



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

SORAIA KAROLINNE CASTRO SILVA

**ANÁLISE DA VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS DE UM
AÇO SAE 1020 APÓS TRATAMENTO DE CEMENTAÇÃO EM CAIXA**

FORTALEZA
2019

SORAIA KAROLINNE CASTRO SILVA

ANÁLISE DA VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS DE UM AÇO
SAE 1020 APÓS TRATAMENTO DE CEMENTAÇÃO EM CAIXA

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Graduada em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.

FORTALEZA

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

S583a Silva, Soraia Karolinne Castro.
Análise da variação das propriedades microestruturais de um aço SAE 1020 após tratamento de cementação em caixa / Soraia Karolinne Castro Silva. – 2019.
39 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.
Orientação: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.

1. Tratamento Térmico. 2. Cementação em Caixa. 3. Aço baixo carbono. I. Título.

CDD 669

SORAIA KAROLINNE CASTRO SILVA

ANÁLISE DA VARIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MICROESTRUTURAIS DE UM AÇO
SAE 1020 APÓS TRATAMENTO DE CEMENTAÇÃO EM CAIXA

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Graduada em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.

Aprovada em: 19 de junho de 2019.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Dr. Cândido Jorge de Sousa Lobo
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Dr. Jorge Luiz Cardoso
Universidade Federal do Ceará (UFC)

À minha família, Antônio, Elenir, Pérola,
Gisele, Dora e Valentina.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a minha família, pela paciência, compreensão e apoio durante cinco anos de graduação. Realmente um grande privilégio fazer parte de uma família de pessoas tão perseverantes e unidas – Gisele, Pérola, Elisangela, Dora, Valentina e meu querido Arthur, que não posso esquecer, pois estive ao meu lado durante muitas madrugadas de estudo. Principalmente aos meus pais, Antonio e Elenir, por me darem absolutamente tudo que preciso e por me proporcionarem a melhor formação: como pessoa. Eles são minha melhor referência de vida.

Agradeço aos professores do departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais pelo acompanhamento durante toda a graduação, tanto ensinando e apoiando, quanto cobrando o meu melhor desempenho, quando necessário. Um agradecimento especial para os professores Walney, Marcondes, Marcelo Mota, Cleiton, Hélio, Janaína, Klug e Elineudo, por contribuírem com minha formação durante essa jornada, principalmente os professores Hamilton, Marcelo José, por também serem incentivadores de trabalhos e pesquisas.

Meu agradecimento ao auxílio do Laboratório de Caracterização de Materiais – LACAM, por ceder espaço e estrutura para preparação de amostras, e por sempre me acolher, como uma segunda casa, durante meu período de bolsista CNPQ e estudante. O LACAM foi um lugar onde dei meu primeiro passo na engenharia, onde aprendi, estudei, trabalhei, chorei, sorri, brinquei e fiz verdadeiros amigos, que quero guardar para a vida. Vou sempre guardar esse lugar no meu coração e as pessoas que fizeram parte dele, principalmente o Flavinho, que com todo seu carinho e atenção, sempre fez o que estava ao seu alcance pelo laboratório e os alunos (e pela maravilhosa feijoada), um pai.

Agradeço ao CNPQ pela bolsa concedida, ao Laboratório de Fundição – LAF, por nos ceder os EPI's necessários para esse trabalho; ao Laboratório da Professora Janaína, por nos ceder o coque e o carvão vegetal; ao Laboratório de Saneamento – LABOSAN, por nos ceder o forno mufla (e por ter sobrevivido a um dia difícil); especialmente ao Lorinho, por confeccionar uma caixa de aço, pois sem ela não teríamos conseguido realizar o ensaio.

Por fim, agradeço aos meus amigos, pessoas de quem sempre irei lembrar com carinho, pois ao término de tudo, uma conclusão é certa, sem eles eu não teria conseguido, pois juntos sempre fomos melhores e foi apoiando uns aos outros que conquistamos nosso espaço. Aline Dias, Beatriz Pinho, Marister, Matheus Vieira, João Victor, Dyego Irineu, Isaque Brito, Pablo, Diego Dias, Thiago MEV, Pedro Paulo, Amilton, Kaká. Grandes amigos.

“Um bom engenheiro é aquele que sabe o valor dos números e das pessoas, nunca permanecendo sozinho.” Soraia.

RESUMO

A cementação é um dos tratamentos termoquímicos mais usados na indústria para aumentar a dureza e vida útil de componentes mecânicos e ferramentas. Neste trabalho, tratamos da cementação em caixa e como este processo modifica a dureza e a microestrutura superficial de um aço baixo carbono SAE 1020. A difusão do carbono nesse processo acontece por meio da austenitização da amostra, de modo que a fase austenita, que comporta até 0,2%C, absorva carbono do meio para dentro da estrutura, por meio da reação causada por uma mistura carburante em alta temperatura. O tratamento foi realizado a aproximadamente 920°C por 4 horas e seguido de uma têmpera em água. Usando-se de caracterização microestrutural, baseado em microscopia óptica, foram correlacionadas as mudanças de microestrutura da amostra com as mudanças nas propriedades mecânicas analisadas, e a sua composição química, antes e após o tratamento. Com a cementação foi possível aumentar a dureza superficial da amostra, com uma penetração de carbono de aproximadamente 0,3mm, também foi possível identificar alterações nas microestruturas e de composição química, como proposto pela literatura.

Palavras-chave: Tratamento Térmico. Cementação em Caixa. Aço baixo carbono.

ABSTRACT

Carburizing is one of the most used thermochemical treatments in the industry to increase the hardness and service life of mechanical components and tools. In this work, we will talk about box cementation and how this process affects the hardness and the surface microstructure of a SAE 1020 low carbon steel. The diffusion of the carbon in this process happens through the austenitization of the sample, so that austenite phase, which involves up to 1.2% C, absorbs carbon from the environment into the structure, through the reaction caused by a fuel mixture. The treatment was carried out at approximately 920 °C for 4 hours and followed by water cooling. Using microstructural characterization, based on optical microscopy, we try to correlate the microstructure changes of the sample with the changes in the mechanical properties analyzed, and their chemical composition, before and after the treatment. With the carburizing it was possible to increase the surface hardness in the sample, with a carbon penetration approximately 0.3 mm, it was also possible to identify alterations in the microstructures and chemical composition, as proposed by the literature

Keywords: Thermal treatment. Carburizing. SAE 1020 Steel

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Difusão por lacuna (a) e Difusão intersticial (b).....	17
Figura 2. Influência do tempo e da temperatura na penetração superficial de carbono.	19
Figura 3. Efeito da camada cementada nas tensões residuais.....	20
Figura 4. Curvas representativas da capacidade de cementação de aços com diferentes teores de carbono por misturas de CO e CO ₂ em função da temperatura.	23
Figura 5. Diagrama Ferro-Carbono	24
Figura 6. Mudanças microestruturais de um m aço hipoeutetóide - durante o resfriamento lento.	25
Figura 7. Curva TTT de transformação em função do tempo de resfriamento.....	28
Figura 8. Caixa de aço colocada em forno mufla a 920°C	31
Figura 9. Micrografia borda amostra CR a) Aumento 50x b) Aumento de 100x.....	32
Figura 10. Micrografia face amostra CMT a) Aumento 100x b) Aumento de 200x.....	33
Figura 11. Micrografia borda amostra CMT (Aumento 200x).....	34
Figura 12. Micrografia borda amostra CMT (Aumento 500x).....	35
Figura 13. Micrografia centro amostra CMT (Aumento 500x).....	36
Figura 14. Macrografia CMT.	37

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1. Microdureza CRxCMT.....	37
------------------------------------	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição Química SAE 1020 CR (%).....	30
Tabela 2. Composição Química SAE 1020 CRxCMT (%).....	38

SUMÁRIO

Sumário

1	INTRODUÇÃO.....	14
2	REFERENCIAL TEÓRICO.....	16
	2.1 Difusão.....	16
	2.2 Tratamentos Termoquímicos.....	18
	2.2.1 Cementação.....	18
	2.2.2 Cementação em Caixa.....	21
	2.3 Aços-Carbono.....	23
	2.3.1 Diagrama Ferro-Carbono e a Formação de Microestruturas.....	24
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	30
	3.1 Materiais.....	30
	3.2 Equipamentos.....	30
	3.3 Procedimentos.....	31
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	32
	4.1 Análise da Microestrutura.....	32
	4.2 Macrografia.....	36
	4.3 Microdureza Vickers.....	37
	4.4 Análise Química.....	38
5	CONCLUSÃO.....	39
	REFERÊNCIAS.....	40

1 INTRODUÇÃO

No momento de selecionar as ferramentas ou componentes a serem utilizados para desempenhar determinada função, é essencial levar em consideração que propriedades mecânicas estes devem possuir para se comportarem de forma satisfatória, com a máxima durabilidade e eficiência exigida para o trabalho.

Pensando dessa forma, observa-se que as ligas ferrosas são ideais para aplicações na indústria metal mecânica, devido a alta versatilidade para os processos de conformação mecânica, fundição e a possibilidade de serem tratadas termicamente, a fim de que atinjam as propriedades mecânicas desejadas (GARCIA, 2017).

Sendo assim, sabendo-se da necessidade de se obter componentes mecânicos com alta resistência mecânica, e ao mesmo tempo tenazes o suficiente para suportar os esforços mecânicos, muitas peças passam pelo processo de cementação.

