

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
ESCOLA POLITÉCNICA

THADEU ROGER MOSCOVICI

**Dureza na cutelaria: estudo sobre a influência da microestrutura e dos parâmetros de  
têmpera**

São Paulo  
2022

THADEU ROGER MOSCOVICI

**Dureza na cutelaria: estudo sobre a influência da microestrutura e dos parâmetros de  
têmpera**

Versão original

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do  
título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Área de Concentração: Metalurgia

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Franco de  
Monlevade

São Paulo  
2022

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Versão revisada pelo orientador



Eduardo Franco de Monlevade

#### Catologação-na-publicação

Moscovici, Thadeu Roger

Dureza na cutelaria: estudo sobre a influência da microestrutura e dos parâmetros de têmpera / T. R. Moscovici – São Paulo, 2022.

62 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Cutelaria, 2.Têmpera I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

## **Agradecimentos**

Agradeço aos meus pais por todo suporte, confiança e carinho que sempre me deram ao longo das idas e vindas da minha caminhada acadêmica.

Aos meus professores e a todas as pessoas que fizeram parte da minha vida acadêmica e possibilitaram que eu alcançasse esse momento, em especial, à Neusa Gouveia da Silva do Amaral (*in memoriam*) cuja generosidade foi fundamental para minha formação, não só como engenheiro, mas como ser humano.

Aos meus contemporâneos de Escola Politécnica por todos os momentos de auxílio ao longo da nossa formação.

Ao Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade, pela orientação e pelo estímulo durante a confecção deste presente trabalho.

## Resumo

MOSCOVICI, T. R. **Dureza na cutelaria: estudo sobre a influência da microestrutura e dos parâmetros de têmpera**. 2022. Dissertação (Bacharel em Engenharia de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2022.

No presente trabalho foram estudadas as relações entre dureza, microestrutura e parâmetros de têmpera para aços de aplicação na cutelaria. Para tal estudo, foi investigada a relação entre a microestrutura e a dureza, através de análises metalográficas e de dureza, das facas comerciais de aços inox temperados, DIN 1.4116 e AISI 420, e de amostras de aço SAE 1080 laminado a quente, temperadas a 750 °C, 815 °C e 950 °C e revenidas a 300 °C durante a etapa de experimentos. Os resultados apontaram que, instrumentos de cutelaria mais precisos, capazes e duráveis apresentam durezas superiores e, para tal, tendem a possuir microestruturas martensíticas com menos carbonetos não dissolvidos e uma estrutura mais refinada. E, enfim, no tocante aos parâmetros de processo, foi concluído, em linhas gerais, que têmperas a temperaturas acima e abaixo das ideais prejudicam a dureza do instrumento devido, respectivamente, ao crescimento exacerbado das agulhas de martensita e formação excessiva de austenita retida e a descarbonetação do aço e não ocorrência da transformação martensítica, nesse último caso, levando a resultados desastrosos do ponto de vista do uso da faca.

Palavras-chave: Cutelaria, Têmpera, Aço SAE 1080, Aço AISI 420, Aço DIN 1.4116

## **Abstract**

MOSCOVICI, T. R. **Hardness in cutlery: a study on the influence of microstructure and quenching parameters**. 2022. Dissertation (Bachelor of Materials Engineering) – Polytechnic School, University of São Paulo, São Paulo, 2022.

In the present work, the relationship between hardness, microstructure and quenching parameters was studied for steels applied to cutlery. For this study, the relationship between microstructure and hardness was investigated through metallographic and hardness analyses of commercial quenched stainless steel knives, DIN 1.4116 and AISI 420, and hot-rolled SAE 1080 steel samples, quenched at 750 °C, 815 °C and 950 °C and tempered at 300 °C during the experimental stage. The results pointed out that more precise, capable and durable cutlery tools present higher hardness and, for such, tend to have martensitic microstructures with less non-dissolved carbides and a more refined structure. And, finally, regarding the process parameters, it was concluded, in general, that tempering at temperatures above and below the recommended ones impairs the hardness of the instrument due, respectively, to the exacerbated growth of martensite needles and excessive formation of retained austenite and the decarbonation of the steel and non-occurrence of martensitic transformation, in this last case, leading to disastrous results from the point of view of knife use.

Keywords: Cutlery, Quenching, SAE 1080 Steel, AISI 420 Steel, DIN 1.4116

## Lista de figuras

Figura 1 - Visão geral e nomenclatura dos elementos de uma faca.....	14
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C.....	16
Figura 3 - Micrografia de um aço eutetóide mostrando a microestrutura da perlita, a qual consiste em camadas alternadas de ferrita $\alpha$ (fase clara) e $Fe_3C$ (camadas finas cuja maioria aparece escura).....	18
Figura 4 - Gráfico de dureza e limite de escoamento pela raiz do inverso da distância interlamelar perlítica ("Espaçamento Perlítico").....	19
Figura 5 - Representação esquemática em duas perspectivas da bainita superior (a) e (c) e da bainita inferior (b) e (d). As regiões brancas e pretas correspondem, respectivamente, às fases ferrita e cementita. ....	20
Figura 6 - Martensita em ripas (a) e em placas (b). ....	21
Figura 7 - Dureza da martensita (não revenida) em função do teor de carbono.....	21
Figura 8 - Curva de resfriamento contínua com têmpera indicada na curva A. ....	22
Figura 9 - (a) Gráfico de dureza em função da temperatura de austenitização para um aço inox 440C. (b) Gráfico de fração volumétrica de carbeto em função da temperatura de austenitização para um aço inox 440C. ....	24
Figura 10 - Diagrama de Ellingham.....	25
Figura 11 - Severidade de têmpera (H) de meios diversos em comparação a severidade de têmpera da água ( $H_{\text{Água}} = 1$ ). ....	26
Figura 12 - Exemplo de curva em U de temperabilidade para um aço AISI 1040.....	27
Figura 13 - Representação esquemática do resultado de um ensaio Jominy.....	28
Figura 14 - Gráfico de variação de diâmetro crítico ideal por teor de elemento de liga.....	29
Figura 15 - Relação entre o tamanho de grão e a temperabilidade.....	30
Figura 16 - Gráficos de tenacidade por temperatura de Revenimento.....	32
Figura 17 - Exemplo de corpo de prova preparado. ....	33
Figura 18 - Facas comerciais; (a) Brinox ®, (b) Tramontina ®, (c) Mundial ®.....	34
Figura 19 – Disco abrasivo para corte de metais. ....	35
Figura 20 - Forno utilizado.....	36
Figura 21 - Microscópio do laboratório de metalografia. ....	37
Figura 22 - Durômetro utilizado. ....	39
Figura 23 - Máquina de embutimento EM30D. ....	40
Figura 24 - Amostras das facas comerciais e do aço SAE 1080 lixadas e polidas.....	41

Figura 25 - Microestrutura da amostra da faca Brinox Itaparica ®. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Vilela. ....	43
Figura 26 - Microestrutura da amostra da faca Brinox Itaparica ®. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Vilela. ....	43
Figura 27 - Microestrutura da amostra da faca Tramontina Plenus ®. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Vilela. ....	44
Figura 28 - Microestrutura da amostra da faca Tramontina Plenus ®. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Vilela. ....	44
Figura 29 - Microestrutura da amostra da faca Mundial Masterline ®. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Vilela. ....	45
Figura 30- Microestrutura da amostra da faca Mundial Masterline ®. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Vilela. ....	45
Figura 31 - Microestrutura da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. ....	46
Figura 32 - Microestrutura da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. ....	46
Figura 33 - Microestrutura da amostra C de aço SAE 1080 temperada a 750 °C. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. ....	47
Figura 34 - Microestrutura da amostra C de aço SAE 1080 temperada a 750 °C. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. ....	47
Figura 35 - Microestrutura da amostra E de aço SAE 1080 temperada a 815 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. ....	48
Figura 36 - Microestrutura da amostra E de aço SAE 1080 temperada a 815 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. ....	48
Figura 37 - Microestrutura da amostra G de aço SAE 1080 temperada a 950 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. ....	49
Figura 38 - Microestrutura da amostra G de aço SAE 1080 temperada a 950 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. ....	49
Figura 39 - Indicação dos microconstituintes nas micrografias das facas comerciais. (a) Contornos de grão austeníticos; (b) Carbonetos não dissolvidos na matriz. ....	52
Figura 40 - Estrutura lamelar do microconstituente perlítico, em aumento de 4x, da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico. ....	55
Figura 41 - Indicação do espaçamento interlamelar, em aumento de 4x (a), na amostra de aço SAE 1080 temperada a 750 °C. ....	56

Figura 42 - Indicação do refino de grão martensítico, em aumento de 4x (a) e da presença de carbonetos não dissolvidos (b) na microestrutura da amostra E após seu revenimento..... 57

## Lista de tabelas

Tabela 1 - Técnicas quantitativas de determinação de dureza. ....	15
Tabela 2 - Interpretação dos resultados do método em U de medida de temperabilidade.....	27
Tabela 3 - Eventos ocorridos durante o tratamento de Revenimento. ....	31
Tabela 4 - Distribuição de corpos de prova por temperatura de austenitização. ....	34
Tabela 5 - Informações gerais sobre as facas comerciais utilizadas.....	35
Tabela 6 - Composição dos aços das facas comerciais.....	35
Tabela 7 - Racional para realização de medidas de dureza do aço SAE 1080.....	38
Tabela 8 - Dureza das amostras das facas comerciais, em HRC. ....	42
Tabela 9 - Dureza das amostras de aço SAE 1080 temperadas, em HRC .....	42
Tabela 10 - Dureza das amostras de aço SAE 1080 revenidas, em HRC. ....	42
Tabela 11 - Classificação de performance das facas comerciais em termos de capacidade de corte, precisão de corte e durabilidade.....	51
Tabela 12 - Tamanho de grão austenítico aparente e concentração de carbonetos nas amostras de facas comerciais analisadas. ....	52

## Sumário

<b>1</b>	<b>Introdução.....</b>	<b>12</b>
<b>2</b>	<b>Objetivo.....</b>	<b>13</b>
<b>3</b>	<b>Revisão bibliográfica.....</b>	<b>14</b>
3.1	Visão geral do processo de fabricação de facas.....	14
3.2	A dureza de um aço e sua influência na cutelaria.....	15
3.3	Principais microconstituintes do aço e suas respectivas durezas.....	16
3.3.1	Ferrita.....	17
3.3.2	Austenita .....	17
3.3.3	Cementita .....	17
3.3.4	Perlita .....	18
3.3.5	Bainita.....	19
3.3.6	Martensita.....	20
3.4	Têmpera de aços e seus parâmetros de processo .....	22
3.4.1	Temperatura de austenitização .....	23
3.4.2	Tempo de têmpera e meio de aquecimento.....	24
3.4.3	Meio de têmpera.....	26
3.5	Temperabilidade dos aços .....	26
3.5.1	Efeitos dos elementos de liga.....	28
3.5.2	Efeitos da morfologia e da composição química dos grãos de austenita.....	30
3.6	Revenimento.....	31
<b>4</b>	<b>Materiais e Métodos.....</b>	<b>33</b>
4.1	Materiais .....	33
4.1.1	Amostras de aço SAE 1080.....	33
4.1.2	Facas comerciais.....	34
4.2	Métodos .....	36
4.2.1	Tratamentos térmicos.....	36
4.2.2	Análises de dureza .....	38
4.2.3	Caracterizações microestruturais.....	39

<b>5</b>	<b>Resultados .....</b>	<b>42</b>
5.1	Análises de dureza .....	42
5.2	Análises metalográficas.....	43
<b>6</b>	<b>Discussão .....</b>	<b>50</b>
6.1	Entendimento dos padrões de mercado no tocante à influência da microestrutura na dureza perante análise das facas comerciais .....	50
6.1.1	Dureza das facas comerciais e uma visão comparativa de suas capacidades de corte, precisões de corte e durabilidades .....	50
6.1.2	Compreensão da influência microestrutural na dureza e nas capacidades de corte, precisões de corte e durabilidades das facas comerciais .....	51
6.2	Entendimento da influência dos parâmetros de têmpera na dureza de instrumentos de cutelaria a partir da análise dos resultados obtidos dos trabalhos com o aço SAE 1080 .....	54
6.2.1	Construção de referência a partir da caracterização da amostra sem tratamento térmico	54
6.2.2	Caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada abaixo da temperatura de austenitização recomendada.....	55
6.2.3	Caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada na temperatura de austenitização recomendada.....	56
6.2.4	Caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada acima da temperatura de austenitização recomendada.....	58
<b>7</b>	<b>Conclusões.....</b>	<b>59</b>
	<b>Referências .....</b>	<b>61</b>

## 1 Introdução

A cutelaria acompanha a humanidade a mais de 600.000 anos e uso do ferro nesse tipo de aplicação é estimado para o arredor do ano de 1.200 a.C. (Navarro, 2006).

Posto isso, também é válido lembrar que o uso das facas foi fundamental para sobrevivência e evolução da espécie humana ao longo de todo esse período, uma vez que esses utensílios possibilitaram um grande avanço nas técnicas de obtenção de alimentos e até mesmo na defesa contra ameaças.

Dessa forma, devido a esse emprego prolongado e de alta importância, a cutelaria se desenvolveu como um campo avançado e consolidado nos dias de hoje, tanto do ponto de vista técnico da fabricação dos utensílios, quanto do ponto de vista do uso, tendo o aço como principal matéria-prima.

Assim sendo, sob a óptica do uso de facas de aço, existem duas propriedades chave para determinação da qualidade e durabilidade do aparato; a dureza e a resistência a corrosão.

Deste modo, no presente trabalho será analisada a influência da microestrutura e dos parâmetros do processo de têmpera de um aço, tratamento térmico utilizado para geração do microconstituente martensítico, um dos principais responsáveis por conferir dureza ao material (Colpaert, 2008), na determinação dessa respectiva propriedade.

Portanto, para tal análise serão preparados 7 corpos de prova de aço SAE 1080 dos quais 6 serão temperados, 1 não será tratado termicamente para servir de referência, e terão suas durezas medidas e compiladas para cada temperatura de austenitização utilizada. Em seguida, os mesmos serão revenidos, terão suas durezas novamente analisadas e, *a posteriori*, 3 dessas amostras serão analisadas metalograficamente.

Ademais, também serão procedidas análises de dureza e metalográfica de 3 facas comerciais dos modelos; Mundial Masterline®, Tramontina Plenus® e Brinox Itaparica®.

Enfim, os resultados obtidos nas etapas acima serão compilados e discutidos tendo em vista entender o impacto da microestrutura e dos parâmetros de têmpera na dureza de aços para fins de cutelaria através das análises de dureza e microestrutura.

## **2 Objetivo**

O objetivo do presente trabalho é caracterizar a influência da microestrutura e dos parâmetros de têmpera, com foco na temperatura de austenitização, sobre a dureza dos aços do tipo SAE 1080 e dos aços temperados para uso na indústria cuteleira, no geral, através de uma discussão comparativa, em termos de dureza e microestrutura, dos resultados obtidos da têmpera e revenimento do aço SAE 1080 com as análises das facas comerciais; Mundial Masterline ®, Tramontina Plenus ® e Brinox Itaparica ®.

### 3 Revisão bibliográfica

#### 3.1 Visão geral do processo de fabricação de facas

Segundo Neto (2017), a fabricação de facas consiste, de maneira geral, na preparação de sua lâmina e no encaixe ao cabo já produzido.

Dessa forma, lançando um olhar mais detalhado sobre a produção das lâminas de aço, é possível dividir o processo em etapas: corte, tratamento térmico, amolação e limpeza.

Assim sendo, primeiramente, na etapa de corte, placas de aço são cortadas e conformadas através de prensas mecânicas nos formatos de interesse para a manufatura da lâmina.

Em seguida, a peça é levada para a etapa de tratamento térmico, na qual dureza e resistência mecânica são intensificadas, após a faca passar pelos processos de têmpera, que lhe confere a requisitada dureza, no qual as lâminas são aquecidas em fornos a temperaturas de mais de 1000 °C e resfriadas rapidamente, e revenimento, o qual atenua a fragilidade da peça temperada e também lhe fornece mais tenacidade, evitando que a peça se quebre facilmente, através de um aquecimento prolongado em temperaturas aproximadamente cinco vezes menores que as utilizadas na têmpera.

