

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

LEANDRO PINHEIRO BIRCK

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO DO TAMANHO DE GRÃO DOS AÇOS BAIXO
CARBONO, BAIXA LIGA E MICROLIGADO CEMENTADOS EM ELEVADAS
TEMPERATURAS**

Rio Grande
2019

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

LEANDRO PINHEIRO BIRCK

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO DO TAMANHO DE GRÃO DOS AÇOS BAIXO
CARBONO, BAIXA LIGA E MICROLIGADO CEMENTADOS EM ELEVADAS
TEMPERATURAS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Fabricação. Linha de Pesquisa: Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros
Coorientador: Prof. Dr. José de Souza

Rio Grande
2019



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



Ata nº 16/2019 da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos Vinte dias do mês de agosto de dois mil e dezenove foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às onze horas e na Sala de Aula PPMec, no Campus Carreiros desta Universidade, a que se submeteu a mestrando **LEANDRO PINHEIRO BIRCK** nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **Análise do Comportamento do Tamanho de Grão dos Aços Baixo Carbono, Baixa Liga e Microligado Cementados em Elevadas Temperaturas**. Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: Luciano Volcanoglo Biehl e José de Souza, sob a presidência do Professor Jorge Luis Braz Medeiros. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Jorge Luis Braz Medeiros: APROVADO
2. Luciano Volcanoglo Biehl: APROVADO
3. José de Souza: A PROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. [Signature]
CPF: 588.871.210-87
2. [Signature]
CPF: 575.195.100-00
3. [Signature]
CPF: 914.626.140-00

Leandro Pinheiro Birck: [Signature]

Ficha catalográfica

B617a Birck, Leandro Pinheiro.

Análise do comportamento do tamanho de grão dos aços baixo carbono, baixa liga e microligado cementados em elevadas temperaturas / Leandro Pinheiro Birck. – 2019.

58 f.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande – FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rio Grande/RS, 2019.

Orientador: Dr. Jorge Luis Braz Medeiros.

Coorientador: Dr. José de Souza.

1. Cementação a Alta Temperatura 2. ASTM 131 AH36
3. SAE 8620 4. SAE 1020 5. Tamanho de Grão Austenítico
I. Medeiros, Jorge Luis Braz II. Souza, José de III. Título.

CDU 669.1

Catálogo na Fonte: Bibliotecário José Paulo dos Santos CRB 10/2344

À Deus

À minha noiva

À minha família

AGRADECIMENTOS

- Aos colegas que de alguma forma me ajudaram a concluir esse trabalho de dissertação, mesmo que tenha sido de forma indireta.
- Ao professor e orientador Dr. Jorge Luiz Braz Medeiros pela dedicação, incentivos, compreensão e principalmente apoio nas horas mais difíceis.
- Ao professor e coorientador José de Souza pela ajuda e colaboração.
- Ao professor Coordenador do Mestrado em Engenharia Mecânica, Dr. Luciano Volcanoglo Biehl pela dedicação para com o programa e alunos e pelo apoio.
- Ao Laboratório de Metalografia e seus técnicos e estagiários por toda ajuda desprendida.
- Ao Laboratório CEME-SUL e seus técnicos pela ajuda e ensaios realizados.
- A todos os professores do programa pela dedicação, empenho e zelo.

RESUMO

Um desafio no processo de cementação é o controle do tamanho de grão austenítico que depende não só dos componentes do aço como também sofre influência do tempo e temperatura aplicados no processo. Tal processo pode ser aplicado utilizando temperaturas iguais ou superiores a 980°C, visando a obtenção de produtividade, porém, se torna um desafio na questão do controle do tamanho de grão. Alguns elementos de liga são capazes de ancorar até certo ponto o tamanho de grão austenítico. Nesse sentido esse trabalho tem o objetivo de mapear o crescimento de grão em três tempos distintos, para três tipos diferentes de aço, SAE 1020, SAE 8620 e ASTM 131 AH36 cementados a 980°C. Também buscou verificar a microestrutura gerada e comportamento de propriedades mecânicas. A metodologia utilizada foi a confecção das amostras dos 3 tipos de aços, fazer sua análise pré-tratamento, realizar a cementação em 3, 6 e 9 horas a 980 °C, fazer a análise da microestrutura e fases geradas, comportamento das propriedades mecânicas, microdureza Vickers, verificação do tamanho de grão. Os resultados mostraram que a microestrutura gerada foi constituída por martensita e pequeno percentual de austenita retida nas camadas cementadas e martensita de baixo carbono no núcleo dos aços AH36 e 8620. Já no ASTM 1020 a microestrutura de núcleo foi a de martensita de baixo carbono e ferrita livre. O perfil de microdureza das amostras revelou que a profundidade aumentou com o tempo e variou para os diferentes aços. A análise dos tamanhos de grão das amostras demonstrou que o aço ASTM 131 AH36 se comportou bem frente ao tratamento severo de cementação, já o SAE 8620 e o SAE 1020 não conseguiram sustentar um tamanho de grão satisfatório. Dessa forma conclui-se que para o tratamento de cementação em alta temperatura pelos tempos de 3, 6 e 9 horas a 980 °C o Aço ASTM 131 AH36 pode ser empregado, já o SAE 8620 e SAE 1020 não são indicados já que não conseguiram manter um tamanho de grão de interesse, com crescimento anormal de grão já no tempo de 3 horas.