A cementação é certamente o método mais antigo para endurecimento superficial de aços. Dados históricos revelam que tem sido usado desde a época do Império Romano. O processo de cementação consiste em um tratamento de endurecimento superficial que se baseia na difusão de carbono através da superfície da peça de aço, formando uma fina camada endurecida, já o interior da peça mantém as características de ductilidade e tenacidade. Isso proporciona uma combinação das propriedades desejáveis de resistência ao desgaste e estabilidade estrutural (CELESTINO et al, 2007).

O processo tem como vantagem a possibilidade de se obter valores de dureza mais elevados em um aço de custo mais baixo, através de um processo relativamente simples, por isso é amplamente aplicado na indústria. Além de conservar as propriedades de ductilidade e tenacidade do núcleo, decorrente do baixo teor de carbono originalmente contido na peça, combinado com uma superfície mais dura.

Existem vários tipos de processo de cementação: em caixa, líquida, gasosa e outros. A escolha do método a ser utilizado depende de variáveis como o tamanho da peça, tempo de tratamento, custo energético dentre outros. As engrenagens são um bom exemplo de peças que apresentam superfície endurecida sobre um núcleo tenaz.

O presente trabalho mantém seu foco no tratamento de cementação sólida em caixa e tem como objetivo geral realizar o procedimento de cementação em caixa de um aço baixo carbono SAE 1020, seguindo como base orientações da literatura. E tem como objetivos específicos:

- a) Avaliar a microestrutura do material como recebido e após cementação, identificando as fases existentes;
- b) Observar através de macrografia a formação da “aureola” cementada na amostra pós tratamento;
- c) Analisar a variação da microdureza (borda-núcleo) da amostra antes e depois de tratada termicamente.
- d) Verificar a variação de composição química da superfície da amostra cementada em relação a amostra como recebida.

Para isso, esse trabalho divide-se em 3 tópicos: Difusão, Tratamentos Termoquímicos e o conceito de Aços-Carbono, com intuito de cercar a teoria e fundamentar os resultados.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Esta seção apresenta uma revisão sobre difusão, além de apresentar os processos disponíveis para adição de carbono por difusão no aço, ou seja, a cementação. A ênfase é a apresentação dos conceitos como base para o experimento realizado, analisando e comparando ao longo do trabalho. Ao fim desta seção também são apresentadas as microestruturas que podem ser obtidas através de diferentes tratamentos térmicos de um aço carbono.

2.1 Difusão

Para melhorar as propriedades de diversos tipos de materiais, é uma prática comum realizar tratamentos térmicos, que quase sempre envolvem difusão atômica. Um bom exemplo na indústria é a fabricação de engrenagens, que por causa da difusão, possuem uma superfície mais resistente aos esforços mecânicos aos quais são submetidas e um núcleo mais dúctil (CALLISTER & RETHWISCH, 2014).

Nesta pesquisa, é importante falar sobre difusão, pois é através desse fenômeno de transporte de massa no interior de um sólido ou de um líquido que ocorre a cementação, tema principal deste trabalho. Além disso, é uma prática muito utilizada. Inclusive, é possível estimar tempo dos tratamentos, temperatura e velocidade de resfriamento de materiais utilizando-se dos conceitos matemáticos da difusão.

Para que o fenômeno ocorra é necessário que se cumpram duas condições. A primeira é ter obrigatoriamente um espaço vazio para que um átomo saia de sua posição inicial possa ocupar uma posição livre. A segunda é ter energia suficiente no átomo para quebrar as ligações com sua vizinhança e então causar distorção lateral durante seu deslocamento. Em certa temperatura, uma pequena quantidade de átomo tem a condição de realizar movimento difusional em virtude da magnitude de suas energias de vibração. Essa quantidade de átomos aumenta com o aumento da temperatura (CALLISTER & RETHWISCH, 2014).

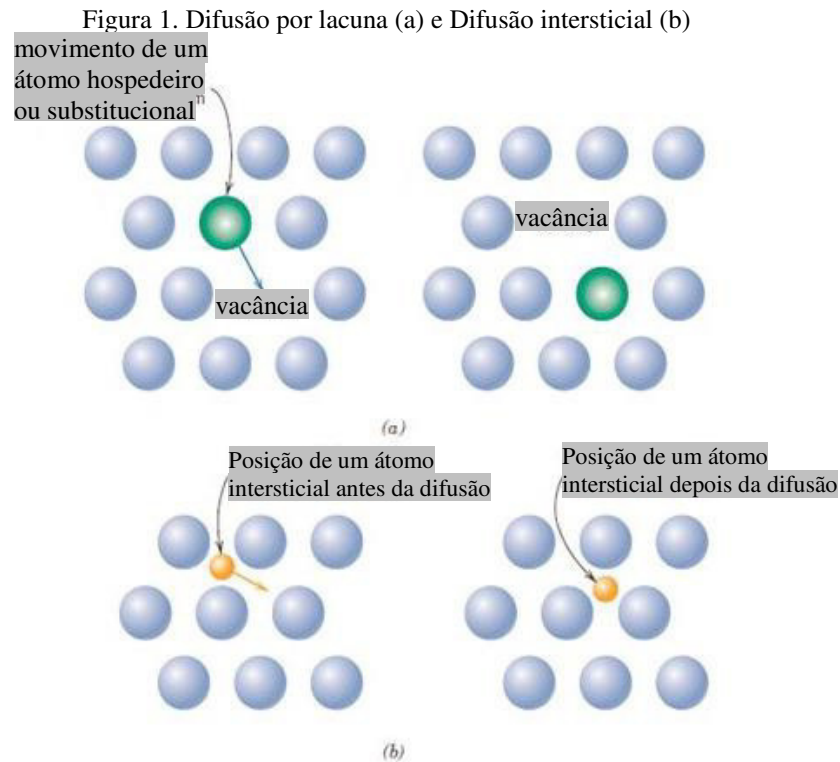
Para entender melhor como ocorrem esses movimentos atômicos, alguns modelos de difusão foram propostos, mas os que mais se aplicam a materiais metálicos são: modelo de difusão por lacuna (substitucional) e modelo de difusão intersticial.

A difusão por lacuna envolve a troca de posições de um átomo em uma posição normal que migra para uma posição vazia ou adjacente à sua posição inicial. Esse mecanismo é apropriadamente chamado de difusão por lacuna. Obviamente esse processo necessita de

posições vazias para ocorrer e, os movimentos de difusão que podem ocorrer são em função do número de defeitos que estão presentes. Significantes concentrações de vazios podem existir em metais a altas temperaturas (CALLISTER & RETHWISCH, 2014)

O segundo tipo de difusão envolve o movimento de átomos de raios pequenos o suficiente para ocuparem os interstícios presentes entre os átomos de raios maiores. O movimento envolve átomos saindo de interstícios e migrando para interstícios vazios. Esse mecanismo é encontrado em interdifusão de impurezas como hidrogênio, nitrogênio, oxigênio, carbono. Átomos hospedeiros ou impurezas substitucionais raramente formam interstícios e normalmente se difundem pelo método de difusão por lacuna e não por difusão intersticial (CALLISTER & RETHWISCH, 2014).

A difusão intersticial ocorre mais rapidamente que a difusão por lacuna na maioria das ligas metálicas, uma vez que os átomos intersticiais são menores, portanto, mais fáceis de se moverem. Além disso, posições intersticiais existem em maior quantidade do que posições vazias para difusão por lacuna, portanto, é mais provável ter átomos se movimentando por difusão intersticial do que átomos se difundindo por difusão por lacuna (SOUSA, 2016). É possível observar um esquemático de como ocorrem ambas as difusões na Figura 1 a seguir.



Fonte: (CALLISTER & WILLIAN, 2014)

De acordo com experimentos e concebidos por Crank (1980) e Carslow (1986), é possível calcular a concentração de soluto em termos da posição e do tempo de tratamento, porém essas equações não serão abordadas neste trabalho, que tem como foco a exploração do conceito e o experimento, mas são consideradas importantes bases de informação.

2.2 Tratamentos Termoquímicos

Os tratamentos termoquímicos têm como objetivo a introdução, através da difusão, de elementos de liga na superfície da amostra a ser tratada, fazendo com que sua dureza superficial seja alterada pela modificação parcial da sua composição química (CHIAVERINI, 2003).

Para que os processos difusionais, responsáveis pela efetivação do tratamento, sejam ativados, o meio no qual a amostra está submetida deve apresentar uma elevada temperatura, entre 500°C e 1000°C, para que aumente a solubilidade de carbono na célula, e uma alta concentração do elemento que se deseja introduzir na superfície da amostra (COSTA & SILVA, 2006).

Os tratamentos podem ser utilizados para adquirir propriedades como resistência a fadiga, à corrosão e à oxidação em altas temperaturas, entretanto o principal objetivo está no aumento da dureza da superfície do material. Esta propriedade, em conjunto com a ductilidade do núcleo do material, proporcionará uma excelente performance em aplicações que exigem elevada tenacidade combinada com alta resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 2003).

Os processos termoquímicos são nomeados em função do elemento que será difundido na amostra. Entre esses processos, os mais comuns são: Cementação, Nitretação, Cianetação, Carbonitretação e Boretção. Dentre estes, vamos seguir dando destaque a cementação e seus efeitos em amostras tratadas.

2.2.1 Cementação

A cementação é um tratamento termoquímico antigo e bastante conhecido. O desenvolvimento tecnológico permitiu que, ao longo dos anos, diferentes técnicas para realização desse tratamento fossem desenvolvidas.

No processo de cementação, carbono será introduzido na superfície da amostra possibilitando o seu endurecimento através de têmpera.

