



Universidade Federal da Grande Dourados
Faculdade de Engenharia



Maria Fernanda Costa de Melo

Análise da microestrutura de um aço SAE 1010 e um aço SAE 1020 após tratamento de boretação

Dourados

06 de Dezembro de 2018

Maria Fernanda Costa de Melo

**Análise da microestrutura de um aço SAE 1010 e um aço
SAE 1020 após tratamento de boretação**

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

Orientador: Prof^o. Dr. Rafael Ferreira Gregolin

Dourados

06 de Dezembro de 2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP).

M528a Melo, Maria Fernanda Costa De

Análise da microestrutura de um aço SAE 1010 e um aço SAE 1020 após tratamento de boretção / Maria Fernanda Costa De Melo -- Dourados: UFGD, 2018.

53f. : il. ; 30 cm.

Orientador: Rafael Ferreira Gregolin

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

Inclui bibliografia

1. Aços SAE 1010 e SAE 1020. 2. Tratamento superficial. 3. Boretção. 4. Microestrutura. 5. Camada cerâmica. I. Título.

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

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

Maria Fernanda Costa de Melo

Análise da microestrutura de um aço SAE 1010 e um aço SAE 1020 após tratamento de boretação

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

Trabalho aprovado. Dourados, 06 de Dezembro de 2018:

Prof. Dr. Rafael Ferreira Gregolin
Orientador
Universidade Federal da Grande da
Dourados-UFGD

Prof. Me. Edilson Nunes Pollnow
Convidado 1
Universidade Federal da Grande da
Dourados-UFGD

Prof. Dr. Rodrigo Borges Santos
Convidado 2
Universidade Federal da Grande da
Dourados-UFGD

Dourados
06 de Dezembro de 2018

*Este trabalho é dedicado aos estudantes que,
se sentiam incapazes de realizar seus feitos,
mas foram capazes de surpreender a tudo e a todos.*

Agradecimentos

Primeiramente, gostaria de agradecer a minha família em geral por sempre terem me apoiado não importando a situação. Principalmente, meu pai Lucimar Lacerda de Melo e minha mãe Cristiane Mendes Costa de Melo por terem tornado possível o meu ingresso e a permanência durante todo o curso, por terem me proporcionado não só o básico, mas muito mais do que o necessário. Aos meus irmãos Maria Eduarda Costa de Melo e Luiz Henrique Costa de Melo por serem essas pessoas maravilhosas e me proporcionarem momentos felizes durante todos esses anos, além de me apoiarem nos momentos mais difíceis.

Ao meu namorado João Paulo Gatto Schardong por estar sempre presente, tanto nos momentos felizes quanto nos mais difíceis, por não me deixar desistir e lutar até o final mesmo com todos os obstáculos presentes. E também por fazer parte desta jornada.

À minha melhor amiga de infância Marina de Andrade Marcondes e a sua querida família por terem me acolhido no início da faculdade e terem me acompanhado durante todo o trajeto. Além de sempre estarem por perto como uma família para mim.

Ao meu orientador da disciplina de "Trabalho de conclusão de curso I", o Prof^o Me. Edilson Nunes Pollnow, por ter aceitado a missão de iniciar a orientação no decorrer deste trabalho. Por ter me acalmado durante os momentos de ansiedade que um trabalho de conclusão de curso pode causar na vida de um graduando. Além de ser o responsável por eu ter escolhido o tema proposto no trabalho, pois foi em uma palestra durante a semana acadêmica de Engenharia Mecânica que tive conhecimento de tal experimento. E por fim, por ter sido amigo e me proporcionado essa chance de ser sua orientanda nesta disciplina.

Ao Prof^o Rafael Ferreira Gregolin, coordenador do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Grande Dourados, por ter aceitado orientar na disciplina de "Trabalho de conclusão de curso II".

À minha amiga e companheira de trabalho Carolina Santana Michels por ter me incentivado e motivado durante todo o percurso deste trabalho. Por estar sempre presente e disposta a ajudar não importando o momento. E o mais importante, por ter me proporcionado uma amizade sincera e acolhedora, além de ótimas conversas e risadas.

À empresa SeaLine: cerâmica especiais por ter cedido uma amostra do agente boreante para fins de estudos universitários.

À empresa Líder Aço: comércio de metais por ter cedido alguns pedaços de aços para as minhas amostras.

Aos Laboratórios da Faculdade de Engenharia da Faculdade Federal da Grande Dourados por me proporcionarem as ferramentas necessárias.

Ao Laboratório de pesquisa em materiais (Lapem) da UFPel, Universidade Federal de Pelotes, local aonde foi realizado as micrografias e microdurezas.

Ao Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG), local aonde foi realizado o ensaio de difratometria de raio X das amostras.

*“Eu não falhei.
Só descobri 10 mil caminhos que não eram o certo.
(Thomas Edison, inventor)*

Resumo

A engenharia de superfície busca conferir novas funções no corpo de prova a ser trabalhado, possibilitando modificar superficialmente propriedades físico-químicas de materiais. Para isto há diversos meios de tratamento, como os tratamentos termoquímicos, por exemplo: cementação, nitretação, carbonitretação, boretação entre outras. O objetivo deste trabalho foi de analisar a microestrutura dos aços SAE 1010 e SAE 1020 após o tratamento de boretação. O processo foi realizado nas temperatura de 1100°C com patamares de 60 e 120 minutos. As amostras foram caracterizadas através de microscopia óptica, microscopias eletrônica de varredura, microdureza Vickers e difração de raios X. Com base nos resultados não ocorreu a formação de camadas boretadas devido ao tratamento não ser realizado em atmosfera inerte, ao analisar o resíduo do tratamento percebeu-se que formou-se uma camada cerâmica sobre o aço, esta impediu a correta difusão do boro.

Palavras-chave: aço SAE 1010; aço SAE 1020; tratamento superficial; boretação; microestrutura; camada cerâmica.

Abstract

The surface engineering search how to improve new properties into the specimen, being able to modify superficially and chemically the materials. For that, exist a variety of treatments such as thermo-chemical, for example: nitriding, cementation, carbonitriding, boriding and others. The main point of this work is to analyze on the microstructure of SAE 1010 and SAE 1020 steels after the boriding treatment. The process occurred at temperatures of 1100°C for all the samples with dwell time of 60 and 120 minutes. The samples were characterized through techniques of optical microscopy, scanning electron microscopy, microhardness and X-ray diffraction. Based on the results, there wasn't any borided layers because the treatment was not realized in an inert atmosphere, when analysing the treatment's residue, noticed that a ceramic layer was formed above the steel which prevented the boron diffusion through the steel surface in the samples.

Keywords: SAE 1010 steel; SAE 1020 steel; surface treatment; boriding; microstructure; ceramic layer.

Lista de figuras

Figura 1 – Relação da camada boretada e o tempo de processo a 1000°C	19
Figura 2 – Microestrutura em forma de agulhas da camada boretada	19
Figura 3 – Exemplo de camada de boretos	20
Figura 4 – Diagrama de equilíbrio de fases ferro-carbono	23
Figura 5 – Correlação entre os tipos de desgastes e causas físicas	26
Figura 6 – Exemplo de desgaste abrasivo através dos anos	27
Figura 7 – Roteiro proposto para o desenvolver do trabalho	29
Figura 8 – Dimensões aço SAE 1010 e SAE 1020, respetivamente	30
Figura 9 – Identificação das amostras	31
Figura 10 – Preparação das amostras com o substrato já posicionado	31
Figura 11 – Imagem de cima e imagem da lateral da camada formada após tratamento, respetivamente	32
Figura 12 – Microestruturas com ausência e microestrutura com presença da camada de boretos	35
Figura 13 – Núcleo amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 40x	35
Figura 14 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x	36
Figura 15 – Núcleo amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x	36
Figura 16 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 400x	37
Figura 17 – Centro amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x	38
Figura 18 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x	38
Figura 19 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 100x	39
Figura 20 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 200x	39
Figura 21 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 400x	40
Figura 22 – Centro amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 40x	40
Figura 23 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 40x	41
Figura 24 – Centro amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x	41
Figura 25 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x	42
Figura 26 – Centro amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x	42
Figura 27 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x	43
Figura 28 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 100x	43
Figura 29 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 200x	44
Figura 30 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 400x	44
Figura 31 – Valores de Microdureza	45
Figura 32 – Gráfico da média de dureza Vickers com desvio padrão no núcleo	46
Figura 33 – Gráfico de resultados da difratometria de raios X	47

Lista de tabelas

Tabela 1 – Propriedades dos boretos de ferro	18
Tabela 2 – Classificação de aços	22
Tabela 3 – Composição químicas do aço SAE 1010	24
Tabela 4 – Composição químicas do aço SAE 1020	24
Tabela 5 – Alguns tipos de desgaste	25

Lista de símbolos

HNO_3	Ácido Nítrico
FeBO_3	Borato de ferro
FeB	Boreto de Ferro
Fe_2B	Boreto de Ferro II
B_4C	Carbeto de boro
SiC	Carbeto de silício
Hv	Hardness Vickers(Dureza Vickers)
KBF_4	Potássio de tetrafluoroborato
MO	Microscopia óptica
$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$	Tetraborato de sódio
mm	Milímetros
Θ	Theta, ângulo de difração
λ	Comprimento de onda
gf	Unidade de força grama força
Å	Unidade de medida de 10^{-10}m
μm	Unidade de medida de micrometro

Sumário

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	16
2.1	Objetivos Específicos	16
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1	Boretação	17
3.2	Aços carbono	21
3.2.1	Temperatura de austenitização	22
3.3	Aços SAE 1010 e SAE 1020	23
3.4	Tipos de desgastes	24
3.5	Desgaste abrasivo	26
4	MATERIAIS E MÉTODOS	29
4.1	Obtenção das Matérias-Primas	29
4.2	Preparação dos Corpos de Provas	30
4.3	Tratamento Termoquímico de Boretação	30
4.4	Caracterização das Amostras	32
4.4.1	Microscopia Óptica	32
4.4.2	Ensaio de Microdureza Vickers	33
4.4.3	Difração de Raios-X	33
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	34
5.1	Caracterização das amostras (SAE 1010 e SAE 1020)	34
5.1.1	Microscopia	34
5.1.1.1	Aço SAE 1010	34
5.1.1.2	Aço SAE 1020	40
5.2	Ensaio de microdureza	44
5.3	Ensaio de difração de raios-X	46
6	CONCLUSÃO	48
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	49
	REFERÊNCIAS	50
	APÊNDICE A – RESULTADOS MICRODUREZA	52

1 Introdução

Desde tempos remotos a humanidade busca desenvolver-se e tal desenvolvimento está intimamente conectado com a descoberta do fogo, da construção de equipamentos que possibilitaram construir diversos utensílios, como por exemplo a roda. Contudo, para que houvesse o melhoramento das ferramentas já existentes foi preciso descobrir novos materiais e melhorar os atuais. Conforme (BURAKOWSKI; WIERZCHON, 1998), foi descoberto uma variedade de materiais, porém os que mais se destacaram foram os materiais metálicos.

A engenharia de superfície tem como principal característica conferir novas funções no corpo de prova a ser tratado. Este método de aperfeiçoamento possibilita modificar, superficialmente, propriedades físicos-químicas de materiais.

Para a realização da modificação superficial, comumente pensa-se em tratamentos termoquímicos, os quais propiciam à adição de elementos químicos (carbono, boro, nitrogênio, entre outros) na superfície de materiais metálicos, como o aço, por meio do processo de difusão. De acordo com (SILVA; MEI, 2010), o termo termoquímico está relacionado com a temperatura para que ocorra a difusão dos elementos para o aço, este deve ser aquecido em determinadas temperaturas.

Ainda segundo (SILVA; MEI, 2010), os tratamentos termoquímicos ou superficiais tem como principal característica o aumento da dureza e da resistência ao desgaste superficial, mantendo as propriedades iniciais no núcleo do material. No entanto, tal processo pode ter outras finalidades, como: aumentar resistência a oxidação em altas temperaturas; aumentar resistência a corrosão; aumentar a resistência a fadiga; entre outros. Os tratamentos mais utilizados são, por exemplo: cementação; cianetação; cabonitretação; boretação; plasma; têmpera.

Atualmente, a necessidade de maquinário e ferramentas cada vez melhores e objetivando a redução do custo de produção e de manutenção, não só como também, visa uma melhoria na vida útil dos equipamentos tratados. Para que seja possível alcançar esse objetivo são utilizados os tratamentos superficiais, por exemplo a boretação, o qual é uma boa opção para o aperfeiçoamento superficial de materiais.

Assim como explicado por (CHIAVERINI, 2003), o tratamento de boretação consiste em um elemento endurecedor, o qual seria um composto a base de boro, que por meio do processo de difusão forma um elemento de elevada dureza, o boreto de ferro, sendo capaz de proporcionar à superfície tratada uma boa resistência ao desgaste.