Mais adiante, após terem passado pelos tratamentos térmicos supracitados, as lâminas adentram a etapa de amolação na qual os objetos são desgastados por elementos abrasivos até que adquiram uma morfologia cortante.

Por fim, as lâminas são limpas em banhos de soluções alcalinas e acopladas aos cabos que permitem o manuseio seguro.

Portanto, assim que finalizadas, as facas apresentam, no geral, o formato apresentado na Figura 1 a qual também evidencia os principais elementos que compõe o utensílio.

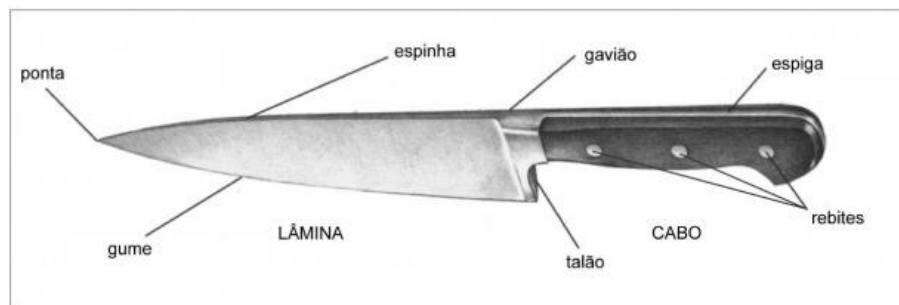


Figura 1 - Visão geral e nomenclatura dos elementos de uma faca. Fonte: Neto, 2017

### 3.2 A dureza de um aço e sua influência na cutelaria

Segundo Callister & Rethwisch (2016), a dureza pode ser definida como a propriedade mecânica que mede a resistência a deformação plástica localizada de um material.

Assim sendo, uma maneira constatada pelos autores para mensurar a dureza se dá através da escala semiquantitativa Mohs a qual é elaborada em função da capacidade de um material riscar outro, com as grandezas variando no intervalo de 1 mohs para o talco até 10 mohs para o diamante.

Além disso, Callister & Rethwisch (2016) evidenciam a existência de outros métodos pautados em técnicas quantitativas nas quais um indentador realiza um esforço sobre a superfície do material, em condições de carga de carga e taxa de aplicação conhecidas, com a posterior medida do tamanho da indentação. Posto isso, quanto menor o tamanho da indentação, mais duro será o material. Os tipos de ensaio e unidades características desses tipos de métodos estão dispostos na Tabela 1.

Tabela 1 - Técnicas quantitativas de determinação de dureza. Fonte: Callister & Rethwisch, 2016

Ensaio	Unidade
Rockwell	HRC
Brinell	HB
Vickers	HV

Enfim, no tocante a relação da dureza com a qualidade da ferramenta, dois pontos evidenciam a correlação positiva.

Primeiro, de acordo com Silva (2019), o acréscimo da dureza de um utensílio de cutelaria está diretamente relacionado com o aumento da sua precisão e qualidade de corte, uma vez que esse aumento de dureza permite que o utensílio deforme plasticamente o elemento de interesse, até a finalização do corte, com o mínimo de perdas energéticas relacionadas a sua própria deformação.

Além disso, Baldoni *et al.* (1986) evidencia que o aumento da dureza de um elemento de corte também está diretamente ligado ao aumento da resistência à abrasão por mecanismos mecânicos. Um exemplo prático dessa correlação em ferramentas é a presença de carbonetos dissolvidos em aços carbono utilizados na fabricação de serras, tendo em vista o aumento da dureza e, por conseguinte, aumento da durabilidade.



### 3.3.1 Ferrita

A ferrita, ou fase  $\alpha$ , é uma fase da liga Fe-C de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), estável em temperatura ambiente e de baixa solubilidade ao carbono, alcançando teores máximos de 0,022% de carbono apenas.

No tocante às propriedades mecânicas, a ferrita é conhecida por possuir dureza e resistência mecânica muito baixas, porém, em contrapartida alta ductilidade e conformabilidade.

### 3.3.2 Austenita

A austenita, ou fase  $\gamma$ , é uma fase da liga Fe-C de estrutura cúbica de face centrada, estável em altas temperaturas, com uma solubilidade ao carbono mais significativa, chegando a valores no entrono de 2,14% de carbono em sua composição.

Acerca das propriedades mecânicas, incluindo a dureza, a austenita possui um comportamento semelhante a ferrita.

### 3.3.3 Cementita

A cementita, ou  $\text{Fe}_3\text{C}$ , é uma fase cerâmica, um carboneto de ferro de alto teor de carbono, se comparado às demais fases do aço, chegando a até 6,67% de carbono e de estrutura cristalina complexa com células unitárias contendo 16 átomos no total, sendo 12 de ferro e 4 de carbono.

Ademais, é válido ressaltar que durante os tratamentos térmicos, a nucleação dos grãos de cementita se dá em heterogeneidades, como contornos de grão da matriz, e seu crescimento é termicamente controlado, uma vez que ocorre pela difusão de carbono através do material.

Sobre as propriedades mecânicas, a cementita é altamente dura e frágil, podendo ultrapassar valores de 65 HRC de dureza. Dessa forma, pode ser utilizada para aumentar a dureza dos aços, entretanto, aumentando a fragilidade do mesmo (Callister & Rethwisch, 2016).

### 3.3.4 Perlita

A perlita é um microconstituente formado por um aglomerado lamelar das fases ferrita e cementita, como pode ser observado na Figura 3, a partir de um crescimento cooperativo das fases supracitadas dado o resfriamento de um aço austenítico. Por fim, ao teor de carbono da perlita é delimitado pelas concentrações da ferrita e da cementita que a constituem.

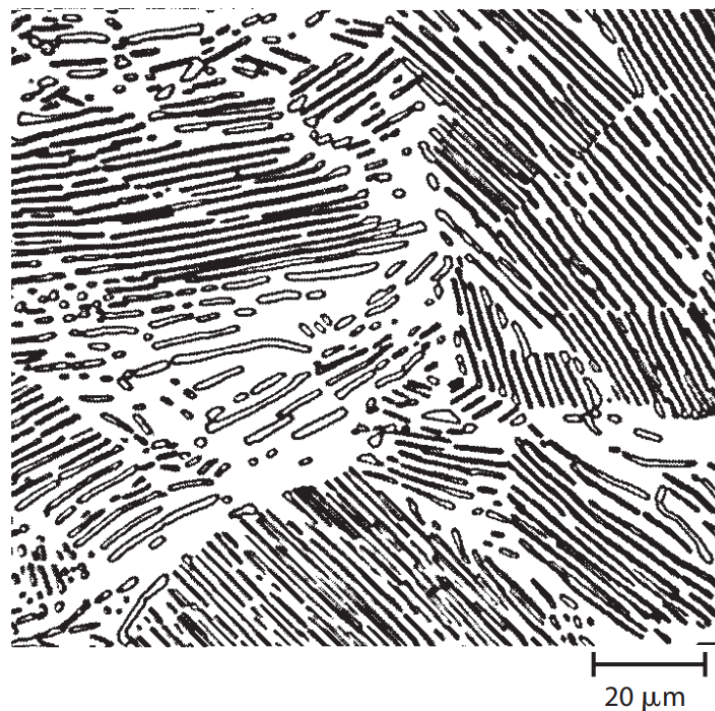


Figura 3 - Micrografia de um aço eutetóide mostrando a microestrutura da perlita, a qual consiste em camadas alternadas de ferrita  $\alpha$  (fase clara) e  $\text{Fe}_3\text{C}$  (camadas finas cuja maioria aparece escura). Fonte: Callister & Rethwisch, 2016.

Acerca das propriedades mecânicas da perlita, a distância entre as lamelas é fundamental para sua determinação, uma vez que tanto a dureza quanto a resistência mecânica da perlita são inversamente proporcionais a raiz quadrada dessa distância interlamelar, como pode ser visto na Figura 4. Assim sendo, é possível subdividir esse microconstituente em dois tipos; a perlita fina e a perlita grossa. Sendo a perlita fina um constituinte de dureza e resistência mecânica superiores ao da perlita grossa (Krauss, 2015).

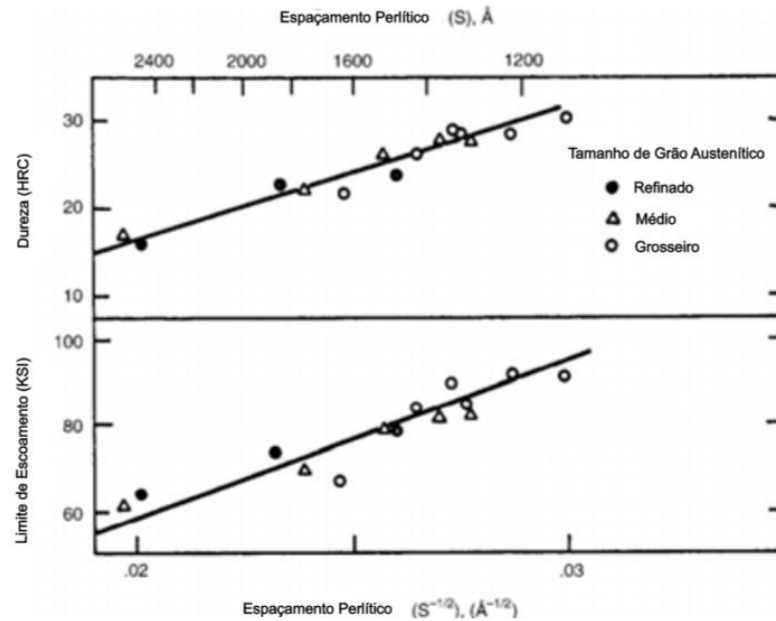


Figura 4 - Gráfico de dureza e limite de escoamento pela raiz do inverso da distância interlamelar perlítica ("Espaçamento Perlítico"). Fonte: Krauss, 2015

### 3.3.5 Bainita

A bainita é um microconstituente formado pela junção da ferrita com a cementita, de teor de carbono determinado pela composição das fases que a constituem, assim como a perlita, porém de morfologia distinta. A bainita é formada a partir do superresfriamento da austenita, podendo apresentar duas formas distintas; a bainita superior e a bainita inferior. A bainita superior apresenta agulhas ferríticas com os contornos de grão cercados de cementita, já a bainita inferior é composta de agulhas ferríticas com inclusões de cementita ao longo do interior desses grãos.

A morfologia destes dois tipos de bainita pode ser observada de maneira esquemática na Figura 5.

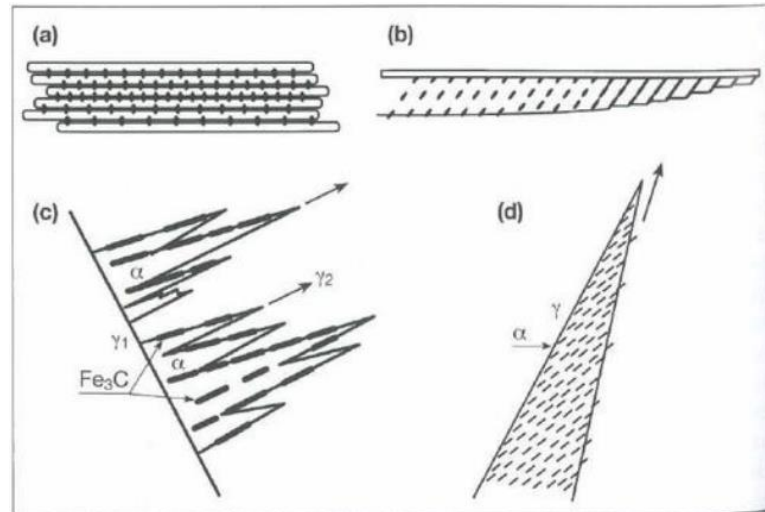


Figura 5 - Representação esquemática em duas perspectivas da bainita superior (a) e (c) e da bainita inferior (b) e (d). As regiões brancas e pretas correspondem, respectivamente, às fases ferrita e cementita. Fonte: Colpaert, 2008

No tocante às propriedades mecânicas, a bainita superior possui ótimos resultados de dureza e resistência mecânica, comparáveis aos da martensita revenida. Já a bainita inferior possui uma performance inferior nesses quesitos, se comparada à inferior, devido à presença da cementita nos contornos das agulhas ferríticas.

### 3.3.6 Martensita

A martensita é uma fase metaestável e tetragonal de corpo (TCC) do aço supersaturada em carbono e com morfologia que pode ter a forma de placas ou ripas as quais podem ser observadas na Figura 6, a depender do teor de carbono, formada a partir do rápido resfriamento da austenita, através do processo de têmpera.

Esse rápido resfriamento promove um deslocamento coordenado dos átomos que passam de uma estrutura CFC para a TCC, característica da martensita. Ademais, seu teor de carbono é herdado da austenita utilizada no processo de têmpera, uma vez que a alta velocidade do processo inibe a difusão atômica na transformação.

Acerca das propriedades mecânicas da martensita, o microconstituente é conhecido por ter elevada dureza oriunda das altas tensões residuais geradas da distorção dos parâmetros de rede da austenita (CFC) durante a sua transformação para a fase martensítica (TCC).

Dentro desse escopo, o teor de carbono é determinante nessa dureza, uma vez que o aumento desse elemento intensifica as distorções e, portanto, a dureza do material, isso até um

certo limite, de aproximadamente 67 HRC e teor de 0,8% de carbono, como pode ser observado na Figura 7.

Entretanto, esse acúmulo de tensões residuais também acarreta uma considerável fragilidade ao material, dessa forma, é necessário um tratamento para alívio das tensões, eliminação de discordâncias e precipitação de carbonetos, e, por conseguinte, aumento da ductilidade, o revenimento.

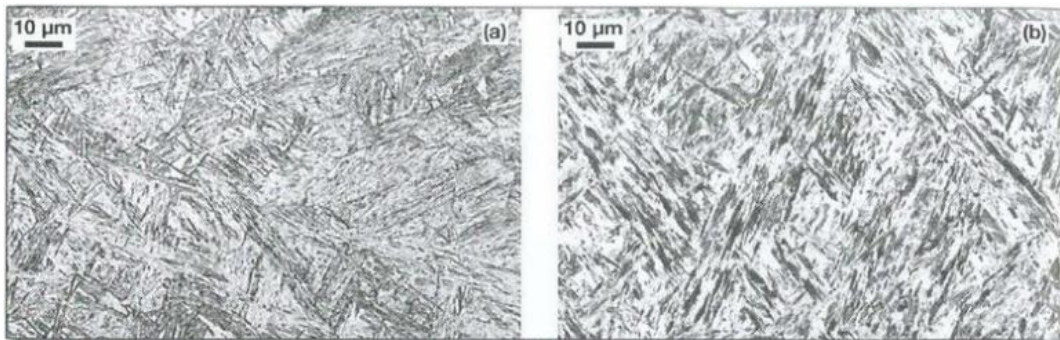


Figura 6 - Martensita em ripas (a) e em placas (b). Fonte: Colpaert, 2008

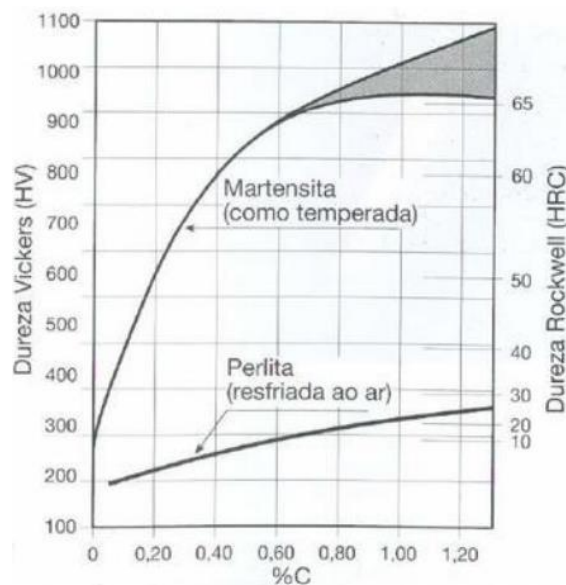


Figura 7 - Dureza da martensita (não revenida) em função do teor de carbono. Fonte: Colpaert, 2008

### 3.4 Têmpera de aços e seus parâmetros de processo

Tendo em vista a necessidade de uma dureza relevante na constituição das lâminas de cutelaria e, dessa forma, o uso da martensita nessa aplicação devido a sua alta dureza, fica evidente a necessidade da compreensão do processo de obtenção desse microconstituente, têmpera.