O tratamento é realizado em aços com baixo teor de carbono, para que haja gradiente para a difusão de carbono através da superfície do aço, e também porque se deseja

um núcleo que mantenha as características de tenacidade e resistência ao desgaste do início após o tratamento ser realizado. As temperaturas devem ser superiores à A3 para garantir que a amostra apresente uma matriz austenítica durante os processos difusionais (CHIAVERINI, 2003). No caso do aço estudado (SAE 1020), a temperatura A3 está em torno de 850°C, de acordo com o indicativo da Figura 5.

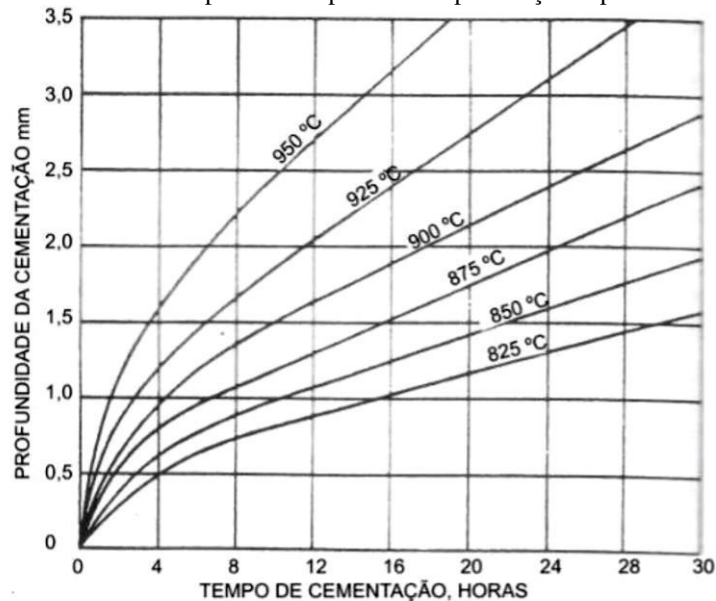
De acordo com Sousa (2016), para que há uma maior taxa de difusão, é ideal que:

“Os aços cementáveis, possuem preferencialmente granulação mais fina pois, quando se tem tamanhos de grão relativamente grandes, isso implica em mais etapas no processo de cementação, para que a camada cementada desejada seja atingida. Os aços de granulação fina exigem normalmente apenas uma etapa para formação de martensita, que pode ser feita de forma direta, logo após o processo de cementação.”

É importante garantir a austenitização da amostra durante o tratamento pois a solubilidade de carbono na austenita pode vir a ser maior que o dobro da solubilidade de carbono na ferrita (COSTA & SILVA, 2006).

Além disso, temperaturas elevadas aumentarão a taxa de difusão do carbono na amostra aumentando, desse modo, a profundidade de cementação para um determinado tempo de tratamento (CHIAVERINI, 2003). Essa relação pode ser observada na Figura 2.

Figura 2. Influência do tempo e da temperatura na penetração superficial de carbono.



Fonte: CHIAVERINI (2003).

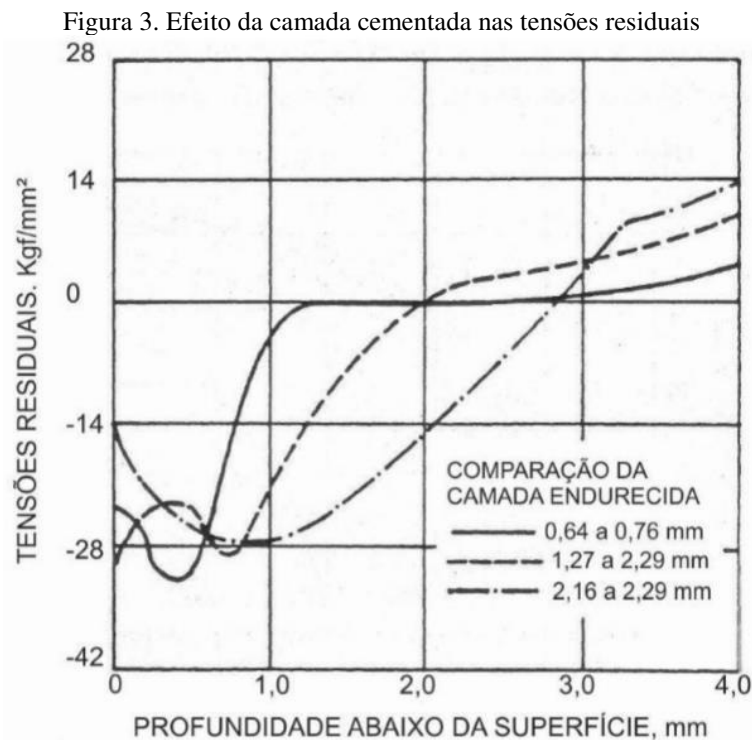
A adição de átomos de carbono na superfície do material elevará o teor de carbono dessa região até 0,8% ou 1,0%. Consequentemente, a temperabilidade da superfície aumentará consideravelmente, enquanto a do núcleo permanecerá baixa. Desse modo, quando temperada, a amostra sofrerá transformação martensítica apenas na sua superfície enquanto o núcleo permanecerá dúctil (CHIAVERINI, 2003).

Observa-se que, para que seja obtido sucesso nesse tratamento, a amostra deverá apresentar um baixo teor de carbono inicial pois é necessário garantir que o núcleo não se torne duro e mantenha sua ductilidade após a têmpera. Além disso, quanto menor for o teor de carbono, maior será a velocidade de cementação (SOUSA, 2016).

Outro fator fundamental nesse processo é a natureza do meio desse tratamento. A cementação pode ser realizada em meio sólido, composto por carvão e outros agentes carbonetantes, em meio líquido, composto por sais fundidos, ou em meio gasoso, composto por gases cementantes como o propano e o butano. Além desses três métodos mais convencionais, a realização de cementação a plasma também é uma opção.

Também é necessário observar a produção de tensões residuais compressivas na cementação quando as peças cementadas passam por processo de têmpera. A adição de tensões residuais compressivas é benéfica, pois aumenta a resistência à fadiga por dobramento e por contato pelo fato de ir contra a propagação das trincas que venham a aparecer no material ou que já estejam na matriz da mesma.

De acordo com experimento apresentado por Chiaverini (2003) em barras de 19 mm de diâmetro de aço 8617, há um efeito da espessura da camada cementada nas tensões residuais para a amostra, como apresentado na Figura 3. Temperou-se as barras por têmpera direta em óleo e as mesmas não foram revenidas.



Fonte: CHIAVERINI (2003).

As tensões residuais compressivas aparecem pelo fato da martensita ter um alto teor de carbono na camada cementada e menor densidade que as fases que compõem o núcleo -fases com teor de carbono menor (CHIAVERINI, 2003).

2.2.2 Cementação em Caixa

A cementação em caixa, também conhecida como cementação sólida, está entre os tratamentos termoquímicos mais difundidos e entre os mais simples de serem realizados, isso se dá por algumas características do seu processo, como por exemplo: ser um processo barato e sem necessidade de uma estrutura complexa; poder utilizar uma maior variedade de fornos, pois produz sua própria atmosfera carbonatante; além de diminuir a tendência ao empenamento das peças devido ao fato delas se apoiarem bem na mistura carburante sólida (CHIAVERINI, 2003).

O princípio fundamental do processo de cementação sólida se baseia na formação de carbonetos através de reações termoquímicas do gás monóxido de carbono (CO) e sua reação com a microestrutura austenítica (Fe gama), promovendo em elevada temperatura (815° a 1100°C) a difusão do carbono a partir da superfície em direção ao núcleo do material.

Nesse processo, as amostras e uma mistura carburante são depositadas em uma caixa metálica que será submetida à temperatura desejada para o tratamento.

As misturas carburantes são, simplificarmente, compostas por carvão vegetal, coque, óleo vegetal e substâncias ativadores. O carvão vegetal, como fonte de carbono, é mais eficiente que o coque, porém, o coque apresenta certas vantagens como o elevado poder calorífico que este apresenta. Misturas carburantes mais eficientes costumam apresentar uma combinação de carvão vegetal com coque (ASM Handbook, 1991).

As substâncias ativadoras citadas anteriormente são carbonatos cuja função é aumentar a velocidade de fornecimento de CO, pois esse gás atuará como agente supridor de carbono. Os carbonatos mais utilizados são o carbonato de bário, o carbonato de sódio e o carbonato de cálcio. O óleo vegetal adicionado na mistura irá auxiliar na aglomeração de finos.

Diversos tipos de misturas são utilizados nesse processo. Chiaverini (2003) dá um exemplo de mistura formada por 70% a 90% de carvão vegetal, 5% a 20% de carbonato de bário e 5% a 10% de óleo de linhaça. Colpaert (2008) cita o cimento de Caron cuja composição é de 40% de carbonato de bário e 60% de carvão vegetal.