O processo de boretação é um tratamento termoquímico de superfícies, o qual acontece por meio da difusão de átomos de boro para o interior da superfície trabalhada, formando assim, um complexo de boretos (Fe_2B). Ao penetrar o substrato posiciona-se entre os espaços vazios

proporcionando assim uma liga de boro e ferro.

Neste trabalho, busca-se aprofundar o estudo sobre o processo de boretação em superfícies metálicas, analisando a influência que este tem sobre as propriedades dos aços SAE 1010 e SAE 1020 com os patamares de 60 e 120 minutos.

2 Objetivos

Este trabalho tem por objetivo analisar a influência do tratamento termoquímico de boretação sobre a microestrutura dos aços SAE 1010 e SAE 1020.

2.1 Objetivos Específicos

É imprescindível à obtenção do objetivo geral, a tomada das seguintes etapas:

1. Verificar a influência do patamar de tratamento na microestrutura dos aços SAE 1010 e 1020 boretados a 1100°C;
2. Realizar análise por Microscopia Óptica para verificar a formação da camada boretada e as alterações da microestrutura dos substratos;
3. Análise do perfil de microdureza Vickers para a camada boretada e para o substrato.
4. Realizar o ensaio de difratometria de raios X para análise do substrato do resíduo da boretação.

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Boretação

Atualmente, a necessidade de aprimoramento das propriedades físico-química de maquinário em geral vem ganhando espaço, devido a muitos sofrerem com a ação do meio em que estão, como por exemplo, sofrerem com o processo de oxidação e corrosão, gerando assim um desgaste na máquina. Sendo assim, a necessidade da utilização da engenharia de superfície para a melhoria das características tribológicas vem ganhando espaço.

Os estudos na área da engenharia de superfícies recebem grande importância devido ao aprimoramento que as modificações superficiais fornecem aos materiais. Com um mercado global que tem a necessidade de proporcionar às peças e equipamentos maior vida útil com baixo custo, para suportar solicitações severas e assim manter seu alto desempenho, os tratamentos superficiais tornam o que se pensava impossível na realidade. (POLLNOW et al., 2017)

Alguns exemplos de tratamentos termoquímicos mais usuais são: cementação, podendo ser sólida, líquida ou gasosa; a nitretação, sólida, líquida ou gasosa; cianetação; carbonitretação; entre outras.

O processo de cementação, segundo (SILVA; MEI, 2010), consiste na adição de carbono na superfície do aço. Quando o procedimento é por meio sólido, o aço é colocado numa caixa e recoberto com carvão ou coque, posteriormente, adiciona-se um catalisador e um óleo ligante, para que a reação química ocorra. A cementação por meio gasoso acontece ao posicionar o aço em um forno, onde a atmosfera seja controlada para que o gás cementante, o gás natural por exemplo, possa ser adicionado na medida certa para a realização do procedimento. Por último, a cementação por meio líquido ocorre, basicamente, ao posicionar o aço em um banho de sal fundido em altas temperaturas.

Para o tratamento de nitretação, o processo busca introduzir o nitrogênio na superfície do aço. Ainda conforme (SILVA; MEI, 2010), a nitretação por meio gasosa incorpora o nitrogênio na superfície do aço por meio de uma atmosfera envolvente de amônia a uma certa temperatura, entre 500°C a 565°C. Já por meio líquido, a faixa de temperatura está inserida no mesmo valor que a do meio gasoso, no entanto, a diferença é que introduz-se a amostra em um banho a base de cianeto ou cianato. E a cianetação, como o próprio nome diz, é quando o aço é inserido em um banho de sal que contém cianeto de sódio, carbonato de sódio e cloreto de sódio.

A carbonitretação, segundo (SILVA; MEI, 2010), é basicamente adicionar na superfície do aço o elemento carbono e nitrogênio a partir de uma mistura gasosa apropriada, uma mistura onde esses dois elementos estão presentes.

Embora exista uma variedade de tratamentos superficiais, o enfoque deste trabalho é o tratamento termoquímico denominado boretação, o qual confere a materiais ferrosos e não ferrosos uma melhoria nas suas propriedades mecânicas. Como este processo é uma alternativa de tratamento superficial existente no mercado é interessante o seu estudo (BINCLETO; NASCENTE, 2010).

O processo de boretação, segundo (SILVA; MEI, 2010), consiste, basicamente, em aquecer a peça a ser trabalhada em uma determinada temperatura, mas esta deve estar em contato com um agente boretante, visando a obtenção de boretos de ferro, Fe_2B e FeB , na camada superficial. O ideal é conseguir uma camada monofásica e não uma bifásica, ou seja, uma camada, preferencialmente, de Fe_2B , porque a presença de duas fases podem gerar trincas devido as diferenças de propriedades que possuem como podem ser vistas na Tabela 1. Essas duas fases diferenciam-se devido a concentração de boro no meio em que o metal está inserido, a temperatura e o tempo de formação são fatores para o surgimento delas, sendo a primeira fase a ser formada a Fe_2B , a qual não possui elevada dureza a ponto de fragilizar a amostra diferentemente da FeB . As trincas que podem existir na coexistências das duas fases pode gerar a descamagem da superfície dependendo do esforço aplicado sobre ela, ou seja, "descascar" a camada boretada.

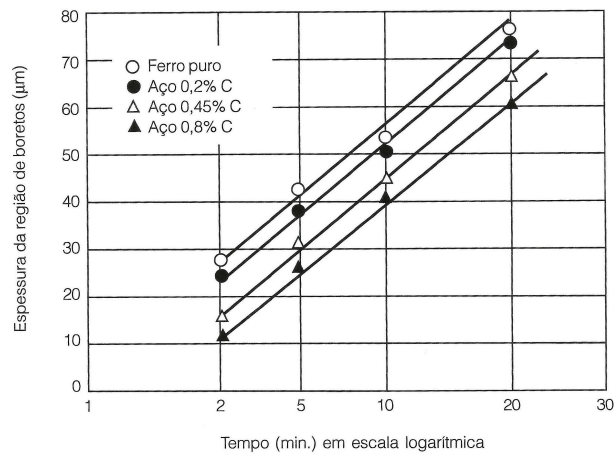
Ainda conforme o autor (SILVA; MEI, 2010), sabe-se que a espessura da camada boretada é linearmente proporcional ao quadrado do tempo utilizado no processo, como demonstrado na Figura 1.

Tabela 1 – Propriedades dos boretos de ferro

Propriedades	FeB	Fe₂B
Microdureza (GPa)	19-21	18-20
Módulo elasticidades (GPa)	590	290
Densidades (g/cm ³)	6,75	7,43
Coefficiente de expansão térmica (10 ⁻⁶ /°C)	23	7,7
Composição (% em peso de boro)	16,23	8,83
Estrutura	Ortorrômica	Tetragonal de corpo centrado

Fonte: (SILVA; MEI, 2010, p. 197), adaptada pela autora

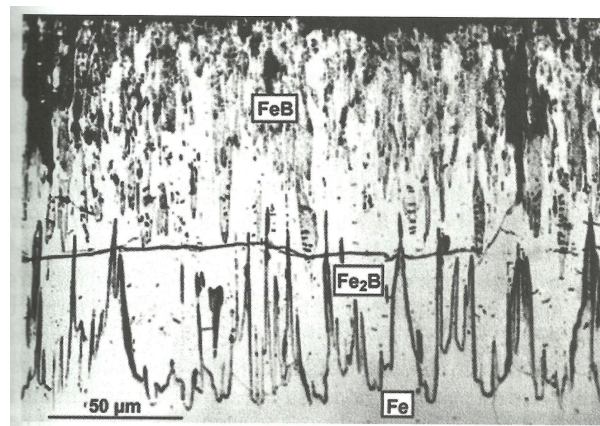
Figura 1 – Relação da camada boretada e o tempo de processo a 1000°C



Fonte: (SILVA; MEI, 2010, p. 198)

Este processo ocorre através da difusão do boro, meio pelo qual o elemento transporta massa através da movimentação de átomos (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2016) no substrato a altas temperaturas. Segundo (KULKA; MAKUCH; PIASECKI, 2017), quando o procedimento já ocorreu o formato da microestrutura assemelha-se a uma agulha como mostrado na Figura 2.

Figura 2 – Microestrutura em forma de agulhas da camada boretada



Fonte: (SILVA; MEI, 2010, p. 197)

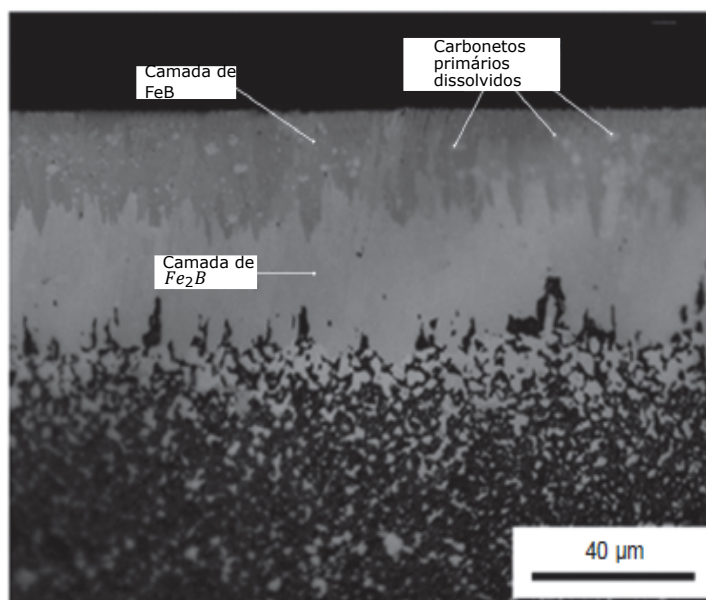
Conforme (CAMPOS-SILVA; RODRIGUEZ-CASTRO, 2015), os estágios da formação das camadas de boro inicia-se devido a difusão do boro no aço, sendo a velocidade do processo dependente do tipo de estrutura do material se é CCC(Corpo Cúbico Centrado) ou CFC(Corpo de Face Centrada), assim que o tempo vai avançando uma quantidade adequada de boro é obtida em pontos da superfície da amostra, começa a surgir o boreto de ferro II (Fe_2B). E no decorrer do processo, alguns cristais de boretos formam-se rapidamente enquanto outros são mais lento, contudo, quando começa a aparecer a fase FeB , localização mais externa da superfície, devido a

um elevado potencial de boro que está atuando na região a alta temperatura. Um exemplo de como estaria disposta essa camada pode ser visto na Figura 3.

Há diversas maneiras de se realizar a técnica de boretação, pode ser por meio gasoso, meio líquido, sólido ou pastoso.

A técnica realizada por meio gasoso é aplicada quando trata-se do titânio e suas ligas, faz-se o uso do gás BCl_3 que é diluído em uma proporção de 1:15 com a mistura de hidrogênio juntamente com o nitrogênio ou apenas o próprio nitrogênio, tornando assim o processo de maior custo. Agora, o plasma é considerado uma técnica tóxica devido a utilização do gás diborano, não sendo bem visto no âmbito comercial (SILVA; MEI, 2010).

Figura 3 – Exemplo de camada de boretos



Fonte: (CAMPOS-SILVA; RODRIGUEZ-CASTRO, 2015, p. 661), adaptado pela autora

Ainda conforme (SILVA; MEI, 2010), o método líquido é considerado de elevado custo, pois é utilizado banhos de sais fundidos por eletrólise (utilização da corrente elétrica), embora não sejam tóxicos, ocorre a dificuldade da completa remoção dos sais, podendo precisar de um especialista para tal, encarecendo o processo.

Por fim, o método por meio sólido é o que apresenta melhor aceitação comercial, por ser mais seguro, de melhor manuseio e possuir um baixo valor de processo. As substâncias que contêm boro em sua composição são: boro amorfo puro, ferro-boro e carboneto de boro (B_4C), o último é o de menor valor comercial. Sabe-se para que ocorra o processo é preciso de substâncias ativadoras do boro, como por exemplo KBF_4 (Potássio de tetrafluoroborato) e $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ (Tetraborato de sódio), o nome comercial das misturas para boretação é Ekabor. Uma maneira alternativa ao processo sólido, é o processo por pasta, tal método é utilizado quando

deseja-se boretar uma pequena região ou quando o equipamento possui uma geometria de difícil aplicação (SILVA; MEI, 2010).

3.2 Aços carbono

O termo aço significa ligas de ferro-carbono, como o próprio nome já diz, liga é a mistura de um ou mais elementos químicos. O elemento mais comum que compõe essa liga é o carbono, onde a porcentagem deste varia até 1%, sendo assim classificados conforme a quantidade desta substância. A classificação ocorre através da análise de concentração do elemento C, podendo ser dividido em baixo, médio e elevado teor de carbono (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2016).