Portanto, é possível definir a têmpera de aços como o processo de obtenção do microconstituente martensítico no qual, basicamente, ocorrem três etapas: aquecimento até certa temperatura de austenitização, para obtenção da fase austenítica, a manutenção do material nessa temperatura por um tempo próprio, com duração delimitada pelo tempo de têmpera, e, por fim, um rápido resfriamento em um determinado meio, o meio de têmpera (Colpaert, 2008).

Dentro desse escopo, a região correspondente a transformação martensítica em si, dentro de um gráfico de resfriamento contínuo, está contida entre as temperaturas  $M_S$  e  $M_F$  do aço, conforme pode ser visto na Figura 8, a título de exemplo (Castro, 2017).

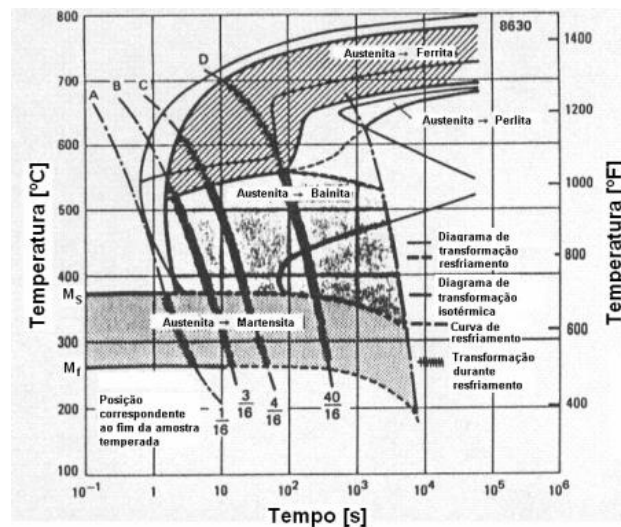


Figura 8 - Curva de resfriamento contínuo com têmpera indicada na curva A. Fonte: Castro, 2007

Desse modo, caso parte do aço se mantenha acima da temperatura  $M_F$  após o fim da têmpera, uma porção da microestrutura ainda permanecerá austenítica, sendo essa fração denominada austenita retida, limitando a eficiência do tratamento (Castro, 2017).

Ademais, outros fatores de processo limitantes à eficiência da têmpera estão ligados a oxidação, descarbonetação e deformação do material durante o aquecimento e ao trincamento

e a formação de fases moles, a depender da temperabilidade do aço, durante o resfriamento (Castro, 2017).

Posto isso, perante a estrutura apresentada para processo, existem, portanto, três parâmetros de processo fundamentais para determinar a eficiência da têmpera, são eles; a temperatura de austenitização, o tempo de têmpera, em conjunto com meio em que o aquecimento ocorre, e o meio de têmpera.

### 3.4.1 Temperatura de austenitização

A temperatura de austenitização dever ser tal que permita a peça, como um todo, adentrar a região de estabilidade da austenita para o aço em questão, ou seja, que no mínimo seja superior às temperaturas A3 e A1 do aço, temperaturas de início e fim da transformação da ferrita em austenita, características da composição do material (Colpaert, 2008).

Além disso, a depender da composição dos elementos de liga presentes no aço, ainda podem haver carbonetos estáveis à temperatura de austenitização, entretanto, essa presença é responsável por uma perda de temperabilidade do material (Bush & Teakell, 2016).

Posto isso, o aumento da temperatura de austenitização utilizada é responsável pelo aumento dos teores de austenita e carbono em solução na liga, em detrimento dos volumes de carbonetos metálicos. Dessa forma, ocorre-se o aumento da temperabilidade do aço e a diminuição das temperaturas  $M_S$  e  $M_F$ , de início e fim da transformação martensítica, de maneira a maximizar a formação da martensita (Bush & Teakell, 2016).

Entretanto, um aumento excessivo da temperatura de austenitização também pode ocasionar maiores volumes de austenita retida no aço após o resfriamento, prejudicando a dureza da peça. Portanto, deve se atentar para existência de intervalos bem definidos para as temperaturas de austenitização nos quais o *trade-off* entre o aumento dos teores de austenita e carbono dissolvido na matriz e o aumento de austenita retida no material temperado sejam balanceados (Bush & Teakell, 2016).

Ademais, uma técnica capaz de mitigar esse aumento dos teores de austenita retida em aços temperados em altas temperaturas de austenitização consiste na aplicação de banhos em nitrogênio líquido ( $N_2$ ) nas peças após a finalização dos processos de têmpera e revenimento. Esse processo permite a obtenção de aços mais duros, devido a menor formação de austenita retida, mesmo em temperaturas em que, anteriormente, a retenção desse microconstituente tornava-se um fenômeno comprometedor para a dureza do aço (Bush & Teakell, 2016).

Enfim, a título de exemplo, é possível observar as relações supracitadas, em termos de dureza na Figura 9-(a) cuja legenda “LN<sub>2</sub> - banho” corresponde a utilização de um banho de banhado em nitrogênio líquido após a têmpera. Já em termos de fração volumétrica de carbonetos no aço aquecido é possível observar-se na Figura 9-(b) cuja legenda “CALPHAD” corresponde a uma previsão teórica e “Experimental” corresponde a valores experimentais.

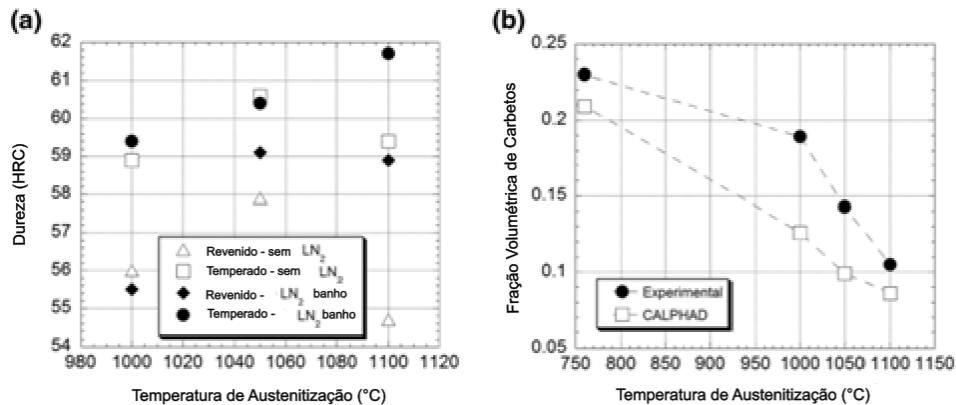


Figura 9 - (a) Gráfico de dureza em função da temperatura de austenitização para um aço inox 440C. (b) Gráfico de fração volumétrica de carbonetos em função da temperatura de austenitização para um aço inox 440C. Fonte: Bush & Teakell, 2016

### 3.4.2 Tempo de têmpera e meio de aquecimento

Acerca do tempo de têmpera utilizado, em conjunto com o meio em que esse aquecimento ocorre, é necessário ter em mente que ele deve ser suficiente para que a peça, em sua totalidade, alcance a temperatura de austenitização almejada, porém, existem alguns riscos associados que devem ser controlados; a descarbonetação do aço e a deformação da peça (Castro, 2017).

No tocante a deformação da peça, uma medida cautelar relativamente simples pode evitar alterações morfológicas indesejadas, o aquecimento controlado, de acordo com as dimensões e o tipo de aço utilizado, que seja capaz de permear um aumento de temperatura homogêneo e que permita o alcance da temperatura de austenitização almejada ao longo de toda a peça. Dessa forma, as distorções e tensões térmicas oriundas de um tratamento não homogêneo serão mitigadas (Sartori, 2004).

Já no que se refere a descarbonetação do aço durante o aquecimento da peça, o fenômeno ocorre devido a reação do oxigênio, presente na atmosfera do forno, com o carbono

presente em regiões superficiais da peça, ocasionando um decréscimo de dureza superficial (Cain, 1985).

Esse fenômeno tende a ocorrer de maneira intensa em altas temperaturas, como pode ser visto no diagrama de Ellingham da Figura 10, onde a reação  $2C + O_2 \rightarrow 2CO$  é cada vez mais favorecida termodinamicamente à medida que a temperatura aumenta, uma vez que a energia livre de Gibbs é cada vez menor. (Seetharaman, 2014)

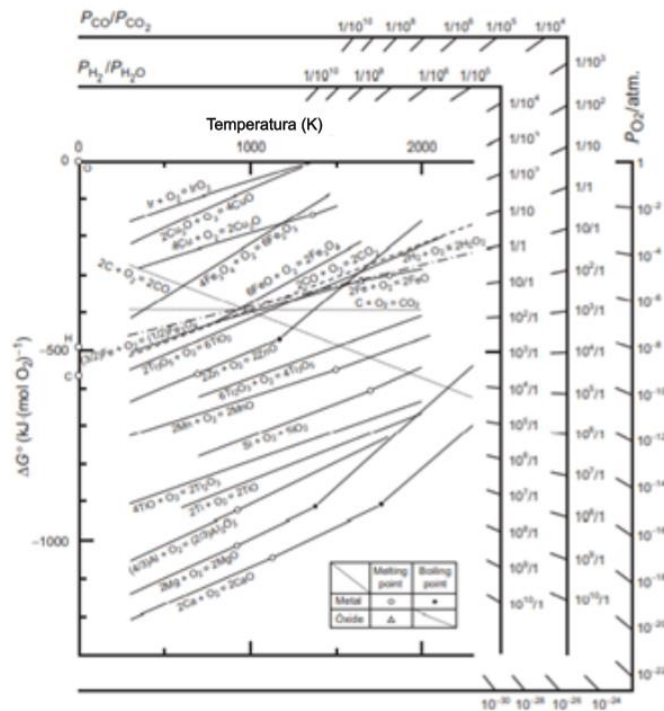


Figura 10 - Diagrama de Ellingham. Fonte: Seetharaman, 2014

Desse modo, existem, de maneira geral, três formas de se lidar com essa descarbonetação da peça, as quais podem ser aplicadas em paralelo ou individualmente. São elas; uso de fornos a vácuo ou com atmosferas inertes, ou pelo menos com menor reatividade ao carbono em altas temperaturas, o uso de moldes, feitos de materiais também capazes de resistir a altas temperaturas, mas que não inibam bruscamente a transferência de calor, como o ferro fundido, e a diminuição do tempo de têmpera, evidentemente, sem ignorar os efeitos das distorções morfológicas explanados no parágrafo anterior (Cain, 1985).

Outra maneira convencional de lidar com essa descarbonetação superficial é utilizar, durante a têmpera, peças com dimensões ligeiramente superiores às desejadas para o produto final e, após o resfriamento do material, usiná-las, ou forjá-las, até a retirada dessa camada superficial de dureza inferior (Cain, 1985).

### 3.4.3 Meio de têmpera

O meio de resfriamento, ou meio de têmpera, é um parâmetro fundamental na determinação da eficiência do tratamento térmico, em conjunto com sua temperatura, uma vez que ele irá determinar a intensidade do resfriamento da peça e, dessa maneira, influenciar diretamente na formação ou inibição dos microconstituintes bainita, perlita e ferrita, como pode ser visto na Figura 8 (Chiaverini, 2008).

O meio de têmpera deve ser determinado de acordo com a temperabilidade e as dimensões da peça, de maneira a ser capaz de promover um resfriamento suficientemente rápido. Entretanto, caso o resfriamento seja demasiadamente acelerado, problemas como trincas e distorções podem vir a ocorrer, portanto, essa variável deve ser propriamente dimensionada. Ademais, é possível observar valores de severidade de têmpera (H), juntamente com o racional explanado ao longo do parágrafo, na Figura 11.

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	

Figura 11 - Severidade de têmpera (H) de meios diversos em comparação a severidade de têmpera da água ( $H_{\text{Água}} = 1$ ). Fonte: Colpaert, 2008

### 3.5 Temperabilidade dos aços

A temperabilidade pode ser definida como a propensão de um aço a formar a fase martensítica durante o rápido resfriamento do processo de têmpera. Posto isso, é possível metrificar a temperabilidade em termos da profundidade e da distribuição da dureza de uma peça, desde a superfície até seu núcleo (Colpaert, 2008)

Dessa forma, existem três principais métodos que podem ser utilizados para mensurar a temperabilidade de um aço, são eles; método de curvas em U, método de Grossmann e o ensaio Jominy. Portanto, sem detalhar os procedimentos é possível compreender os resultados dos três ensaios acima da seguinte maneira.

No método das curvas em U, o resultado obtido consiste em um gráfico que é exemplificado na Figura 12 e contém as informações descritas na Tabela 2.

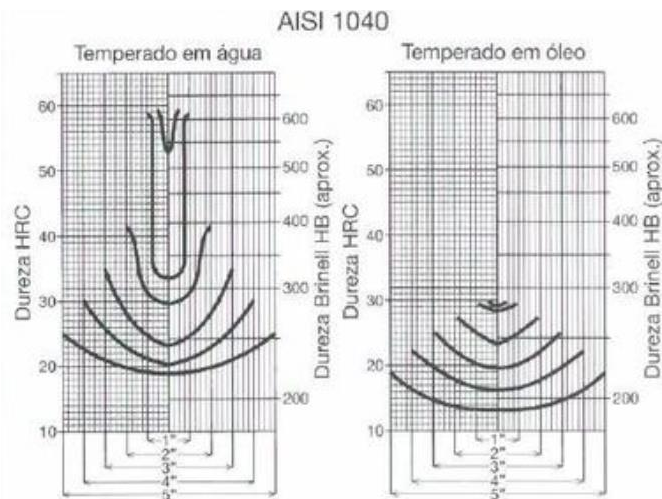


Figura 12 - Exemplo de curva em U de temperabilidade para um aço AISI 1040. Fonte: Colpaert, 2008

Tabela 2 - Interpretação dos resultados do método em U de medida de temperabilidade. Fonte: Colpaert, 2008

Elemento Gráfico	Significado
Eixo das abscissas	Distância a partir do núcleo da peça
Eixo das ordenadas	Dureza
Legenda	Meio de têmpera
Curvas	Resultado do ensaio para cada diâmetro peça
Indicações abaixo do eixo das abscissas	Diâmetro das peças utilizadas em cada curva

Já no tocante ao método de Grossmann, os resultados são expostos em termos de diâmetro crítico ideal o qual consiste no diâmetro de um aço para qual seu centro conteria 50% de martensita após uma têmpera hipotética de severidade infinita. Conseqüentemente, quanto maior esse diâmetro crítico ideal, maior será a temperabilidade do aço. (Chiaverini, 2008)

Acerca do ensaio Jominy, o resultado consiste em uma representação gráfica da dureza da seção transversal de um corpo de prova temperado, em função da distância em relação a

extremidade onde a têmpera foi realizada, exemplificada de maneira esquemática na Figura 13. Dessa maneira, quanto maiores forem as durezas alcançadas em regiões mais afastadas do núcleo, maior é a temperabilidade do aço analisado. (Callister & Rethwisch, 2016)

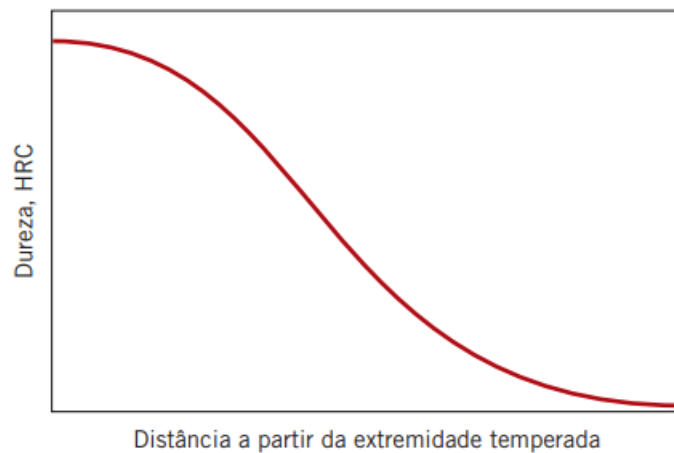


Figura 13 - Representação esquemática do resultado de um ensaio Jominy. Fonte: Callister & Rethwisch, 2016

Deste modo, tendo em mãos as definições explanadas nos parágrafos anteriores, é interessante entender quais fatores podem afetar a temperabilidade de um aço. Logo, de maneira geral, é possível subdividir esses fatores em dois grupos; efeitos dos elementos de liga e efeitos da morfologia e da composição química dos grãos de austenita. Portanto, nos tópicos a seguir, serão tratados esses efeitos de maneira mais detalhada.

