

FACULDADE DE TECNOLOGIA DE SÃO PAULO
TECNOLOGIA DE MATERIAIS

Jonathan Clementino da Silva

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
AÇOS DE MÉDIO CARBONO CONTENDO TROOSTITA.**

SÃO PAULO

2018

Jonathan Clementino da Silva

Caracterização Microestrutural e Propriedades Mecânicas de Aços de Médio Carbono Contendo Troostita.

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Tecnologia de São Paulo, como exigência de aprovação final no curso de Tecnologia de Materiais.

Orientador(a):

Dr. Marcos Domingos Xavier

Agradecimentos

A Deus, pois, sem Ele nada seria possível.

À minha família pelo estímulo e intenso apoio ao longo de todo esse tempo.

Ao Dr. Marcos Domingos Xavier pela orientação durante todo o trabalho desenvolvido e conhecimento adquirido nesses últimos 3 semestres.

Ao Dr. Silvano Leal por sua coorientação durante todo o trabalho e auxílio com as análises realizadas com o MEV.

A todos os professores do Curso de Tecnologia de Materiais em especial os professores Dr. Davinson Mariano, Edgar Dutra, Me. Luís Fernando M. Martins, Dra. Regina Ricotta, Dra. Suzana Abreu e Dra. Vanessa Duarte por todo o apoio e incentivo.

Aos auxiliares de docente Caio Rodrigues, Felipe Tolockzo e Sérgio Pamboukian.

E aos amigos que conquistei nesta jornada Karina Feliciano, Leila R. Esposito, Natali James, Renata Dorea, Stefany Senas, Vanessa Vianna e Yasmin Deo, pois tornaram todas as etapas possíveis de serem enfrentadas.

RESUMO

Este trabalho tem como intuito realizar a análise de caracterização da troostita, tarefa um tanto complexa, uma vez que a mesma não é determinada por apenas um aspecto microestrutural. Sua definição propriamente dita é fatigante e difícil de ser feita por possuir aspectos microestruturais distintos. Para a obtenção da mesma, utilizou-se como material para estudo o aço hipoeutetóide SAE 1050, do qual foram cortadas 5 amostras, sendo que dessa quantidade, separou-se 1 original que não passou por processo algum de tratamento térmico e, nas demais foram aplicadas etapas de aquecimento, encharque e resfriamento.

Conforme Vicente Chiaverini (1996, p.81) “Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinados”. Com o interesse de obter austenita, o aquecimento aplicado nas amostras para a caracterização da troostita, foi realizado em temperatura acima da zona crítica do diagrama Fe-Fe₃C, ou seja, 810°C. Com a realização do aquecimento é necessário que se respeite o período de encharque, que consiste no tempo necessário que cada amostra precisa ser submetida de modo que toda a sua dimensão adquira a temperatura desejada (estabeleceu-se 1 hora para cada polegada da maior espessura ou maior diâmetro). Posteriormente, foi realizada a etapa do resfriamento, efetuada em duas taxas de resfriamento distintas, ambas denominadas têmpera, sendo uma em água e a outra em óleo.

A têmpera em água teve como objetivo reduzir as tensões superficiais da martensita e principalmente, possibilitar a análise da troostita de revenimento, que consistiu no reaquecimento de amostras na faixa de 250 a 350 graus Celsius. A tempera em óleo visou a obtenção da troostita de resfriamento brando, aqui denominada de troostita de têmpera.

Nas etapas de metalografia, as faces dos exemplares passaram por lixamento, com lixas que variaram de 250 a 600 de granulometria e em seguida, polimento com Óxido de Alumínio.

As amostras foram caracterizadas por técnicas de Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura, possibilitando distinguir a perlita ultrafina (troostita) da martensita, que são aspectos microestruturais que surgem simultaneamente.

Palavras chave: Troostita, perlita ultrafina, tratamento térmico, análise microestrutural.

ABSTRACT

This work aims to perform the analysis of troostite characterization, a rather complex task, since it is not determined by only a microstructural aspect. Its definition itself is fatiguing and difficult to make because it has different microstructural aspects. In order to obtain the same, the SAE 1050 series hypoeutectoid steel was used as study material, where 5 pieces were cut, and from that quantity of samples 1 original was separated, which did not undergo any heat treatment process in the other parts were applied to heating, soaking and cooling.

According to Vicente Chiaverini (1996, p.81) "Thermal treatment is the set of heating and cooling operations to which the steels are subjected, under controlled conditions of temperature, time, atmosphere and cooling speed, in order to change their properties or give them specific characteristics ". With the interest of obtaining austenite the heating applied in the samples for the characterization of the troostite, will be carried out at temperature above the critical zone of the diagram Fe-Fe₃C, above 810° C. When the heating is carried out, it is necessary to observe the soaking period, which is the time required for each sample to be submitted in order for the whole piece to reach the desired temperature (1 hour for every inch of thickness). Afterwards, the cooling stage will be carried out, which will be carried out quickly in two different cooling rates, both termed tempering, water and oil, so that there is the production of martensite and possible nucleation of the troostite.

With the intention of reducing the surface tensions of martensite and the nucleation of the troostite, half of the samples will be submitted to a final step in the heat treatment, called tempering, which consists in the reheating of the samples, which in this case will be in the range 250-300.

In the metallography steps, the faces of the specimens were sanding, with sandpaper ranging from 250 to 600 grit and then polishing with Aluminum Oxide.

The samples were characterized by Optical and Scanning Electron Microscopy, making it possible to distinguish the ultrafine perlite (troostite) from martensite, which are microstructural aspects that arise simultaneously.

Keywords: Troostite, ultrafine perlite, heat treatment, microstructural analysis.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama de Fase ferro-carbono.....	11
Figura 2: Estrutura cristalina CFC.....	12
Figura 3: Fotomicrografia da austenita.....	13
Figura 4: Estrutura cristalina CCC.....	13
Figura 5: Fotomicrografia da ferrita.....	14
Figura 6: Fotomicrografia de um aço eutetóide.....	15
Figura 7: Transformação de um aço baixo carbono.....	16
Figura 8: Diagrama de transformação-tempo-temperatura de um aço eutetóide.....	17
Figura 9: Deformação de Bain.....	18
Figura 10: Aços para ferramentas, austenitizados à 980°C, temperado em óleo à temperatura de 220°C.....	19
Figura 11: Estrutura exultante de tempera incorreta. Troostita nos limites de grãos.....	20
Figura 12: Diagrama de tempo-temperatura-transformação.....	23
Figura 13: Esquematização do microscópio óptico.....	25
Figura 14: Esquematização do microscópio eletrônico de varredura.....	26
Figura 15: Máquina cortadora de amostras metalográficas PANCUT 80.....	28
Figura 16: Forno mufla FLYEVER.....	29
Figura 17: Lixadeira de fita BALDAN LFH-2.....	30
Figura 18: Politriz Lixadeira Metalográfica PL 02 ET.....	31
Figura 19: Nital 2%.....	32
Figura 20: Microscópio óptico, ZEISS AXIO.....	33
Figura 21: Microscópio eletrônico de varredura, Jeol modelo JSM 6000.....	33
Figura 22: Durometrô Hecket, modelo HPO.....	34
Figura 23: Micrografias obtidas por microscopia óptica. Aço SAE 1050 amostra original. ...	36

Figura 24: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a óleo.....	37
Figura 25: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a óleo	37
Figura 26: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a óleo e revenido 300°C.....	38
Figura 27: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a óleo e revenido a 300°C.....	39
Figura 28: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água.....	40
Figura 29: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a água	40
Figura 30: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água e revenido 300°C.....	41
Figura 31: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a água e revenido a 300°C	41
Figura 32: Micrografia obtida por microscopia óptica. SAE 1050 temperado óleo.....	44
Figura 33: Micrografias de SAE 1050 temperado a óleo	45
Figura 34: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água.....	45
Figura 35: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água.....	46

Sumário

1. OBJETIVO	10
1.2. Objetivo geral	10
1.3. Objetivo específico	10
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
2.1. Aço	11
2.2. Condições de resfriamento em equilíbrio	11
2.2.1. Ligas hipoeutetóide	15
2.3. Condições de resfriamento fora de equilíbrio	16
2.3.1. Formação da martensita	18
2.3.2. Formação da troostita	19
2.4. Tratamento térmico	20
2.4.1. Têmpera	22
2.4.2. Revenimento	23
2.5. Microscópio	24
2.5.1. Microscopia óptica	24
2.5.2. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	25
3. MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1. Aço SAE 1050	27
3.2. Corte	27
3.3. Tratamento térmico	29
3.4. Lixamento	30
3.5. Polimento	31
3.6. Ataque químico	32
3.7. Microscopia óptica	33
3.8. Microscopia eletrônica de varredura	33
3.9. Ensaio de dureza	34
3.10. Tabela ilustrativa	35
4. RESULTADOS	36
4.1. Micrografias por microscopia óptica e eletrônica de varredura	36
4.2. Dados dos ensaios de dureza	42
4.3. Dados dos ensaios de resistência a tração	43
5. DISCUSSÃO	44
6. CONCLUSÃO	48
7. REFERÊNCIA	48

1. OBJETIVO

1.2. Objetivo geral

O presente trabalho tem como finalidade analisar os aspectos microestruturais e as propriedades mecânicas da troostita do aço SAE 1050 após tratamentos térmicos exclusivos de têmpera e também de têmpera seguida de revenimento.

1.3. Objetivo específico

- Análise microestrutural das amostras no sentido longitudinal com microscopia óptica;
- Análise microestrutural das amostras na longitudinal, com microscopia eletrônica de varredura;
- Ensaio de dureza para a verificação das propriedades mecânicas da troostita;
- Estimativa dos limites de resistência a tração aplicando equação da literatura.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aço

Segundo a literatura define-se aço como sendo uma liga de ferro-carbono, com teores de carbono até 2,11% em peso, podendo ainda conter quantidades apreciáveis de outros elementos de liga, que atuam contribuindo para melhorar propriedades mecânicas (CALLISTER, 2012).

Em ligas com teores de carbono superiores a 2,11%, dá-se o nome de ferro fundido.

2.2. Condições de resfriamento em equilíbrio

Com o propósito de estudar o comportamento dos aços em determinadas faixas de temperatura, criou-se o diagrama de equilíbrio (ver figura 1), por processos de resfriamento lento (no forno) é possível analisar as diversas nuances comportamentais no sistema ferro carbono. Sua representação típica gira em torno de 6,7% de carbono, uma vez que, acima dessa faixa não existe qualquer valor comercial, devido à alta fragilidade gerada pela produção excessiva do carboneto de ferro (Fe_3C), denominado de cementita, composto cerâmico, que contribui na resistência mecânica das peças, mas em proporções elevadas é responsável por comprometer suas aplicações (DIETER, 1981).

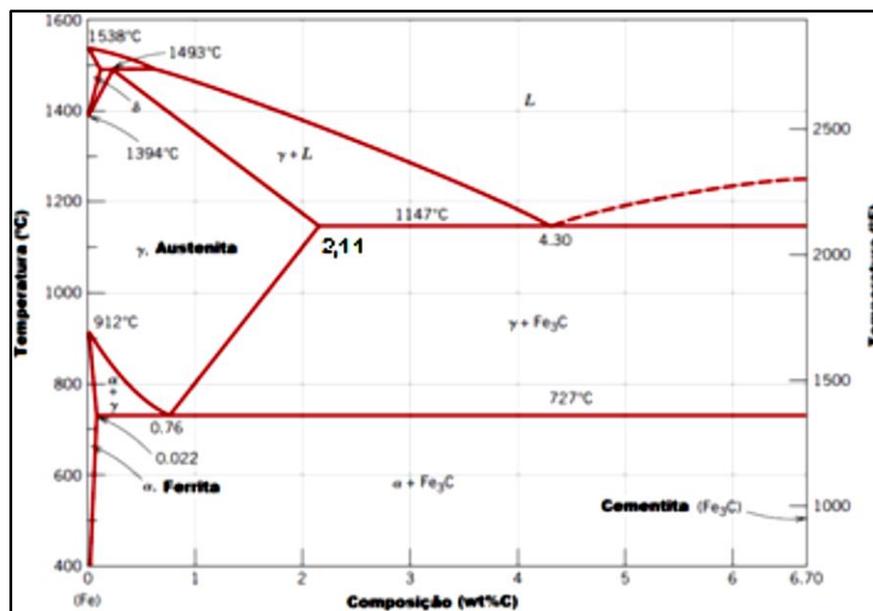


Figura 1: Diagrama de Fase ferro-carbono. Fonte: CALLISTER Jr. W.D., *Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução*, Editora LTC – Livros Técnicos e Científicos editora S.A, 8a edição, 2012.

O diagrama de fases nos possibilita o estudo de algumas fases passíveis de serem encontradas no aço, como: Austenita, Ferrita e Cementita. Além do constituinte chamado Perlita, formado por lamelas intercaladas de cementita e ferrita (NETO, 2010).