Palavras-chave: Cementação a alta temperatura, ASTM 131 AH36, SAE 8620, SAE 1020, Tamanho de Grão Austenítico.

ABSTRACT

The carburizing has been enhanced for decades. A challenge in this process is the control of the austenitic grain size that depends not only on the steel compounds as also suffers influence from the time and temperature applied to the process. Such a process can be applied using elevated temperatures, the same or up to 980 °C, aiming the productivity obtaining, however, it becomes a challenge in the issue of the grain size control. Some alloy elements are able to anchor until certain point the austenitic grain size. In this sense this work has the objective to map the grain growth in three distinct times, for three different kinds of steel, SAE 1020, SAE 8620 and ASTM 131 AH36 carburized at 980 °C. It is also to verify the generated microstructure and behaviour of mechanical properties. The used methodology was the samples confection of the three kinds of steel, make its pre-treatment analysis, make the carburizing in 3, 6 and 9 hours at 980 °C, make the microstructure analysis and generated phases, behaviour of mechanical properties, Vickers microhardness, grain size verification. The results showed that the generated microstructure was constituted by martensite and small percentage of retained austenite in the carburized layers and low carbon martensite in the AH36 and 8620 steel core. However, in the ASTM 1020 the core microstructure was the low carbon martensite and free ferrite. The samples microhardness profile revealed that the depth increased along the time and varied for the different steel. The grain size analysis of the samples demonstrated that the ASTM 131 AH36 had a good behaviour in front of the severe carburizing treatment, however the SAE 8620 and the SAE 1020 could not sustain a satisfactory grain size. This way it can be concluded that to the carburizing treatment in high temperature by the times of 3, 6 and 9 hours at 980°C the ASTM 131 AH36 can be used, however the SAE 8620 and SAE 1020 are not indicated once they could not keep a grain size of interest, with abnormal grain growth already at the time of 3 hours.

Key-words: High temperature carburizing, ASTM 131 AH36, SAE 8620, SAE 1020, Austenitic grain size.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Fluxograma dos ensaios.....	30
Figura 2 - Amostras cortadas a serem cementadas.....	33
Figura 3 - Gráfico do Perfil de Microdureza Vickers, após 3 horas de cementação, com resfriamento severo.....	37
Figura 4 - Gráfico do Perfil de Microdureza Vickers referente a cementação por 6 horas.....	38
Figura 5 - Perfil de Microdureza Vickers, após 9 horas de cementação.....	39
Figura 6 - Valores médios de resistência mecânica das amostras cementadas 3 horas.....	40
Figura 7 - Valores médios de resistência mecânica das amostras cementadas 6 horas.....	41
Figura 8 - Valores médios de resistência mecânica das amostras cementadas 9 horas.....	41
Figura 9 - Grão austenítico, aço 1020 antes da cementação aumento 500x.....	42
Figura 10 - Grão austenítico, aço 1020 após 3 horas de cementação aumento 500x.....	43
Figura 11 - Grão austenítico, aço 1020 após 6 horas de cementação aumento 500x.....	43
Figura 12 - Grão austenítico, aço 1020 após 9 horas de cementação aumento 500x.....	44
Figura 13 - Grão austenítico, aço 8620 antes do tratamento de cementação aumento 500x.....	45
Figura 14 - Grão austenítico, aço 8620 após 3 horas de cementação aumento 500x.....	45