### 3.5.1 Efeitos dos elementos de liga

Tendo em vista o aumento da profundidade da têmpera de um aço, é possível abordar o aumento da temperabilidade do material, através do uso de elementos de liga específicos para alcançar esse aumento desejado.

Dessa forma, sem entrar em detalhes mecânicos, é possível listar elementos capazes de propiciar esse aumento almejado, como o carbono (C), o molibdênio (Mo), o manganês (Mn), o cromo (Cr), o silício (Si), o cobre (Cu) e o níquel (Ni), como pode ser visto na Figura 14.

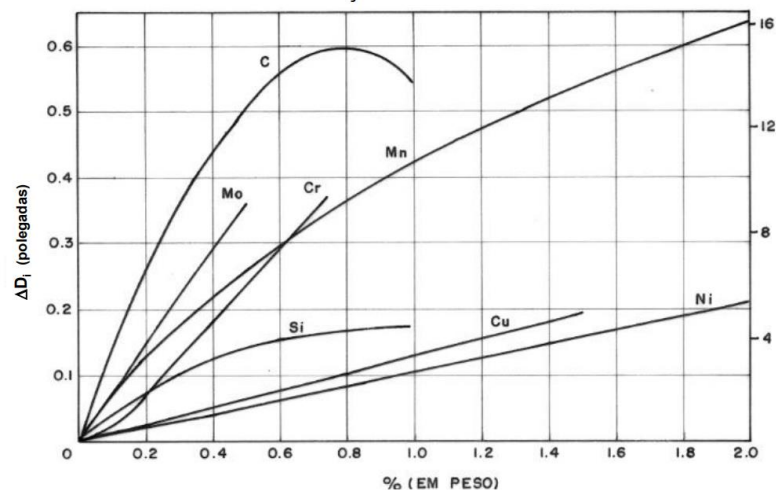


Figura 14 - Gráfico de variação de diâmetro crítico ideal por teor de elemento de liga. Fonte: Colpaert, 2008

Por conseguinte, é de bom tom entender, de maneira geral, o mecanismo pelo qual o carbono afeta a temperabilidade, dada a importância e abundância desse elemento em aços. Dessa maneira, para tal entendimento, é necessário compreender o papel do carbono na transformação martensítica em si.

Assim sendo, dentro desse escopo, os átomos de carbono são os responsáveis por promover as altas distorções do reticulado cristalino tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita, mecanismo responsável pela dureza característica do microconstituente, uma vez que os menores parâmetros de rede do reticulado TCC, se comparado ao reticulado cúbico de face centrada (CFC) da austenita anterior ao rápido resfriamento, comprimem os átomos de carbono nos sítios intersticiais a medida que esses não têm tempo hábil para difundir em direção às posições mais estáveis, devido a alta velocidade da transformação. Portanto, o aumento nos teores de carbono do aço implica no aumento da temperabilidade do material, até um certo limite de aproximadamente 0,8% (Ahlers, 2004).

Além desse mecanismo, o aumento do teor de carbono também é capaz de retardar a formação de microconstituintes como bainita, perlita e ferrita, porém, esse efeito é bem menos relevante se comparado ao mecanismo anterior (Marrow, 2004)

Colocados os mecanismos pelos quais o carbono é capaz de favorecer o aumento da temperabilidade, é necessário entender a mudança desse comportamento a partir de teores de 0,8%. Assim sendo, essa queda na temperabilidade pode ser explicada pelo aumento dos teores de austenita retida no aço temperado a partir dessas composições hipereutetoides (Marrow, 2004).

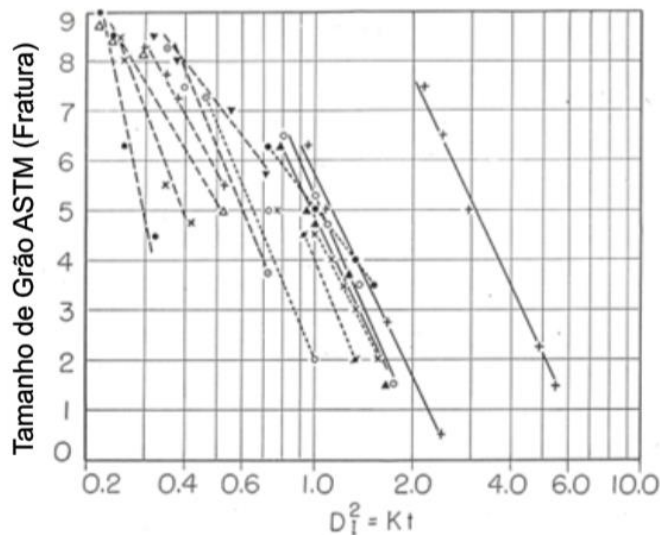
### 3.5.2 Efeitos da morfologia e da composição química dos grãos de austenita

Os efeitos da morfologia e da composição química dos grãos de austenita na temperabilidade de um aço estão pautados na implicação dessas variáveis sobre o número de sítios para nucleação dos microconstituintes; bainita, perlita e ferrita durante a têmpera durante o rápido resfriamento do processo de têmpera.

No tocante a morfologia dos grãos, o tamanho de grão é determinante para temperabilidade de um aço, uma vez que o aumento dos tamanhos de grão austeníticos acarreta um decréscimo na área total de contornos de grão, diminuindo o número de sítios de nucleação de outros microconstituintes no aço, dificultando a formação das mesmas, e, portanto, aumentando a temperabilidade do material, como observado na Figura 15 (Grossmann, 1952).

Acerca da composição química dos grãos de austenita, o princípio é o mesmo do tamanho de grão; diminuição dos sítios de nucleação de outros microconstituintes para aumento da temperabilidade. Entretanto, essa diminuição se dá através da mitigação de heterogeneidades na composição química da austenita, como, por exemplo, segregações de elementos de liga (Grossmann, 1952).

Figura 15 - Relação entre o tamanho de grão e a temperabilidade. Fonte Grossmann, 1952



### 3.6 Revenimento

Logo após a têmpera, microestruturas martensíticas tendem a possuir características frágeis e pouco tenazes devido ao elevado número de tensões residuais. Dessa maneira, se faz necessário o um tratamento subsequente capaz de promover o alívio dessas tensões e, por conseguinte, o aumento da ductilidade e da tenacidade desse aço (Colpaert, 2008).

Deste modo, o tratamento de revenimento consiste no aquecimento prologando da peça a temperaturas inferiores a A1, temperatura de final da transformação martensítica. Posto isso, durante o revenimento, os eventos que ocorrem podem ser observados, por faixa de temperatura, na Tabela 3.

Tabela 3 - Eventos ocorridos durante o tratamento de Revenimento. Fonte Colpaert, 2008

Temperatura (°C)	Evento
0 - 100	Redistribuição dos átomos de carbono na microestrutura.
100 - 300	Precipitação de carbonetos metálicos.
200 - 300	Para aços de alto e médio carbono, ocorre a decomposição da austenita, possibilitando a formação de martensita em novos resfriamentos pós-revenimento.
300 - A1	Recuperação e recristalização da martensita, permeando a eliminação de discordâncias e gerando diminuição de dureza e resistência mecânica.
300 - A1	Esferoidização da cementita ( $Fe_3C$ ), ocasionando diminuição de dureza e resistência mecânica.
500 - 600	Para aços com elementos de liga formadores de carbonetos, há a possibilidade da precipitação de carbonetos metálicos desses elementos, promovendo aumento de dureza e resistência mecânica.

Enfim, no tocante às precauções com o tratamento em questão, é válido citar que para certos tipos de aço, como alguns aços ferramenta, pode-se ocorrer um processo de fragilização durante o tratamento.

Nesse caso, o fenômeno consiste numa queda de ductilidade e tenacidade, como pode ser observado na Figura 16-(a), oriunda da precipitação de carbonetos finos, assim, deve-se evitar essas faixas de temperatura problemáticas, caso esse endurecimento não seja almejado (Colpaert, 2008).

Ademais, também existem aços que apresentam um aumento na fragilidade e uma queda de tenacidade para revenimentos numa faixa de temperatura entre 250 °C e 500 °C, para tais, é realizado o revenimento acima dos 500 °C seguido de um novo resfriamento, recuperando as propriedades desejadas, como pode ser visto na Figura 16-(b) (Colpaert, 2008).

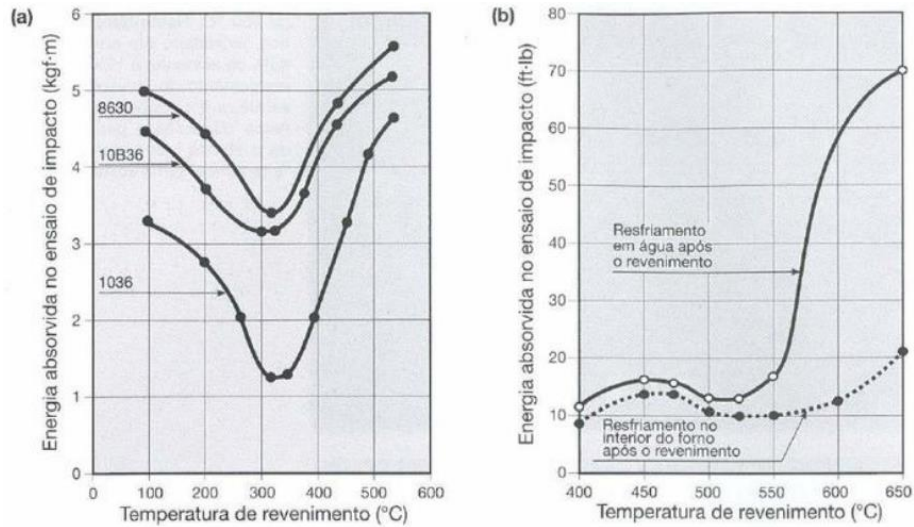


Figura 16 - Gráficos de tenacidade por temperatura de Revenimento. Fonte: Colpaert, 2008

Detalhando mais os processos de fragilização supracitados, em torno de 300 °C, o processo de fragilização predominante é conhecido como “fragilidade ao azul” e é oriundo da precipitação de cementita nos contornos de grão e tem este nome devido a formação de uma fina camada de óxido azulado na superfície do aço. (Colpaert, 2008)

Enfim, o fenômeno de fragilização predominante para temperaturas mais próximas dos 500 °C é conhecido como “fragilidade ao revenido” e é causada pela segregação de impurezas, como fósforo (P) e arsênio (As) responsável por promover a decoesão dos antigos contornos de grão austeníticos da matriz do aço. (Colpaert, 2008)

## 4 Materiais e Métodos

No intuito de compreender a influência dos parâmetros de têmpera na dureza de aços para aplicação em cutelaria, e, na ausência de aços inox comumente utilizados nesta aplicação, foram utilizadas nos experimentos amostras de aço SAE 1080 disponibilizadas pelo Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade.

Assim sendo, de maneira geral, o processo experimental para tal caracterização, realizado nas instalações do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, pode ser dividido em três grandes blocos; tratamentos térmicos, análises de dureza e caracterizações microestruturais.

Ademais, tendo em vista mapear os padrões de dureza no segmento de cutelaria, três facas comerciais foram submetidas às etapas de análise de dureza e caracterização microestrutural.

### 4.1 Materiais

#### 4.1.1 Amostras de aço SAE 1080

Para geração dos corpos de prova foi utilizada uma chapa de aço SAE 1080 laminada a quente com dimensões aproximadas de 40 cm de comprimento, 30 cm de largura e 0,5 cm de espessura. A partir dessa chapa, foram preparados 7 corpos de prova de 6 cm de comprimento, 2 cm de largura e 0,5 cm de espessura.



Figura 17 - Exemplo de corpo de prova preparado. Fonte: Autor, 2022

Em seguida, cada uma das amostras preparadas foi endereçada a um tratamento térmico. A distribuição das amostras por temperatura de austenitização pode ser observada na Tabela 4.

Tabela 4 - Distribuição de corpos de prova por temperatura de austenitização. Fonte: Autor, 2022

Temperatura (°C)	Número de Amostras
Sem tratamento térmico	1
750	2
815	2
950	2

#### 4.1.2 Facas comerciais

Para a estimativa aproximada dos parâmetros de dureza do mercado couteleiro foram adquiridas três facas comerciais de aço inox temperado, com valores, levantados em julho de 2022, e aplicações variadas. Essas informações sobre as facas podem ser vistas na Tabela 5.



Figura 18 - Facas comerciais; (a) Brinox ®, (b) Tramontina ®, (c) Mundial ®. Fonte: Autor, 2022

Tabela 5 - Informações gerais sobre as facas comerciais utilizadas. Fonte: Autor, 2022

Marca	Modelo	Tipo de Aço	Aplicação/Tipo	Valor (R\$)
Brinox ®	Itaparica	AISI 420	Doméstico/Pão	16,99
Tramontina ®	Plenus	AISI 420	Doméstico/Chef	3,25
Mundial ®	Masterline	DIN 1.4116	Profissional/Carne	62,51

Tabela 6 - Composição dos aços das facas comerciais. Fonte: DIN e AISI, 2022

Aço	%C	%Cr	%Mo	%V	%Mn	%Si
DIN 1.4116	0,45-0,55	14,00-15,00	0,50-0,80	0,10-0,20	0,00-1,00	0,00-1,00
AISI 420	0,15-0,35	12,00-14,00	-	-	0,00-1,00	0,00-1,00

Assim sendo, as facas adquiridas foram particionadas lentamente, através do disco abrasivo para corte de metais refrigerado à água para evitar distorções na microestrutura, em pares de amostras de aproximadamente 2 cm de comprimento, 1 cm de largura e espessura nominal de cada uma, visando a utilização nas etapas de análise de dureza e caracterização microestrutural, uma para cada procedimento.



Figura 19 – Disco abrasivo para corte de metais. Fonte: Autor, 2022

## 4.2 Métodos

### 4.2.1 Tratamentos térmicos

#### 4.2.1.1 Têmpera

No tocante ao tratamento de têmpera foram definidas três temperaturas de austenitização para que fosse possível compreender os efeitos em termos de dureza, oriundos de diferenças microestruturais, capazes de alterar a qualidade do utensílio de corte produzido.

Posto isso, a primeira temperatura de austenitização a ser escolhida foi a recomendada por Unterweiser & Kubbs, 1982 para aços do tipo SAE 1080, de 815 °C, portanto, sendo esperada a maior severidade de têmpera e a maior formação de microconstituente martensítico possíveis. Em seguida, foram escolhidas uma temperatura acima e uma abaixo dessa recomendada supracitada de, respectivamente, 950 °C e 750 °C (Unterweiser & Kubbs, 1982).

Dessa forma, os aquecimentos das amostras de aço SAE 1080 foram procedidos em atmosfera ambiente no forno sinalizado na Figura 20 durante 30 minutos dos quais 10 minutos corresponderam ao pré-aquecimento dos corpos de prova e 20 minutos corresponderam a austenitização das amostras.

Posteriormente, durante a têmpera em si, os corpos de prova foram rapidamente resfriados em recipientes com óleo em agitação na temperatura ambiente, até que alcançassem essa mesma temperatura.



Figura 20 - Forno utilizado. Fonte: Autor, 2022

Por fim, no tocante aos aspectos operacionais restantes, é válido citar que, para cada uma das três temperaturas de austenitização, foram inseridas no forno, aquecidas e resfriadas as duas respectivas amostras, concomitantemente, amarradas com um arame de dimensões irrelevantes perante o conjunto.