De acordo com Chiaverini (2003), o processo de cementação ocorre do seguinte modo:

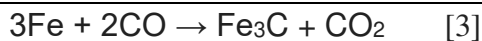
a) A elevada temperatura, o carvão irá interagir com o oxigênio do ar:



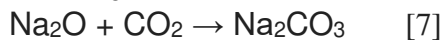
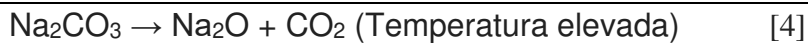
b) O CO₂ reagirá com o carvão incandescente:



c) O CO produzido reagirá com a superfície da amostra de aço:



d) O ciclo se repetirá enquanto o carbonato ativador auxiliará no fornecimento de CO da seguinte forma:



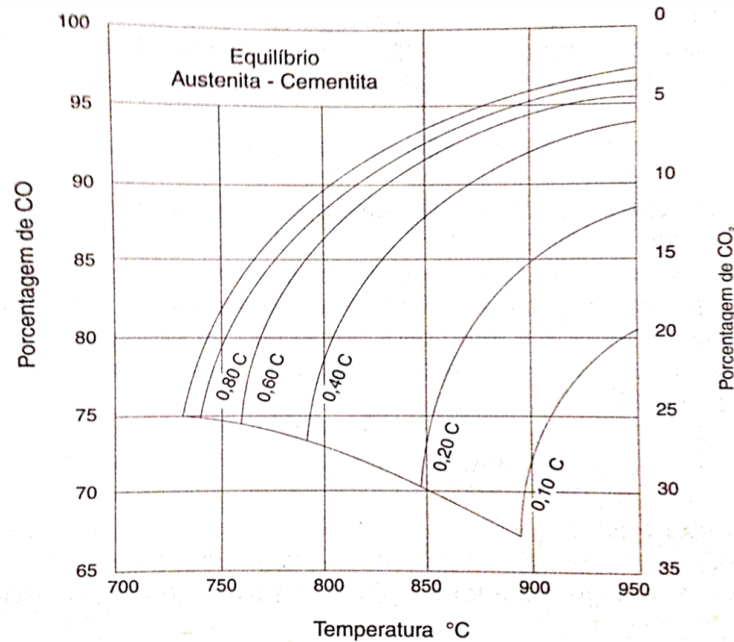
A cementação sólida é um processo lento, e necessita de algumas horas de permanência acima da zona crítica (900 a 1000 °C), porém durante este tempo, ocorre crescimento de grão austenítico. Por isso, após a cementação sólida em caixa é necessário um tratamento térmico que permita refinar o grão, melhorando as propriedades mecânicas do material e a difusão do carbono, geralmente é realizada a normalização. Após a normalização a camada superficial pode ser endurecida por têmpera (INFOMET, 2019).

O processo de cementação em caixa é um método rústico que, apesar de apresentar vantagens econômicas, é tecnologicamente bastante inferior aos outros métodos, dando precedente para o surgimento da cementação gasosa e a cementação líquida, que possuem maior controle de processo.

Na cementação em caixa, o teor de carbono da superfície não pode ser controlado com precisão e a uniformidade da camada cementada é bastante prejudicada. Além disso, a manipulação da amostra para a realização da têmpera é dificultada nesse processo.

Ademais, o êxito do tratamento dependerá do teor de CO do meio no qual a amostra se encontra (CHIAVERINI, 2003). Na Figura 4 essa dependência pode ser observada.

Figura 4. Curvas representativas da capacidade de cementação de aços com diferentes teores de carbono por misturas de CO e CO₂ em função da temperatura.



Fonte: CHIAVERINI (2003).

Na maioria dos casos, a cementação em caixa é realizada de maneira rústica buscando pequenas despesas e, por esse motivo, o controle do teor de CO é raramente realizado.

2.3 Aços-Carbono

Podemos definir aço como ligas ferro-carbono que podem conter concentrações de outros elementos de liga. Em função disso, podem ser considerados dois tipos fundamentais de aço: os aços-carbono comuns e os aços-liga. Os aços-carbono comuns contêm, geralmente, 0,008% até aproximadamente 2,11% em peso de carbono, além de pequenas concentrações de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação (CALLISTER, 2002).

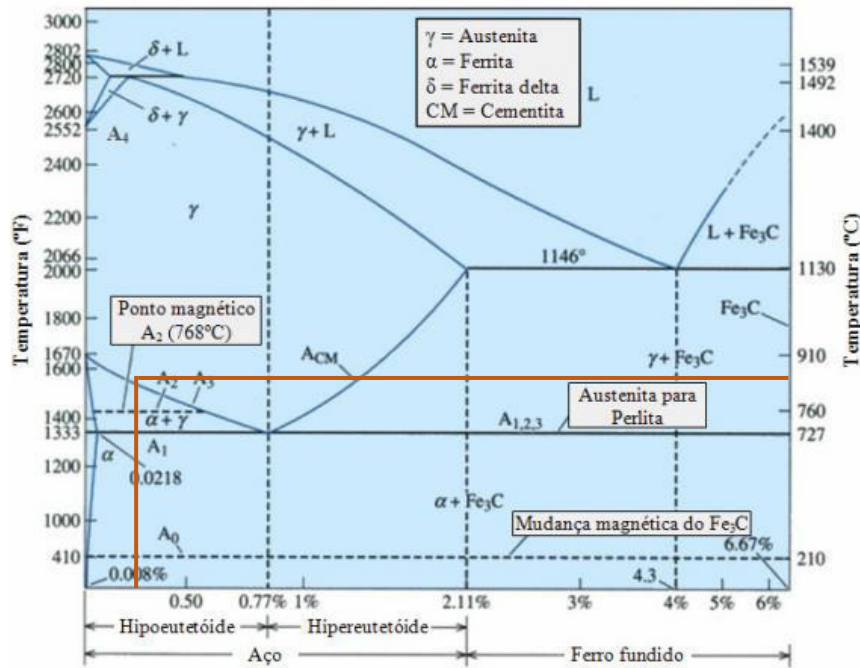
A concentração de 0,008% em peso corresponde à máxima solubilidade do carbono no ferro à temperatura ambiente, e a concentração de 2,11% em peso corresponde à máxima quantidade de carbono que se dissolve no ferro, e ocorre a 1148°C.

Os aços-liga contêm, além do ferro e do carbono, outros elementos de liga ou apresentam elementos residuais em teores acima dos que são considerados normais; ou seja, mais elementos de liga são adicionados intencionalmente ao aço, em concentrações específicas.

2.3.1 Diagrama Ferro-Carbono e a Formação de Microestruturas

Para o conhecimento dos aços, é importante entender o Diagrama Ferro-Carbono, pois é através dele que podemos identificar as prováveis fases presentes em uma amostra de aço, de acordo com o percentual de carbono que esta apresenta, como vê-se na Figura 5.

Figura 5. Diagrama Ferro-Carbono



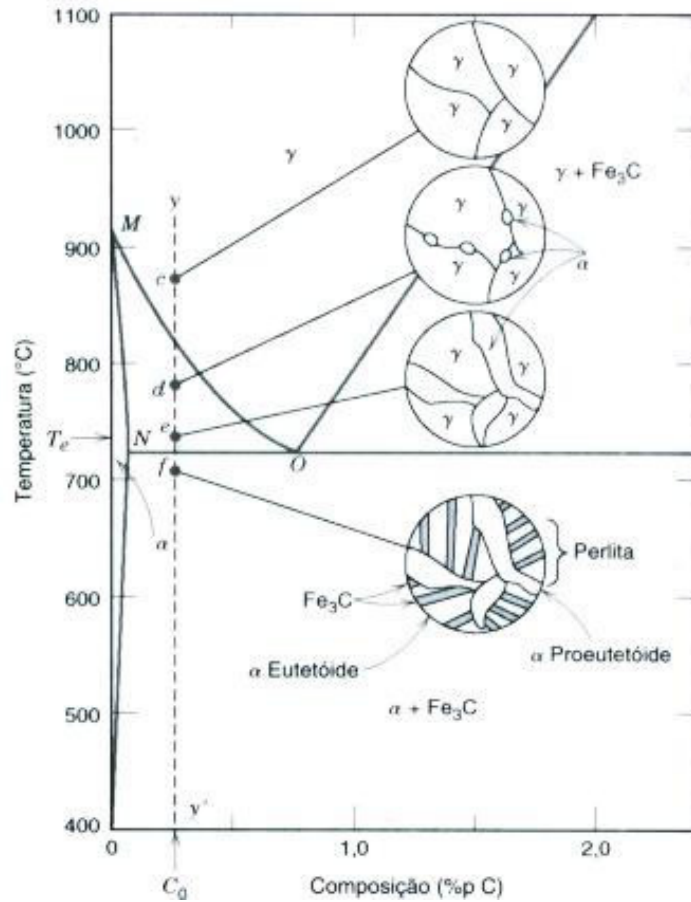
Fonte: ASKELAND & PHULÉ, 2003

O diagrama corresponde apenas à liga binária Fe-C; entretanto, os aços comerciais não são ligas binárias, pois também contêm elementos residuais oriundos dos processos de fabricação, tais como fósforo, enxofre, silício e manganês, que em teores normais pouco afetam o diagrama.

De acordo com Chiaverini (2008), os aços ainda podem se dividir de acordo com o teor de carbono presente na amostra, em hipoeutetóides (abaixo de 0,77%C), eutetóides (0,77%C) e hipereutetóides entre (0,77%C e 2,11%C). Essa divisão determina as fases que se formarão no resfriamento lento.

Como a amostra selecionada para esta pesquisa se classifica como hipoeutetóide (aproximadamente 0,2%C), está representado na Figura 6 abaixo, um esquemático explicativo da formação das fases microestruturais em resfriamento lento.

Figura 6. Mudanças microestruturais de um aço hipoeutetóide - durante o resfriamento lento.



Fonte: Callister (2002).

Os tópicos a seguir apresentam um detalhamento sobre a formação das fases apresentadas no diagrama da Figura 6 e suas características, de acordo com Costa e Silva (2006).

- FASE γ - DENOMINADA AUSTENITA

Esta fase é uma solução sólida intersticial de carbono em ferro γ , em que os átomos de carbono ocupam sítios tetraédricos e octaédricos da rede do ferro com estrutura CFC. Os sítios intersticiais do ferro γ são maiores que os da ferrita; em consequência, a solubilidade do carbono será muito mais elevada na austenita do que na ferrita.