Os aços podem ser classificados de acordo com a Tabela 2.

Tabela 2 – Classificação de aços

Aços com baixo teor de carbono	São os mais comuns, possuem menos de 0,20% de carbono em sua composição. Como a porcentagem deste elemento é baixa, essas ligas tem por características serem "moles" e dúcteis, logo, permitem uma melhor usinabilidade e são soldáveis. Por oferecerem um melhor preço no mercado, além de conseguirem sofrer tratamento térmico e termoquímicos que proporcionam um melhoramento em suas propriedades
Aços com médio teor de carbono	Estes possuem em sua composição entre 0,25% a 0,60% de carbono. Esta categoria possui baixa temperabilidade e se forem tratados termicamente, só terão bons resultados se forem em seções muito finas e com alta taxa de resfriamento. No entanto, estas ligas mostram ter uma melhor resposta ao tratamento químico com a adição de um ou mais dos seguintes elementos: cromo, níquel e molibdênio. Logo, após o tratamento demonstram que há uma melhora significativa de suas características mecânicas comparadas aos aços de baixo teor de carbono, em contrapartida sua ductibilidade e tenacidade diminuem
Aços com alto teor de carbono	Tais aços possuem a concentração de carbono em sua composição acima de 0,60% até 1,40%. Considerados mais duros e resistentes dentre os outros, possuem uma fraqueza, pois acaba sendo menos dúcteis. Devido ao elevado teor de carbono, necessitam de uma maior atenção, como por exemplo, tal dureza e temperabilidade torna o processo de soldagem quase impossível. Se necessário a presença de solda, alguns cuidados antes e pós procedimento são de fundamental importância, como o pré e pós aquecimento e/ou recozimento para alívio de tensões internas, pois estas podem danificar o produto final

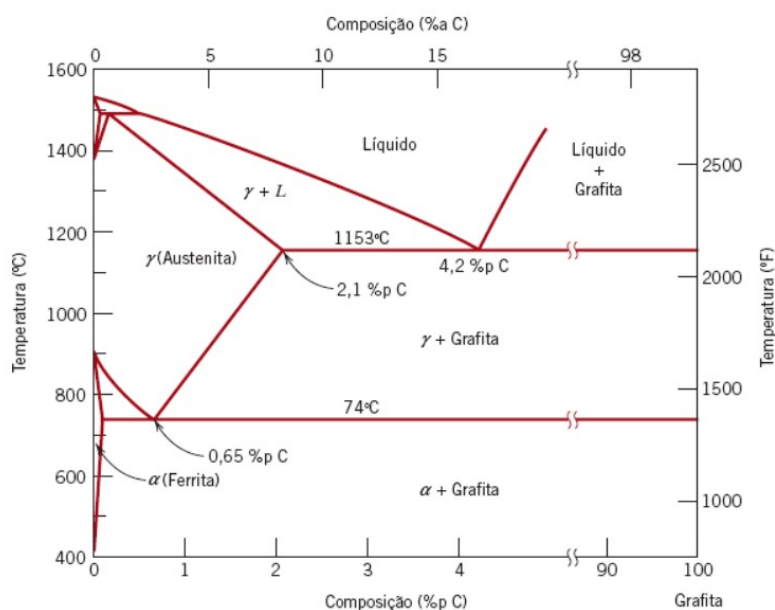
Fonte: (SILVA; MEI, 2010; CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2016), adaptado pela autora

3.2.1 Temperatura de austenitização

Faz-se importante o entendimento do diagrama de fases ferro-carbono, porque nos tempos atuais, aços e ferros fundidos, são os materiais estruturais que regem a tecnologia avançada, são em sua essência ligas de ferro-carbono (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2016).

Na Figura 4 pode-se ver o diagrama de fases de ferro-carbono. Em temperatura ambiente, a ferrita ou ferro α é a forma estável do ferro, este apresenta uma estrutura cristalina de corpo cúbico centrado ou simplesmente CCC. Agora, há uma mudança de fase da ferrita, a uma temperatura de 912 °C, a qual chama-se de austenita ou ferro δ , esta possui uma estrutura cúbica de face centrada, ou simplesmente FCC.

Figura 4 – Diagrama de equilíbrio de fases ferro-carbono



Fonte: (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2016, p. 380)

A austenita, ou fase γ do ferro, quando ligada somente com o carbono, não é estável abaixo de 727°C (1341°F), como indicado na Figura 4. A solubilidade máxima do carbono na austenita, $2,14\% \text{p}$, ocorre a 1147°C (2097°F). Essa solubilidade é aproximadamente 100 vezes maior que o valor máximo para a ferrita CCC, uma vez que os sítios octaédricos na estrutura CFC são maiores do que os sítios tetraédricos CCC, e, portanto, as deformações impostas sobre os átomos de ferro circunvizinhos são muito menores. Como as discussões a seguir demonstram, as transformações de fases envolvendo a austenita são muito importantes no tratamento térmico dos aços. (CALLISTER JR.; RETHWISCH, 2016, p. 305)

A fase austenítica é importante, pois é ela que facilita a difusão de outros elementos para o ferro, um exemplo disso é no caso do carbono, que consegue difundir em até $2,11\%$ nesta fase. Esta é extremamente significativa para o processo de difusão devido a sua estrutura cristalina do tipo face centrada (CFC). Como tal estrutura possui maior espaçamento entre seus átomos, será mais fácil para a ocorrência do processo de difusão de outros átomos para dentro da amostra, além de que quanto maior a temperatura maior será a difusão dos elementos para dentro do corpo de prova.

3.3 Aços SAE 1010 e SAE 1020

O aço SAE 1010 é classificado como um aço com baixo teor de carbono, pois possui aproximadamente $0,08\%$ até no máximo $0,13\%$ como pode ser visto na Tabela 3. No entanto, ele possui uma baixa resistência mecânica (GELSON LUZ, 2018), mas em contra partida tem uma boa soldabilidade e conformabilidade.

Segundo (GELSON LUZ, 2018), a principal aplicação deste aço é para a fabricação de peças extrudadas e conformadas a frio.

Tabela 3 – Composição químicas do aço SAE 1010

SAE/AISI	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)			
	C	Mn	P Máx	S Máx
1010	0,08-0,13	0,30 - 0,60	0,030	0,050

Fonte: (GERDAU,AÇOS FINOS PIRATINI, 2003), adaptado pela autora

O aço SAE 1020 também é classificado como um aço de baixo teor de carbono, variando sua porcentagem de carbono de 0,18% a 0,23%, como pode ser visto na Tabela 4, o qual é mais comumente utilizado devido a sua boa relação custo-benefício comparado com outros aços, conforme (GELSON LUZ, 2018), e também possui uma boa conformabilidade e soldabilidade.

Algumas aplicações deste aço de acordo com (GELSON LUZ, 2018) são para fabricação de eixos, engrenagens, virabrequins, catracas entre outros.

Tabela 4 – Composição químicas do aço SAE 1020

SAE/AISI	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)			
	C	Mn	P Máx	S Máx
1020	0,18 - 0,23	0,30 - 0,60	0,030	0,050

Fonte: (GERDAU,AÇOS FINOS PIRATINI, 2003), adaptado pela autora

3.4 Tipos de desgastes

Entender o que é desgaste e os seus tipos, é um dos principais motivos que leva a necessidade da aplicação da engenharia de superfície, pois é uma maneira de evitar maiores falhas e por consequência aumentar relativamente a vida útil de um equipamento que sofre com tal problema.

Atualmente, um dos fenômenos que mais atingem o meio industrial é a da degradação superficial dos materiais em peças ou equipamentos. Este acontecimento gera a necessidade de reparo ou substituição do ferramental, pois o desgaste em boa parte das vezes tem um efeito catastrófico de acordo com (TLILI; BARKAOUI; WALOCK, 2016). Por isso é de grande importância saber aonde cada maquinário será empregado para que assim, sua vida útil seja adequada ao procedimento.

O desgaste pode ser definido, segundo (STRAFFELINI, 2015) como um dano causado devido ao contato de uma ou mais superfícies resultando em um desgaste superficial. Além de que este pode causar danos não apenas externos, podendo se estender internamente, reduzindo

assim o acabamento externo e suas tolerâncias. Logo, quando isso ocorre, pode acarretar uma falha de componentes e boa parte das vezes, chega-se nesse defeito devido a fadiga do material.

Ainda de acordo com (STRAFFELINI, 2015), este ainda afirma que apesar de haver vários registros de defeitos relacionados ao desgaste, ele ressalta que há mais de uma categoria, porque para uma melhor compreensão do processo é necessário entender como cada uma ocorre, sendo divididas em: desgaste adesivo; desgaste tribo-oxidativo; desgaste abrasivo e desgaste por fadiga de contato, visto Tabela 5.

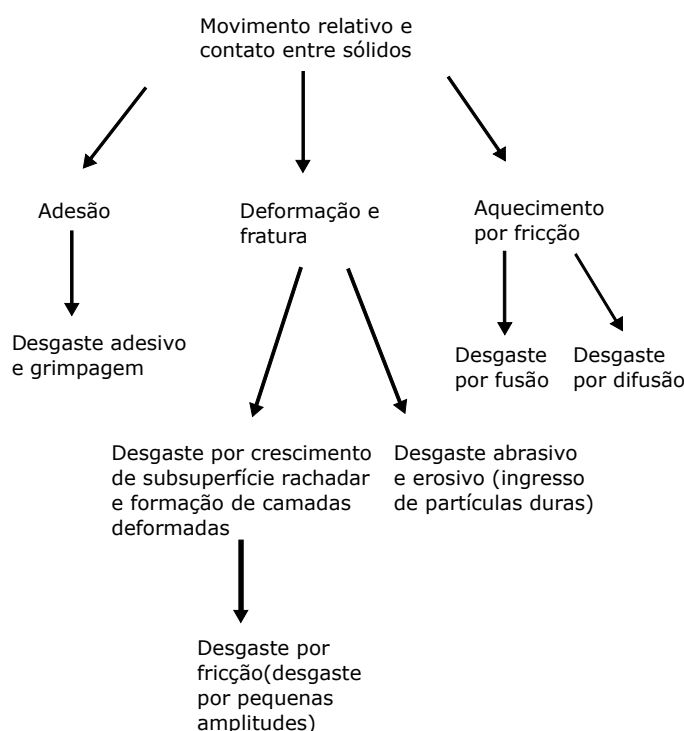
Tabela 5 – Alguns tipos de desgaste

Desgaste adesivo	Ocorre entre duas superfícies lubrificadas ou não, onde as forças de contato entre ambas, mas especificamente, o contato ocorrerá entre as suas irregularidades superficiais. E devido o calor produzido pelo atrito entre as partes, ocorre uma deformação plástica e por consequência "soldando-as"
Desgaste tribo-oxidativo	Esta categoria de desgaste é considerada moderada, pois depende do material que está localizado abaixo da camada de óxido, sendo assim, possuiria o mesmo caráter do desgaste adesivo
Desgaste abrasivo	Acontece, normalmente, quando há partículas entre duas superfícies, sendo as partículas de uma dureza maior que ambas as superfícies, no decorrer da movimentação entre as partes, tais fragmentos acabam desgastando as regiões que estão em contato
Desgaste por fadiga de contato	Este processo é caracterizado como uma comum falha por fadiga, ou seja, deve-se ao fato de que o equipamento sofre com esforços cíclicos levando ao surgimento de falhas que irão se propagar até uma provável ruptura. Há vários motivos que levam ao desgaste por fadiga, como: lubrificação, o material entre os componentes, esforços cíclicos entre outros.

Fonte: (ENGENHEIRO DE MATERIAIS, 2017; STRAFFELINI, 2015), adaptado pela autora

De acordo com (LOH; BATCHELOR; CHANDRASEKARAN, 2010) a correlação entre os tipos de desgastes e suas causas físicas pode ser vista na Figura 5

Figura 5 – Correlação entre os tipos de desgastes e causas físicas



Fonte: (LOH; BATCHELOR; CHANDRASEKARAN, 2010, p.15), adaptado pela autora

Agora, há dois tipos de desgaste que são comumente confundidos entre si, o desgaste abrasivo e o desgaste erosivo.

Segundo (LOH; BATCHELOR; CHANDRASEKARAN, 2010), os desgastes que mais influenciam na economia são o abrasivo e erosivo. Logo, saber diferenciá-los é fundamental. Enquanto um é devido ao contato entre duas ou mais superfícies, o outro é devido o contato de uma superfície com um meio fluido.

A degradação da superfície através da erosão acontece devido a remoção de partículas, as quais estão presentes no fluido, e quando este entre em contato com o local que esta sendo degradado, tais fragmentos estão retirando do local o material superficial deste.