#### 4.2.1.2 Revenimento

No que diz respeito ao tratamento para alívio de tensões, o revenimento, as amostras de aço SAE 1080 temperadas nas temperaturas de 815 °C e 950 °C foram inseridas no mesmo modelo de forno utilizado na têmpera e aquecidas a uma temperatura de 300 °C, temperatura recomendada por Unterweiser & Kubbs, 1982, durante uma hora e depois resfriadas, também ao mesmo tempo, até alcançarem temperatura ambiente.

As amostras temperadas à 750 °C não foram revenidas pois, perante análise metalográfica no microscópio do laboratório de metalografia, não apresentaram formação martensítica, dessa forma, não se fez necessário o revenimento.

Enfim, tanto o aquecimento quanto o resfriamento foram realizados em atmosfera ambiente. Ademais, diferentemente do ocorrido na têmpera, as peças não foram agrupadas duas a duas por arames e sim dispostas longitudinalmente no forno.



Figura 21 - Microscópio do laboratório de metalografia. Fonte: Autor, 2022

### 4.2.2 Análises de dureza

No intuito de monitorar o efeito de cada tratamento térmico na dureza das amostras de aço SAE 1080, foram realizadas medidas de dureza segundo o racional apresentado na Tabela 7.

Tabela 7 - Racional para realização de medidas de dureza do aço SAE 1080. Fonte: Autor, 2022

Peça	Temperatura de Austenitização (°C)	Número de Etapas	Etapa	Número de Medidas/Etapa
A	Sem tratamento	1	N/A	5
B	750	1	Após têmpera	5
C	750	1	Após têmpera	5
D	815	2	Após têmpera e após revenimento	5
E	815	2	Após têmpera e após revenimento	5
F	950	2	Após têmpera e após revenimento	5
G	950	2	Após têmpera e após revenimento	5

Posto isso, para análise de dureza das facas comerciais, tendo vista estimar os padrões de qualidade do mercado couteleiro em termos de dureza, foram realizadas 5 medidas de dureza para cada corpo de prova da respectiva faca comercial, de dimensões especificadas na seção de materiais, embutidas em baquelite para maior estabilidade e menos interferências durante a realização das medidas.

Enfim, todas as medidas foram feitas em ensaios Vickers, e convertidas na escala Rockwell C (HRC) automaticamente, através do durômetro Buehler disponível no laboratório LFS do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da USP com cargas de 30 kgf para as amostras de aço SAE 1080 e 20 kgf para os corpos de prova embutidos em baquelite das facas comerciais.



Figura 22 - Durômetro utilizado. Fonte: Autor, 2022

Ademais, as medidas das marcas de indentação foram realizadas pelo autor através do microscópio óptico com aumento de 100 vezes, perante resolução de imagem e separação mínima entre as marcas satisfatórias.

### **4.2.3 Caracterizações microestruturais**

#### **4.2.3.1 Preparação das amostras**

Para a etapa de caracterização microestrutural, é possível separar o processo em três sub etapas; embutimento, lixamento e polimento seguido de ataque. Ademais, é válido citar que todos os procedimentos dessa etapa foram realizados no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP.

Posto isso, na etapa de embutimento das amostras de aço SAE 1080, foram extraídas partições de aproximadamente 0,5 cm de comprimento, 1,5 cm de largura e 0,5 cm de espessura, cortadas lentamente através do disco abrasivo para corte de metais perante refrigeração à água, tendo em vista mitigar possíveis distorções térmicas na microestrutura a ser analisada. Em seguida, as partições foram embutidas em baquelite por meio da máquina EM30D, com as seções transversais dos corpos de prova originais visíveis.



Figura 23 - Máquina de embutimento EM30D. Fonte: Autor, 2022

No tocante ao embutimento das amostras retiradas das facas comerciais, foram utilizadas as partições especificadas na seção de materiais. Assim sendo, as amostras também foram embutidas em baquelite com as seções transversais das peças originais visíveis e através do mesmo aparelho utilizado para embutir as amostras do aço SAE 1080.

Em seguida, para o lixamento de todos os corpos de prova embutidos em baquelite, foram utilizadas as lixas de *mesh* 100, 220, 320, 420, 600 e 1200, nessa mesma ordem, mediante o uso da lixadora giratória disponível no laboratório perante lubrificação em água corrente. Ademais, é válido ressaltar que durante as trocas de *mesh*, as amostras eram analisadas no microscópio do laboratório de metalografia, com aumento de 100X, para verificação da qualidade do lixamento, e tinham suas direções de lixamento invertidas, tendo em vista promover assertividade a essas verificações de qualidade.

Dessa forma, na etapa seguinte, de polimento e ataque, todos os corpos de prova foram polidos em pastas de diamante de 1 $\mu$ m e 3 $\mu$ m perante lubrificação em álcool etílico de concentração 99,5% através da lixadora giratório disponível no laboratório. Além disso, a qualidade dos polimentos foi verificada através do mesmo microscópio utilizado durante a etapa de lixamento e as amostras também tiveram as direções alternadas entre os polimentos para aumento da assertividade das verificações.

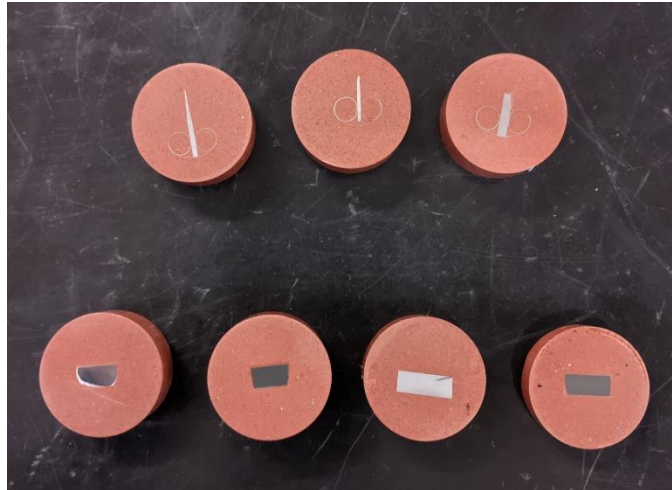


Figura 24 - Amostras das facas comerciais e do aço SAE 1080 lixadas e polidas. Fonte: Autor, 2022

Por fim, logo após a finalização dos polimentos, as amostras foram direcionadas para seus respectivos ataques. As amostras de aço SAE 1080 foram atacadas com Nital 2%, já amostras oriundas das facas comerciais, constituídas de aços inox, foram atacadas com Vilela. Posto isso, as amostras foram encaminhadas para realização das microscopias ópticas.

#### **4.2.3.2 Realização da microscopia óptica**

Após a preparação, as amostras foram analisadas no microscópio disponível no laboratório de metalografia.

Para tal análise, foram utilizados aumentos de 100X e 1000X para traçar um panorama sobre a microestrutura dos corpos de prova, com as imagens, duas para cada aumento, capturadas através do software TSView ® disponível nos computadores do laboratório.

Por fim, as imagens tiveram seus contrastes otimizados digitalmente através do software ImageJ ®, tendo em vista permitir uma análise assertivas das microestruturas encontradas nos corpos de prova atacados.

## 5 Resultados

Postos os materiais e métodos pelos quais foram obtidos os resultados do presente trabalho, seguem, nessa seção, as análises de dureza e análises metalográficas obtidas.

### 5.1 Análises de dureza

Na Tabela 8 encontram-se as dureza das amostras das facas comerciais, na Tabela 9, a dureza das amostras de aço SAE 1080 temperadas e na Tabela 10, dureza das amostras de aço SAE 1080 revenidas.

Tabela 8 - Dureza das amostras das facas comerciais, em HRC. Fonte: Autor, 2022

Ensaio	Brinox ®	Tramontina ®	Mundial ®
1	51,5	55,4	56,5
2	50,5	53,7	57,7
3	50,8	54,5	56,8
4	50,1	55,4	57,1
5	49,7	55,6	56,4
Média	50,5	54,9	56,9
Desvio Padrão	0,6	0,7	0,5

Tabela 9 - Dureza das amostras de aço SAE 1080 temperadas, em HRC. Fonte: Autor, 2022

Ensaio	S/ tratamento	750 B	750 C	815 D	815 E	950 F	950 G
1	26,1	25,0	22,4	60,1	60,4	54,1	51,0
2	26,5	22,6	22,8	65,1	63,6	55,5	52,3
3	27,7	23,0	24,2	63,9	65,2	53,9	52,7
4	27,1	24,1	22,9	62,8	59,9	52,7	52,6
5	27,2	23,4	21,5	60,5	63,1	53,0	51,8
Média	26,7	23,6	22,8	62,5	62,4	53,8	52,1
Desvio Padrão	0,6	2,4	2,7	1,9	2,0	1,0	0,6

Tabela 10 - Dureza das amostras de aço SAE 1080 revenidas, em HRC. Fonte: Autor, 2022

Ensaio	815 D	815 E	950 F	950 G
1	56,6	54,6	49,3	41,4
2	53,9	57,6	43,7	44,6
3	51,8	57,5	41,5	45,0
4	51,6	57,8	42,1	46,2
5	50,6	53,8	47,0	43,8
Média	52,9	56,3	44,7	44,2
Desvio Padrão	2,1	1,7	3,0	1,6

## 5.2 Análises metalográficas

Na Figura 25 e na Figura 26 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra da faca Brinox Itaparica ®, majoritariamente martensítica com carbonetos não dissolvidos e antigos contornos de grão austeníticos aparentes.

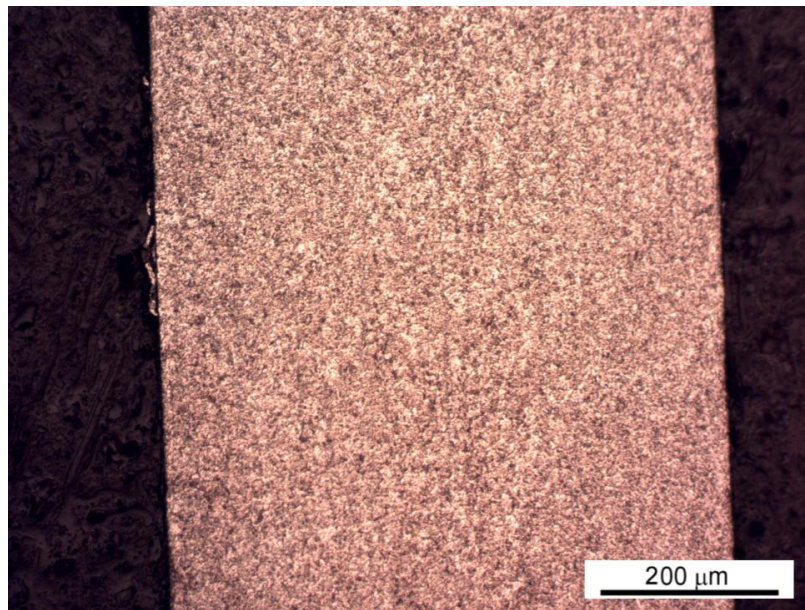


Figura 25 - Microestrutura da amostra da faca Brinox Itaparica ®. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Vilela. Fonte: Autor, 2022

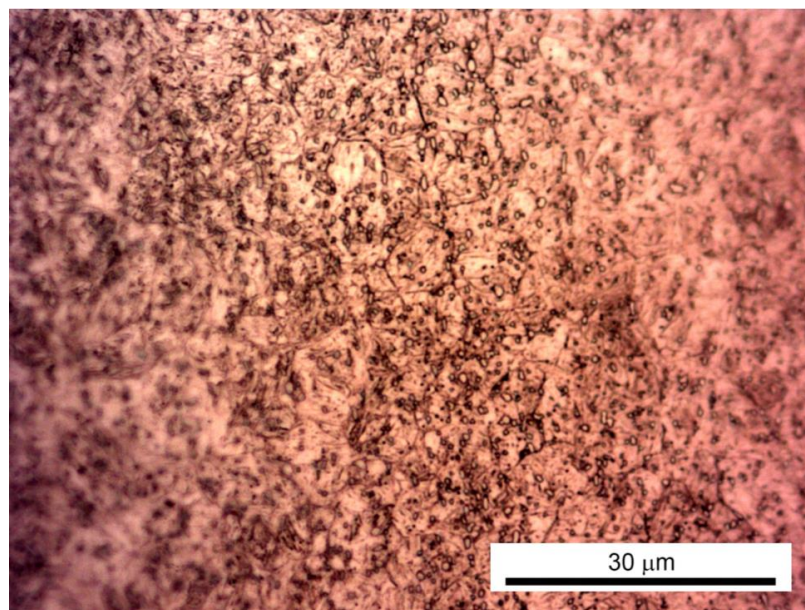


Figura 26 - Microestrutura da amostra da faca Brinox Itaparica ®. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Vilela. Fonte: Autor, 2022

Na Figura 27 e na Figura 28 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra da faca Tramontina Plenus ®, majoritariamente martensítica com carbonetos não dissolvidos e antigos contornos de grão austeníticos aparentes.

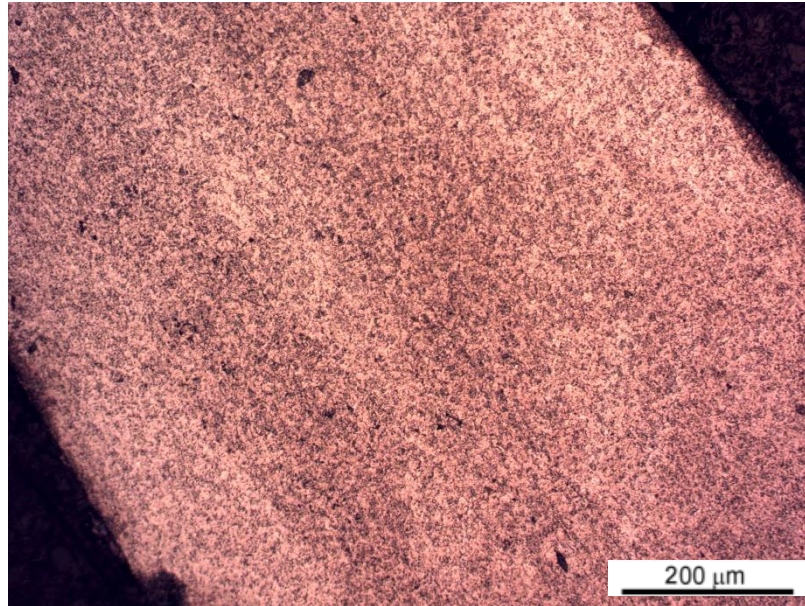


Figura 27 - Microestrutura da amostra da faca Tramontina Plenus ®. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Vilela. Fonte: Autor, 2022

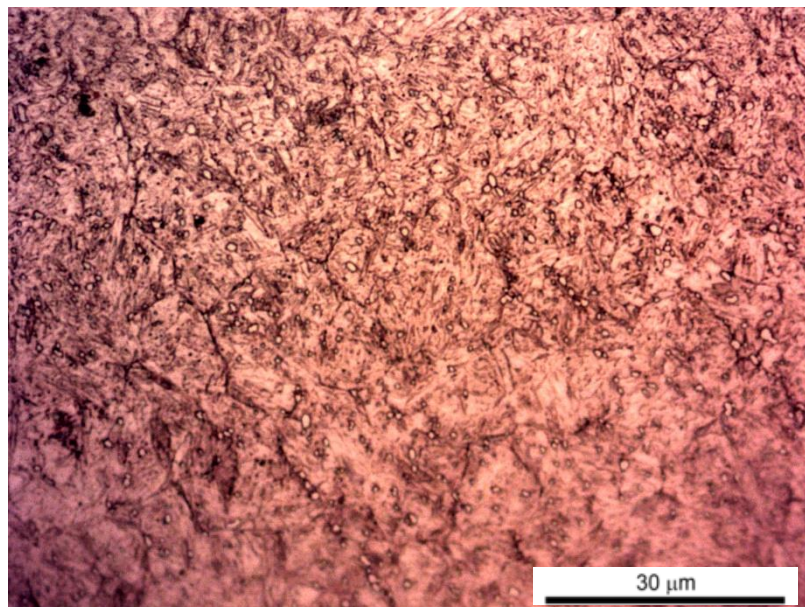


Figura 28 - Microestrutura da amostra da faca Tramontina Plenus ®. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Vilela. Fonte: Autor, 2022

Na Figura 29 e na Figura 30 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra da faca Mundial Masterline ®, majoritariamente martensítica com carbonetos não dissolvidos e antigos contornos de grão austeníticos aparentes.