Comumente conhecida como fase mãe, a austenita trata-se de uma solução sólida de carbono em ferro, apresentando estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada) (MOREIRA, 2007). Ver figura 2.

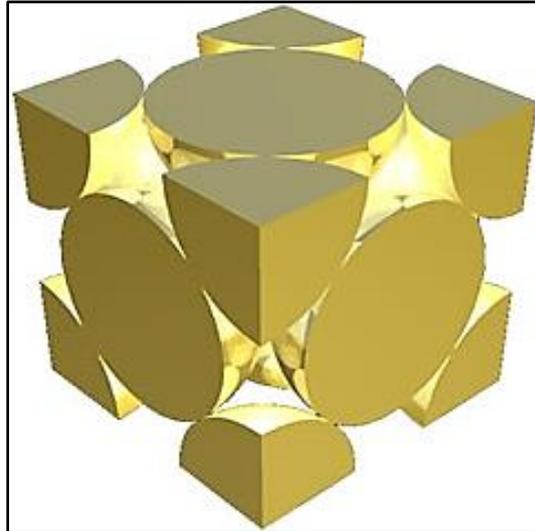


Figura 2: Estrutura cristalina CFC. Fonte: ZEFERINO, L; SILVA, W. **E-AGPS**. Disponível em: <<http://www.e-agps.info/index.htm>>. Acesso em: 26 jun. 2018.

Os aços carbono de baixa liga são estáveis em temperaturas acima de 727°C , podendo também ser obtida em temperatura ambiente se adicionados elementos de liga, estes atuam estabilizando a austenita antes instáveis, como: Ni, Mn e Cu (NETO, 2010). A figura 3 mostra a micrografia da austenita.

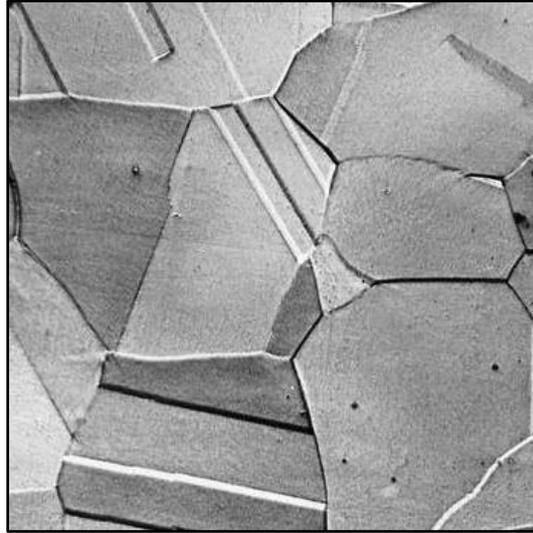


Figura 3: Fotomicrografia da austenita contendo maclas de recozimento, aumento de 325X. Fonte: CALLISTER Jr. W.D., **Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução**, Editora LTC – Livros Técnicos e Científicos editora S.A, 8a edição, 2012.

Uma das fases presentes em temperaturas onde a austenita perde total ou parte de sua estabilidade, é a denominada ferrita ou ferro α , em torno de 912°C , para teores de carbono de 0%, e 727°C , para teores que não ultrapassa 0,02% de carbono, sendo que em temperaturas ambientes os teores de carbono em solução sólida chegam no máximo a 0,008%. Caracteriza-se por sua baixa resistência mecânica, bem como tenacidade e ductilidade elevadas. Da mesma forma que a austenita a fase ferrítica, consiste em uma solução sólida de carbono em ferro, mas com estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado). Ver figura 4.

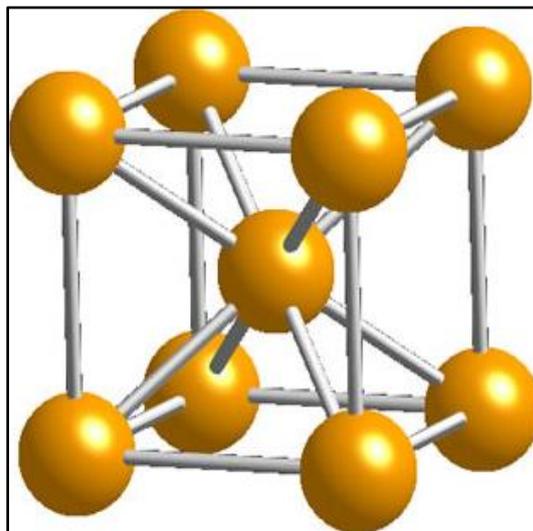


Figura 4: Estrutura cristalina CCC. Fonte: ZEFERINO, L; SILVA, W. **E-AGPS**. Disponível em: <<http://www.e-agps.info/index.htm>>. Acesso em: 26 jun. 2018.

Essa configuração do reticulado é o grande limitador da quantidade de carbono, uma vez que os espaços intersticiais em que os átomos de carbono podem ocupar está em menor quantidade, quando comparado com uma estrutura CFC (NETO, 2010). A figura 5 retrata a forma que ferrita se apresenta micrograficamente, em temperaturas inferiores a 727°C.

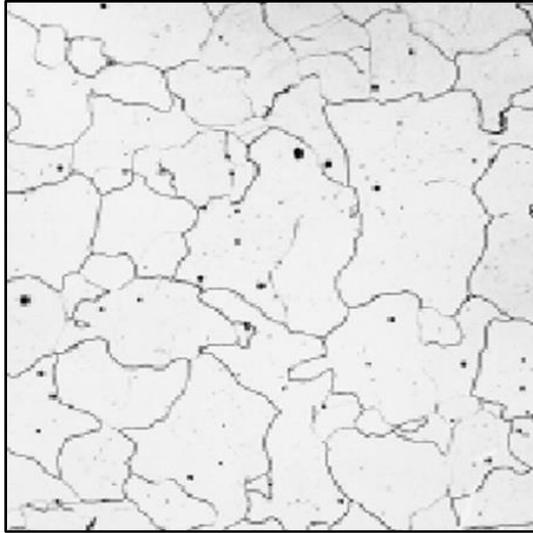


Figura 5: Fotomicrografia da ferrita. Aumento de 90X. Fonte: CALLISTER Jr. W.D., **Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução**, Editora LTC – Livros Técnicos e Científicos editora S.A, 8a edição, 2015.

No momento em que a solubilidade de carbono em solução sólida começa a ser excedida, a fase α passa a dar lugar para o composto denominado carboneto de ferro (Fe_3C), conhecido como cementita. Devido quantidade rica em carbono, a cementita é um composto considerado duro e frágil (CALLISTER,2012).

Um constituinte de extrema importância para o desenvolvimento deste estudo é a perlita, em aços de baixa liga é formada em temperaturas inferiores a 727°C. Caracteriza-se por sua constituição morfológica composta de ferrita e cementita, dispostas de forma lamelar, ou seja, camadas alternadas de ferrita e cementita (CALLISTER,2012). Ver figura 6.

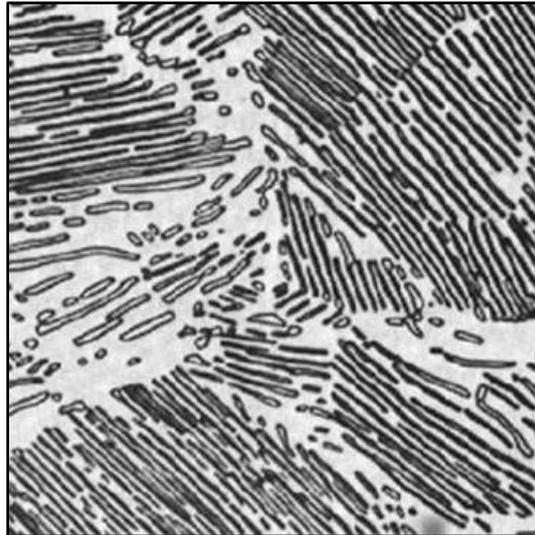


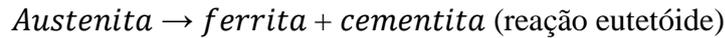
Figura 6: Fotomicrografia de um aço eutetóide mostrando a microestrutura da perlita. Ampliação de 470X. Fonte: CALLISTER Jr. W.D., **Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução**, Editora LTC – Livros Técnicos e Científicos editora S.A, 8a edição, 2012.

A espessura relativa das camadas é de aproximadamente 8 para 1. As faixas claras consistem nas camadas de ferrita, enquanto, as escuras e finas representam a cementita. Mecanicamente, a perlita apresenta propriedades intermediárias entre ferrita macia e dúctil a cementita, dura e frágil (CALLISTER,2012).

2.2.1. Ligas hipoeutetóide

São ligas com teores de carbono transitando na faixa de 0,002 e 0,76%, ou seja, ligas hipoeutetóide compreendem valores de carbono inferiores ao ponto eutetóide (CALLISTER,2012).

A figura 7 esquematiza o resfriamento de uma liga de composição C_0 , representado pela linha tracejada yy' , através do movimento vertical, para baixo. No exato ponto a sua microestrutura será inteiramente de grãos de austenita, conhecida como fase γ , ao submeter esta liga a um resfriado lento até a temperatura de aproximadamente de $775\text{ }^\circ\text{C}$ (ponto b), a ferrita proeutetóide ira nuclear heterogeneamente nos contornos de grãos da austenita (SMITH, 1992). Caso a liga for continuamente resfriada da temperatura do ponto b para o ponto c , a ferrita proeutetóide continuará a crescer dentro da austenita até aproximadamente 50% da amostra a ser transformada. O excesso de carbono da ferrita que foi formada será rejeitado na interface austenita - ferrita dentro da austenita remanescente, que se torna rica em carbono. Enquanto a liga é resfriada da temperatura do ponto b até o ponto c à porcentagem de carbono da austenita remanescente aumentará de 0,4 a 0,8% (CALLISTER,2012). A $723\text{ }^\circ\text{C}$, se a condição de equilíbrio permanecer, a austenita remanescente será convertida para perlita:



A ferrita dentro da perlita é chamada de ferrita eutetóide, diferentemente da ferrita proeutetóide que é formada primeira. Ambos os tipos de ferrita tem a mesma composição nas condições próximas do equilíbrio (ARAI, BAKER e BATES, 1992).

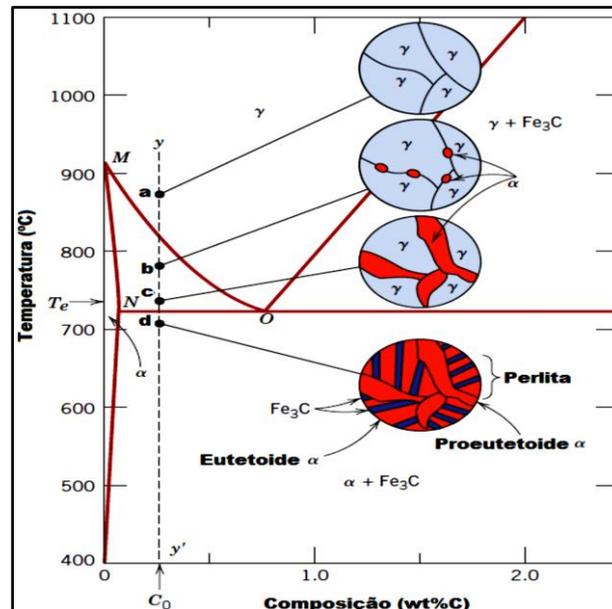


Figura 7: Transformação de um aço baixo carbono com resfriamento lento, linha tracejada mostrando as transformações microestruturais. Fonte: CALLISTER Jr. W.D., **Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução**, Editora LTC – Livros Técnicos e Científicos editora S.A, 8a edição, 2012.

2.3. Condições de resfriamento fora de equilíbrio

Como mencionado na seção anterior, o diagrama de equilíbrio ferro-carbono, refere-se a condições de resfriamento lento, em que os processos difusionais podem ocorrer deliberadamente para formação das fases presentes (ferrita e cementita) e constituinte (perlita) resultantes da transformação austenítica, segundo suas proporções relativas. No entanto, existem aplicações com técnicas de resfriamento em velocidades maiores, adotadas para melhorar as propriedades dos aços. Isso proporcionará ao material características microestruturais diferentes das mencionadas anteriormente, bem como as proporções das fases presentes e constituintes formados (CHIAVERINI, 1996).

Com o aumento da velocidade de esfriamento da austenita, a movimentação atômica será comprometida, resultando na modificação das reações de transformação convencionais, dando origem a novos constituintes. Basicamente, o que se observa nessas condições é a alteração de posição da zona crítica, ou seja, o gradual abaixamento das linhas de transformação

A₃ e A₁. O que denota o atraso no início das transformações, devido a uma inércia própria de certos fenômenos físicos (CHIAVERINI,1996).

Ao longo do tempo foram desenvolvidas técnicas que atendessem as novas condições de resfriamento, assim como ferramentas capazes de identificar essas mudanças. Portanto, uma maneira de atender a tendência dessa transformação, que abrange tanto as relações de tempo como de temperatura, é por meio dos diagramas transformação-tempo-temperatura, conhecidos como diagrama TTT, ou curva TTT. Ver figura 8.