Mesmo assim, o espaço vazio em cada sítio é insuficiente para acomodar o soluto sem que haja deformação da rede. Isto limita a solubilidade a um máximo de apenas 2,11% em peso de carbono ou 8,7% em átomo, na temperatura de 1146°C.

Como a solubilidade de carbono na austenita é bem maior do que na ferrita, as suas propriedades mecânicas, que dependem do teor de carbono, terão uma maior variação.

Esta fase é geralmente macia e dúctil, embora menos que a ferrita; é tenaz, tem limite de resistência entre 686 e 980 MPa (70 a 100 kgf/mm²) e é não-magnética.

- FASE α – DENOMINADA FERRITA:

Esse constituinte está formado por uma solução sólida de inserção de carbono em ferro α (alfa). É o constituinte mais mole dos aços, porém é o mais tenaz, e o mais maleável, sua resistência a tração é de 28 N/mm² e alongamento de 35%.

Sua solubilidade máxima é de 0,008 %. Pode também manter em solução de substituição a outros elementos tais como Si, P, Ni, Cr, Cu, que aparecem nos aços, bem como impurezas como elementos de ligação.

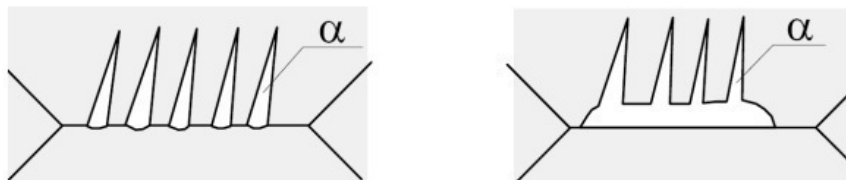
A ferrita apresenta-se nos aços como constituinte e misturada com a cementita para formar parte da perlita. Se o aço é muito pobre em carbono, sua estrutura está formada quase que totalmente por grãos de ferrita cujos limites podem ser revelados facilmente com o microscópio, depois de um ataque com ácido nítrico diluído. Os grãos são equiaxiais.

Conforme a temperatura de transformação austenita/ferrita é diminuída, ocorrem transformações morfológicas na ferrita, dentre elas, a formação da ferrita de Widmanstätten.

A ferrita de *Widmanstätten* é formada por placas laterais de ferrita que precipitam e crescem diretamente de um contorno de grão da austenita prévia. Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores intermediários de carbono (entre 0,2 e 0,4%), e principalmente por um super-resfriamento relativamente baixo, em relação a temperatura A3.

São formados grãos relativamente grosseiros, que apresentam pequena diferença de orientação cristalina entre si.

Figura 7 - Desenho esquemático apresentando as placas laterais de ferrita.



Autor: Lessa, 2011.

Outro ponto que deve ser destacado desse tipo de formação de ferrita, é que devido ao super-resfriamento para a formação de Widmanstätten ser baixo, a formação de microfases de austenita retida, martensita ou agregados de ferrita e perlita, podem ocorrer entre as placas de ferrita em crescimento (Lessa, 2011).

- Fe_3C – DENOMINADO CEMENTITA:

É o constituinte que aparece em fundições e aços. É o carboneto de ferro, de fórmula Fe_3C . É muito frágil e duro, apresentando mais de 840 Vickers, e é muito resistente ao cisalhamento.

Em baixas temperaturas é ferromagnético e perde esta propriedade a 212 °C (ponto de Curie). O ponto de fusão acima de 1950 °C, e é termodinamicamente instável a temperaturas inferiores a 1200 °C.

- PERLITA:

É formada por uma mistura eutetóide de duas fases, ferrita e cementita, produzida a 723 °C quando a composição é de 0,8 %. Sua estrutura está constituída por lâminas alternadas de ferrita e cementita, que se formam simultaneamente durante a transformação, sendo a espessura das lâminas de ferrita superior ao das de cementita, aproximadamente 8:1

É formada em colônias dentro dos grãos, com as lamelas de ferrita e cementita posicionadas na mesma direção, estas últimas ficam em relevo depois do ataque com ácido nítrico.

A perlita é mais dura e resistente que a ferrita, porém mais branda e maleável que a cementita. Apresenta-se em forma laminar, reticular e globular.

De acordo com a velocidade de resfriamento, pode-se formar a perlita grosseira ou a perlita fina, com alterações entre suas propriedades mecânicas.

- BAINITA:

É o constituinte que se obtém na transformação isotérmica da austenita quando a temperatura do banho de resfriamento é de 250 a 500 °C. Apresenta 2 tipos de estrutura: a bainita superior de aspecto arborescente formada a 500 – 580 °C, composta por uma matriz ferrítica contendo carbonetos e a bainita inferior, formada a 250 – 400 °C, tem um aspecto similar a martensita e está constituída por agulhas alargadas de ferrita que contém placas finas de carboneto. A bainita tem dureza que vai de 40 a 60 HRC.

Já em uma condição de resfriamento brusco, há a formação de uma fase metaestável, não representada pelo diagrama Fe-C, a martensita.

- **MARTENSITA:**

É uma estrutura monofásica que não está em equilíbrio, que é resultado de uma transformação adifusional da austenita, com seu conteúdo de carbono herdado diretamente da austenita que a forma.

A dureza da martensita aumenta com o teor de carbono até o teor de 0,7%, acima do qual tem um pequeno aumento. Recentemente a martensita formada faz o aço ficar muito duro e frágil.

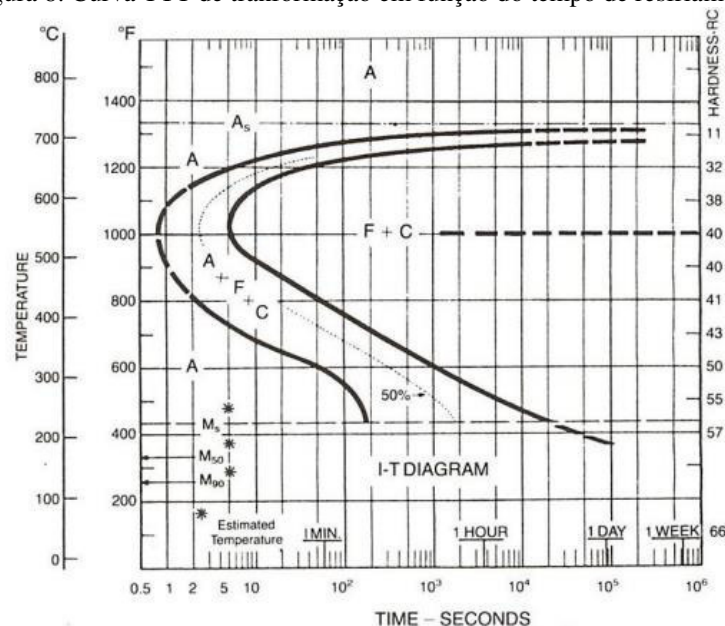
Alguns dos fatores que contribuem para essa dureza da martensita são os seguintes:

- Martensita possui morfologia fina (pacotes, laths, ripas e/ou agulhas) e agulhados;
- As placas de martensita são sempre menores que o grão de austenita que as formou pois, o grão de austenita se dividiu em placas;
- Tem estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC);
- A mudança de volume e simetria acompanha a formação de martensita levando a uma grande quantidade de distorções e deformações, desde que o produto é coerente com a matriz.

De certo modo, um efetivo processo de resfriamento para formação de martensita intensifica um pequeno volume do grão, e a deformação é provavelmente a mais importante contribuição para o endurecimento.

O diagrama TTT abaixo, é a representação da curva de formação de fases em função da velocidade de resfriamento.

Figura 8. Curva TTT de transformação em função do tempo de resfriamento.



Fonte: Krauss, 2005.

A curva é composta por duas linhas de transformação, onde a parte superior representa a formação perlítica e a inferior a formação bainítica. Uma transformação em que a curva de resfriamento não cruza o nariz, leva à formação da martensita, esse procedimento pode ser caracterizado com tempera e geralmente é seguido de revenimento (KRAUSS, 2005).

Os tópicos a seguir darão início a parte prática e conclusiva deste trabalho, onde os resultados encontram-se devidamente fundamentados pelo referencial teórico abordado acima.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Com objetivo de analisar a influência do aumento da dureza de um aço SAE 1020, após um ensaio de cementação em caixa, foram utilizados os materiais, equipamentos e procedimentos descritos nos tópicos a seguir.

3.1 Materiais

Os materiais utilizados nesta pesquisa estão listados abaixo:

- i. Aço SAE 1020 (~ 61g) de bitola 22 mm. Composição química descrita na Tabela 1.

Tabela 1. Composição Química SAE 1020 CR (%)

C	Mn	Si	S	P	Fe
0,20	0,48	0,12	0,01	0,02	99,17

Fonte: Autor.

- ii. Lixas e panos de polimento para preparação metalográfica;
- iii. Alumina (Al_2O_3);
- iv. Nital 2% (2ml HNO_3 + 98ml Álcool Etílico);
- v. Caixa de Aço (20 x 15 cm);
- vi. Coque Betuminoso (~ 41,5 g);
- vii. Carvão Vegetal (~ 166 g);
- viii. Carbonato de Sódio (~ 83g);
- ix. Óleo Vegetal (~ 50 mL)

3.2 Equipamentos

- i. Espectrometro PDA-7000;
- ii. Balança de precisão;
- iii. Embutidora Aerotec;
- iv. Lixadeira e politriz Aerotec;
- v. Microscópio ótico Zeiss Imager.M2m com software integrado AxioVision;
- vi. Microdurômetro Shimadzu HMV-2
- vii. Forno Mufla.