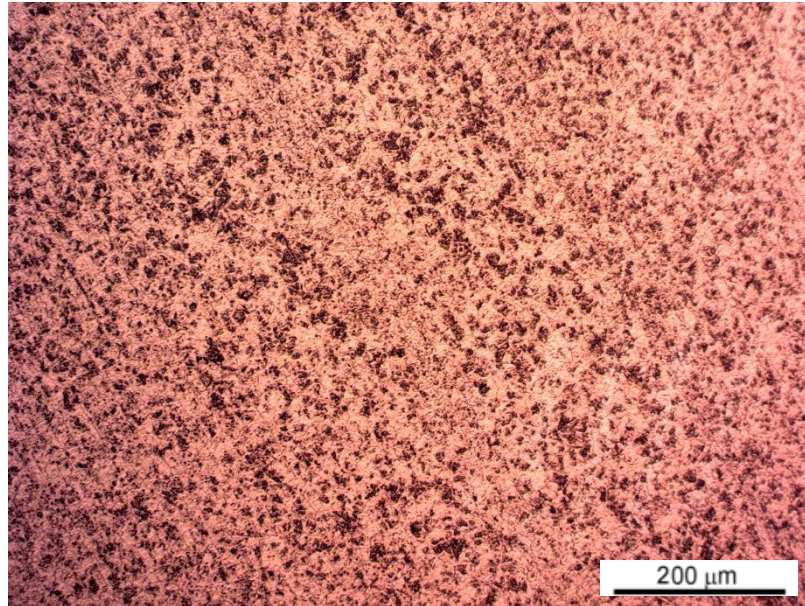


Figura 29 - Microestrutura da amostra da faca Mundial Masterline ®. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Vilela. Fonte: Autor, 2022

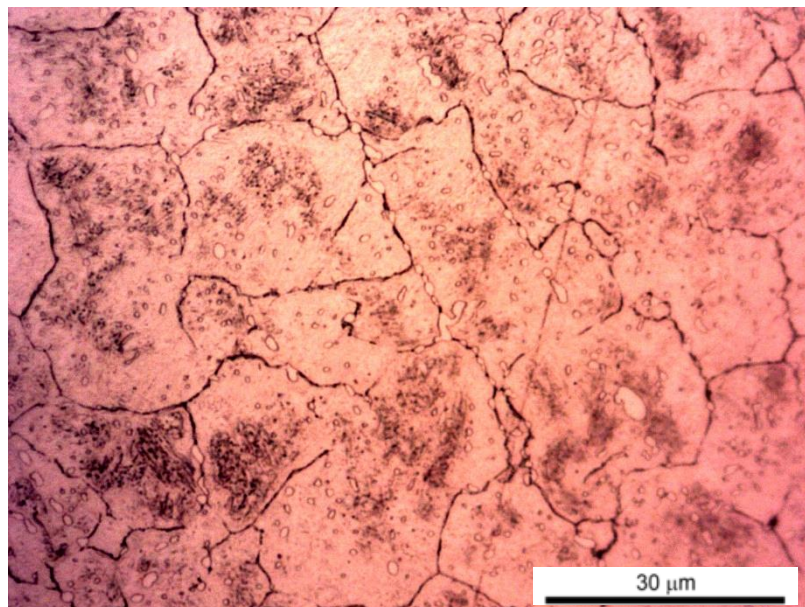


Figura 30- Microestrutura da amostra da faca Mundial Masterline ®. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Vilela. Fonte: Autor, 2022

Na Figura 31 e na Figura 32 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico, majoritariamente perlítica.

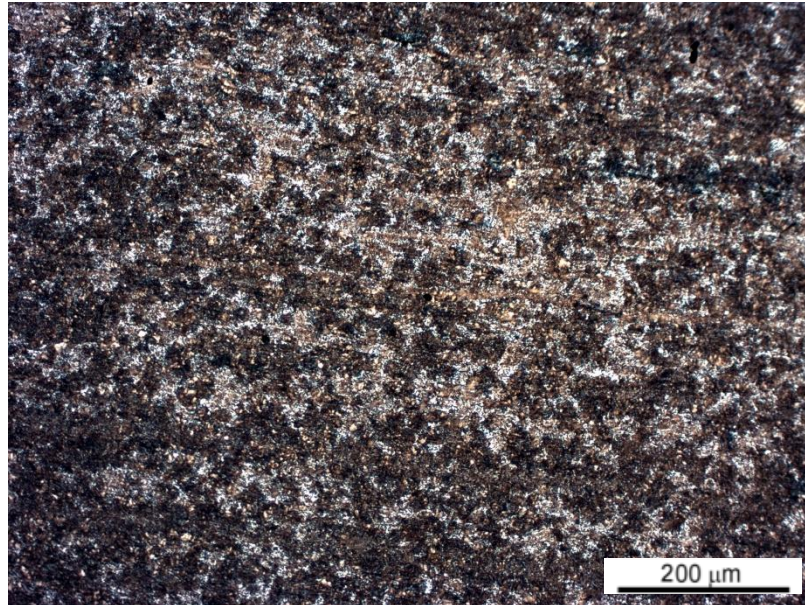


Figura 31 - Microestrutura da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

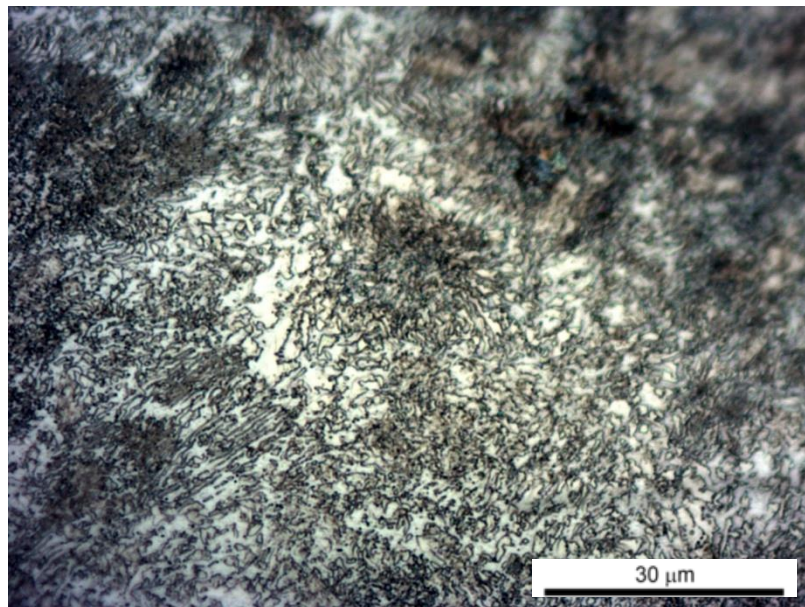


Figura 32 - Microestrutura da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

Na Figura 33 e na Figura 34 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra de aço SAE 1080 temperada a 750 °C, majoritariamente perlítica

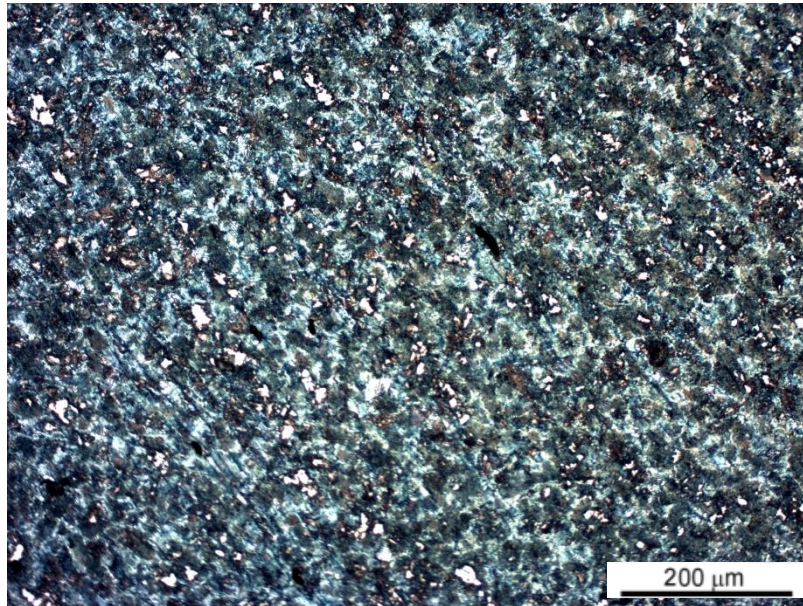


Figura 33 - Microestrutura da amostra C de aço SAE 1080 temperada a 750 °C. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

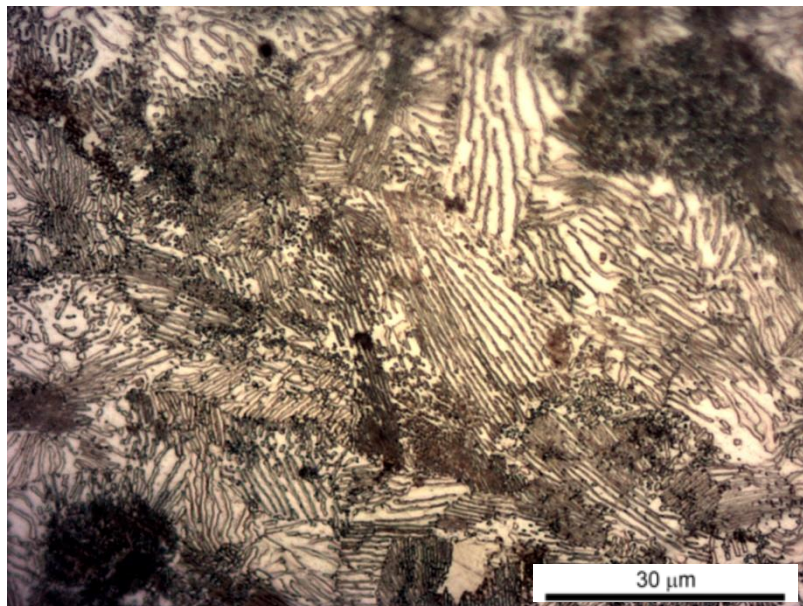


Figura 34 - Microestrutura da amostra C de aço SAE 1080 temperada a 750 °C. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

Na Figura 35 e Figura 36 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra de aço SAE 1080 temperada a 815 °C, majoritariamente martensítica e com carbonetos não dissolvidos visíveis.

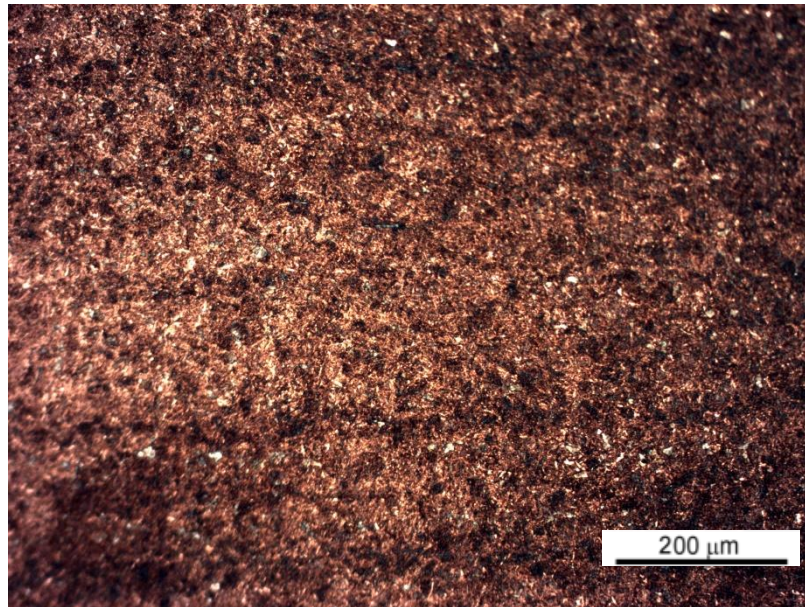


Figura 35 - Microestrutura da amostra E de aço SAE 1080 temperada a 815 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

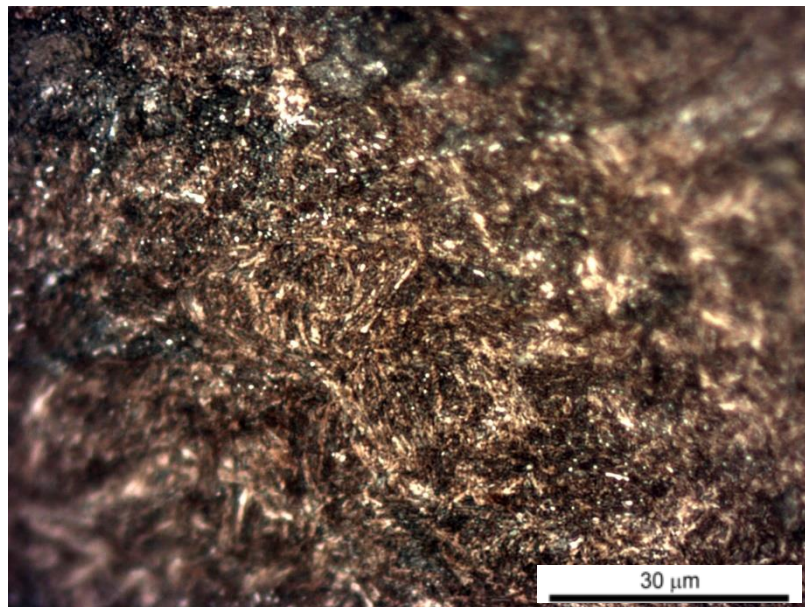


Figura 36 - Microestrutura da amostra E de aço SAE 1080 temperada a 815 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

Na Figura 37 e na Figura 38 encontram-se as micrografias de respectivos aumentos de 100X e 1000X da amostra de aço SAE 1080 temperada a 950 °C, majoritariamente martensítica e com carbonetos não dissolvidos visíveis.

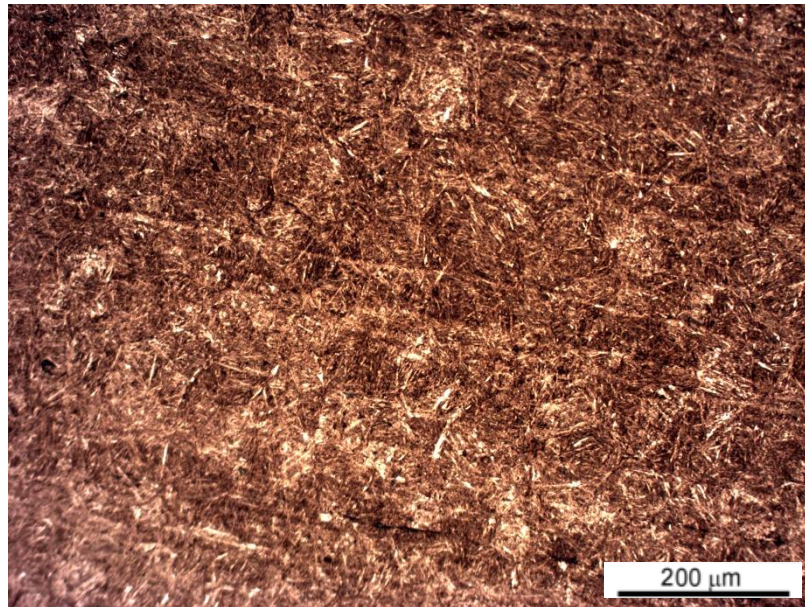


Figura 37 - Microestrutura da amostra G de aço SAE 1080 temperada a 950 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 100X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

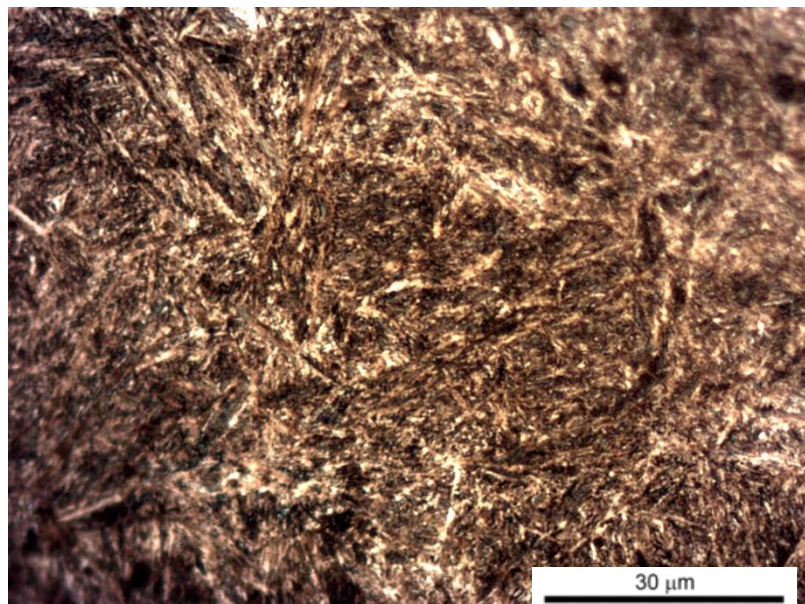


Figura 38 - Microestrutura da amostra G de aço SAE 1080 temperada a 950 °C e revenida a 300 °C. Microscópio óptico, aumento de 1000X e ataque de Nital 2%. Fonte: Autor, 2022

## **6 Discussão**

No presente trabalho, as hipóteses acerca dos padrões de mercado e, por fim, da influência dos parâmetros de têmpera na dureza de instrumentos de cutelaria foram separadas em dois grandes blocos de discussão; um acerca do entendimento dos padrões de mercado através da análise das facas comerciais selecionadas e outro acerca do estudo do efeito dos parâmetros de têmpera do aço SAE 1080, ambos os blocos com discussões pautadas nos resultados das análises de dureza e metalográficas procedidas nas amostras.

