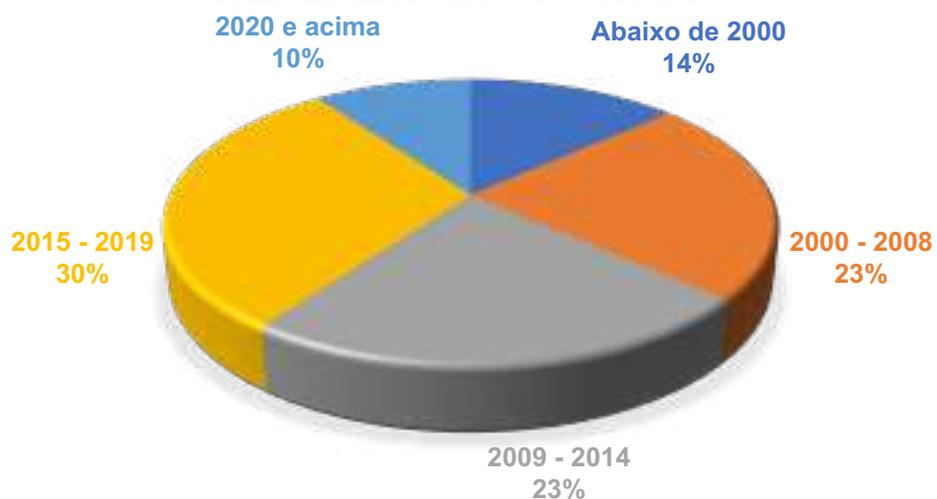
VIEIRA, E. R.; BIEHL, L. V.; MEDEIROS, J. L. B.; DA SILVA, A. B.; DA SILVA, M. S. **Efeitos da variação da concentração de solução polimérica aquosa a base de PVP na têmpera de aço AISI 4140**, Revista Matéria, Rio de Janeiro, BRASIL, 2019.

YURGEL, C.C. **Substituição Do Processo De Usinagem Pelo Processo De Forjamento A Quente Na Fabricação Da Pré-Forma De Brocas De Furação De Rochas**, Dissertação de mestrado. PPGEM – UFRGS, 2007.

### REFERÊNCIAS POR TIPO



### REFERÊNCIAS POR ANO



### REFERÊNCIAS POR CONCEITO QUALIS