3.3 Procedimentos

Inicialmente, a amostra como recebida passou por uma análise química de composição, seguida, por uma preparação metalográfica (lixamento de 100 a 1200 mesh e polimento com alumina de $1\mu\text{m}$), e depois por um ataque com Nital 2%.

Em seguida, foi realizada uma análise micrográfica e por um ensaio de perfil de microdureza na amostra antes do tratamento.

Os materiais utilizados para realizar a mistura carburante foram: coque betuminoso, carvão vegetal, carbonato de sódio e óleo vegetal, pesados de acordo com o sugerido por Colpaert (1974) e ASM HANDBOOK (2001).

A mistura foi posicionada em uma caixa de aço, com dimensões adequadas ao forno, e a caixa foi colocada em forno mufla previamente aquecido a $\sim 920^\circ\text{C}$, como pode ser visto na Figura 9.

Figura 9. Caixa de aço colocada em forno mufla a 920°C



Fonte: Autor.

Após 4 horas de tratamento térmico, a caixa de aço foi retirada do forno e a amostra, imersa na mistura carburante, foi imediatamente coletada e submetida a uma tempera em água.

Posteriormente, foi realizada um corte na sessão transversal e longitudinal, e as amostras foram submetidas a uma nova análise química superficial, preparação metalográfica, seguida de ataque e micrografia, e ensaio de perfil de microdureza, afim de observar as diferenças entre as propriedades mecânicas e microestruturais do aço, como recebido e cementado.

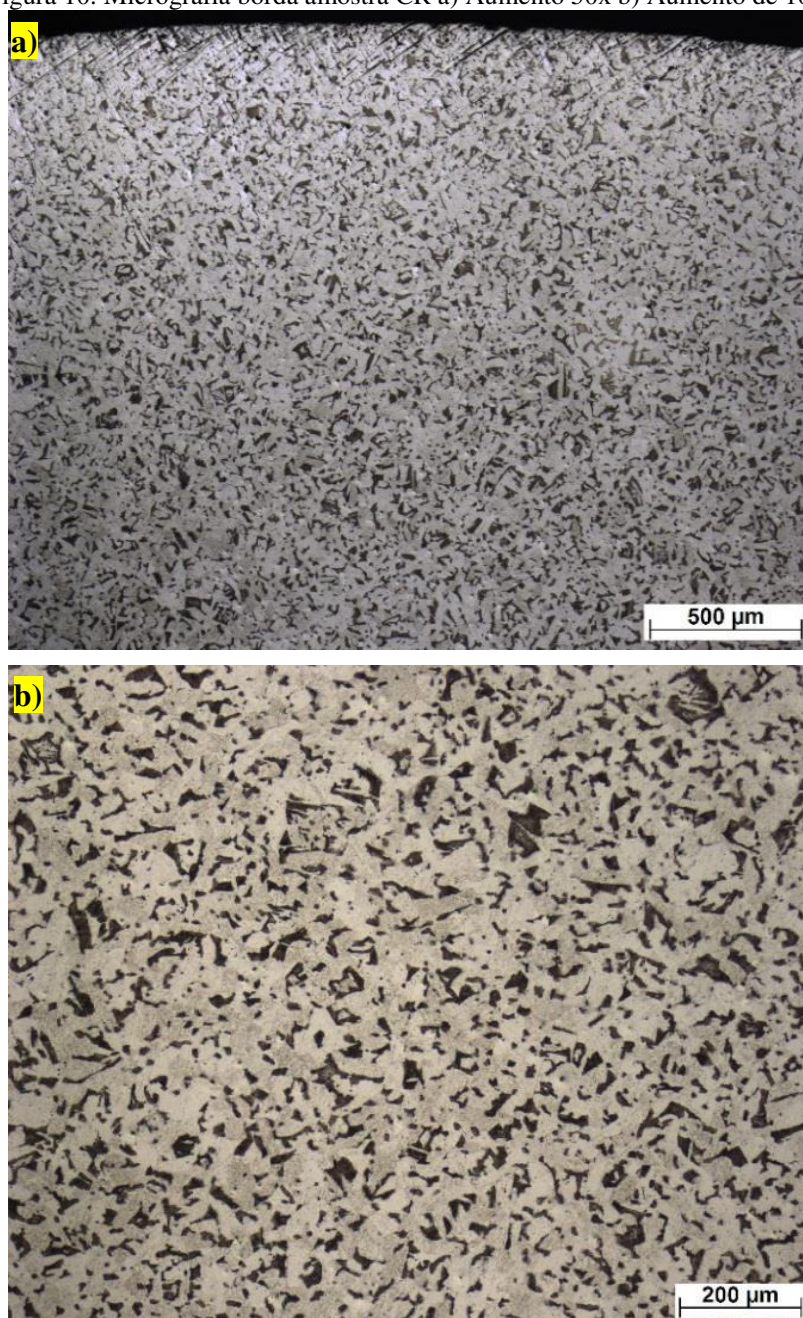
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a análise da amostra como recebida e cementada, foram obtidos os resultados descritos nos tópicos a seguir.

4.1 Análise da Microestrutura

Para observar as microestruturas das amostras Como Recebida (CR) e Cementada (CMT), foram feitas micrografias no microscópio óptico Zeiss, com software integrado AxioVision. Os resultados da análise da amostra CR podem ser vistos na Figura 10 a seguir.

Figura 10. Micrografia borda amostra CR a) Aumento 50x b) Aumento de 100x



Fonte: Autor.

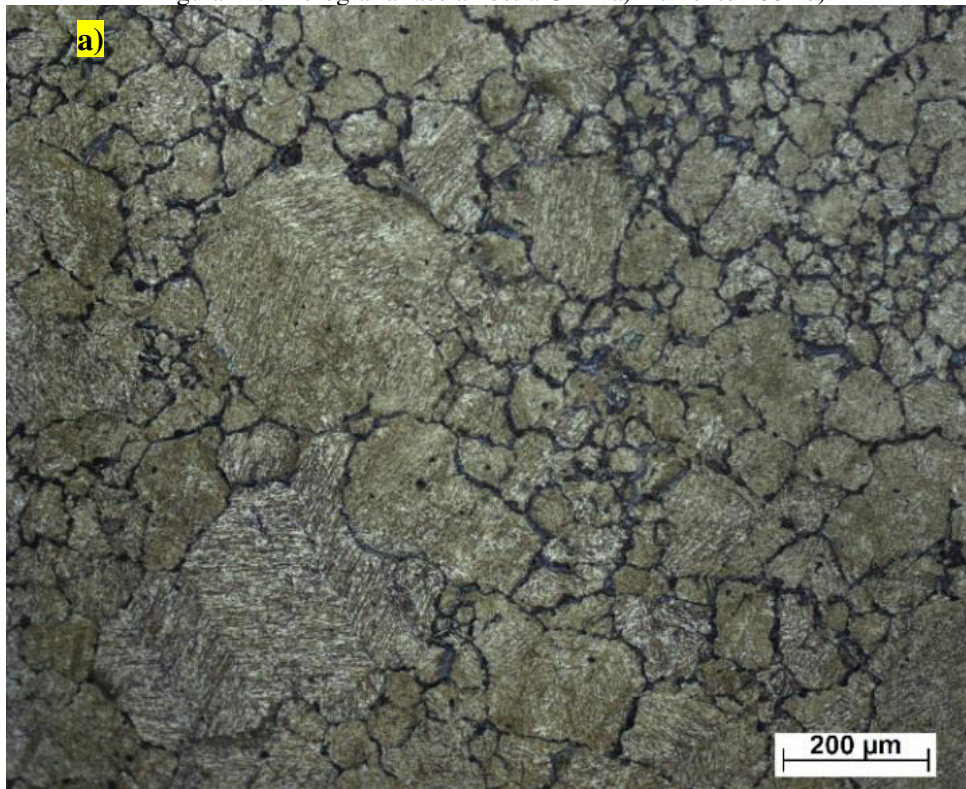
Nas amostras CR, foi observada em toda região da amostra, a presença preferencial de ferrita proeutetóide (regiões claras), já esperada por ser um Aço SAE 1020, e de perlita, nas regiões escuras, com pacotes de perlita distribuídos em pequenos grãos.

Em contraposto, a Figura 11 apresenta a face da amostra após tratamento realizado de cementação, durante um intervalo de 4 horas.

Nessa situação, é possível identificar inicialmente a diferença entre os tamanhos dos grãos da amostra CR e da amostra CMT, em que os grãos são maiores por consequência do maior período de aquecimento em forno.