### **6.1 Entendimento dos padrões de mercado no tocante à influência da microestrutura na dureza perante análise das facas comerciais**

A partir do entendimento conjunto das análises de dureza e metalográficas das amostras das facas comerciais das marcas Brinox ®, Tramontina ® e Mundial ® é possível estabelecer uma base para o entendimento sobre o que se espera, em termos de dureza e microestrutura, de uma faca comercial para, em seguida, compreender os efeitos dos parâmetros de tratamento sobre os objetos dessa natureza.

#### **6.1.1 Dureza das facas comerciais e uma visão comparativa de suas capacidades de corte, precisões de corte e durabilidades**

A partir da análise dos valores de dureza médios das facas comerciais expostos nas Tabela 8, é possível observar notáveis diferenças de dureza entre os objetos analisados.

A faca da marca Mundial ® apresenta-se como o instrumento cortante mais duro, com uma dureza média de 56,9 HRC, seguida pela faca da marca Tramontina ®, com 54,9 HRC, e, por último, a faca da marca Brinox ®, com 50,5 HRC de dureza média.

Dessa forma, como posto por Silva (2019) que objetos de cutelaria com durezas maiores tendem a possuir uma precisão e uma capacidade de corte melhores, é possível esperar que, nestes quesitos, a faca Mundial Masterline ® performe de maneira superior à faca Tramontina Plenus ® e que esta última tenha uma performance melhor que a faca Brinox Itaparica ®.

Além disso, segundo Baldoni *et al.* (1986), objetos de corte com durezas superiores também tendem a apresentar uma melhor durabilidade devido a uma maior resistência a abrasão. Portanto, é possível afirmar que, acerca de durabilidade, a faca Mundial Masterline ®

possui uma performance superior, seguida pela Tramontina Plenus ® e, por último, pela faca Brinox Itaparica ®.

Tabela 11 - Classificação de performance das facas comerciais em termos de capacidade de corte, precisão de corte e durabilidade. Fonte: Autor, 2022

#	Capacidade de corte	Precisão de Corte	Durabilidade
1	Mundial Masterline ®	Mundial Masterline ®	Mundial Masterline ®
2	Tramontina Plenus ®	Tramontina Plenus ®	Tramontina Plenus ®
3	Brinox Itaparica ®	Brinox Itaparica ®	Brinox Itaparica ®

Posto isso, também é plausível inferir que tal hierarquia de performances é coerente com as aplicações esperadas pelos fabricantes para cada uma das facas, indicadas pela coluna “Aplicação/Tipo” da Tabela 5, e com os preços expostos na coluna “Valor (R\$)” da mesma tabela.

Enfim, ainda no tocante às aplicações, é evidente que para uma faca de pão doméstica, como é o caso da faca Brinox Itaparica ®, tais atributos levantados são menos relevantes se comparados às necessidades da Tramontina Plenus ®, utilizada para o corte de substratos mais demandantes, e menos ainda, se comparada a facas para o uso profissional para o corte de carnes como a Mundial Masterline ® cujas qualidades devem ser capazes de suportar o corte de até mesmo ossos. Portanto, reforçando ainda mais a coerência nessas diferenças de dureza aferidas.

### **6.1.2 Compreensão da influência microestrutural na dureza e nas capacidades de corte, precisões de corte e durabilidades das facas comerciais**

Primeiramente, antes de analisar as micrografias de cada amostra individualmente, é necessário compreender as manifestações dos microconstituintes nas imagens geradas a partir da análise metalográfica perante o ataque de Vilela das amostras das facas comerciais. Dessa forma, na Figura 39 segue a identificação desses microconstituintes.

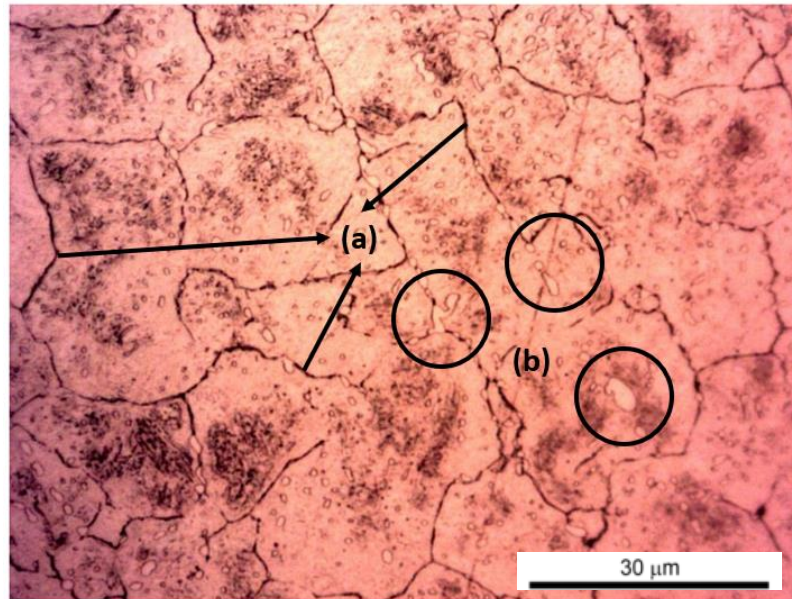


Figura 39 - Indicação dos microconstituintes nas micrografias das facas comerciais. (a) Contornos de grão austeníticos; (b) Carbonetos não dissolvidos na matriz. Fonte: Autor, 2022

Posto isso, na Figura 39, é possível identificar os antigos contornos de grão austeníticos e os carbonetos não dissolvidos das facas comerciais martensíticas. Dessa forma, é possível dar início a uma comparação entre as microestruturas das amostras.

Portanto, lançando um olhar detalhado sobre as microestruturas das amostras de facas Brinox Itaparica<sup>®</sup>, Tramontina Plenus<sup>®</sup> e Mundial Masterline<sup>®</sup>, respectivamente expostas de maneira mais detalhada nas figuras 26, 28 e 30, é possível perceber a seguinte ordenação, em termos de tamanho de grão austenítico e de teor de carbonetos não dissolvidos.

Tabela 12 - Tamanho de grão austenítico aparente e concentração de carbonetos nas amostras de facas comerciais analisadas. Fonte Autor, 2022

#	Tamanho Aparente de Grão Austenítico	Concentração de Carbonetos
1	Mundial Masterline <sup>®</sup>	Brinox Itaparica <sup>®</sup>
2	Brinox Itaparica <sup>®</sup>	Tramontina Plenus <sup>®</sup>
3	Tramontina Plenus <sup>®</sup>	Mundial Masterline <sup>®</sup>

Dessa maneira, segundo Ferreira *et. al.* (2013) é de se esperar que, conservados os demais parâmetros de comparação como a composição e os microconstituintes do material analisado, aços martensíticos com antigos grãos de austenita maiores tenham um decréscimo em suas

durezas. Porém, perante a análise das micrografias das amostras das facas essa lógica parece não estar totalmente aderente, uma vez que a faca Mundial Masterline ® apresenta o maior tamanho de grão austenítico.

Entretanto, o mais plausível é que uma variação do ângulo de corte utilizado na preparação dessas amostras, em relação a direção de laminação das chapas utilizadas para fabricação dos instrumentos, tenha causado essa distorção na percepção dos tamanhos de grão austeníticos das facas analisadas.

Ademais, segundo Silvério (2008), a adição de vanádio ancora os contornos de grão austeníticos, formando assim, grãos ainda mais refinados. Dessa forma é esperado que ocorra um refino ainda maior dos grãos austeníticos da faca Mundial Masterline ®, a única com esse elemento microligante em sua composição, porém é justamente essa amostra que apresenta os grãos mais grosseiros nas micrografias geradas, reforçando ainda mais, a hipótese sobre a distorção na visualização dos tamanhos de grão.

Em seguida, no tocante a concentração de carbonetos não dissolvidos na matriz martensítica das facas comerciais, é possível observar um volume bem superior na amostra da faca Brinox Itaparica ®, seguida por um também alto teor na faca Tramontina Plenus ® e, por último, uma fração bem menor na faca Mundial Masterline ®.

Segundo Colpaert (2008), uma maior presença carbonetos não dissolvidos indica um menor teor de carbono na matriz martensítica e, portanto, uma dureza menor. Dessa forma, é possível inferir que essa dureza superior da faca Mundial Masterline ® esteja majoritariamente ligada a uma maior dissolução de carbono na matriz martensítica, uma vez que, além de um menor teor de carbonetos não dissolvidos, a faca mais dura apresenta uma maior concentração de carbono em sua composição, em torno de 0,50% contra um valor entre 0,15% e 0,35% das demais, como pode ser visto na

Tabela 6.

No que se refere a diferença no teor de carbonetos não dissolvidos entre as facas Brinox Itaparica ® e Tramontina Plenus ®, teoricamente compostas do mesmo tipo de aço AISI 420, é cabível inferir que essas diferenças sejam oriundas dos processos de têmpera de cada uma delas.

Dessa forma, para uma faca de preço mais acessível, como a Brinox Itaparica ®, um tratamento térmico realizado de maneira menos cautelosa pode levar a imprecisões como uma austenitização a temperaturas abaixo da recomendada que, de acordo com Bush & Teakell (2016), levaria a uma maior presença de carbonetos não dissolvidos, justificando assim, as

diferenças de fração volumétrica de carbonetos e, por conseguinte, dureza das facas analisadas das marcas Brinox ® e Tramontina ®.

Ademais, segundo Baldoni *et. al.* (1986), a presença de carbonetos não dissolvidos também seria benéfica para o aumento da resistência a abrasão de um objeto de corte e, por conseguinte, aumentaria sua durabilidade.

Entretanto, o *trade-off* de durabilidade entre dureza da matriz martensítica e a fração volumétrica de carbonetos não dissolvidos é consideravelmente mais positivo em favor do aumento da dureza matricial e, portanto, favorecendo a hipótese de uma maior durabilidade para faca mais dura, a Mundial Masterline ®.

## **6.2 Entendimento da influência dos parâmetros de têmpera na dureza de instrumentos de cutelaria a partir da análise dos resultados obtidos dos trabalhos com o aço SAE 1080**

Uma vez estabelecidos os padrões de dureza e microestrutura a partir da discussão das análises com as facas comerciais, resta entender como os parâmetros de têmpera, com foco na temperatura de austenitização, podem influenciar a microestrutura e, por conseguinte, a dureza dos aços para cutelaria.

Dessa forma, no presente capítulo serão discutidos os resultados obtidos das análises de dureza e metalográfica das amostras de aço SAE 1080, tendo em vista possibilitar a caracterização da influência supracitada.

### **6.2.1 Construção de referência a partir da caracterização da amostra sem tratamento térmico**

Antes de partir para análises dos corpos de prova tratados termicamente, é necessário ter uma visão de como, em termos de dureza e microestrutura, está caracterizada chapa de aço laminada a quente que deu origem às demais amostras tratadas subsequentemente.

Dessa maneira, é possível verificar predominância de um microconstituente em lamelas, perlita, de espaçamento interlamelar médio, como indicado na Figura 40, e uma dureza média de 26,7 HRC.

Portanto, essa microestrutura e esse valor de dureza que servirão de referência para o entendimento das influências dos tratamentos térmicos nas demais amostras.

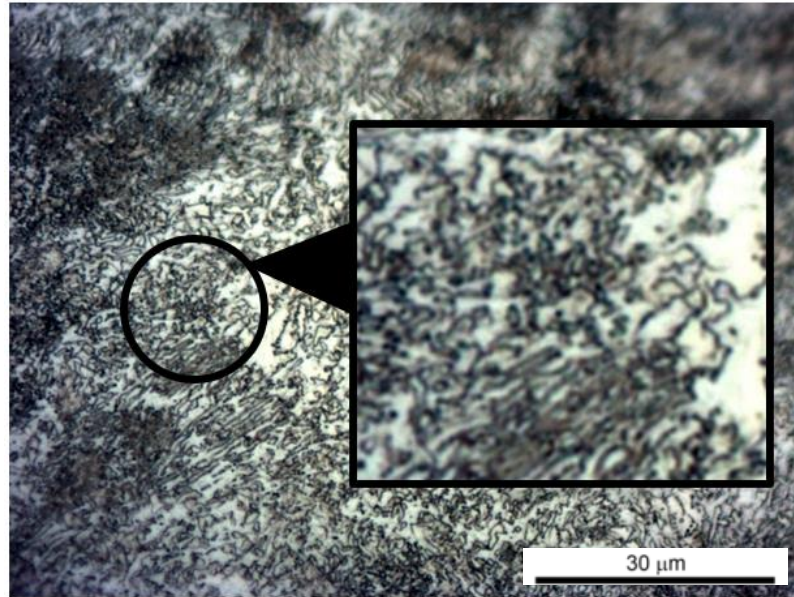


Figura 40 - Estrutura lamelar do microconstituente perlítico, em aumento de 4x, da amostra de aço SAE 1080 sem tratamento térmico. Fonte: Autor, 2022

### 6.2.2 Caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada abaixo da temperatura de austenitização recomendada

Posta a base de referência, é possível começar a discussão dos resultados através da análise do efeitos de uma têmpera a uma temperatura de austenitização inferior a teoricamente recomendada, situação de possível ocorrência em processos industriais de tratamento, devido a possíveis falhas ou variações de temperatura dentro dos fornos.

Para tal fim, foram realizadas têmperas de duas amostras à uma temperatura de austenitização de 750 °C, 65 °C abaixo da temperatura recomendada por Unterweiser & Kubbs (1982), de 815 °C.

Em seguida, após as medidas de dureza de ambas, foram encontrados valores médios de 23,6 HRC e 22,8 HRC, indicando a não formação do microconstituente martensítico.

Dessa forma, tendo em vista a micrografia da amostra C de dureza de 22,8 HRC, exposta na Figura 34, é possível perceber a manutenção de uma microestrutura perlítica. Além disso, lançando um olhar mais detalhado também é possível observar que a perlita formada possui um maior espaçamento interlamelar, como está indicado na Figura 41.