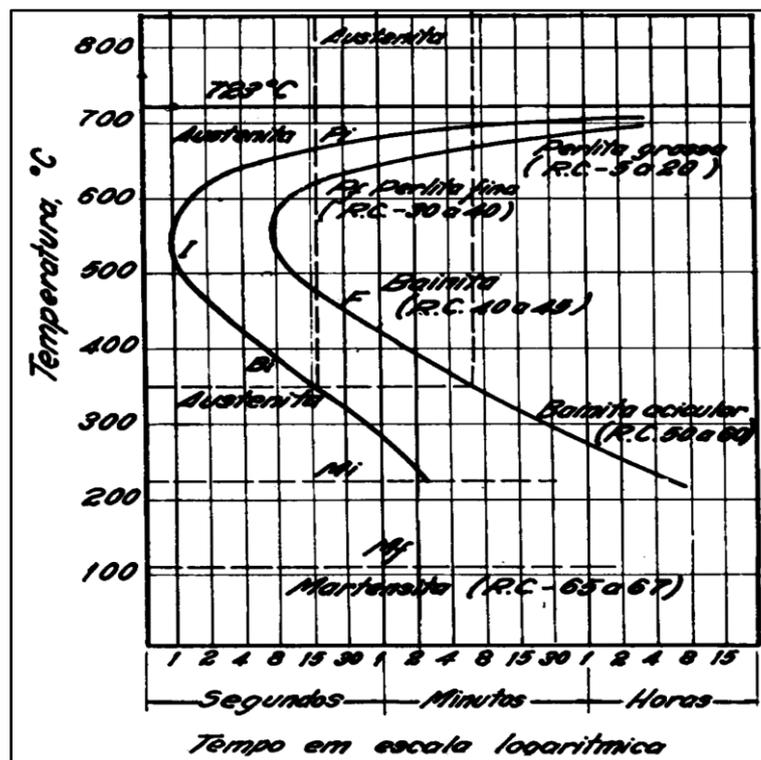


Figura 8: Diagrama de transformação-tempo-temperatura de um aço eutetóide. Fonte: CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. In: CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7.ed. São Paulo: Associação de Metalurgia, v.1, 1996.

Como foi possível perceber no diagrama da figura 8, para cada velocidade de resfriamento aplicadas novos constituintes são capazes de serem formados. Com a intenção de facilitar a nossa compreensão alguns fatores devem ser evidenciados, como: a linha horizontal, que fica na parte superior do diagrama, representa a linha inferior da zona crítica, conhecida como A₁, à temperatura de 727°C; a curva em forma de C marcada com I, corresponde ao tempo de início para a transformação austenítica; a curva em forma de C marcada com F, corresponde ao tempo de fim da transformação austenítica em perlita, por exemplo; outras siglas como Mi e Mf, definem, respectivamente, o início e fim da transformação martensítica.

Cada constituinte formado possuirá características micrográficas distintas, de igual modo que seus valores de dureza, aumentando com o aumento da velocidade de resfriamento, entre outras propriedades mecânicas.

2.3.1. Formação da martensita

Considerada como o constituinte de máxima dureza do aço carbono, a martensita apresenta um processo exclusivamente adifusional, devido suas condições de transformação rápida proveniente de resfriamento brusco (COLPAERT,1969).

Em processos de transformação de fase mais lenta quando a austenita é resfriada a temperaturas que sua estabilidade não é mais possível, o ferro gama, transformam em ferro alfa, por um mecanismo denominado difusão atômica, em que os átomos de carbono são deslocados para fora (expulsos) do reticulado cristalino, podendo assim dar origem uma configuração mais estável, caso muito comum no processo de transformação da perlita, citado anteriormente, o carbono que não faz mais parte da austenita combina-se com o ferro para formar o carboneto de ferro Fe_3C , compondo assim o constituinte lamelar (CALLISTER,2012).

Na formação da martensita, sua alta velocidade de transformação próxima a velocidade do som, não permite a expulsão do carbono em excesso da solução sólida, dificultando assim o processo convencional de difusão, mas sim o cisalhamento dos planos cristalográficos, ou seja, a movimentação cooperativa dos átomos, ocasionando numa solução sólida supersaturada de carbono em alfa. Devido a incompleta formação de alfa, devido a supersaturação de carbono, ocorre a distorção do reticulado cristalino dando origem a distorção do mesmo, a esse fenômeno deu-se o nome de tetragonal de corpo centrado (TCC). A figura 9 retrata a formação do reticulado TCC.

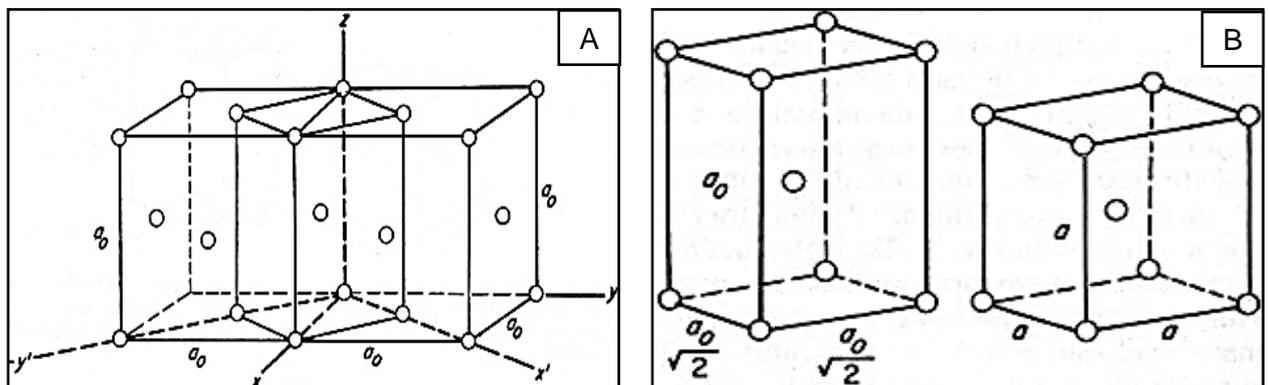


Figura 9: Deformação de Bain. A) Correlação entre os reticulados CFC e TCC. B) Deformação de Bain, necessidade para obter a relação com A correta. Fonte: BELLO, O. *Slide Player*, 2018. Disponível em: <www.slideplayer.com.br>. Acesso em 25 jun. 2018.

A alta dureza da martensita é ocasionada devido ao fator anteriormente mencionados, distorção do reticulado cúbico de corpo centrado promovida pela supersaturação da solução sólida (CHIAVERINI, 1996).

A porcentagem de carbono também determinará a morfologia da martensita, ou seja, sua disposição micrográfica. Em aços com teores de carbono menores que 0,6% a martensita estará em forma de ripas, no caso de aços com teores que vão de 1,0 a 1,4% sua disposição será como de placas, enquanto no intervalo de 0,6 a 1,0% ocorrerá a junção das duas formas anteriormente citadas, ripas e placas (KRAUSS, 1995). Ver a figura 10.

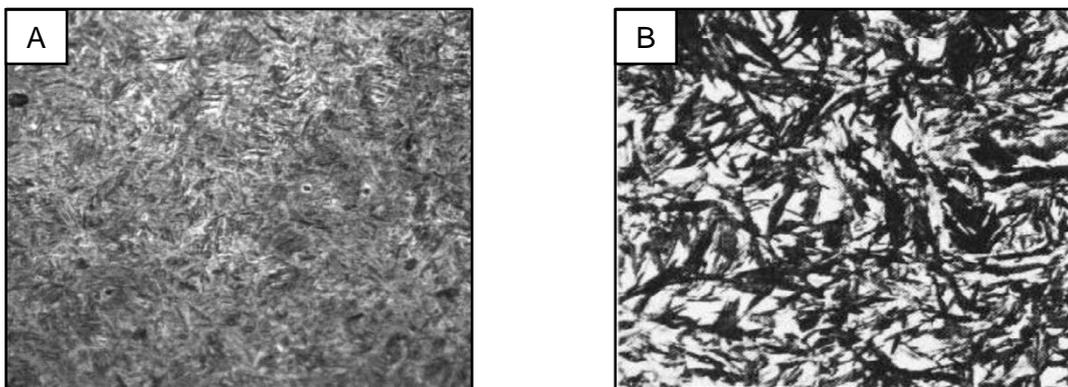


Figura 10: Aços para ferramentas, austenitizados à 980°C, temperado em óleo à temperatura de 220°C. A) Consiste na martensita em ripas, com teores de carbono de 0,5%. B) Consiste na martensita em placas, com teores de carbono de 0,9%. Fonte: LARRE, I.V. Estructura del acero. In: LARRE, I.V. **Metalografía y Tratamientos Térmicos**. [S.I]: [s.n.], v.2, cap.5.

2.3.2. Formação da troostita

Compreendida em faixas de arrefecimento menos bruscas que a da já mencionada martensita, a troostita possui morfologia com aspecto lamelar ultrafino, como a perlita, mas em dimensões bem menores e difíceis de serem vistas. Podendo apenas ser observado, tal condição lamelar, em microscópios de varredura com aumento superior a 3000x (COPAERT, 1969).

A obtenção da troostita está em faixas de temperatura mais elevadas que da martensita e menores que as da perlita fina, o que a atribuí propriedades mecânicas intermediárias as mesmas. Sabe-se que sua transformação é gradativa, ou seja, as áreas de austenita, que não se transformam em troostita vão se transformar em martensita. Por isso, é comum a presença de martensita juntamente com a troostita, pois resfriamentos cada vez menos bruscos vão gerar quantidades de troostita cada vez maiores, podendo o contrário também acontecer (COPAERT, 1969).

Há a formação de troostita por processos de resfriamento a têmpera seguido de revenimento, numa faixa de resfriamento compreendida entre 250 e 350°C (CHIAVERINI,

1996), durante o processo de revenimento são formados carbonetos metaestáveis (Fe_5C_2), quando ocorre essa transformação, verifica-se em aços de alto e médio carbono uma estrutura visível por microscopia óptica compreendendo uma região escura (ver figura 11) chamada troostita ou troosto-perlita, por alguns autores (NASCIMENTO, 1950).

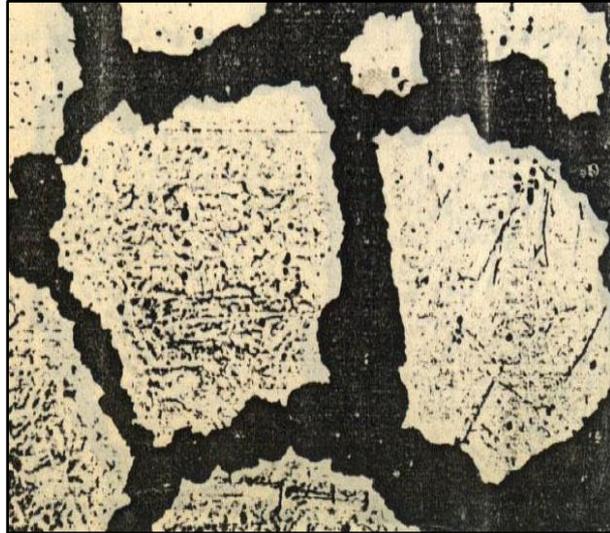


Figura 11: Estrutura exultante de tempera incorreta. Troostita nos limites de grãos, como contornos extremamente escuros, o restante trata-se de martensita. Fonte: LARRE, I.V. Estructura del acero. In: LARRE, I.V. **Metalografía y Tratamientos Térmicos**. [S.I]: [s.n.], v.2, cap.5.

Quando a troostita está disposta em rede contínua como é caso da figura 11, o comportamento de dureza do aço fica mais baixo do que se tivesse a mesma quantidade de troostita, mas de forma distribuída, devido a dureza tender para do constituinte contínuo (COPAERT,1969).

2.4. Tratamento térmico

Tratamento térmico consiste em operações de aquecimento, tempo de permanência à temperatura (encharque) e resfriamento controlado, em que determinado aço é submetido para que alcance as propriedades mecânicas desejadas como dureza, elasticidade, ductilidade, resistência à tração, entre outros. O aço adquire essas propriedades termicamente sem que se modifique seu estado físico ou químico (CHIAVERINI, 1996).

As características do aço, bem como suas propriedades, dependem, a princípio de sua microestrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor grau, a microestrutura dos aços, possibilitando a alteração de suas propriedades. Em geral, modificações diretas da austenitização do aço, a velocidades distintas em condições de resfriamento determinados, conduzem a transformações microestruturais diversas e para cada estrutura obtida gerar-se-á

característicos próprios, que se transferem ao aço, dando-lhe propriedades correspondentes como limite de resistência a tração, ao escoamento, alta ou baixa tenacidade, ou seja, conferindo-lhe propriedades mecânicas (CHIAVERINI, 1996).