Agora, por outro lado, o desgaste abrasivo, acontece quando dois ou mais corpos estão em contato entre si e estes estão se movimentando, como cada superfície possui uma rugosidade diferente, devido a movimentação há o atrito entre ambas, logo acarreta o desgaste do local.

3.5 Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo, dentre os outros citados anteriormente, é o que pode causar danos mais severos nos maquinários, não só de pequenos equipamentos, como principalmente em meio

fabril.

(PENG et al., 2016) ressalta que a problemática gerada por tal desgaste está intimamente ligada no processo industrial, principalmente em setores metalúrgicos, entre outros. Por tanto, há diversos estudos no dias de hoje para melhorar a resistências dos materiais para suportarem este impacto.

Como procura-se um meio de minimizar o efeito do desgaste abrasivo, é ai que a engenharia de superfície aparece para tentar retardar o processo.

Esta degradação de material está em toda parte, segundo (BUDINSKI, 2013), é um círculo natural da vida, um bom exemplo, são edificações antigas as quais encontram-se, atualmente, frágeis e desgastadas como visto na Figura 6. Alguns componentes que geram essas deterioração em superfícies são a areia e seus semelhantes, normalmente, são mais duros do que as faces que sofrem com a sua ação.

Figura 6 – Exemplo de desgaste abrasivo através dos anos



Fonte: (BUDINSKI, 2013, p. 38)

Este processo é devido a ação de pelo menos dois corpos ou o envolvimento de um terceiro. Como o próprio nome diz, o desgaste abrasivo tem por significado de raspagem, degradação e fricção, logo resulta em um dos corpos, o mais "duro"arranhar e degradar os outros que estão em seu contato.

Conforme (STRAFFELINI, 2015), o processo de desgaste abrasivo só é passível de ocorrer se a superfície mais "dura"for entre 20% a 30% mais rígida que o lado que está sofrendo desgaste. Este tipo de mecanismo que degradação é dividido em: desgaste abrasivo de materiais dúcteis e e desgaste abrasivo de materiais frágeis.

1. Desgaste abrasivo de materiais dúcteis: tal processo ocorre quando dois ou mais corpos estão em contato entre si e há a presença de partículas abrasivas e no decorrer do processo, estas prejudicam a face mais fraca, ou seja, inicia-se o processo de deformação plástica local, sendo um tipo através da força cisalhante quando o material deformado é arrancado

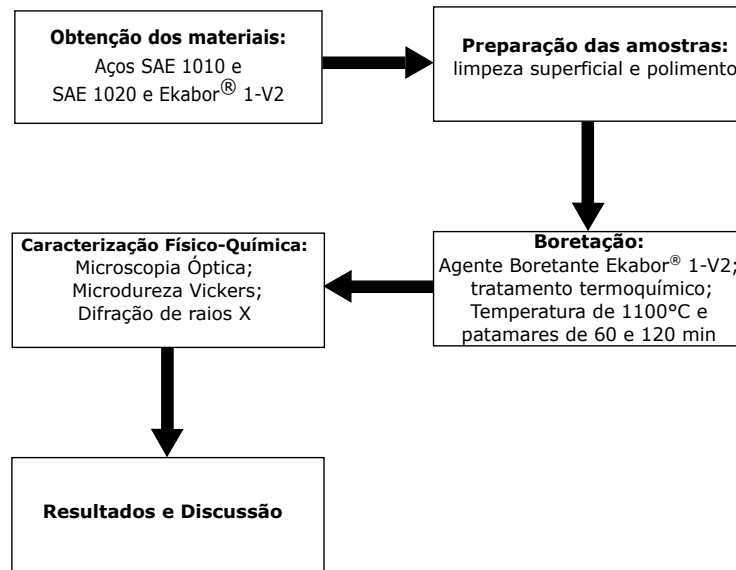
da superfície e o outro quando no movimento o material vai deformando-se plasticamente, danificando o local e nada é removido.

2. Desgaste abrasivo de materiais frágeis: quando ocorre a movimentação das partículas abrasivas sobre o corpo que está sofrendo o processo, e este é considerado frágil, a degradação superficial devido aos fragmentos particulados, inicia-se a formação de fissuras, as quais podem se expandir para o interior do objeto em questão, danificando-o como um todo.

4 Materiais e Métodos

O presente trabalho foi realizado conforme a metodologia observada na Figura 7.

Figura 7 – Roteiro proposto para o desenvolver do trabalho



Fonte: Autoria própria

Para a execução do trabalho, primeiramente, as amostras foram devidamente preparadas antes e depois da realização do experimento no laboratório LEPP(Laboratório de Engenharia da Produção e do Processo) e a realização do experimento foi feita no laboratório LENER(Laboratório de Energias Renováveis), onde estão localizados na Universidade Federal da Grande Dourados e posteriormente, a caracterização das amostras foi feita no laboratório de Pesquisa em Materiais na Universidade Federal de Pelotas e o ensaio de DRX foi realizado no Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande.

4.1 Obtenção das Matérias-Primas

Foi escolhido o aço SAE 1010, por este se tratar de um aço com baixo teor de carbono, aproximadamente 0,10%. E optou-se também pelo aço SAE 1020, mesmo sendo um aço de baixo teor de carbono, mas apresentando uma porcentagem de 0,20%C, o qual é mais comumente utilizado devido a sua boa relação custo-benefício comparado com outros aços, a composição química de ambos esta descrita na Tabela 3 e na Tabela 4, respectivamente.

Ambas amostras foram obtidas na formas de barras, porém cada uma possuía espessura diferente em relação a outra e o tamanho delas também variavam, justificando assim a diferença na dimensão.

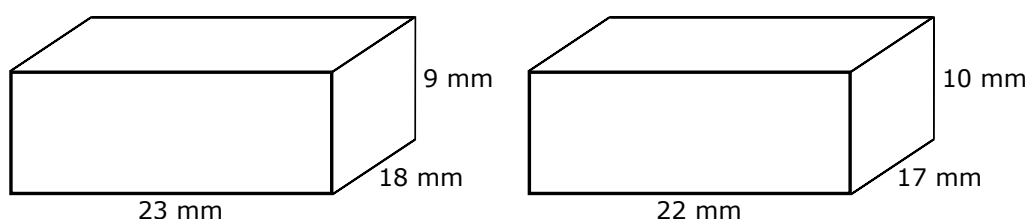
O último elemento obtido para que fosse possível a realização do tratamento termoquímico de boretação sólida, fora o agente boretante, este que possui o nome comercial de Ekabor[®] 1-V2. O agente boretante foi obtido através da colaboração da importadora do produto no Brasil, a empresa Sealine Cerâmicas Especiais, a qual está localizada na rua João de Gaspari, 206 -Recanto dos Bem-Te-Vis, Valentim Gentil-São Paulo.

4.2 Preparação dos Corpos de Provas

Inicialmente, as barras obtidas dos aços foram usinadas com as seguintes dimensões: comprimento de 23 mm, largura de 18 mm e altura de 9 mm para a amostra do SAE 1010, já o do SAE 1020 com comprimento de 22mm, largura de 18mm e altura de 9, como pode ser visto na Figura 8, respectivamente. Os corpos de provas possuíam dimensões diferentes devido a retalhos de aço fornecidos para a usinagem.

Com as amostras já usinadas, foi realizada a limpeza da superfície para retirar impurezas do local, evitando assim a contaminação após a realização da boretação. A limpeza foi feita através do lixamento das superfícies com a utilização de lixas de números 120, 320, 600 e 1000 de granulometria e, por fim, o polimento com a ajuda da Politriz Lixadeira Metalográfica PLF, a qual encontra-se no laboratório LEEP da FACET na Universidade Federal da Grande Dourados.

Figura 8 – Dimensões aço SAE 1010 e SAE 1020, respectivamente



Fonte: Autoria Própria

4.3 Tratamento Termoquímico de Boretação

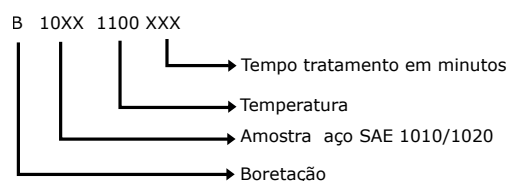
Após a preparação dos corpos de prova, prosseguiu-se a etapa de boretação.

Para esta foram definidos os seguintes parâmetros: a temperatura de boretação de 1100°C, pois quanto maior a temperatura de trabalho maior a influência no tratamento para a difusão do boro para a superfície da amostra; a utilização da atmosfera não controlada; por fim, os patamares de tempo de 60 e 120 minutos para averiguar como estes iriam influenciar o tratamento, sabendo

que quanto maior a duração, mais tempo de difusão. Todo o processo descrito anteriormente foi realizado para ambas amostras, aço SAE 1010 e aço SAE 1020.

Os corpos de provas foram devidamente nomeados de acordo com o tratamento termoquímico que receberam, a temperatura que foi realizado o procedimento e a duração deste, como na Figura 9.

Figura 9 – Identificação das amostras

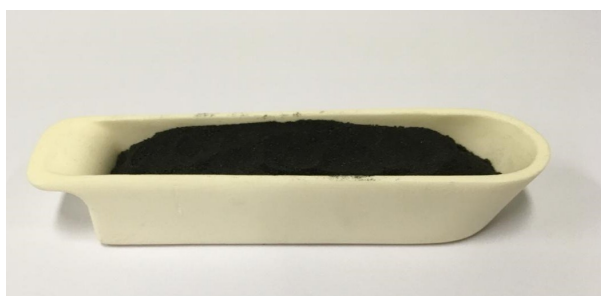


Fonte: Autoria própria

O procedimento do tratamento de boretção sólida foi realizado em um forno mufla horizontal N1100 Novus, cuja faixa de trabalho varia entre 100° a 1200° e a sua precisão de controle é de $\pm 10^\circ$.

As amostras foram posicionadas sobre um cadinho navícula com aba(material: alumina e dimensões 102x25x17 mm-20ml) e sendo revestidas por uma camada de agente boretante entre 5 mm a 10 mm. Esta quantidade de substrato foi adotada,em função de ter sido sugerida por outros autores como (POLLNOW et al., 2017) e devido a capacidade máxima da navícula, conforme Figura 10.

Figura 10 – Preparação das amostras com o substrato já posicionado



Fonte: Autoria própria

Inicialmente, cada corpo de prova foi posicionado dentro do cadinho navícula e coberto com o pó boretante na proporção citada anteriormente, como as amostras eram de comprimentos diferentes, coube uma amostra de aço SAE 1010 e outra SAE 1020 em um mesmo cadinho. O cadinho foi posicionado no centro da mufla com ela ainda desligada e a temperatura ambiente no dia era em torno de 30°, fechando-a por fim.

Dando continuidade ao processo, programou-se a mufla para atingir a temperatura de 1100°C, sendo sua taxa de aquecimento de 0,4°C/s. Um detalhe importante foi que durante o tratamento não houve a utilização de uma atmosfera inerte. Aqueceu as amostras até atingir a temperatura de processo e com isso cronometrou-se os tempos definidos anteriormente. Quando alcançou o tempo esperado, desligou-se a mufla e procedeu-se o resfriamento das amostras dentro do forno até temperatura ambiente.

Após a retirada das amostras do forno observou-se a formação de uma camada superficial ao processo (vide Figura 11). Esta camada tinha um aspecto duro, opaca, com certa dureza e bem aderida ao substrato.

Figura 11 – Imagem de cima e imagem da lateral da camada formada após tratamento, respectivamente



Fonte: Autoria Própria

4.4 Caracterização das Amostras

4.4.1 Microscopia Óptica

Com necessidade de averiguar se o tratamento termoquímico de boretção sólida obteve êxito, utilizou-se a técnica de Microscopia Óptica(MO), modelo Olympus BX41 M-LED), para analisar a possível formação da camada de boretos e a microestrutura.

Para as amostras seguiu-se a norma ASTM E3-11(2011) (*Standart Guide for Preparation of Metallographic Specimens* ¹⁾) para a preparação metalográfica. As etapas foram: corte da peça, embutimento, o lixamento adequado, polimento e por fim, a realização do ataque químico dos corpos de provas com o reagente químico Nital 3% para a revelação da microestrutura.

4.4.2 Ensaio de Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers consiste, sucintamente, na aplicação de um penetrador de diamante com um formato piramidal, sendo suas dimensões conhecidas, com uma determinada força sobre a superfície do corpo de prova a ser analisado.