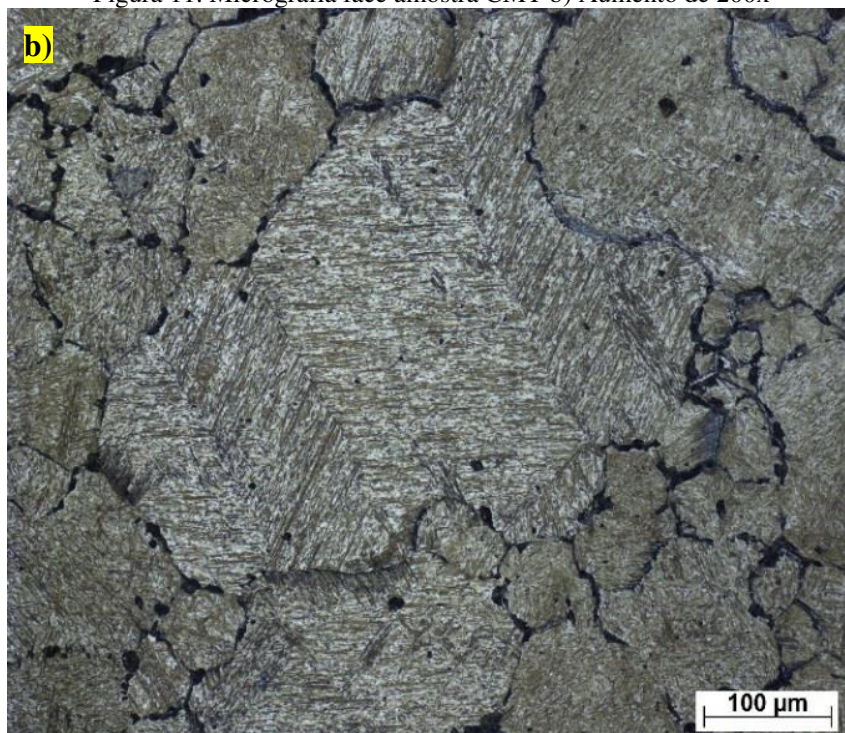
Nessa microestrutura, também se destaca a forte presença de martensita, em formato de placas, no interior dos grãos com contornos bem definidos, seguindo orientações cristalográficas preferenciais.

Figura 11. Micrografia face amostra CMT a) Aumento 100x b)



Fonte: Autor.

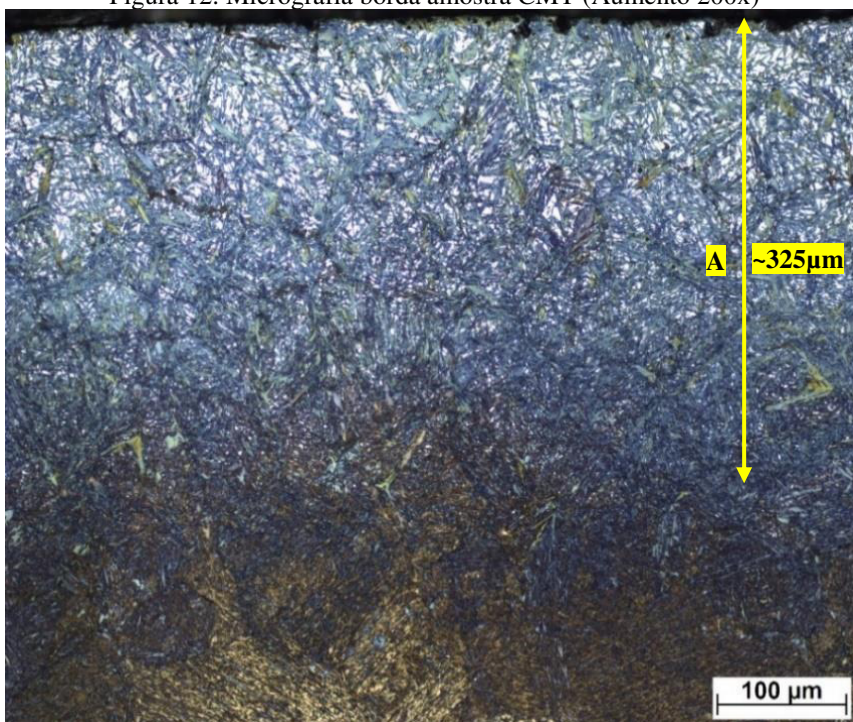
Figura 11. Micrografia face amostra CMT b) Aumento de 200x



Fonte: Autor.

Já a Figura 12 a seguir, foi obtida a partir de um corte na sessão transversal da amostra CMT, temperada em água.

Figura 12. Micrografia borda amostra CMT (Aumento 200x)

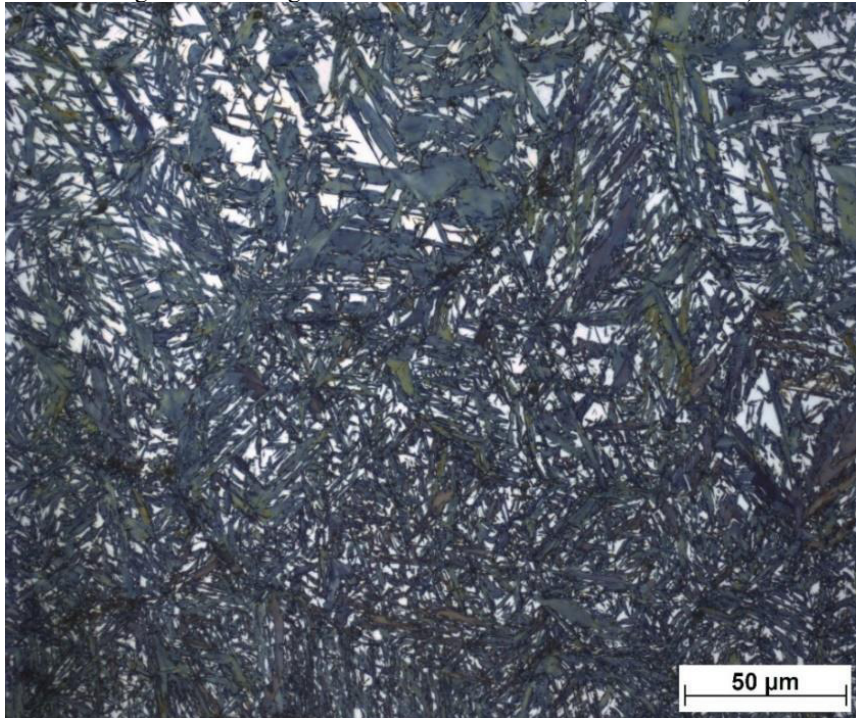


Fonte: Autor.

Nessa análise, mediu-se o comprimento da região A, para se verificar a penetração do carbono da estrutura do aço após o tratamento e comparar com o apresentado pela literatura. Obtendo-se um valor de aproximadamente **325 μm** (0,325 mm), porém esperava-se uma penetração entre 1 e 1,5 mm, de acordo com a Figura 2 (CHIAVERINI, 2003), que apresenta a influência do tempo e da temperatura na penetração superficial de carbono. Essa variação pode ter se dado tanto pelas diferenças entre os ambientes de reação, quanto por oscilações de temperatura dentro do forno.

Na Figura 13, pode-se observar com mais detalhes a microestrutura martensítica formada na borda da amostra CMT.

Figura 13. Micrografia borda amostra CMT (Aumento 500x)



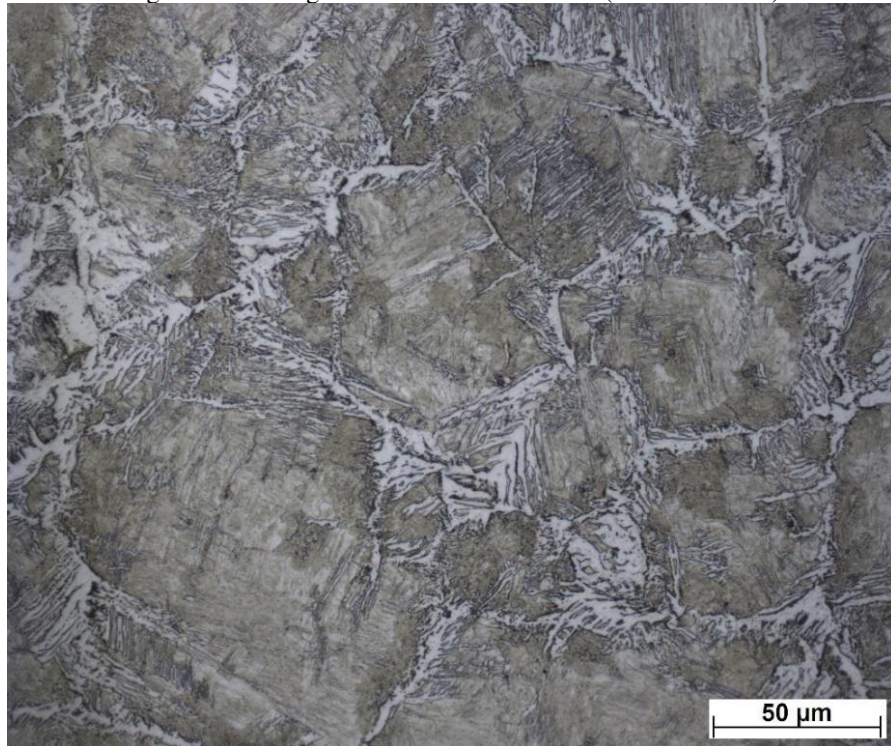
Fonte: Autor.

Nessa microestrutura observa-se a presença de placas finas e agulhas, característico de martensita, enquanto o fundo embranquecido é característico da presença de austenita, que não se transformou durante o brusco resfriamento.

Além disso, ainda é possível observar os contornos dos grãos de austenita prévia, ainda em destaque pelo rápido resfriamento.

Já na Figura 14, pode-se observar com mais detalhes a microestrutura possivelmente bainítica e martensítica formada no centro da amostra CMT, caracterizadas tanto pelo formato quanto pela presença de ferrita de *Widmanstätten* na microestrutura, encontrada geralmente nesse constituinte, mas só totalmente afirmadas com mais análises.

Figura 14. Micrografia centro amostra CMT (Aumento 500x)



Fonte: Autor.

A ferrita de *Widmanstätten* na região não cementada da amostra, forma-se pelo super-resfriamento de aços com teor intermediário de carbono (entre 0,2 e 0,4%), com lamelas crescendo na borda em direção ao núcleo dos grãos.