Como um dos fatores importantes para o tratamento térmico, o aquecimento é tratado como um fator mais ou menos fixo, geralmente realizado a uma temperatura acima da crítica, alcançando a completa austenitização do aço, o qual responsável pela dissolução do carboneto de ferro no ferro gama como também a eliminação de fases anteriores (CHIAVERINI, 1996).

O tempo de permanência à temperatura de aquecimento possui uma certa correspondência à temperatura de aquecimento, uma vez que, ambas possuem funções parecidas. Quanto mais longo o tempo à temperatura considerada de austenitização, tanto mais completa a dissolução do carboneto de ferro ou outras fases presentes no ferro gama. Vale salientar que tanto a temperatura de aquecimento bem como o tempo de permanência à temperatura podem causar excessivo crescimento no tamanho de grão, portanto, admite-se na prática valores máximos de aquecimento de 50°C acima da linha A₃, para aços hipoeutetóides, e temperaturas inferiores a A_{cm}, para os hipereutetóides, em tempos não muito longos para evitar não apenas o crescimento de grão como a oxidação ou descarboneção do material (CHIAVERINI, 1996).

O resfriamento é um fator importante no processo, pois determinará o aspecto microestrutural do aço, refletindo assim em suas propriedades mecânicas. É nessa etapa que se torna possível a obtenção desde estruturas com características mais maleáveis, com menor resistência mecânica, como é o caso da perlita grosseira até constituintes de máxima dureza, como constatamos na martensita. Existem diversos meios de resfriamento, sendo os mais usuais: ambiente de forno, ao ar e meios líquidos. É necessário, no entanto, conciliar o resfriamento adequado para a obtenção da estrutura e propriedades desejadas e, ao mesmo tempo, evitar empenamento, distorção ou mesmo ruptura do material submetido ao resfriamento (CHIAVERINI, 1996).

É necessário que ocorra uma escolha criteriosa acerca do tratamento térmico selecionado, uma vez que, a melhora de uma ou mais propriedades é alcançada com o prejuízo de outras. Um exemplo típico é o aumento da ductilidade que provoca simultaneamente a queda nos valores de dureza e resistência à tração. Este trabalho abordará sobre os tratamentos de têmpera e revenimento, pois foram os únicos realizados para desenvolvimento deste trabalho (CHIAVERINI, 1996).

2.4.1. Têmpera

Tratamento térmico que atua na premissa do aquecimento de determinado aço até a completa austenitização seguido de resfriamento rápido que permitirá a formação da estrutura martensítica. Geralmente, aplica-se quando existe a necessidade de alcançar determinadas propriedades mecânicas como aumento no limite de resistência à tração e dureza (FERMAC, 2011).

A velocidade de resfriamento dependerá do tipo do aço, da forma e das dimensões da peça. Por meios como óleo, água, salmoura ou mesmo ar (CHIAVERINI, 1996).

Vários fatores devem ser levados em consideração quando desejamos alcançar um bom resultado em peças temperadas, como mencionado anteriormente a velocidade de esfriamento deve ser tal que possa prevenir a transformação da austenita em altas temperaturas, o que resultaria em estruturas mistas, tal como a perlita que contribuiria para aparecimento de pontos moles no interior do material, problema comumente encontrado em peças de dimensões grandes (ou até mesmo complexas), pois a velocidade de resfriamento no centro é menor que na superfície (CHIAVERINI, 1996).

O tipo de aço está diretamente ligado a velocidade de resfriamento, bem como a quantidade de calor fornecido a peça. Quanto ao tipo de aço, pode ser entendido como fator de avaliação o teor de carbono, quanto maior o teor de carbono maior é sua dureza, e portanto, no tratamento térmico de têmpera isso deve ser levado em consideração, uma vez que, por exemplo, um aço de alto carbono (hipereutetóide), após devidamente austenitizado, quando resfriado tem uma maior probabilidade de sofrer rompimento(trincas) ao longo de toda a extensão do material, quando resfriado à água, devido as altas tensões internas provocados pelo resfriamento extremamente brusco, por isso, muitas vezes de pendendo do teor de carbono recorre-se a têmpera em óleo, com a intenção de evitar esse inconveniente (CHIAVERINI, 1996).

O aquecimento das peças antes do resfriamento por têmpera deve ser levado em consideração, no caso dos hipoeutetóides, procura-se temperaturas acima da linha A_3 , onde a sua estrutura consistirá exclusivamente de austenita que se transformará em martensita no resfriamento rápido posterior. Por sua vez, os aços hipereutetóides necessitam de aquecimento a temperaturas acima da linha A_1 , evitando temperaturas próximas a linha A_{cm} , o que provocaria

a formação de uma austenita de granulação grosseira e posteriormente em uma martensita acicular grosseira (CHIAVERINI, 1996).

Como já foi mencionado a têmpera é o caminho mais eficiente para se obter o constituinte de máxima dureza, conhecido como martensita. Alguns inconvenientes são inevitáveis nesse processo. O assunto posterior tentará sanar alguns dos problemas mais constantes do processo de têmpera.

2.4.2. Revenimento

O revenimento trata-se de um tratamento térmico posterior a têmpera (Ver figura 12) e tem como principal objetivo corrigir eventuais problemas ocasionados pelo resfriamento brusco aplicado. Como melhorias significativas, podemos citar, alívio das tensões internas, melhoria da tenacidade, diminuição da fragilidade e dureza do material (CHIAVERINI, 1996).

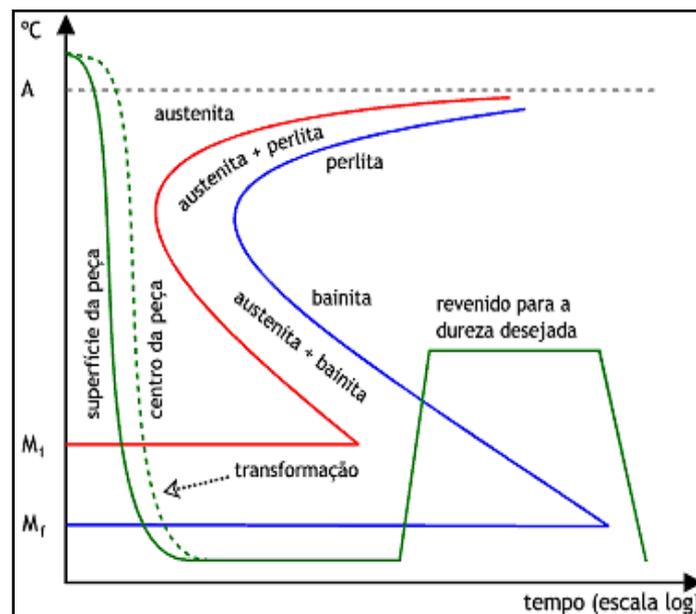


Figura 12: Diagrama de tempo-temperatura-transformação. Linha indicativa do processo representa as etapas de têmpera seguido de revenimento. Fonte: Quintas, L.F.S. **EBAH**. Disponível em: <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAgANAAL/temperarevenimento>>. Acesso em: 25 jun. 2018.

Comumente os aços temperados apresentam grande quantidade de tensões térmicas, provocadas no processo de resfriamento rápido, a falta de uniformidade no esfriamento, onde as regiões externas, que possuem um contato mais eficiente com o meio de resfriamento, esfriam mais rapidamente do que o centro das mesmas, gerando mudanças volumétricas não uniformes, com camadas superficiais contraindo com maior velocidade do que as camadas internas. Logo, há na parte interna do material ação de forças de compressão, enquanto, as camadas mais superficiais(externas) sob ação de forças de tração. Com o aquecimento de peças

que anteriormente passaram por tratamento de têmpera, consegue-se o alívio dessas tensões térmicas, bem como, por processos difusionais, o reajuste do reticulado instável e saturado de carbono TCC (Tetragonal de Corpo Centrado) para CCC (Cúbica de Corpo Centrado), por meio da precipitação do carboneto de ferro, que denota a saída do carbono em excesso e o alívio das tensões internas (CHIAVERINI, 1996).

A temperatura de revenido dependerá das condições que se deseja obter, ou seja, às propriedades mecânicas almejadas.

2.5. Microscópio

Técnica amplamente difundida e usual nos tempos atuais, desde o ano de sua descoberta em 1950, pelos holandeses Hans Janssen e seu filho Zacarias, novos e melhores procedimentos e equipamentos foram implantadas com a intenção de aumentar suas capacidades. O termo microscópio é a junção de duas palavras que tem origem do grego, *mikrós* e *skoppéoo*, que significam, respectivamente, “pequeno” e “observar”. Significado esse que expressa bem seu objetivo, uma vez que, sua principal função é ampliar e tornar observável estruturas invisíveis a olho nu (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

Hoje devido ao grande avanço tecnológico existem diversos equipamentos, cada um com suas especificações e aplicabilidades, porém, como esse não é o foco deste trabalho, abordaremos apenas sobre *microscopia óptica* e *microscopia eletrônico de varredura*, pois foram os que efetivamente utilizamos para o auxílio das análises metalográficas.

2.5.1. Microscopia óptica

Trata-se de um instrumento dos mais importantes, quando se fala de análises microestruturais, formado por um arranjo específico de lentes que permitem o aumento necessário para observações de superfícies planas com boa resolução (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

Seu princípio de funcionamento consiste no emprego de luz visível que incide sobre a amostra e é refletida até o observador. Geralmente, a fonte de luz é uma lâmpada elétrica com filamento de tungstênio cuja luz é concentrada e focalizada em um feixe pelo condensador, conhecido também como lente condensadora (ver figura 9). Sob o objeto de análise localiza-se

o feixe de luz, que atravessa o espécime e entra em uma das lentes objetivas. As lentes objetivas ficam dispostas em uma pequena torre giratória, localizada logo acima da amostra (ver figura 9). A imagem das objetivas é concentrada e aumentada ainda mais pela lente ocular, proporcionando aumentos de até 1000 vezes (HIATT e GARTNER, 2007).

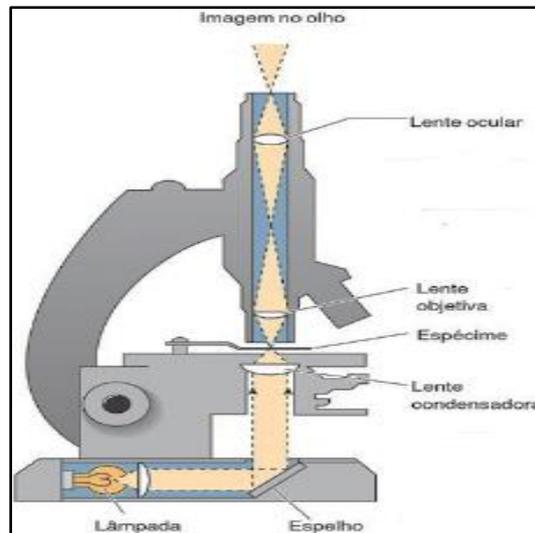


Figura 13: esquematização do microscópio óptico. Fonte: HIATT, J. L.; GARTNER, L. P. **tratados de histologia em cores**. 3. Ed. São Paulo: Elsevier editora LTDA, v. único, 2007.

Com botões capazes de mover as lentes objetivas, para mais próximo ou mais distante da amostra, é possível buscar uma focalização adequada para cada observação. Deve-se ficar atento ao fato que a imagem projetada na retina está invertida e direita para a esquerda e de cima para baixo (HIATT e GARTNER, 2007).

A resolução obtida dependerá do comprimento de onda da radiação empregada, bem como a profundidade de foco, quanto maior o aumento maior a profundidade de foco. Por isso necessidade de amostras com superfícies planas, ou seja, que possuam uma perpendicularidade ao eixo ótico do microscópio (COPAERT, 1969).

2.5.2. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Na microscopia eletrônica de varredura (MEV) incide-se feixes de elétrons na amostra no lugar dos fótons utilizados na microscopia óptica convencional, graças a esse método solucionaram-se os problemas de resolução gerados por fontes de luz branca (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

Com a teoria do dualismo onda-partícula, demonstrado por De Broglie em 1925, foi possível a concepção da existência do pronunciamento do comprimento de onda de um elétron

ser função de sua energia. Logo, a energia pode ser propagada a uma nova partícula carregada por meio de um campo elétrico acelerador. Voltagens potencialmente satisfatórias, da ordem de 50KV, que geram elétrons de comprimento de onda extremamente curto ($\lambda=0,005\text{\AA}$), proporcionam um poder de resolução potencialmente alto como fonte de iluminação. Além disto, devido às suas cargas, os elétrons podem ser focalizados por campos eletrostáticos ou eletromagnéticos e, então, são capazes de formar imagens (HIATT e GARTNER, 2007).