Através deste ensaio pode-se avaliar a superfície do corpo de prova, com o intuito de investigar a dureza tanto na superfície, quanto no núcleo das amostras a fim de comprovar a eficiência do tratamento. Conforme a norma ASTM E384-11^{E1} (*Standard Test Method for Knopp and Vickers of Materials*) para a realização do ensaio. Utilizou-se o Microdurometro Future Tech modelo FM-700 para a avaliação do experimento com uma carga de 300 gf com a duração desta aplicação por 10s. Realizou-se 20 medições para cada amostra, sendo 10 medições no núcleo e 10 na superfície.

4.4.3 Difração de Raios-X

Fez-se necessário a utilização da técnica de Difração de Raios-X a fim de se verificar os elementos químicos presentes no substrato após o processo de boretação.

Foi utilizado o equipamento de difração de Raios-X D8 Advance Bruker, cujo parâmetros são: voltagem de 40kV, corrente elétrica de 40mA, tubo de cobre(Cu) e comprimento de onda (λ) de 1,5418 Åm.

5 Resultados e Discussões

Nesta etapa do trabalho, será demonstrado os resultados alcançados através dos ensaios realizados. Na sequência, serão discutidos as imagens feitas através da microscopia, em seguida os resultados conseguidos através do ensaio de microdureza e por fim, a difratometria de raio X.

5.1 Caracterização das amostras (SAE 1010 e SAE 1020)

5.1.1 Microscopia

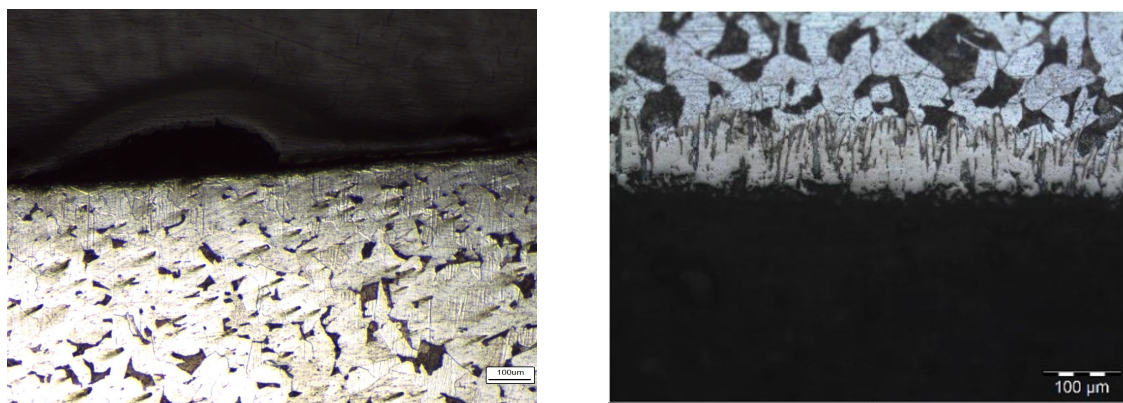
5.1.1.1 Aço SAE 1010

Primeiramente, para o entendimento dos resultados obtidos é necessário a análise das características da microestrutura resultante do aço SAE 1010 com tratamento termoquímico de 60 minutos e em seguida de 120 minutos.

Observa-se na Figura 12 a) não ocorreu a formação de uma camada boretada na superfície como era esperado. É possível verificar que a Figura 12 b) não aponta a morfologia de boretos conforme reporta o autor (POLLNOW et al., 2017). Já na Figura 13 pode-se ver mais claramente que o centro da peça perdeu a morfologia de grãos alongados, característica proveniente dos processos de laminação, condição esta que os corpos de prova estavam antes do processo de boretação.

A perda desta morfologia "laminada" indica que no tratamento termoquímico ocorreu um processo de normalização da microestrutura, nucleando novos grãos e estes crescendo livremente em função do tempo e do calor disponível. Este efeito pode ser melhor visualizado em função dos microconstituintes verificados na micrografia, que apresenta claramente uma morfologia de ferritas equiaxiais geradas pelo resfriamento lento da austenita, e perlita grosseira, característica de aços de baixo carbono submetidos a tratamentos térmicos e resfriados de forma lenta. Este processo de normalização normalmente leva a um aumento da ductibilidade dos aços.

Figura 12 – Microestruturas com ausência e microestrutura com presença da camada de boretos

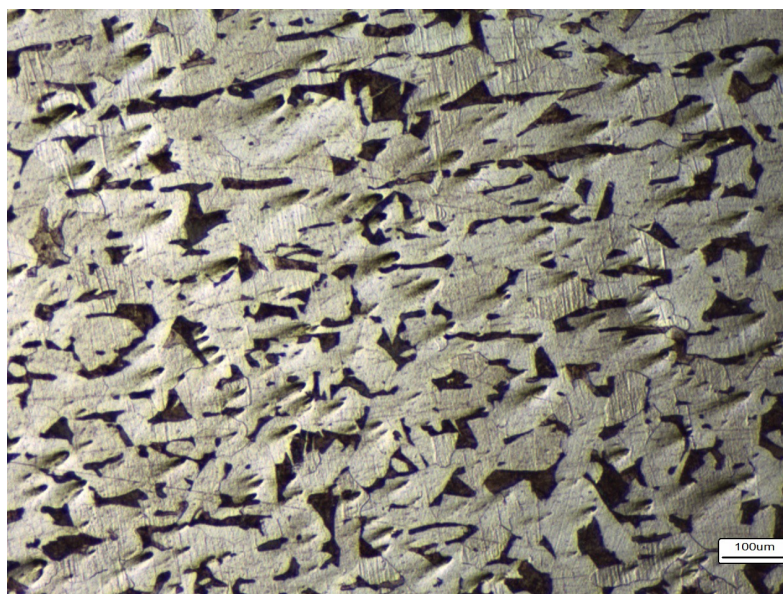


(a) Microestrutura sem a camada de boretos.

(b) Microestrutura com a camada de boretos.

Fonte: (POLLNOW et al., 2017), adaptada pela autora

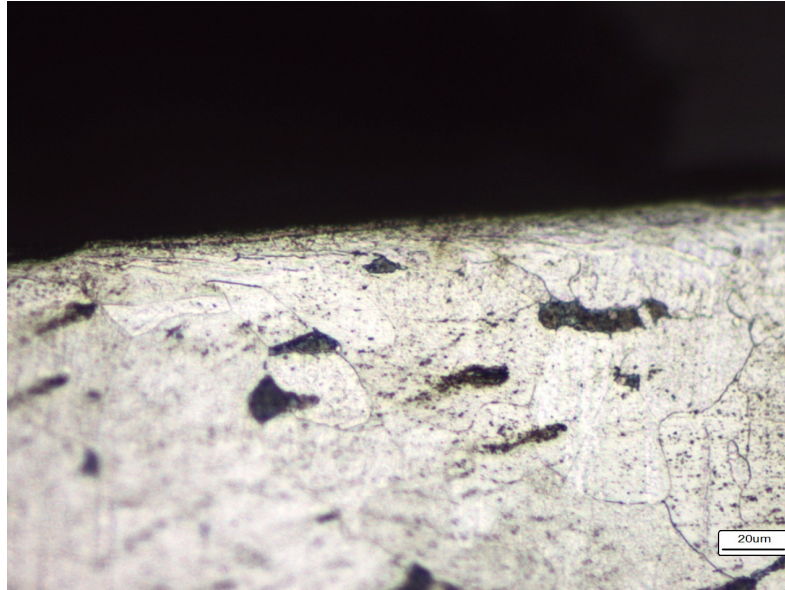
Figura 13 – Núcleo amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 40x



Fonte: Autoria Própria

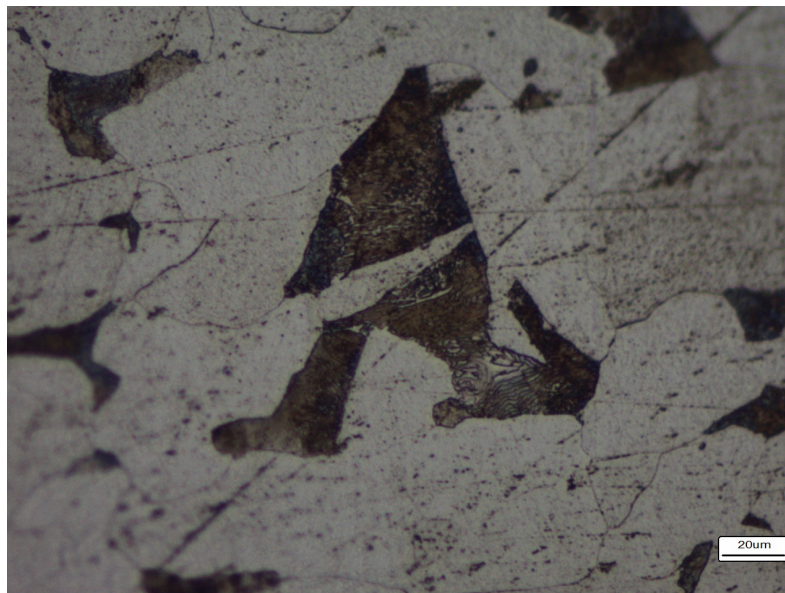
Para averiguar que realmente não houve a formação da camada boretada como esperava-se, com a ajuda da Microscopia óptica(MO) aproximou-se a imagem em 200 vezes tanto na superfície quanto no centro. Nas Figuras 14 e15 não foi possível observar que qualquer tipo de vestígio da formação de boretos, verifica-se ainda de uma forma mais clara a formação de ferrita poligonal nos contornos de grão austeníticos e de perlita grosseira.

Figura 14 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x



Fonte: Autoria Própria

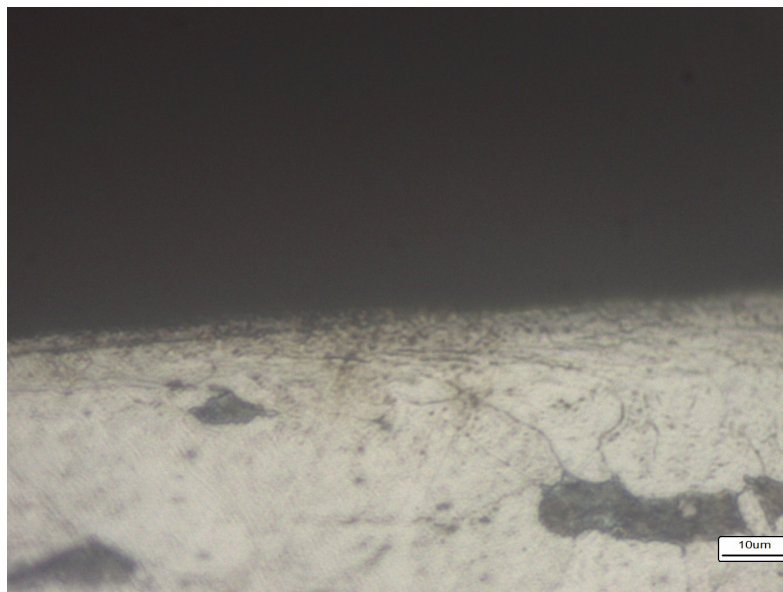
Figura 15 – Núcleo amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x



Fonte: Autoria Própria

Como forma de comparação, uma última magnificação na superfície da peça foi realizada, como visto na Figura 16 e não consta nenhuma camada semelhante a Figura 3 .

Figura 16 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 60 minutos aumento de 400x



Fonte: Autoria Própria

A não formação dos boretos leva ao indício de que os parâmetros de tratamento eram inadequados. Tendo em vista que vários autores como (POLLNOW et al., 2017), (GASPARINI; JUSTEN, 2015) e (KRELLING et al., 2012) realizaram este mesmo processo com temperaturas iguais ou semelhantes e patamares iguais a estes, resta a influência da atmosfera de tratamento como única diferença e possível causa da não eficiência do tratamento.

Observou-se que apesar do tempo de processo ter dobrado, ainda não foi possível a formação da camada boretada como esperava-se. O que notou-se foi uma maior homogeneidade nos grãos da microestrutura conforme se observa nas Figuras 17 e 18, que são respectivamente são imagens do núcleo e da superfície da amostra, as quais permitem ver a homogeneidade da microestrutura, que apresenta ferritas poligonais nos contornos de grãos austeníticos e grãos grosseiros de perlita. Este efeito de homogeneidade ocorre devido a maior tempo de tratamento que fornecem condições de tempo e temperatura necessárias a nucleação de novos grãos.