Figura 15 - Grão austenítico, aço 8620 após 6 horas de cementação aumento 500x.....	46
Figura 16 - Grão austenítico, aço 8620 após 9 horas de cementação aumento 500x.....	46
Figura 17 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 antes da cementação aumento 500x.....	48
Figura 18 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 após 3 horas de cementação aumento 500x.....	49
Figura 19 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 após 6 horas de cementação aumento 500x.....	49
Figura 20 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 após 9 horas de cementação aumento 500x.....	49
Figura 21 - Microestrutura da camada cementada constituída por Martensita e ferrita livre.....	51
Figura 22 - Martensita grosseria originada a partir da cementação durante tempo de 9 horas.....	52
Figura 23 - Microestrutura constituída por martensita fina.....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química básica em % de massa dos aços SAE 1020, SAE 8620 e ASTM a131 AH36.....	31
Tabela 2 - Composição real das amostras em % de massa.....	36
Tabela 3 - Perfil de microdureza vickers após 3 horas de cementação, carga de 300 gramas, tempo de endentação de 10 segundos.....	37
Tabela 4 - Perfil de microdureza após 6 horas de cementação, carga de 300 gramas, tempo de endentação de 10 segundos.....	38
Tabela 5 - Perfil de microdureza após 9 horas de cementação, carga de 300 gramas, tempo de endentação de 10 segundos.....	39
Tabela 6 - Tamanhos de grão para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas do aço SAE 1020 cementado a 980°C.....	44
Tabela 7 - Tamanhos de grão para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas do aço SAE 8620 cementado a 980°C.....	47
Tabela 8 - Tamanhos de grão para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas do aço ATSM a131 AH36 cementado a 980°C.....	50

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Standard for Testing and Materials
CCT	Curva de transformação e resfriamento Contínuo (Transformation and continuous cooling)
HV	Microdureza Vickers
NbC	Carboneto de Nióbio
Ra	Rugosidade Ra
Rz	Rugosidade Rz
SAE	Society of Automotive Engineers
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TTT	Curva Tempo-Temperatura-Transformação
VC	Carboneto de Vanádio
WC	Carboneto de Tungstênio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	16
2.1	Características do processo de cementação	16
2.2	Variáveis Tempo E Temperatura No Processo De Cementação	19
2.3	Influência Do Tamanho De Grão Em Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas dos Metais	22
2.4	Crescimento de Grão	24
2.5	Microestruturas/Fases Presentes Em Aços Cementados	25
2.6	Aços Utilizados Para Cementação	26
2.7	Difusão	28
2.8	Cementação em Altas Temperaturas	29
3	MATERIAIS E MÉTODOS	30
3.1	Fluxograma das Amostras	30
3.2	Material	31
3.3	Confecção Das Amostras	32
3.4	Caracterização	33
3.5	Cementação	33
3.6	Análise Microscópico Óptico e Microdureza	34
3.6.1	Preparação Metalográfica	34
3.6.2	Microdureza E Perfil De Microdureza Vickers	34
3.6.3	Microestrutura e tamanho de grão austenítico	35
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	36
4.1	Perfil de Microdureza Vickers	36
4.2	Análise Da Resistência Mecânica	40
4.3	Análise Dos Tamanhos De Grão Das Amostras	42
4.3.1	Análise Do Tamanho De Grão Do Aço SAE 1020	42
4.3.2	Análise Do Tamanho De Grão Do Aço SAE 8620	44
4.3.3	Análise Do Tamanho De Grão Do Aço ASTM a131 AH36	47
4.4	Análise das microestrutura nas camadas cementadas	50
4.4.1	Análise da microestrutura do aço SAE 1020 na camada cementada	50
4.4.2	Análise da camada cementada do aço SAE 8620	51

4.4.3 Análise da microestrutura da camada cementada do aço ASTM a131	
AH36.....	52
5 CONCLUSÕES.....	53
6 TRABALHOS FUTUROS.....	54
REFERÊNCIAS.....	55

1 INTRODUÇÃO

Cada vez mais a indústria busca eficiência, redução de custos e produtividade. Uma matéria prima importantíssima e de grande aplicação é o aço e suas ligas, dessa forma as técnicas de produção e beneficiamento dos mesmos requer cada vez mais atenção. Um dos meios de beneficiamento dessa matéria prima é o tratamento termoquímico de cementação e existe uma crescente demanda referente ao aumento de produtividade nesse tipo de processo. Neste trabalho será analisado o efeito da temperatura no crescimento anormal de grão austenítico comparando-se aço baixo carbono, aço baixa liga e aço microligado mapeando-se os tempos críticos.

O estudo dos aços e seu desenvolvimento são de extrema importância. Apesar de novos materiais estarem sendo melhorados e utilizados como, por exemplo, os polímeros e compósitos, o aço é muito importante para um país sendo importante inclusive na avaliação do potencial econômico (DEL SANT, 2010).

O presente trabalho trata de estudar modificações nos aços provenientes do tratamento termoquímico de cementação. Esse processo consiste em acrescentar carbono, a partir de uma fonte externa, a superfície do material por meio de difusão. O tratamento é feito com aquecimento da peça a uma temperatura que promova a sua austenitização e conseqüente difusão de carbono da fonte externa para a sua camada superficial. Dessa forma, se consegue um núcleo dúctil devido ao processo não alterar o potencial de carbono do local e uma superfície com elevada resistência mecânica na superfície com um potencial maior de carbono propiciando uma microestrutura martensítica, característica importante para uma vasta gama de aplicações (CALLISTER, 2012).