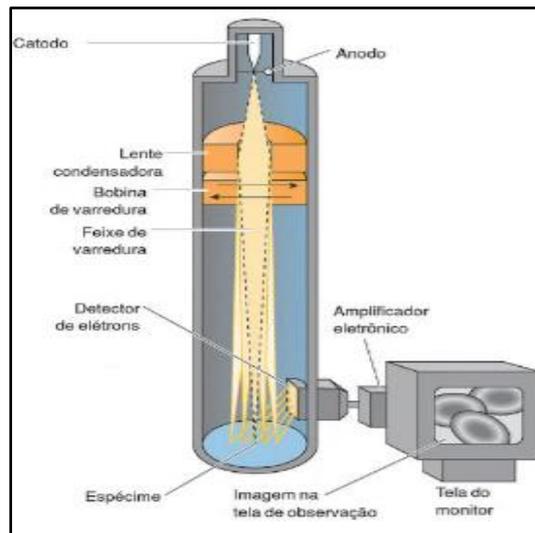


Figura 14: Esquemática do microscópio eletrônico de varredura. Fonte: HIATT, J. L; GARTNER, L. P. **tratados de histologia em cores**. 3. Ed. São Paulo: Elsevier editora LTDA, v. único, 2007.

Nas interações do feixe eletrônico com a matéria, diversos sinais são emitidos pela amostra como os elétrons secundários e os retroespalhados. Os elétrons secundários fornecem informações sobre a topografia da superfície da amostra e são responsáveis pelas imagens de alta resolução, enquanto que os elétrons retroespalhados fornecem imagens características de variação de composição (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

Características importantes do MEV, além de seu alto poder de aumento, podendo chegar à 3000.000 vezes ou mais, é a possibilidade de gerar imagens tridimensionais das amostras (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O Trabalho desenvolvido baseou-se em amostras de aço SAE 1050. Para que isso fosse possível barras de aço passaram por máquinas de corte, contribuindo com obtenção da quantidade de amostras necessárias. Na etapa subsequente, as 4 das 5 amostras obtidas no processo de corte foram submetidas a tratamento térmico de têmpera. Sendo que da quantidade de amostras que passaram pelo tratamento de têmpera apenas metade, ou seja, 2 amostras foram revenidas, em fornos de alta potência. Após os tratamentos térmicos, todas as amostras passaram por processo de metalografia que consiste em etapas de lixamento, polimento, ataque químico e análise micrografia. A completa análise do material de estudo, encerrou-se com ensaios de dureza.

3.1. Aço SAE 1050

Utilizou-se para o desenvolvimento dessa monografia o aço SAE 1050 com composição nominal: Carbono (C) que varia de 0,48-0,55%; manganês (Mn) 0,60-0,90%; potássio (P) 0,04% e enxofre (S) 0,05%.

3.2. Corte

Inicialmente a barra de aço SAE 1050 teve que ser submetidas cortes para a obtenção das dimensões adequadas, bem como para facilitar as análises e tratamentos subsequentes. Nessa etapa, utilizou-se a cortadora de amostras metalográficas PANCUT 80. Ver figura 15. Os cortes nas amostras foram realizados na longitudinal para acompanhar o sentido da laminação no qual o material foi submetido no processo de fabricação, possibilitando assim nas análises a verificação dos grãos de forma alongada e continua.

As dimensões das peças obtidos após o corte das amostras foram espessura de 0,92mm e largura de 0,94mm.



Figura 15: Máquina cortadora de amostras metalográficas PANCUT 80. Laboratório de Materiais de Construção Mecânica, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

O corpo de prova é fixo por um sistema de morsa dupla com acionamento interno. Após o posicionamento da amostra, abaixa-se a tampa com visor que nos possibilita acompanhar o corte e ao mesmo tempo receber proteção. O corte é controlado por uma alavanca de ação lateral que desloca o disco contra a amostra a ser cortada. Para evitar o aquecimento excessivo das peças a máquina cortadora de amostras metalográficas conta com um sistema de refrigeração interno, que consiste na introdução de água com aditivo antioxidante refrigerante no momento do corte.

3.3. Tratamento térmico

Os tratamentos de austenitização e revenimento, no caso de algumas amostras, foram realizados no laboratório de Materiais para Construção Mecânica da Fatec-SP, com o auxílio de um forno mufla, FLYEVER modelo FE50RPN. Ver figura 12.



Figura 16: Forno mufla FLYEVER. Laboratório de Materiais para Construção Mecânica, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

Na primeira etapa do tratamento térmico, todas as amostras, com exceção da original, passaram pelo processo de austenitização no período de 1 hora a temperatura de 810°C, tanto a temperatura quanto o tempo de exposição das amostras foram determinadas com o objetivo de evitar o crescimento excessivo de grão, que no processo de têmpera facilitaria a formação da martensita. Esse fator deslocaria a curva TTT para direita ocasionando um aumento da fração de austenita retida nas amostras temperadas. Portanto, com as dimensões das amostras obtidas na etapa de corte, que se aproximam de uma polegada de espessura como preconizado na literatura de CHIAVERINI, 1996, bem como a temperatura citada para aços hipoeutetóide com valores de até 50°C acima da linha A_3 do diagrama Fe-Fe₃C, adotou-se esses parâmetros para o tratamento térmico realizado. Subsequentemente, as amostras foram destinadas a suas respectivas formas de resfriamento. Sendo que 2 amostras, foram destinadas para o tratamento de resfriamento por têmpera à água e as demais, o restante das 2 amostras, foram destinadas para o tratamento de resfriamento por têmpera a óleo.

Parte do total das amostras que passaram por tratamento térmico de têmpera, tanto à água quanto a óleo, foram redirecionadas a uma última fase de tratamento térmico, denominado revenimento, ou seja, 1 amostra de cada tipo de tratamento por têmpera foram separadas para o uma última etapa, denominado revenimento. Segundo CHIAVERINI, 1996 o tratamento de

revenimento deve ser realizado numa faixa de temperatura que varia de 250 a 350°C, portanto, neste trabalho foi adotada uma temperatura média de 300°C, dentro dos parâmetros citados na literatura.

As amostras direcionadas ao tratamento de revenimento permaneceram cerca de meia hora no forno. Onde foram retiradas e deixadas resfriando ao ar.

3.4. Lixamento

Etapa que consiste no objetivo de eliminar riscos e marcas mais profundas da superfície de amostras, preparando-as para o polimento. Na técnica de lixamento manual, como é comumente conhecido, as amostras são submetidas a sucessivas lixas com granulação cada vez menor, mudando-se a direção, em uma angulação de 90° de uma lixa para outra até que desapareça os traços da lixa anterior.

Iniciou-se etapa com a lixadeira de fita BALDAN LFH-2 (ver figura 13). Sua alta granulação permite a remoção da carepa, oxido de ferro, formada ao redor das amostras tratadas termicamente, cantos vivos e imperfeições superficiais mais aparentes.



Figura 17: Lixadeira de fita BALDAN LFH-2. Laboratório de Materiais para Construção Mecânica, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

As lixas posteriores foram utilizadas na máquina Politriz Lixadeira Metalográficas PL 02 ET. (Ver na figura 15). Cada amostra passou por uma sequência de granulação de lixas de 280, 400 e 600 mm.



Figura 18: Politriz Lixadeira Metalográfica PL 02 ET. Laboratório de Materiais para Construção Mecânica, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

3.5. Polimento

Trata-se da operação após ao lixamento que visa um acabamento superficial polido e isento de marcas. Neste trabalho utilizou-se a Politriz Lixadeira Metalográfica PL 02 ET (ver figura 14). Nessa etapa o polimento foi executado com o auxílio de um abrasivo, denominado alumina. Diferentemente da etapa de lixamento, em que existia uma direção preferencial para a realização do mesmo, o polimento realizou-se em movimentos circulares opostos a movimento rotacional da Politriz. Não havendo uma direção preferencial.

3.6. Ataque químico

O ataque químico foi realizado com uma solução de Nital a 2% (ver figura 19). Depois que foram eliminados todos os resíduos do óxido de alumina da etapa anterior, polimento. Verifica-se a possível presença de qualquer imperfeição, como riscos, pois caso houvesse seria necessário retornar para o polimento, ou até mesmo para lixas de granulação mais fina, com o intuito de eliminá-los.

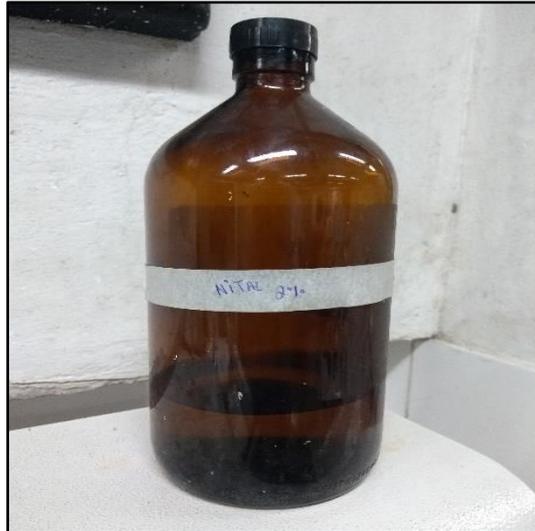


Figura 19: Nital 2%. Fonte: Acervo pessoal.

O principal objetivo é permitir a identificação (visualização) dos contornos de grão e as diferentes fases na microestrutura. O reagente ácido (Nital) foi colocado em contato com a superfície polida das amostras por um período de 10 segundos. O reagente causa a corrosão dessa superfície facilitando sua análise. Após o ataque químico a amostra deve ser rigorosamente limpa, para remover os resíduos do processo através de lavagem em água corrente ou álcool e posteriormente seca através de jato de ar quente.

3.7. Microscopia óptica

Após as amostras terem sido devidamente preparadas, nos processos de lixamento, polimento e ataque químico, foram analisadas no microscópio óptico, ZEISS AXIO (ver figura 18). Os aumentos utilizados foram de 100 e 500 vezes.



Figura 20: Microscópio óptico, ZEISS AXIO. Laboratório de Materiais para Construção Mecânica, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

3.8. Microscopia eletrônica de varredura

As amostras foram devidamente limpas, com uma solução de álcool etílico, e analisadas com o microscópio eletrônico de varredura, Jeol modelo JSM 6000. Ver figura 19. Neste caso por conveniência analisou-se apenas as amostras na longitudinal.



Figura 21: Microscópio eletrônico de varredura, Jeol modelo JSM 6000. Laboratório LPCM, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

Com o auxílio de uma fita de carbono as amostras foram fixadas na porta amostras e levadas ao interior do MEV para serem analisadas. A fita de carbono não serve apenas para fixar as amostras, bem como, para facilitar a condução dos elétrons, melhorando a resolução das amostras. As imagens produzidas foram capturadas e transmitidas computacionalmente.

3.9. Ensaio de dureza

Para a realização dos ensaios de dureza, tanto Rockwell A quanto Rockwell C, utilizou-se Durômetro Hecket, modelo HPO (ver figura 20).

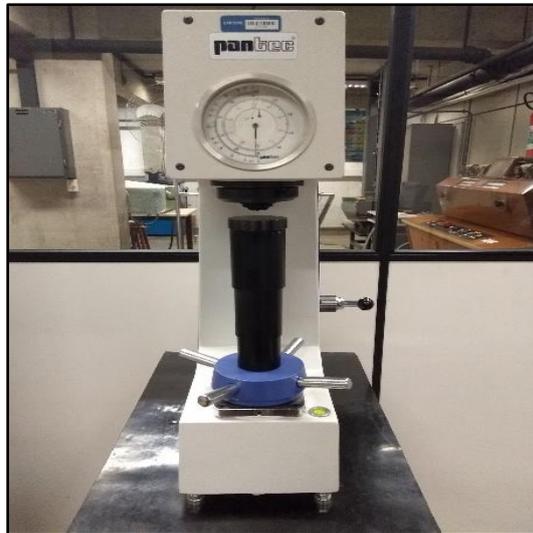


Figura 22: Durometrô Hecket, modelo HPO. Laboratório de Materiais para Construção Mecânica, Fatec-SP. Fonte: Acervo pessoal.

Os procedimentos realizados para a obtenção dos valores de dureza, consistem no devido posicionamento do corpo de prova sobre a mesa de apoio. A liberação da pré-carga, no valor de 10kgf, que garantirá o contato eficaz do penetrador com a superfície a ser ensaiada. Em seguida, a aplicação da carga maior, que varia com o tipo de análise realizada, sendo de no valor de 60kgf para ensaios de Rockwell A e 150kgf nos ensaios de Rockwell C. Por fim, retira-se a carga, a profundidade da impressão é dada diretamente no mostrador na forma de um número de dureza, lido em uma escala apropriada ao penetrador e à carga utilizada.

Para cada amostra foram realizados três ensaios de dureza Rockwell A e Rockwell C.

3.10. Tabela ilustrativa

Nº	Tipo	Têmpera (água)	Têmpera (óleo)	Revenido	Metalografia	Microscopia	Ensaio de dureza
Or.	SAE 1050 Original				X	X	X
T.A.R	SAE 1050 Longitudinal	X		X	X	X	X
T.O.R	SAE 1050 Longitudinal		X	X	X	X	X
T.A	SAE 1050 Longitudinal	X			X	X	X
T.O	SAE 1050 Longitudinal		X		X	X	X

Tabela 1: Procedimentos adotados para cada amostra analisada nesse trabalho. Fonte: Acervo pessoal.