É possível identificar uma mudança de microestrutura gradual da borda ao núcleo da amostra, devido a maior concentração de carbono na borda e da taxa de resfriamento na borda ter sido mais abrupta que na região interna, apresentando uma diferença de tetragonalidade entre as martensitas externa e a interna (PORTER & EASTERLING, 2004), formadas pela tempera em água, realizada após tratamento a ~920°C.

4.2 Macrografia

Foi realizada uma macrografia, onde é possível observar uma borda mais escurecida, onde houve penetração de carbono, com um núcleo acinzentado, de acordo com a Figura 15.

Figura 15. Macrografia CMT.

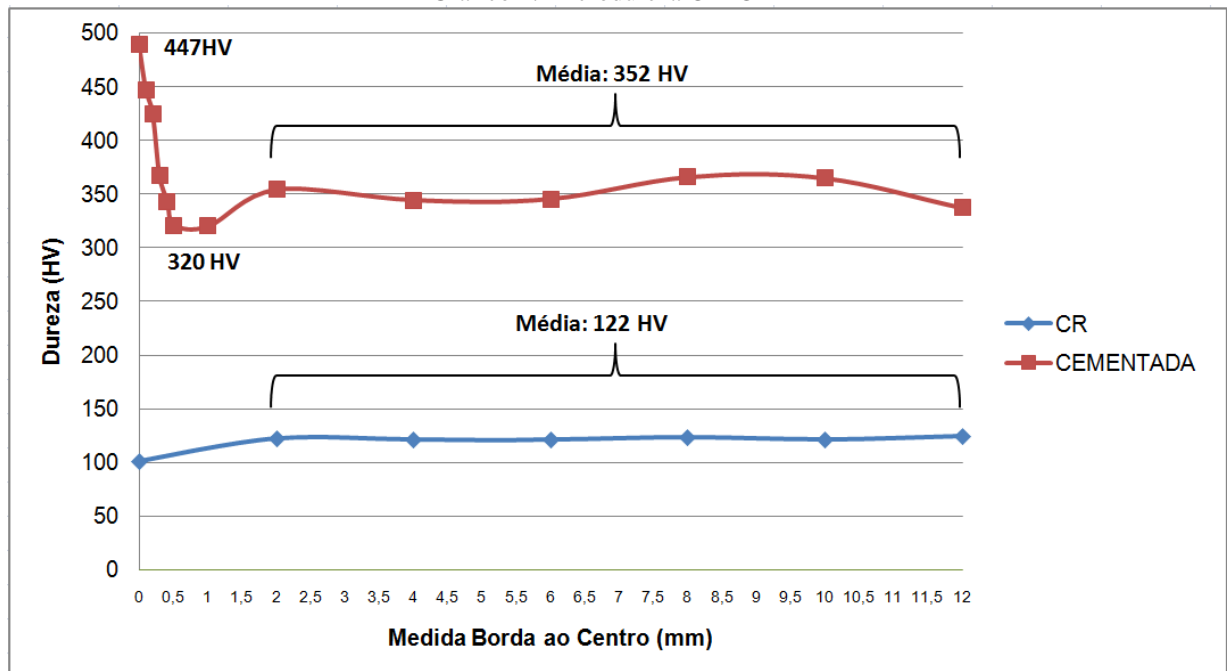


Fonte: Autor.

4.3 Microdureza Vickers

A microdureza Vickers foi medida com auxílio do microdurômetro Shimadzu, na amostra CR e CMT, sendo feitas as medições da borda da barra ao centro, com carga de 9,81 N, por 10s, obtendo-se o resultado apresentado no Gráfico 3 abaixo.

Gráfico 1. Microdureza CRxCMT



Fonte: Autor.

De acordo com o Gráfico 1 de microdureza, tem-se que a amostra CR possuía microdureza média de 122 HV, distribuída uniformemente ao longo da amostra.

Em contrapartida, após tratamento de cementação em caixa, seguido de tempera em água, houve um aumento acentuado da microdureza na borda da amostra, chegando a 447 HV, aumento de ~4,5 vezes em relação a amostra CR, caindo para 320 HV depois de percorridos aproximadamente 0,4 mm (medida aproximada da aureola martensítica formada na microestrutura).

Entre 1,5 mm e o centro da amostra, a microdureza mantém-se uniforme de 352 HV, aumento de ~3 vezes em relação a amostra CR, pois houve transformação bainítica/martensítica independente do tratamento de cementação realizado.

4.4 Análise Química

Utilizando o Espectrometro PDA-7000, foi realizada uma nova análise química na região superficial da amostra cementada, para se analisar o nível de aumento do teor de carbono e demais elementos, chegando-se ao resultado apresentado na Tabela 2.

Tabela 2. Composição Química SAE 1020 CRxCMT (%)

	C	Mn	Si	S	P	Fe
CR	0,20	0,48	0,12	0,01	0,02	99,17
CMT	0,42	0,65	0,18	0,01	0,02	98,65

Fonte: Autor.

Comparando ambas composições, é visível um aumento do teor de carbono nas extremidades da amostra de 0,20%C para 0,42%C, característico do tratamento sofrido, seguido de um pequeno aumento no teor de Mn, de 0,48%Mn para 0,65%Mn. Nos demais elementos praticamente não foi observado variação.

5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos, foi possível concluir que realmente ocorreu cementação na amostra de SAE 1020, porém não nos níveis esperados, pois atingiu-se uma penetração de carbono de 0,325 mm, em detrimento de uma penetração entre 1 e 1,5 mm, como indica a literatura.

Em relação a microestrutura formada, observou a formação de martensita agulhada na região cementada, seguida de formação de constituinte bainítico e/ou martensítico, com menor tetragonalidade, na região central, onde também se identificou a presença de ferrita de *Widmanstätten*, característica de super-resfriamentos e geralmente presente juntamente com a bainita.

Após a têmpera observou-se um aumento da dureza tanto na região cementada (aumento de ~5 vezes), quanto na região do núcleo (aumento de ~3 vezes), o que indica que houve transformação martensítica ao longo de toda amostra, mas em parâmetros diferentes.

Também foi observado um aumento do teor de carbono na região cementada, passando de 0,20% para 0,42%C.

Apesar do aumento da dureza, a cementação em caixa tem como desvantagem a formação de uma camada não homogênea de carbono nas bordas, além de ser um processo de difícil manuseio da caixa de cementação e da maior dificuldade de controle do processo.

Como sugestões para trabalhos futuros, sugere-se manter a amostra totalmente submersa na mistura, por um período acima de 4 horas para se obter camadas mais espessas, realizar uma normalização após esse período, para refinar os grão crescidos após longo período de austenitização e utilizar-se de uma amostra CR com menor teor de carbono.

REFERÊNCIAS

ASM HANDBOOK. **Vol. 04 Heat Treating**. ASM International The Materials Information Company, 1991.

Cementação em Caixa. PROCEDIMENTO FEI YOUTUBE. Disponível em: <<https://www.youtube.com/watch?v=QLK6I7BPdiw&t=19s>> Acesso em: 02 de dezembro de 2018.

CALLISTER Jr., W. D; RETHWISCH, D. G. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Abordagem Integrada**. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

CELESTINO, P. A. P. FELIPE, R. C. T. MACHADO, T. G. **Análise Comparativa Entre o Tratamento Térmico (Têmpera) e o Tratamento Termoquímico (Cementação) Realizado Em Aço 1040**. Holos, Ano 23, Vol. 3. Ano 2007. Disponível em: <<http://www2.ifrn.edu.br/ojs/index.php/HOLOS/article/view/147/128>>. Acessado em: 15 de maio de 2019.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM, p. 97, 1998.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo: ABM, 2002.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Revisão de André Luiz V. da Costa e Silva. 4. ed. rev. atual. São Paulo: Edgard Blücher, 2008.

COSTA E SILVA, A; MEI, P. ROBERTO. **Aços e Ligas Especiais**. 2.ed. São Paulo, Edgard Blücher, 2006.

CARSLAW E JAEGER et al (1959 apud CRANK et al., 1975).

DE SOUSA, B. M. **Avaliação das Diferenças nos Perfis Experimentais de Dureza e nas Concentrações Teóricas de Carbono em Função da Geometria da Peça Cementada**. Univerdiade Federal do Ceará. Fortaleza, 2006.

GARCIA, N. G. **Estudo da Cementação Sólida em Engrenagens Cilíndricas de Dentes Retos de Aço Sae 4320**. Instituto Federal de Santa Catarina. Jaraguá do Sul, 2017. Disponível em: <https://repositorio.ifsc.edu.br/bitstream/handle/123456789/234/Natalia%20Garcia_TCCFAB_2017.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em 10 de fevereiro de 2019.

INFOMET. **Aços & Ligas - Processos de Fabricação: Tratamentos Térmicos dos Aços.** Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=222>> Acesso em: 10 de junho de 2019.

LESSA, C. R. L. **Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações de Fases de um Aço C-Mn.** Dissertação de Mestrado Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS. Porto Alegre, 2011. Disponível em: <

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance.** Estados Unidos da América, ASM International, 2005.

PORTER, D. A., EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys.** Editora CRC Press. 2ª Edição. Boca Rotan, 2004.

SILVA, A. L., MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais.** 2. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

SOUZA, B. M. G. **Avaliação das Diferenças nos Perfis Experimentais de Dureza e nas Concentrações Teóricas de Carbono em Função da Geometria da Peça Cementada.** Trabalho de Conclusão de Curso – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2016.