Figura 17 – Centro amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x

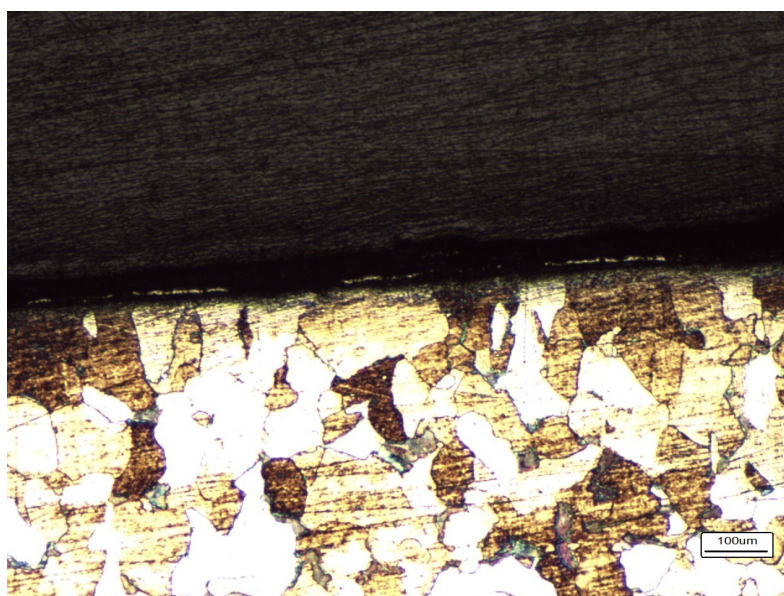


Figura 18 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x

Como o objetivo era a detecção da camada de boretos, ampliou-se a imagem em 100x Figura 19, posteriormente em 200x Figura 20 e por fim, 400x na Figura 21 e não encontrou-se nada parecido com o formato de agulhas, estrutura característica da camada de boretos, como esperava-se, semelhante a Figura 3.

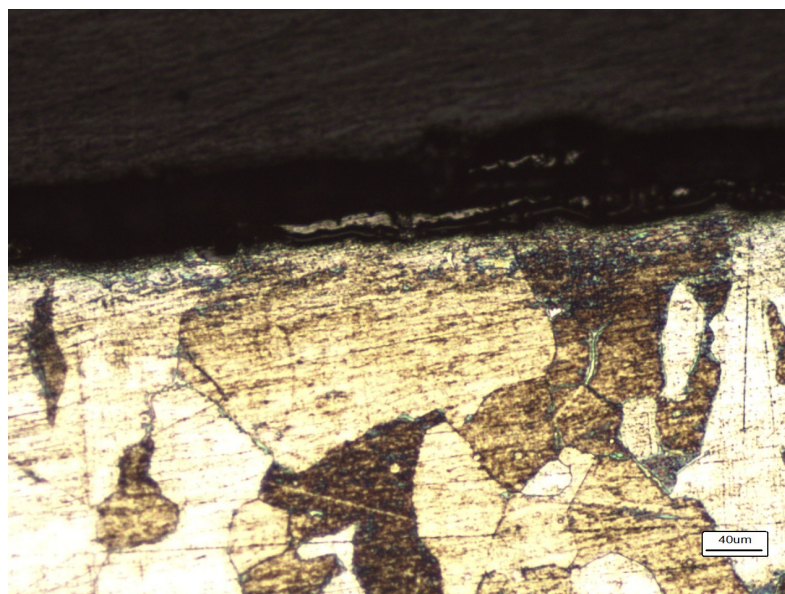


Figura 19 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 100x

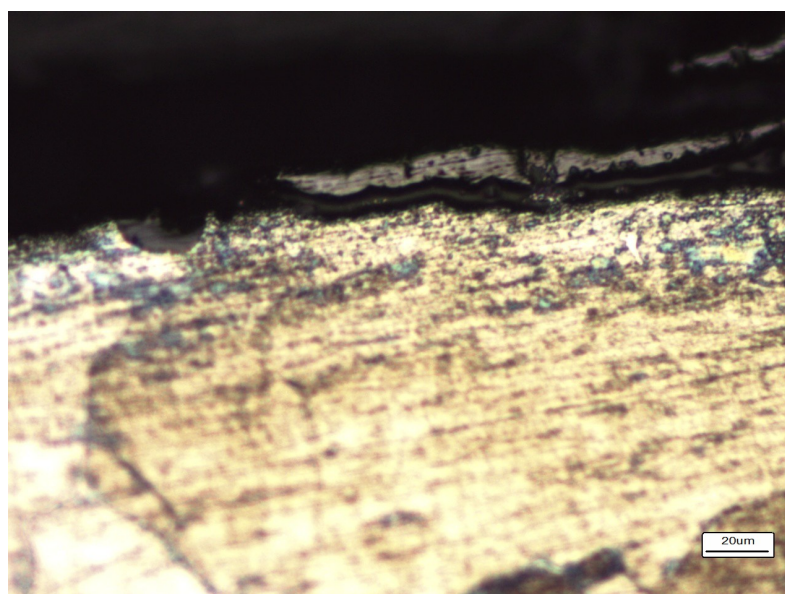


Figura 20 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 200x

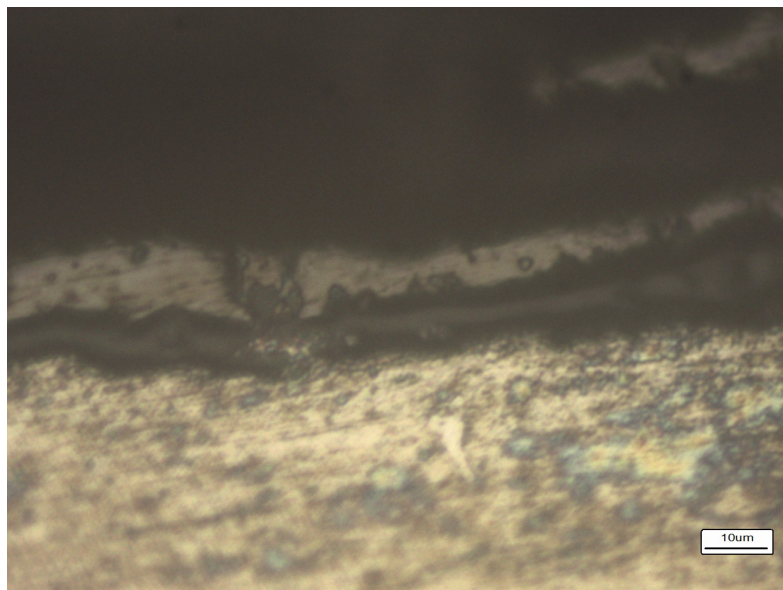
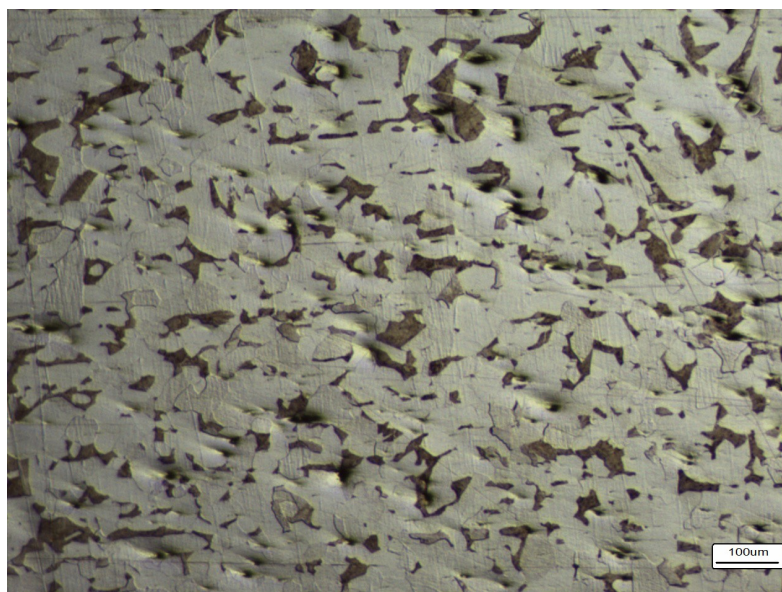


Figura 21 – Superfície amostra Aço 1010 com tratamento de 120 minutos aumento de 400x

5.1.1.2 Aço SAE 1020

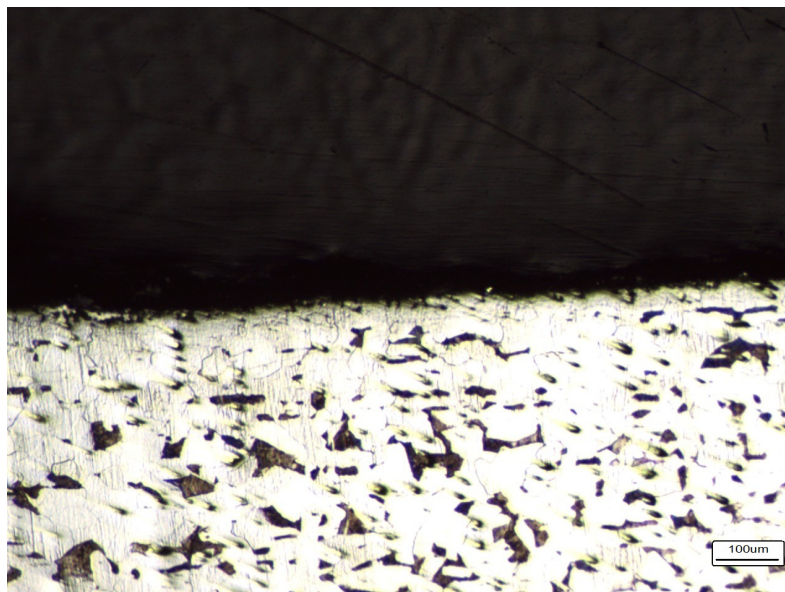
Agora, realizando a mesma análise anterior para o aço SAE 1020 com o tempo de duração de 60 minutos de tratamento, também não foi possível identificar nenhum boreto, tal evento pode ter sido ocasionado devido a falta de uma atmosfera controlada. Nas Figuras 22 e 23, respectivamente, tem-se as imagens do núcleo da peça e da sua superfície e mais uma vez constatou-se a ausência da camada esperada na superfície.

Figura 22 – Centro amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 40x



Fonte: Autoria Própria

Figura 23 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 40x

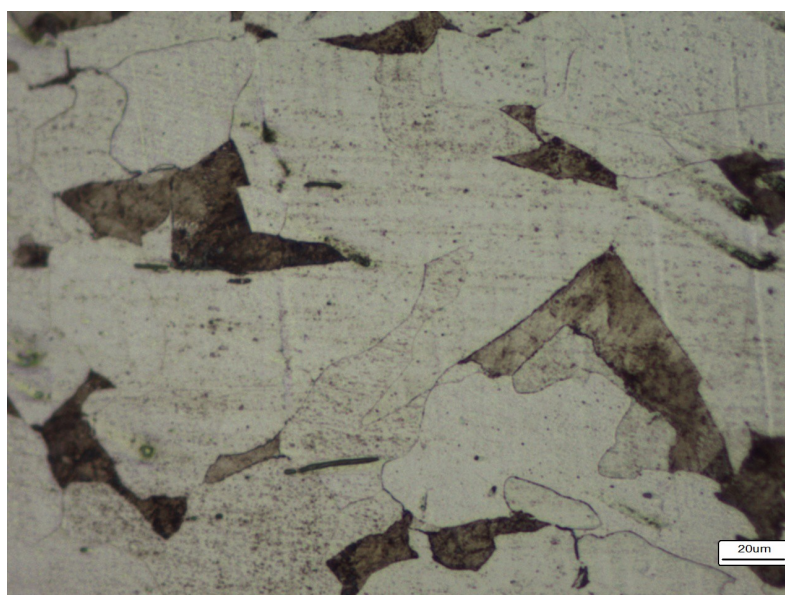


Fonte: Autoria Própria

Para confirmar a ausência dos boretos, ainda aproximou mais 200x, Figura 24 no centro e 25 na superfície.

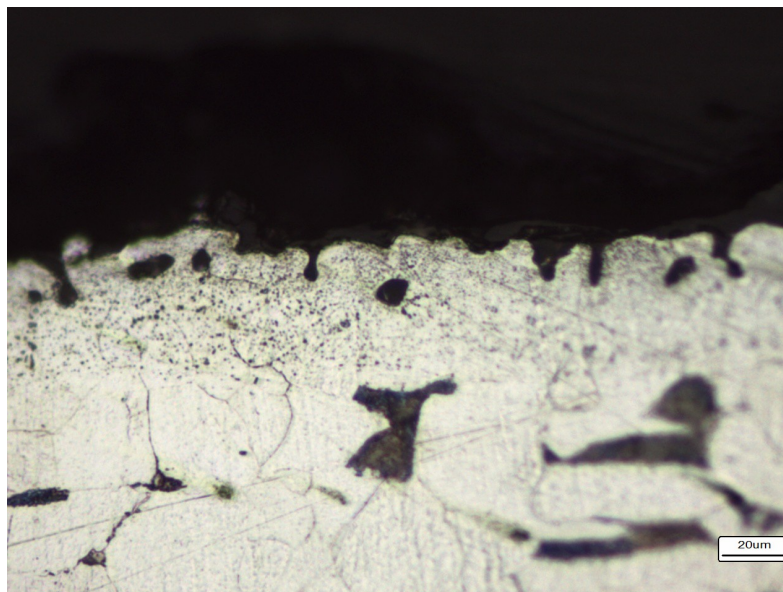
Como se tratam de dois aços de baixo carbono, suas microestruturas são muito semelhantes, de forma que as microestruturas são basicamente ferrita e perlita, com um leve aumento da fração perlítica para as amostras do aço SAE 1020.