4. RESULTADOS

4.1. Micrografias por microscopia óptica e eletrônica de varredura.

Nas micrografias da figura 23, tem-se a primeira análise realizada sem o tratamento prévio para a obtenção da troostita. É possível observar nestas micrografias, típicas de resfriamento lento, uma granulação fina e bem definida (figura 23A) e em aumento mais elevado (figura 23B), tem-se a ampliação dos grãos que permite a observação da estrutura lamelar de ferrita e cementita, típica de constituintes perlíticos. As regiões claras fora dos grãos consistem em ferrita.

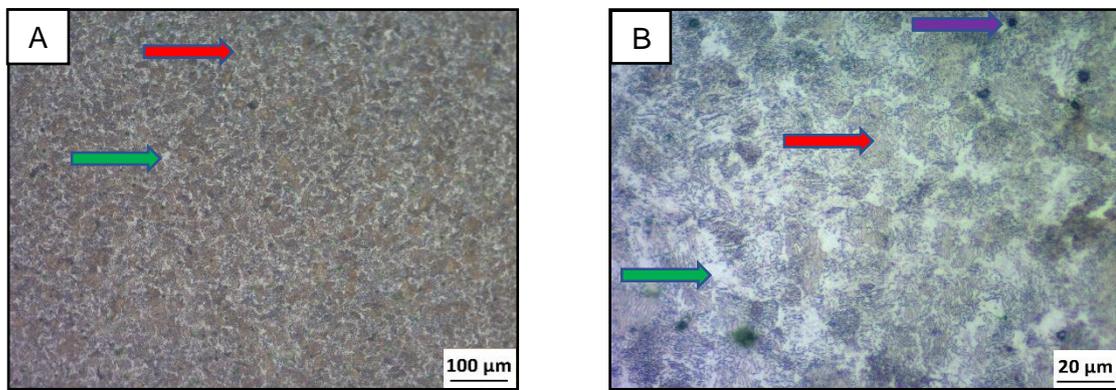


Figura 23: Micrografias obtidas por microscopia óptica. Aço SAE 1050 amostra original. A) Aumento de 100x. B) Aumento de 500x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- Grão de perlita.
- Região clara corresponde a ferrita.
- Efeitos do ataque, corrosão.

As micrografias da figura 24 retratam as manchas escuras em uma matriz martensítica, onde essas regiões escuras são as denominadas perlita-ultrafina. Tem-se, portanto, a formação da troostita ou troosto-perlita. A amostras da figura 24 foram submetidas a tratamento de têmpera brada, por fluido em óleo

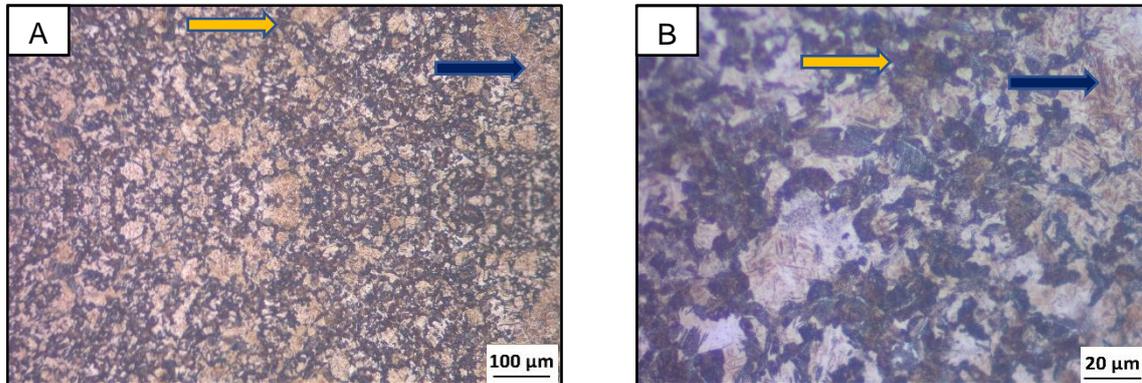


Figura 24: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a óleo. Análises realizadas longitudinalmente. A) Aumento de 100x. B) Aumento 500x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- Região escura, corresponde a perlita ultrafina denominada troostita.
- Região clara, corresponde ao aspecto agulhar denominada martensita.

As análises realizadas por microscopia eletrônica de varredura (figura 25) tem aspecto lamelar em determinadas regiões, sugerindo ser perlita.

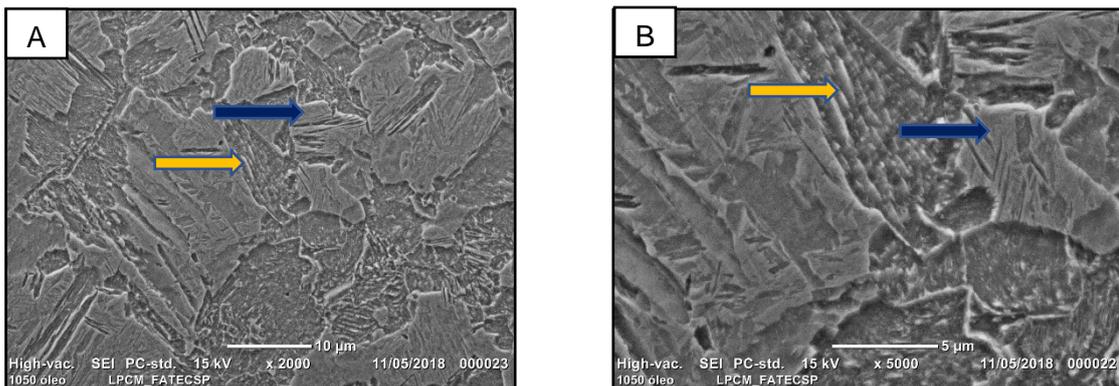


Figura 25: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a óleo. A) aumento de 2000x. B) aumento de 5000x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- Aspecto lamelar denominado troostita.
- Martensita, alto relevo.

Nota-se na figura 26 que a microestrutura lamelar, possivelmente perlita, ainda permaneceu, devido provavelmente a sua maior estabilidade termodinâmica em comparação a martensita. Neste caso a amostra analisada foi submetida a tratamentos térmicos de têmpera e revenimento a 300°.

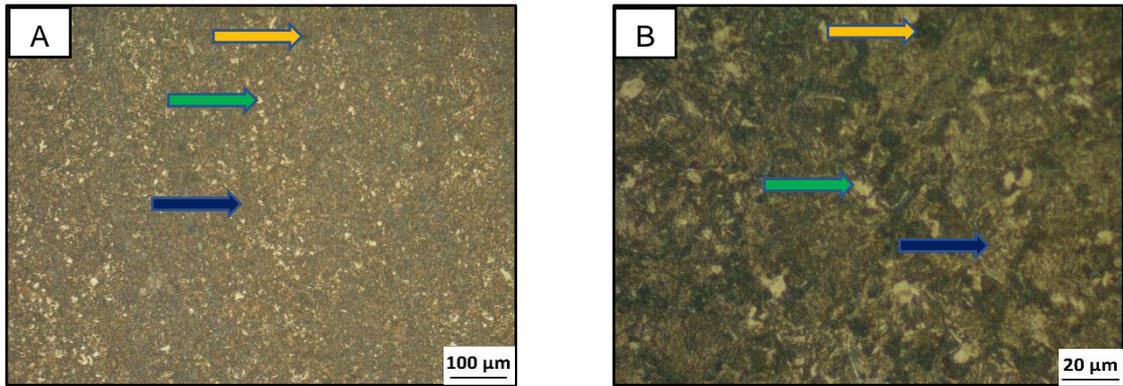


Figura 26: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a óleo e revenido 300°C. Análises realizadas longitudinalmente. A) Aumento de 100x. B) Aumento de 500x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- Região escura, corresponde a perlita ultrafina denominada troostita.
- Região clara corresponde a provável austenita retida.
- Aspecto agulhar denominado martensita revenida.

Nota-se com as análises da figura 27 realizadas por microscopia eletrônica de varredura a diminuição das tensões residuais da fase martensítica, pois tornou-se menos acicular. Há confirmação da presença de um constituinte lamelar, tratado como troostita. Neste caso a amostra analisada foi submetida a tratamentos térmicos de têmpera e revenimento a 300°.

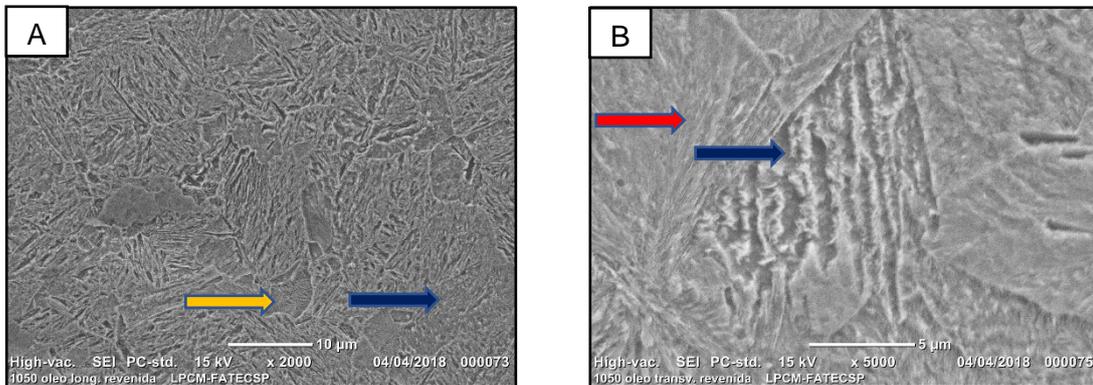


Figura 27: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a óleo e revenido a 300°C. A) Aumento de 2000x. B) Aumento de 5000x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- Aspecto lamelar denominado troostita;
- Agulhas de martensita revenida.

Na figura 28 há a visualização de martensita em ripas, conforme preconizado pela literatura para aços com teores de carbono inferiores a 0,6%, mais ilhas claras de que pode ser austenita retida. A amostra em questão passou apenas por tratamento térmico de têmpera em água.

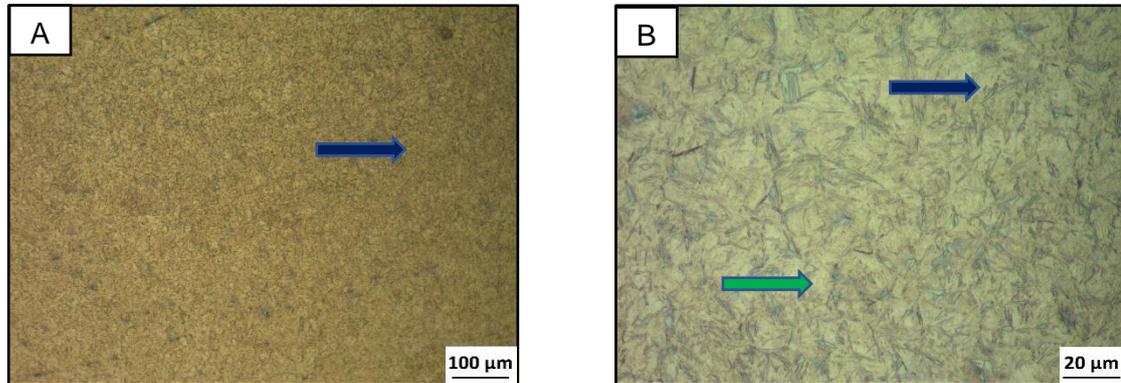


Figura 28: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água. Análises realizadas longitudinalmente. A) Aumento de 100x. B) Aumento de 500x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

■ Ripas de martensita.

■ Regiões claras corresponde a provável austenita retida.

As micrografias apresentadas na figura 29 contou com o auxílio de microscopia de varredura, amostra passou por tratamento térmico de têmpera em água.

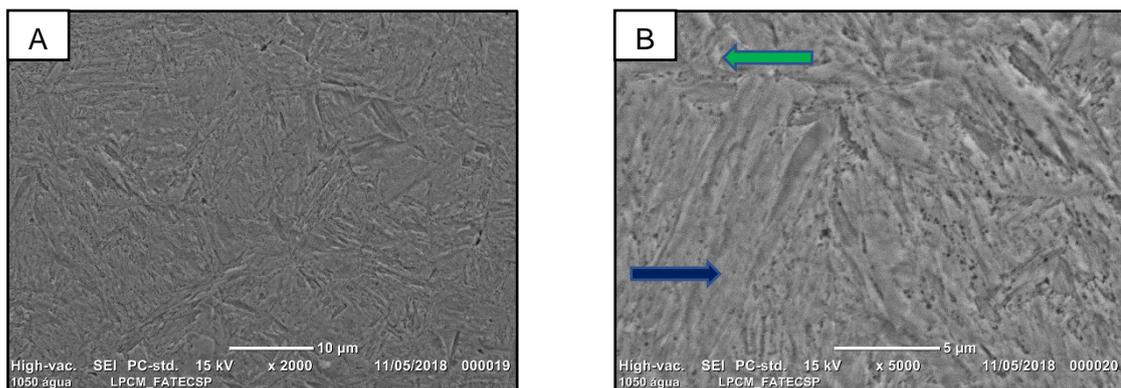


Figura 29: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a água. A) Aumento de 2000x. B) Aumento de 5000x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

■ Provável austenita retida;

■ Matriz martensita.