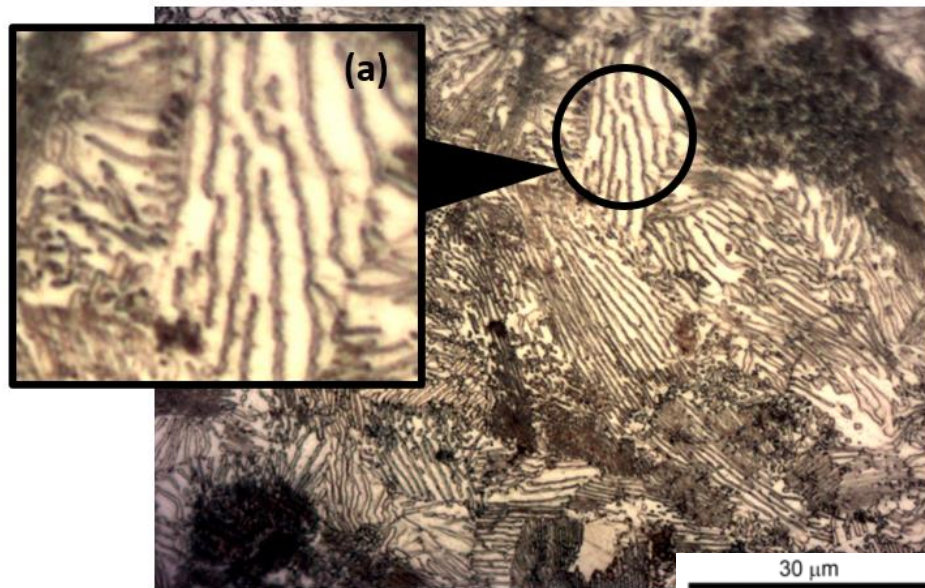


Figura 41 - Indicação do espaçamento interlamelar, em aumento de 4x (a), na amostra de aço SAE 1080 temperada a 750 °C. Fonte: Autor, 2022

Assim sendo, tendo em mente o aumento do espaçamento interlamelar observado, é possível entender a diminuição de dureza das amostras submetidas a uma têmpera à 750 °C, uma vez que segundo Kraus (2015) o aumento do espaço entre as lamelas perlíticas é responsável por diminuir a dureza do microconstituente.

Ademais, em paralelo a essa observação microestrutural, a realização de uma têmpera em atmosfera ambiente implica em uma descarbonetação acentuada, especialmente em aços de alto carbono como o SAE 1080, portanto, como elucidado por Cain (1985), essa perda de dureza também deve estar relacionada a perda de carbono superficial da amostra.

### **6.2.3 Caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada na temperatura de austenitização recomendada**

Em seguida, analisando as medidas de dureza das amostras recém temperadas a uma temperatura de austenitização de 815 °C, de 62,5 HRC e 62,4 HRC, é possível esperar a formação de uma microestrutura predominantemente martensítica, dada a proximidade das medidas com os 67 HRC esperados para uma matriz martensítica com 0,8% de carbono, segundo Colpaert (2008), e com os 65 HRC de dureza superficial esperados para um aço SAE 1080 corretamente temperado de acordo com Unterweiser & Kubbs (1982).

Posto isso, após a análise conjunta dos resultados das análises de dureza dessas respectivas amostras após o revenimento e a da metalografia da amostra E é possível desenhar um panorama sobre a eficiência desse tratamento térmico.

Portanto, observando-se a predominância da formação de uma matriz de martensita revenida altamente refinada, com algumas inclusões de carbonetos não dissolvidos, como exposto na Figura 42, é possível afirmar que essa configuração microestrutural é coerente com essa considerável dureza de 56,3 HRC oriunda de um tratamento de eficiente compatível com o esperado na literatura, uma vez que, segundo Unterweiser & Kubbs (1982), é prevista uma dureza de aproximadamente 57 HRC para um aço SAE 1080 revenido a 300 °C.

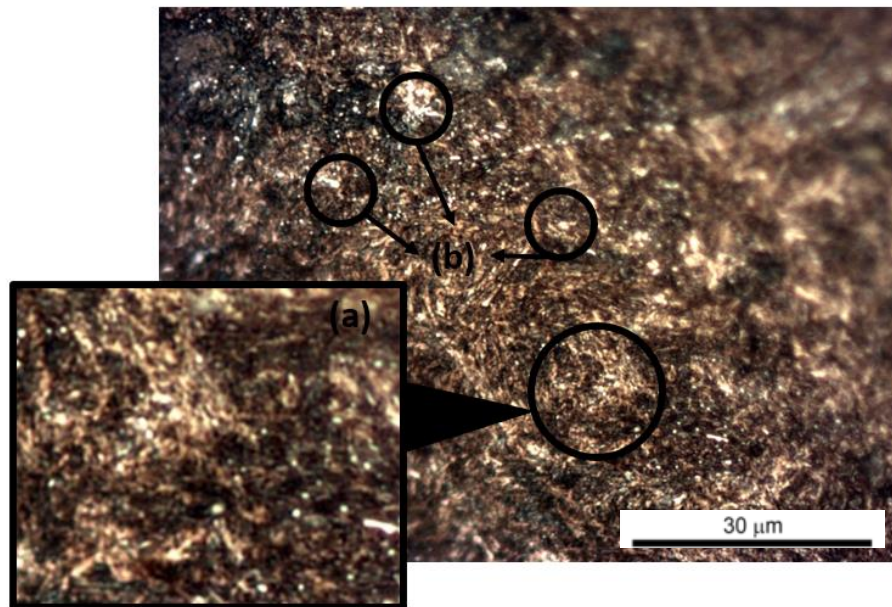


Figura 42 - Indicação do refino de grão martensítico, em aumento de 4x (a) e da presença de carbonetos não dissolvidos (b) na microestrutura da amostra E após seu revenimento. Fonte:

Autor, 2022

Ademais, no que diz respeito ao resultado de 52,9 HRC da análise de dureza da amostra D, após seu revenimento, é plausível inferir que essa queda acentuada de dureza esteja ligada a um superaquecimento da amostra devido a sua posição mais próxima das paredes do forno.

Essa hipótese tem fundamento no fato de que em temperaturas de 300 °C, onde a câmara não se encontra rubra, acentua-se a importância das trocas de calor por condução e mitiga-se a relevância das trocas por irradiação, intensificando o aquecimento das amostras mais próximas das fontes de calor e, por conseguinte, levando a formação de uma microestrutura menos dura.

#### **6.2.4 Caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada acima da temperatura de austenitização recomendada**

Em seguida, no que tange a caracterização dos efeitos de uma têmpera realizada acima da temperatura de austenitização recomendada, cabe ao presente trabalho discutir acerca dos resultados de dureza e metalográficos obtidos a partir das amostras temperadas a 950 °C, 115 °C acima da temperatura recomendada de 815° segundo Unterweiser & Kubbs (1982), e revenidas a 300 °C.

Posto isso, olhando apenas para os resultados das análises de dureza, compilados nas tabelas 9 e 10, é possível observar uma considerável diferença de dureza após a têmpera, de 8,6 HRC a 10,4 HRC a menos para amostras temperadas a 950 °C, a qual se mantém próxima dessa magnitude após o revenimento.

Dessa forma, Bush & Teakell (2016) sugere que essa queda de dureza estaria relacionada a aumento dos teores de austenita retida na microestrutura, entretanto o ataque químico de Nital 2% não foi capaz de possibilitar uma clara distinção dessa microconstituente nas metalografias e, portanto, impossibilitando a confirmação dessa hipótese.

Entretanto, a partir da análise da micrografia da amostra G, evidenciada na Figura 38, é possível perceber agulhas de martensita mais grosseiras que as presentes na microestrutura da amostra E, exposta na Figura 36 e indicada em detalhes na Figura 42.

Dessa maneira, também é plausível atribuir essa diminuição de dureza ao crescimento mais acentuado das agulhas de martensita nas amostras temperadas a 950 °C.

Assim sendo, outro possível fator capaz de prejudicar a dureza das amostras temperadas a 950 °C é o aumento da intensidade do processo de decarbonetação superficial dessas amostras, uma vez que esse fenômeno tem sua intensidade diretamente proporcional a temperatura.

Enfim, outro fato interessante que pode ser observado nas micrografias da amostra G é a diminuição da fração de carbonetos não dissolvidos, indicando um aumento do teor de carbono na matriz, assim como sugerido por Bush & Teakell (2016).

Entretanto, mesmo esse aumento do teor de carbono matricial, responsável por aumentar a dureza da matriz de acordo com Colpaert (2008), não foi capaz de conter os efeitos de queda de dureza provocados pelo aumento das agulhas martensíticas e pelo possível aumento dos teores de austenita retida no material.

## 7 Conclusões

A partir das informações levantadas na revisão bibliográfica e dos resultados experimentais, foi possível a construção de uma discussão que levou geração de hipóteses específicas sobre a relação entre dureza, microestrutura e têmpera na cutelaria para os objetos de estudo utilizados na etapa experimental.

Dessa forma, cabe a este capítulo o desenho das conclusões mais abrangentes sobre o tema, fundamentadas nos mesmos pilares supracitados e nas informações concebidas a partir da própria discussão, além de sugestões de possíveis próximos passos capazes de aumentar a assertividade destas. Portanto, seguem as conclusões retiradas do presente trabalho:

- Sobre os padrões de mercado da indústria couteleira, foi possível constatar que o aumento da dureza dos instrumentos está diretamente ligado ao preço e ao tipo de aplicação a qual se destina a faca, sendo que facas direcionadas a substratos mais demandantes demonstram uma tendência a apresentar uma maior dureza e, portanto, mais precisão, capacidade de corte e durabilidade.
- No tocante a microestrutura das facas comerciais, foi possível conceber que um dos principais *drivers* do aumento de dureza é a maior presença de carbono em solução sólida na matriz martensítica do instrumento de corte, em detrimento da presença deste elemento na forma de carbonetos não dissolvidos. Sendo esse fator um dos agentes de diferenciação das aparentemente pequenas, porém muito determinantes, diferenças de dureza das facas comerciais.
- Ademais, além dessa questão dos carbonetos não dissolvidos, o tamanho dos antigos grãos austeníticos também é capaz de influenciar a dureza superficial do instrumento cortante resultante do tratamento térmico. Assim sendo, quanto menor a dimensão do grão de austenita logo antes da têmpera, mais dura é a faca, mantendo-se todos os benefícios relacionados citados no tópico anterior.

A partir do trabalho com as amostra de aço SAE 1080 foi possível a concepção de uma noção estruturada sobre a influência dos parâmetros de têmpera, em especial sobre a temperatura de austenitização, na dureza de um aço.

Portanto, a partir de uma análise comparativa, foi possível inferir as seguintes influências dos parâmetros de têmpera nos aços mais usuais na indústria couteleira:

- Em têmperas realizadas em condições e temperatura de austenitização recomendadas, é esperada a formação de uma matriz predominantemente martensítica com a presença de uma quantidade regular de carbonetos não dissolvidos.

- No caso da realização de uma têmpera em temperaturas de austenitização inferiores a recomendada, realizada em atmosfera ambiente, é possível a desastrosa não ocorrência da transformação martensítica do aço, levando a um instrumento de corte de baixa dureza, em torno de 57% menor que o esperado, e propriedades deficientes devido a formação de uma microestrutura composta de microconstituintes perlíticos grosseiros, acompanhada de uma possível perda de carbono superficial oriundo de uma relevante descarbonetação.
- Em temperas realizadas a temperaturas de austenitização acima das ideias, em atmosfera ambiente, ocorre-se a transformação martensítica, porém, o instrumento final oriundo desse tratamento apresenta uma dureza comprometida, em torno de 19% menor que a do material corretamente tratado, e, portanto, uma performance também inferior ao esperado. Dessa maneira, essa queda de dureza pode ser atribuída ao crescimento exacerbado dos grãos de martensita, ao aumento dos teores de austenita retida na microestrutura e a intensificação da descarbonetação superficial em altas temperaturas, capazes de anular os efeitos de uma possível maior presença de carbono na matriz, oriunda da intensificação da dissolução dos carbonetos.

Enfim, no que se refere a sugestões de possíveis próximos passos capazes de melhorar a assertividade das conclusões apresentadas acima, é possível citar elencar os seguintes pontos:

- Padronização mais rígida dos ângulos de corte das amostras de facas comerciais.
- Realização de EDS para comparação semi-quantitativa das composições químicas das facas comerciais analisadas, mitigando incertezas relacionadas a diferença de composição química entre amostras.
- Calcular expectativas de teores de austenita retida nas microestruturas dos aços tratados em experimento através do software Thermo-Calc<sup>®</sup> para ajudar na quantificação dos teores de austenita retida.
- Realização de ataques de LePera para quantização assertiva dos teores de austenita retida nas microestruturas, tanto nas facas comerciais quanto nas amostras temperadas.
- Realização de MEV para melhor entendimento da morfologia da martensita observada nas facas comerciais e nas amostras.
- Utilização de amostras de aço inox, preferencialmente AISI 420, durante os experimentos relacionados aos parâmetros de têmpera para mitigação das incertezas nas inferências.
- Realização de mais experimentos com variação dos tipos de meio de aquecimento para comparação da intensidade dos processos de descarbonetação.

## Referências

- AHLERS, M.. **The Martensitic Transformation**. Revista Matéria, v. 9, n. 3, pp. 169 -183, Bariloche. Argentina, 2004.
- BUSH & TEAKELL, R., GILL, J. & TEAKELL, J.. **Heat Treatment Optimization and Fabrication of a 440C Stainless Steel Knife**. JOM 68, 2016. <https://doi.org/10.1007/s11837-016-2117-5>
- CAIN, T.. **Hardening, Tempering & Heat Treatment**. 1ª. ed. Exeter: Argus Books, 1985.
- CALLISTER JR. W.D., RETHWISH, D.G.. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução**. 9ª ed. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2016.
- CASTRO, D. B. V.. **Influência da Temperatura de Austenitização para Têmpera e de Revenimento na Tenacidade e na Vida em Fadiga do Aço SAE 5160 com Diferentes Teores de Fósforo**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, Universidade de São Paulo. São Carlos, 2007.
- CHIAVERINI V.. **Tratamento Térmico das Ligas Metálicas**. 1ª. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.
- COLPAERT, H.. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.
- FERREIRA, C. B., MODANESI, P. J., SANTOS, D. B.. **Crescimento anormal do grão austenítico e sua influência na fração volumétrica de austenita retida após a têmpera de um aço ABNT 5135**, p. 2117-2128. In: 68º Congresso da ABM, São Paulo, 2013. ISSN: 2594-5327 , DOI 10.5151/2594-5327-23191
- GROSSMANN, M. A.. **Elements of Hardenability**. 1ª. ed. Cleveland, Ohio: American Society for Metals, 1952.
- J. G. BALDONI, S. F. WAYNE & S. T. BULJAN. **Cutting Tool Materials: Mechanical Properties - Wear - Resistance Relationships**, ASLE Transactions, 347-352, 1986. DOI: 10.1080/05698198608981695

KRAUSS, G.. **Steels: Processing, Structure and Performance**. 2<sup>a</sup>. ed. Ohio: ASM International, 2015.

MARROW, J.. **Uses of Jominy data: Effects of alloying and microstructure**. Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science, 2004, Disponível em: <<https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/jominy/uses2.php>>. Acesso em: 01 de jul. de 2022.

NAVARRO, R.. **A Evolução dos Materiais – Parte 1: da Pré-história ao Início da Era Moderna**. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, América do Sul, 17/06/2006.

NETO, A.C.. **Otimização de Fabrico numa Cutelaria - Empresa: Jorge e Ramalho, Lda**. Dissertação (Mestrado em Engenharia da Conceção e Desenvolvimento de Produto) - Escola Superior de Tecnologia e Gestão, Instituto Politécnico de Leiria. Leiria, 2017.

SARTORI, C. H.. **Tratamentos Térmicos de Aços Ferramenta**. Itaraí, Tratamento Térmico Claro e Objetivo, 2004, Disponível em: <<https://www.itarai.com.br/files/H.pdf>>. Acesso em: 01 de jul. de 2022.

SEETHARAMAN, S.. **Treatise on Process Metallurgy – Process Fundamentals**. 1<sup>a</sup>. ed. Kidlington, Oxford: Elsevier, 2014.

SILVA, M. I. C. R. S.. **Estudo de aços inoxidáveis martensíticos para aplicações em cutelaria**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra. Coimbra, 2019.

SILVÉRIO, V. A.. **Efeito da temperatura sobre o tamanho de grão austenítico em aços microligados comerciais**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2008.

UNTERWEISER, P. M., BOYER, H.E., KUBBS J. J.. **Heat Treater's Guide: Standard Practices and Procedures for Steel**. 1<sup>a</sup>. ed. Ann Arbor: American Society for Metals, 1982.