Figura 24 – Centro amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x



Fonte: Autoria Própria

Figura 25 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 60 minutos aumento de 200x



Fonte: Autoria Própria

Como feito para o aço SAE 1010, realizou o mesmo experimento para o tempo de 120 minutos. As imagens coletas mostram que não há qualquer indício de camada borexada, começando pelas micrografias do centro e superfície em 40x, Figura 26 e Figura 27, sendo a imagem do centro para caracterizar a morfologia do núcleo. Este apresentou pronunciadamente o efeito da normalização sobre a estrutura do aço, e comparando a estrutura do aço SAE 1010 percebe-se claramente o aumento da fração perlítica. Posteriormente, aumentou-se a magnificação do MO e obteve-se as seguintes imagens da superfície: Figura 28, Figura 29 e Figura 30. Nenhuma apresentou qualquer sinal dos boretos.

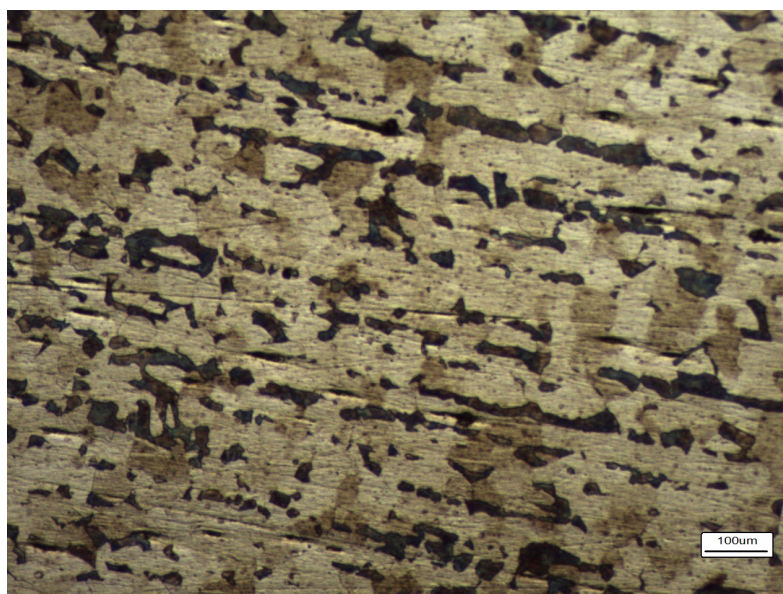


Figura 26 – Centro amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x

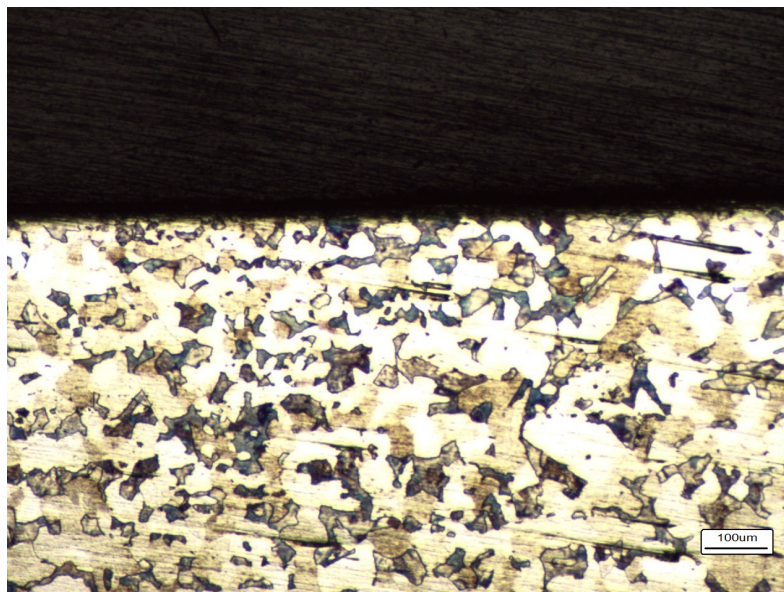


Figura 27 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 40x

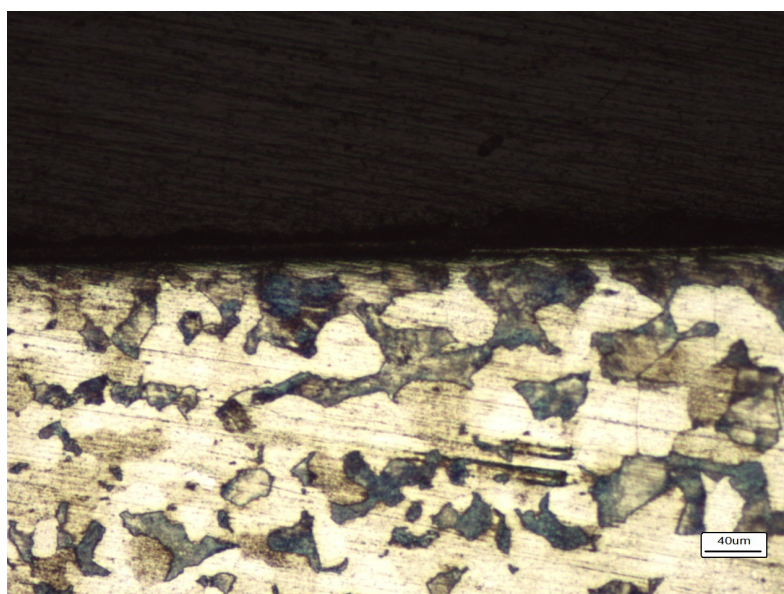


Figura 28 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 100x

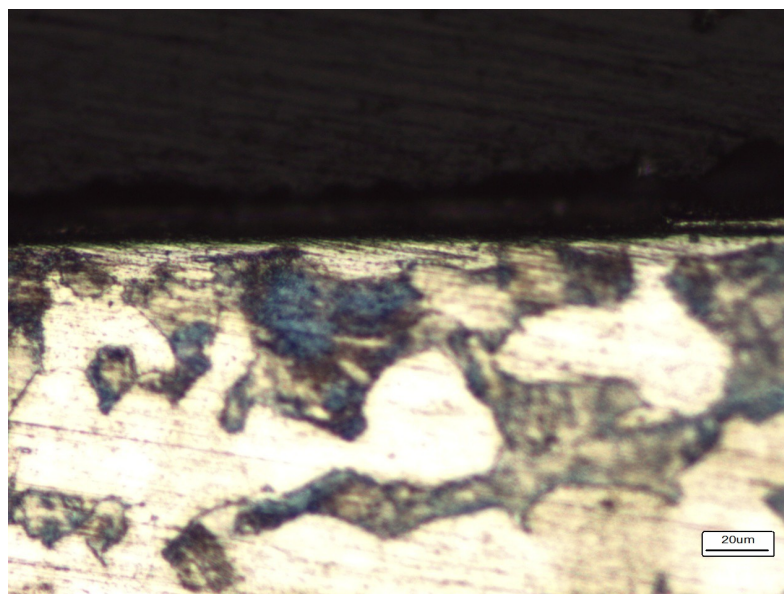


Figura 29 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 200x



Figura 30 – Superfície amostra Aço 1020 com tratamento de 120 minutos aumento de 400x

5.2 Ensaio de microdureza

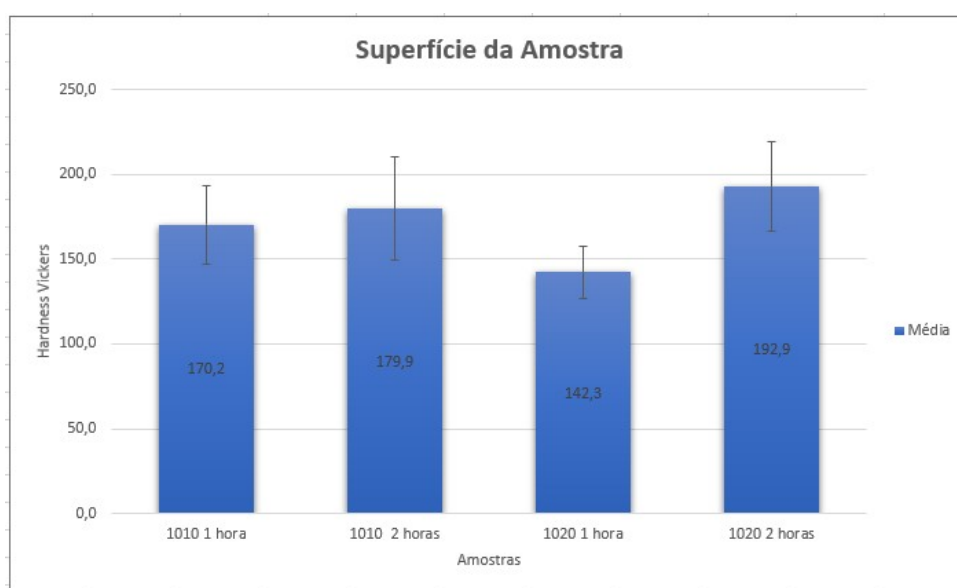
Neste tópico, será discutido sobre os resultados que o ensaio de microdureza Vickers apresentou, lembrando que foi utilizado uma carga de 300gf com duração de 10s cada. Primeiramente, através da literatura estudada, como (POLLNOW et al., 2017) e (KRELLING et al., 2012), sabe-se que se houver a formação da camada de boretos sua dureza deve variar em torno de 1500Hv a 2000Hv.

Como dito anteriormente foi definido que seriam realizados 10 pontos de amostragem tanto na superfície da peça quanto em seu núcleo para analisar o comportamento da microestrutura. Todos os valores de microdureza podem ser verificados no Apêndice A.

Na Figura 31 pode-se ver o gráfico contendo os resultados da média da dureza Vickers em cada caso e juntamente com o desvio padrão. Os valores de microdureza estão na unidade de medida Hv e já de imediato com esses números pode-se averiguar que eles foram bem abaixo do esperado, confirmando assim que não houve a formação de boretos, resultado esperado primariamente. No entanto, foi possível analisar que houve uma variação da dureza na superfície podendo ser explicada da seguinte maneira: o aumento de dureza que todas as mostras tiveram em sua superfície se deve a difusão de carbono para a superfície do aço.

Como o carbono se difunde a temperaturas inferiores ao boro, este teve condições mais favoráveis a difusão. Porém esta facilidade não deveria impedir a difusão do boro para a superfície, o que indica que este deve ter migrado para a camada residual do processo visualizado anteriormente.

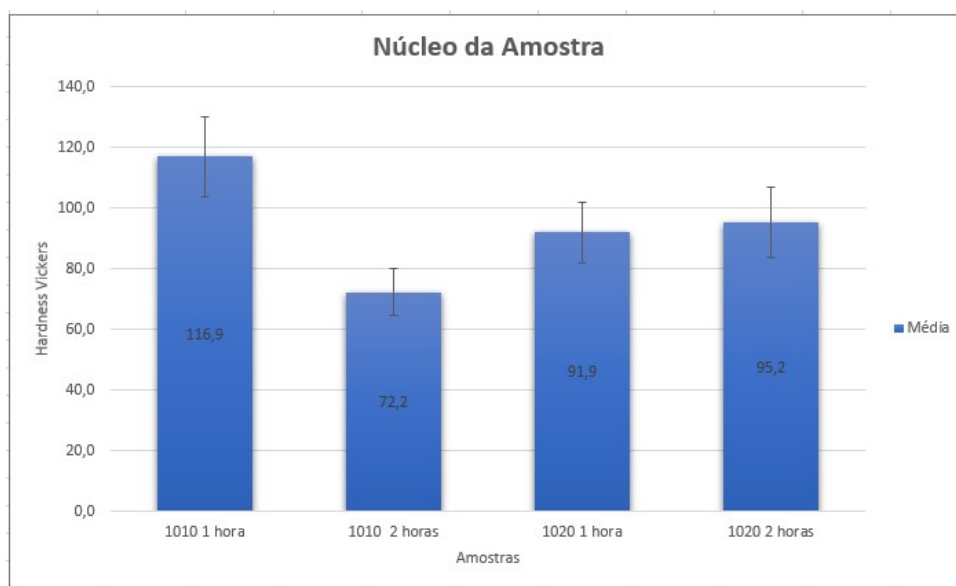
Figura 31 – Valores de Microdureza



Fonte: Autoria própria

Agora, discutindo sobre os resultados obtidos, na Figura 32, com a análise do núcleo das amostras notou-se que houve uma diminuição no valor de dureza do núcleo, reafirmando assim a teoria do carbono ter se difundido até a superfície resultando assim num núcleo mais homogêneo e mais dúctil, resultado do processo de normalização deste.