Nas micrografias da figura 30 tem-se um aço SAE 1050 que passou por tratamento de têmpera seguido de revenimento, neste caso há a formação de martensita revenida, conhecida por alguns autores como “troostita de revenimento”.

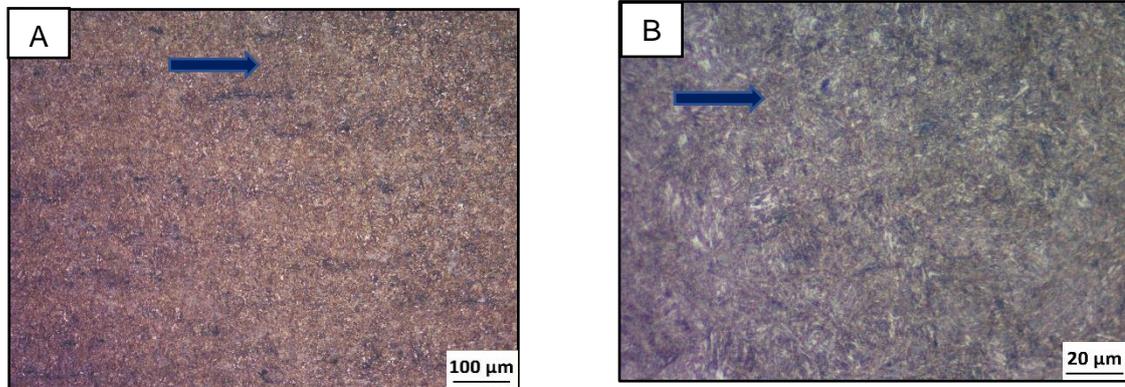


Figura 30: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água e revenido 300°C. Análises realizadas longitudinalmente. A) Aumento de 100x. B) Aumento de 500x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

■ Martensita revenida.

As análises realizadas na figura 31 contou com o auxílio de microscopia de varredura e são correspondentes a mesma amostra analisada na figura 30. Portanto, sofreu o mesmo tipo de tratamento térmico.

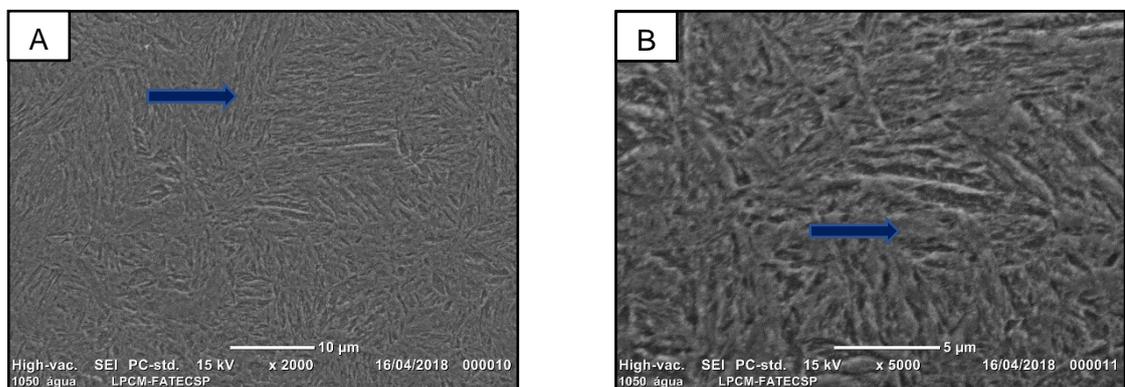


Figura 31: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura. SAE 1050 temperado a água e revenido a 300°C. A) Aumento de 2000x. B) Aumento de 5000x. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

■ Martensita revenida.

4.2. Dados dos ensaios de dureza

Os valores de dureza representados gráfico 01 são explicados através do tipo de tratamento térmico aplicado nas amostras. Resfriamentos mais brandos contribuem para presença do constituinte perlítico. A possível presença da perlita é responsável pelas amostras T.O e T.O.R apresentarem valores de dureza inferiores as amostras T.A e T.A.R.

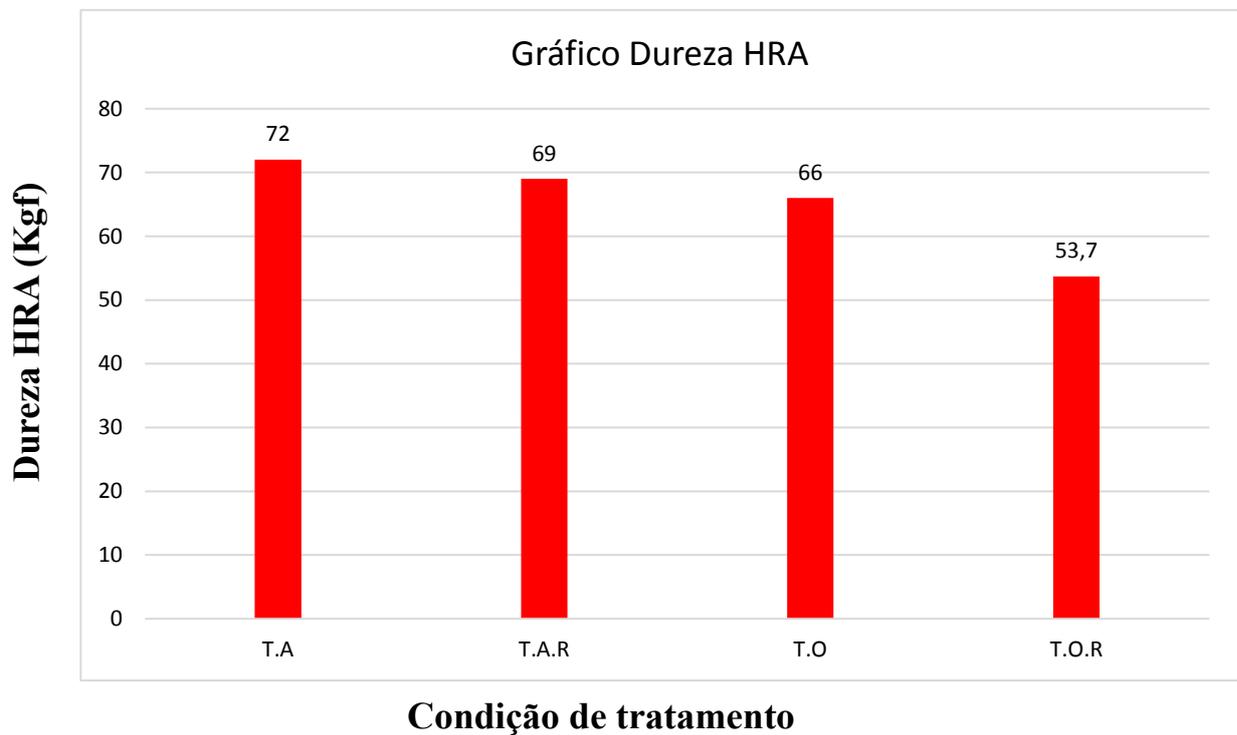


Gráfico 01: Representação gráfica que ilustra a influencia o tipo de tratamento térmico frente a propriedade mecânica de dureza do aço. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- T.A: Têmpera em água;
- T.A.R: Têmpera em água e revenido a 300°C;
- T.O: Têmpera em óleo;
- T.O.R: Têmpera em óleo e revenido a 300°C.

4.3. Dados dos ensaios de resistência a tração

Quando o comprimento insuficiente da amostra invalida a realização de ensaios mecânicos de tração, como no caso dos exemplares analisados nesta monografia, existe para aços uma relação empírica entre a dureza Brinell e o limite de resistência a tração (σ_R):

$$\sigma_R = 0,36HB, \text{ sendo } \sigma_R \text{ dado em kgf/mm}^2 \text{ (SOUZA, 1982).}$$

Portanto, os valores de dureza obtido para a criação do Gráfico 02 foram gerados por meio dessa conversão.

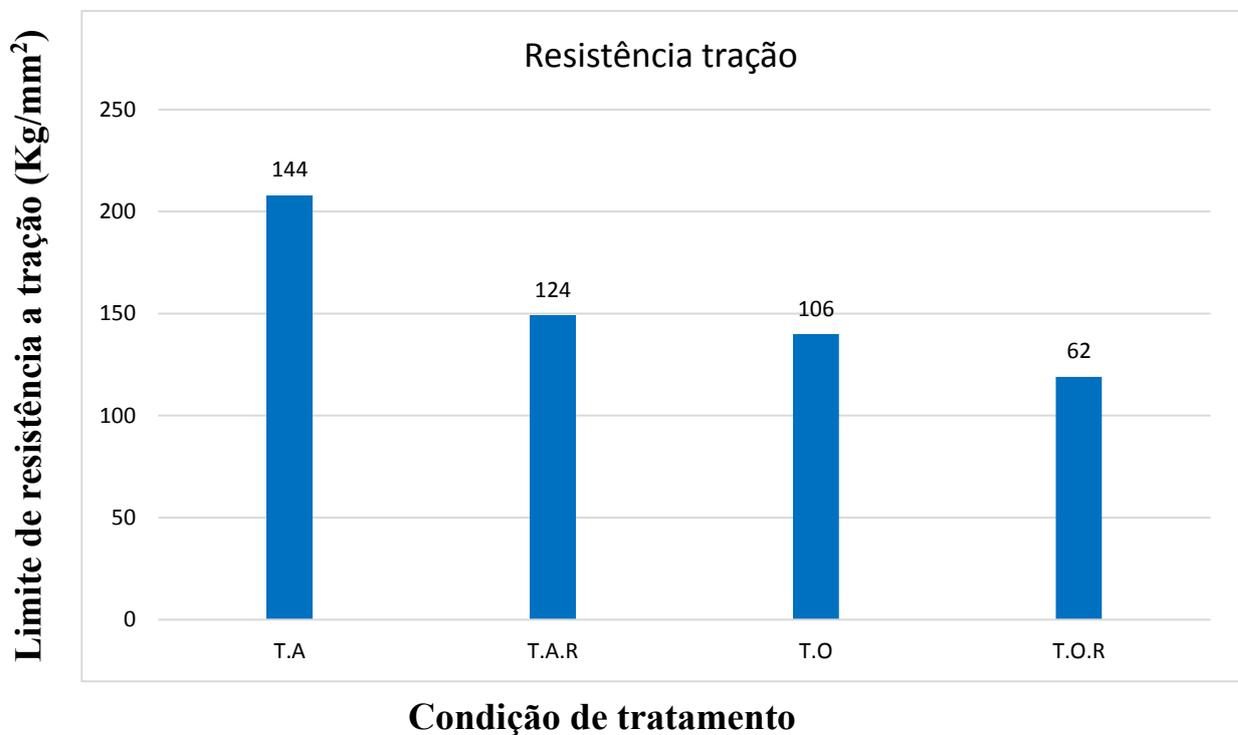


Gráfico 02: Representação gráfica que ilustra a influência o tipo de tratamento térmico frente a propriedade mecânica de resistência a tração. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

- T.A: Têmpera em água;
- T.A.R: Têmpera em água e revenido a 300°C;
- T.O: Têmpera em óleo;
- T.O.R: Têmpera em óleo e revenido a 300°C.

A capacidade que um metal possui de sofrer deformação plástica dependerá das mobilidades de suas discordâncias e conseqüentemente de seus planos atômicos. Observou-se graficamente que com o aumento da velocidade de resfriamento ocorreu a elevação da propriedade mecânica de resistência a tração, como no caso das amostras temperadas a água (T.A. e T.A.R) em função da ausência de constituinte difusional perlita.

Os fatos apresentados explicam as razões pelas quais as amostras T.A e T.A.R apresentam valores de resistência a tração mais elevados que as amostras T.O e T.O.R.

5. DISCUSSÃO

Buscou-se neste trabalho validar todos os conceitos desenvolvidos e apresentados, portanto para isso, torna-se coerente comparar os dados desta pesquisa com aqueles da literatura.

A figura 32 apresenta um comparativo, no qual a figura 32A é referente a uma micrografia do aço SAE 1050 encontrada na literatura que foi submetida as mesmas condições de tratamento térmico que o da figura 32B, adotado neste trabalho.