Figura 32 – Gráfico da média de dureza Vickers com desvio padrão no núcleo



Fonte: Autoria Própria

5.3 Ensaio de difração de raios-X

Neste tópico será abordado a finalidade do ensaio de difração de raio X.

O propósito foi a de verificar as fases formadas no resíduo da boretção para ser possível o entendimento da não formação da camada de boretos como era o proposto.

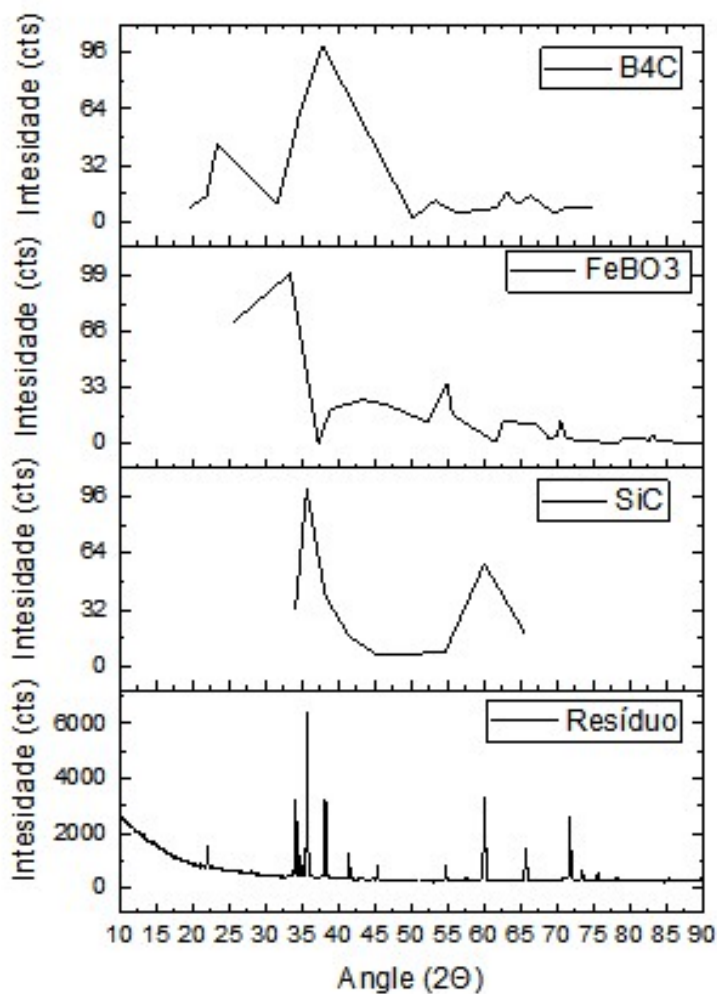
O ensaio de Difração de Raios-X é uma ferramenta muito útil na identificação de compostos, sua identificação muitas vezes pode ser bem laboriosa.

Observa-se no difratograma representado na Figura 33 uma intensidade muito elevada entre os ângulos 10° e 20° , embora muitos elementos difratem com estes ângulos, neste caso esta intensidade foi entendida como uma interferência inicial ao ensaio, visto que não formou nenhum pico bem representado.

O difratograma foi comparado com a biblioteca *ICDD* (*International Centre for Diffraction Data*), que apontou a presença no resíduo de boretção dos seguintes compostos: carbeto de boro B_4C (ficha cristalográfica n° 00-001-1163), borato de ferro $FeBO_3$ (ficha cristalográfica n° 01-076-0701) e carbeto de silício SiC (ficha cristalográfica n° 01-075-0254 e 00-049-1428).

Os resultados obtidos por esse experimento foram a presença dos seguintes componentes que formam o resíduo do tratamento: carbeto de boro (B_4C), borato de ferro ($FeBO_3$) e carbeto de silício (SiC). Os resultados são demonstrados em forma de gráfico como pode ser visto na Figura 33. Ao observarmos os difratogramas deste compostos gerados pela biblioteca do *ICDD*, verificou-se que os picos de maior importância destes correspondem como a mesma intensidade e ângulo difratados no resíduo de boretção.

Figura 33 – Gráfico de resultados da difratometria de raios X



Fonte: Autoria própria

Com a descoberta dos componentes que integram o resíduo pode-se encontrar a problemática do que porque não foi possível a formação da camada boretada. Com a formação do borato de ferro, o qual é um material cerâmico, devido a atmosfera não ser controlada, a energia de ativação para desprender o boro da molécula do FeBO_3 seria muito maior do que a empregada no experimento, não ocasionando assim a difusão do boro para os corpos de prova.

6 Conclusão

Com a riqueza dos resultados obtidos e após ampla discussão é possível inferir que:

Uma atmosfera inerte é essencial para uma melhor desenvoltura do que foi proposto inicialmente.

Houve o recozimento e normalização de ambos aços, deixando seu núcleo mais dúctil e perdendo as características de aços que sofreram laminação. Grãos sofreram normalização, apresentando uma estrutura ferrítica e perlítica, com um aumento natural da fração perlítica para aço SAE 1020.

Ocorreu a difusão de elementos para a superfície dos aços estudados, SAE 1010 e SAE 1020, no entanto, não foi do elemento químico boro(B) e sim do carbono, já que formou-se um material cerâmico a partir do substrato de boro.

Interação entre o substrato com o agente boretante e a atmosfera geraram uma camada cerâmica de Borato de Ferro, de alta dureza e ponto de fusão, impedindo a formação dos Boretos de Ferro por falta de Boro livre na reação.

O componente cerâmico, o borato de ferro(FeBO_3), necessita de uma energia de ativação bem maior para dissociar o Boro, permitindo que este tenha a liberdade para reagir com a superfície metálica.

7 Sugestões para Trabalhos Futuros

Para trabalhos futuros, buscará realizar um estudo mais parcimonioso sobre a cinética das reações vistas anteriormente, levando em conta a formação do Borato de Ferro.

Outra sugestão seria a de elevar a temperatura do processo e observar se há difusão de boro para a amostra.

Por fim, realizar a mesma metodologia, porém com a utilização de uma caixa selada, para impedir a entrada e presença de oxigênio na reação.

Referências

- BINCLETO, A.; NASCENTE, P. Modificação e caracterização da superfície do aço inoxidável martensítico aisi 410. In: *19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais—CBECiMat*. [S.l.: s.n.], 2010. p. 6088–6095.
- BUDINSKI, K. G. *Friction, Wear, and Erosion Atlas*. CRC Press, 2013. Disponível em: <<https://www.amazon.com.br/Friction-Erosion-Atlas-Kenneth-Budinski-ebook/dp/B00GM0DI0Q>>.
- BURAKOWSKI, T.; WIERZCHON, T. *Surface Engineering of Metals: Principles, Equipment, Technologies (Materials Science & Technology)*. CRC Press, 1998. ISBN 978-084938225-3. Disponível em: <<https://www.amazon.com/Surface-Engineering-Metals-Principles-Technologies/dp/0849382254>>.
- CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia de Materiais. Uma Introdução*. LTC, 2016. ISBN 978-852163103-3. Disponível em: <<https://www.amazon.com.br/Ci%C3%Aancia-Engenharia-Materiais-Uma-Introdu%C3%A7%C3%A3o/dp/8521631030>>.
- CAMPOS-SILVA, I. E.; RODRIGUEZ-CASTRO, G. A. Boriding to improve the mechanical properties and corrosion resistance of steels. In: *Thermochemical surface engineering of steels*. [S.l.]: Elsevier, 2015. p. 651–702.
- CHIAVERINI, V. *Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas*. ABM, 2003. ISBN 978-858677862-9. Disponível em: <<https://www.amazon.com.br/Tratamentos-T%C3%A9rmicos-das-Ligas-Met%C3%A1licas/dp/8586778621>>.
- ENGENHEIRO DE MATERIAIS. *Desgaste e os seus mecanismos*. 2017. Disponível em: <<http://engenheirodemateriais.com.br/2017/11/03/desgaste-e-os-seus-mecanismos/>>. Acesso em: 02 jul. 2018.
- GASPARINI, J. H. B.; JUSTEN, M. M. *Avaliação do desgaste de camadas de carbonetos e boretos produzidas no aço AISI 4340 por meio de tratamento termo-reativo*. Tese (Doutorado) — Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Apr 2015. Disponível em: <<http://repositorio.roca.utfpr.edu.br/jspui/handle/1/6168?mode=full>>.
- GELSON LUZ. *Aço SAE 1020 Propriedades Mecânicas*. 2018. Disponível em: <<http://www.materiais.gelsonluz.com/2017/10/aco-sae-1020-propriedades-mecanicas.html>>. Acesso em: 01 jul. 2018.
- GERDAU, AÇOS FINOS PIRATINI. *Manual de Aços*. 2003. Disponível em: <http://www.feis.unesp.br/Home/departamentos/engenhariamecanica/maprotec/catalogo_acos_gerdau.pdf>. Acesso em: 01 jul. 2018.
- JÚNIOR, G. D. G.; VIEIRA, M. M. F. Qualidade total e administração hospitalar: explorando disjunções conceituais. *Ciênc. saúde coletiva*, ABRASCO - Associação Brasileira de Saúde Coletiva, v. 7, p. 325–334, 2002. ISSN 1413-8123.
- KRELLING, A. P. et al. Estudo do comportamento tribológico do aço aisi h13 submetido a tratamento termoquímico de boretação. Universidade do Estado de Santa Catarina, 2012.

KULKA, M.; MAKUCH, N.; PIASECKI, A. Nanomechanical characterization and fracture toughness of FeB and Fe₂B iron borides produced by gas boriding of Armco iron. *Surface and Coatings Technology*, Elsevier, v. 325, p. 515–532, 2017.

LOH, N. L.; BATCHELOR, A. W.; CHANDRASEKARAN, M. *Materials Degradation and Its Control by Surface Engineering*. Imperial College Press, 2010. ISBN 978-184816501-4. Disponível em: <<https://www.amazon.com.br/Materials-Degradation-Control-Surface-Engineering/dp/1848165013>>.

PENG, S.-g. et al. Surface failure behavior of 70Mn martensite steel under abrasive impact wear. *Wear*, Elsevier, v. 362, p. 129–134, 2016.

POLLNOW, E. N. et al. Microstructural evaluation of a low carbon steel submitted to boriding treatment pre and post GTAW welding. *Matéria (Rio de Janeiro)*, Revista Matéria, v. 22, n. 2, 2017. ISSN 1517-7076.

SILVA, A. L. V. da Costa e.; MEI, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. Blucher, 2010. ISBN 978-852120518-0. Disponível em: <<https://www.amazon.com.br/Ligas-Especiais-Andr%C3%A9-Costa-Silva/dp/852120518X>>.

STRAFFELINI, G. *Friction and Wear: Methodologies for Design and Control (Springer Tracts in Mechanical Engineering)*. Springer, 2015. Disponível em: <<https://www.amazon.com.br/Friction-Wear-Methodologies-Mechanical-Engineering-ebook/dp/B00VNDKJR2>>.

TLILI, B.; BARKAOUI, A.; WALOCK, M. Tribology and wear resistance of the stainless steel. the sol-gel coating impact on the friction and damage. *Tribology International*, Elsevier, v. 102, p. 348–354, 2016.

APÊNDICE A – Resultados microdureza

Superfície		Pontos									
Amostra	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
1010_1h	162,6	212,2	150,0	159,3	188,7	160,4	136,7	148,0	200,3	183,9	
1010_2h	205,7	172,4	232,7	200,3	209,8	146,6	144,7	157,7	188,7	139,9	
1020_1h	154,0	148,5	140,2	117,5	139,3	170,0	148,0	156,1	124,7	125,0	
1020_2h	201,8	205,0	144,7	156,6	189,4	212,2	168,3	209,8	210,6	230,8	

Núcleo		Pontos									
Amostra	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
1010_1h	100,5	90,7	121,7	138,0	117,5	111,3	125,8	116,5	129,3	117,9	
1010_2h	72,7	77,9	71,7	91,0	73,3	64,5	72,2	60,9	67,8	69,8	
1020_1h	76,8	99,4	94,6	101,9	79,6	85,6	101,0	85,4	108,2	86,7	
1020_2h	77,5	86,9	94,1	101,6	102,7	103,8	117,2	80,9	87,1	100,2	