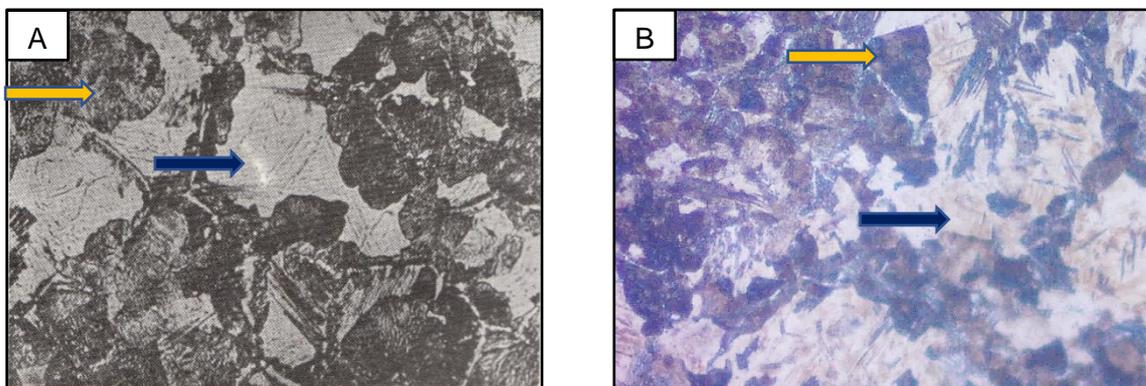


Figura 32: Micrografia obtida por microscopia óptica. SAE 1050 temperado óleo. A) micrografia retirada da literatura, com aumento de 750x. B) Análise retirada do acervo pessoal, com aumento de 1000x. Fonte: A) COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos comuns**. 3.ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1969. B) Acervo pessoal.

Legenda:

- Região escura corresponde a perlita ultrafina denominada Troostita;
- Região clara corresponde as ripas de martensita.

A representação da figura 33 traça um paralelo, onde observa-se na figura 33B, por microscopia eletrônica de varredura, região em destaque correspondente ao microconstituente lamelar perlítico, visto por microscopia óptica como manchas escuras e contínuas. Na figura 33A, retirada da literatura, traz essas lamelas em aumentos maiores possibilitando sua melhor visualização.

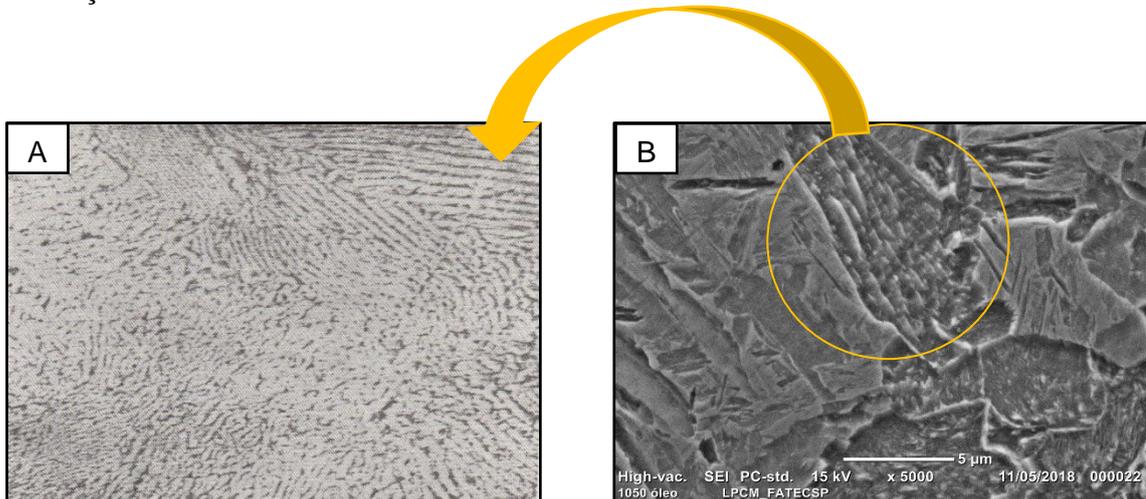


Figura 33: Micrografias de SAE 1050 temperado a óleo. A) Micrografia por microscopia eletrônica com aumento de 10.000x. B) Micrografia por microscopia eletrônica de varredura com aumento de 5000x. Fonte: A) COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos comuns**. 3.ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1969. B) Acervo pessoal.

Nas micrografias da figura 34 nota-se a semelhança entre a literatura e os resultados experimentais obtidos. Os tratamentos térmicos por têmpera em água permitem a plena formação da martensita, eliminando as variações microestruturais de resfriamentos menos bruscos, como no caso da têmpera em óleo, que podem comprometer a resistência mecânica do material.

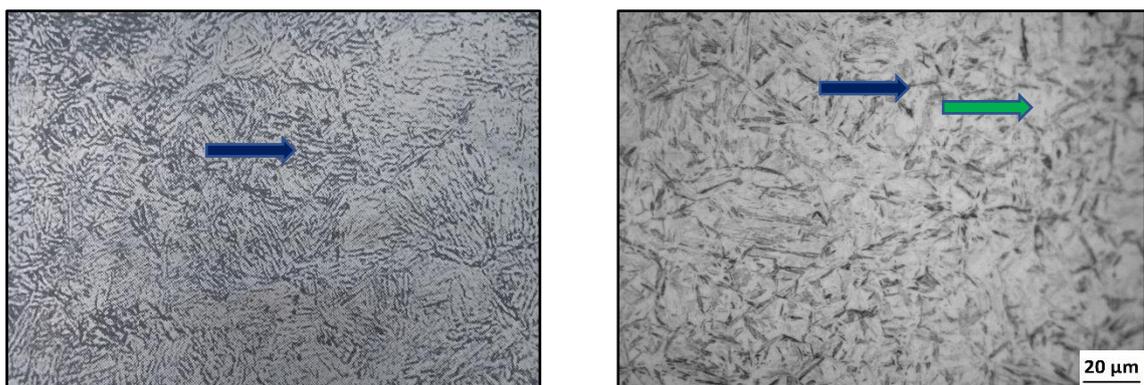


Figura 34: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água. A) micrografia retirada da literatura, com aumento de 750x..B) Micrografia retirada do acervo pessoal, com aumento de 500x. Fonte: A) COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos comuns**. 3.ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1969. B) Acervo pessoal.

Legenda:

■ Provável austenita retida;

■ Martensita.

As desvantagens do tipo de tratamento térmico por têmpera a água podem ser observadas na figura 35, a contínua faixa escura que pode ser observada, trata-se de uma trinca. A formação dessas trincas deve-se pela grande quantidade de tensões residuais criadas no processo de expansão da martensita durante o resfriamento.



Figura 35: Micrografias obtidas por microscopia óptica. SAE 1050 temperado a água. Fonte: Acervo pessoal.

Legenda:

■ Ripas de martensita.

■ Região escura contínua correspondente a trinca.

Velocidades de resfriamento como no caso T.O diminuem a taxa de transformação da austenita, em relação a T.A, o que leva o material a transitar em uma faixa de transformação difusional, conhecida como “ponta do joelho” no caso do diagrama TTT (ver gráfico 03), responsável pela formação do constituinte perlítico. Como a passagem por esse campo é muito rápida apenas parte do material sofrerá influência dessa transição. Ao mesmo tempo que restringirá o processo de formação das lamelas de perlita, com a redução da temperatura, a taxa de difusão do carbono diminui, e as camadas se tornam progressivamente mais finas. Portanto, ocorrerá nas amostras tratadas por T.O a formação do microconstituinte troostita, pois as manchas escuras observados por microscopia óptica são o resultado desses processos difusionais insuficientes que levam a construção de uma perlita ultrafina observável apenas por microscopia eletrônica de varredura.

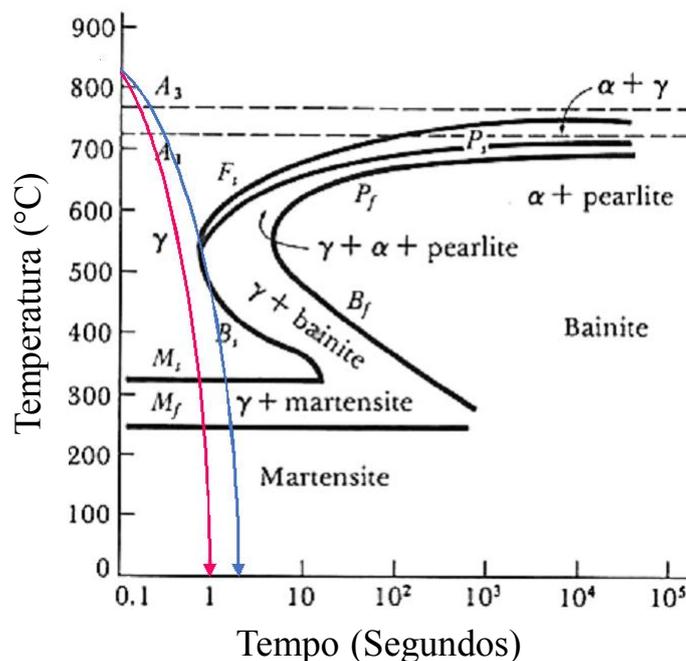


Gráfico 03: Curva de resfriamento isotérmico para aço SAE 1050. Fonte: SHAH. K.P. practicalmaintenance. [www.practicalmaintenance.net](http://practicalmaintenance.net). Disponível em: <<http://practicalmaintenance.net/?P=1345>>. Acesso em 07 jun. 2018.

Legenda:

■ T.A: Têmpera em água.

■ T.O: Têmpera em óleo.

6. CONCLUSÃO

A troostita trata-se de um microconstituente que interfere diretamente as propriedades mecânicas do aço.

O presente trabalho propôs com a realização de estudos diversos, comprovar as formas de obtenção da troostita em aço de médio carbono. Bem como, desmistificar alguns conceitos relatados na literatura, como o surgimento da troostita por processos de têmpera branda em óleo, originando a troosto-perlita ou em processos de têmpera mais agressivos, caso dos resfriamentos em água, seguidos de revenimento, resultando na formação de troostita de revenimento, conhecida como um tipo de martensita revenida.

Embora o revenimento tratado por alguns autores ainda use os termos troostita, sorbita e esferoidita. É uma classificação antiga, mas ainda muito útil. Pode-se tratar todas elas por martensita revenida.

Concluiu-se que há a formação da troosto-perlita na têmpera em óleo de aços de médio carbono, pois o gradiente de temperatura é inferior a têmpera a água. A formação da troosto-perlita diminui a dureza do material temperado. Entretanto, a possibilidade de extinguir o uso de T.O trona-se inviável já que os tratamentos por T.A aumentam os riscos de nucleação de trincas que atuam fragilizando o material.

7. REFERÊNCIA

ARAI, T.; BAKER, G. M.; BATES, C. E. **ASM Handbook: Heat treating**. 3ª Edição. ASM, v. IV, 1992.

CALLISTER, D. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução**. 8a. ed. São Paulo: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora LTDA, v. Único, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: Associação de metalurgia. 7ªEd, 1996.

CHEGG Study. **www.chegg.com**. Disponível em: <<http://www.chegg.com/homework-help/questions-and-answers/given-values-time-temperature-transformation-diagram-1050-steel-heat-treatment-quench-650--q24646307>>. Acesso em: 31 Maio 2018.

DEDAVID, A.; GOMES, C.I.; MACHADO, G. **Microscopia Eletrônica de Varredura**. Porto Alegre: Edipucrs, 2007.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 2ª Edição. McGraw-Hill Book, 1981.

FERMAC. **www.Tratamento Térmico.com.br**, 2011. Disponível em: <<http://tratamentotermico.com/tempera.html>>. Acesso em: 17 mar. 2018.

HIATT, J. L.; GARTNER, L. P. **tratado de histologia em cores**. 3. ed. São Paulo: Elsevier editora LTDA, v. único, 2007.

KRAUSS, G. **Heat Martensitic Advanced Manufacture Steels: Microstructural Systema for Advanced Manufacture**. 4. ed. [S.l.]: ISIJ internationa, v. 35, 1995.

LARRE, I. V. Estructuras del acero. In: LARRE, I. V. **metalografai y tratamientos térmicos**. [S.l.]: [s.n.], Cap. 5.

SMITH, W. F. **Structure and Properties of Enginerring Alloys**. 2ª Edição. McGraw-Hill College, 1992.

MOREIRA, M. F. Dalmolim. **Bibliomat**, 2007. Disponível em: <<http://www.dalmolim.com.br/EDUCACAO/MATERIAIS/Bibliomat/fec.pdf>>. Acesso em: 6 dez. 2010.

NASCIMENTO, J. O. Aplicações da Metalografia aos aços comuns e Alguns Tipos de Aços-Liga Ternarios. **Geologia e Metalurgia**, São Paulo, n. 2, p. 42-70, 1950.

NETO, J. R. D. B. **Influência da taxa de resfriamentos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de barras de aço**. Universidade Federal do Ceará - UFC. Fortaleza, p. 1-4. 2010.

SHAH, K. P. practical maintenance. **www.practicalmaintenance.net**. Disponível em: <<http://practicalmaintenance.net/?p=1345>>. Acesso em: 07 jun. 2018.

SOUZA, S. A. D. **ENSAIOS MECÂNICOS DE MATERIAIS METÁLICOS - Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5. ed. São paulo : Edgard Blucher LTDA, 1982.