A cinética da difusão de carbono é diretamente influenciada pela temperatura. A temperatura de 980 °C é considerada alta em processos de cementação, dessa forma aumentando a velocidade de difusão do carbono e, portanto, sendo um meio

passível de ser usado para ganhar produtividade. Com os dados obtidos será possível verificar os tempos críticos que podem prejudicar o desempenho de aços cementados em altas temperaturas.

Quando se considera realizar a cementação em temperaturas elevadas uma das maiores preocupações é com o crescimento de grão austenítico. Esse crescimento pode ser crítico para o processo e vem sendo estudado há várias décadas e com avanços significativos. Essa característica é bastante importante e tem influência em propriedades mecânicas como Dureza e Resistência Mecânica.

O aumento da temperatura de processo reduz significativamente o tempo de processo, porém em temperaturas acima das convencionais caracteriza um processo de alto risco devido a irreversibilidade das características em peças prontas após o processo. Ela pode fragilizar o material e inclusive incorrer em riscos a vida.

Elementos de liga podem ser adicionados ao aço a fim de conferir algum aspecto desejado, podendo variar o tipo de elemento adicionado, a quantidade, a combinação de elementos ou ambos. O aço que recebe esses elementos é chamado então de aço-liga. Alguns elementos são comprovadamente capazes de impedir até certo ponto o crescimento de grão austenítico, como exemplo podemos citar o Nióbio (Nb) e o Vanádio (V).

O aço a depender dos elementos constituintes e da quantidade dos mesmos pode ser classificado em aço baixo carbono, baixa liga ou microligado.

Objetivo geral

- Mapear o crescimento de grão e as propriedades mecânicas de aços baixo carbono, baixa liga e microligado cementados em diferentes tempos, em temperatura superior as convencionais utilizadas na cementação.

Objetivos específicos

- Determinar o tamanho de grão austenítico preliminar e após os tratamentos;
- Analisar mudanças na microestrutura, após a realização de resfriamento severo;
- Verificar principais fases originadas;
- Determinar o comportamento das propriedades mecânicas.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO DE CEMENTAÇÃO

A principal finalidade do processo de cementação é obter uma camada superficial com maior teor de carbono possibilitando assim o seu endurecimento. Para esse endurecimento é preciso um tratamento térmico de Têmpera e ainda um revenimento é aconselhável em vários casos (FARIAS, 2009).

Uma fonte externa de carbono é responsável por fornecer carbono atômico para a superfície do material a ser cementado, exemplos de fontes podem ser pó de grafite, uma fase gasosa ou até uma fase líquida contendo carbono (ASKELAND; PHULÉ, 2008).

Cementação sólida ou em caixa basicamente é inserir a amostra/peça em contato com a mistura rica em carbono em uma caixa metálica e levar ao forno. Quando a mistura rica em carbono é uma atmosfera rica desse elemento, o processo é chamado de cementação gasosa. Quando a fonte é um sal fundido o processo é chamado de cementação líquida. O processo pode ser também realizado utilizando-se vácuo no forno para poder controlar melhor a atmosfera e prevenir agressões na peça pela presença de oxigênio. A técnica de cementação a plasma íons são disparados na superfície da peça, aumentos da taxa de difusão são conseguidos com essa técnica que também utiliza vácuo no seu processo. A todas essas fontes de carbono pode se dar o nome de carburizantes (ASM HANDBOOK, 1991).

Os meios de resfriamento mais comuns são resfriamento a óleo, banhos de sais e polímeros (ASM HANDBOOK, 1991). Nesse tratamento algumas características indesejáveis como redução da resistência ao choque e da ductilidade, também tensões internas são geradas e podem contribuir para desde simples rompimentos até acidentes graves. Nesse contexto um segundo tratamento se torna necessário para aliviar essas tensões, ele é chamado de revenimento e

consiste de um aquecimento e elimina a maioria dos inconvenientes gerados (SEVALE, 2014).

Revenimento ou revenido é o processo onde o aço é aquecido a uma temperatura abaixo do ponto A_1 do diagrama Ferro-Carbono (Fe-C) e sustentada por período adequado. Nesse processo a martensita de estrutura tetragonal e a austenita retida que são estáveis, tendem a se estabilizar ainda mais com o aumento da temperatura por meio de difusão. O objetivo é reduzir os efeitos indesejáveis da têmpera e aumentar a ductilidade e tenacidade do aço (FARIAS, 2009).

O resultado depende da temperabilidade do aço, a mesma não pode ser confundida com a dureza que pode ser atingida. A dureza depende diretamente da quantidade de carbono no aço, já a temperabilidade depende da composição química e também de outros fatores como microestrutura do aço antes da têmpera, tamanho do grão, homogeneidade da austenita e processo de fabricação (MARTINS, 2002).

Uma das características do processo de cementação é a possibilidade da presença de austenita retida no aço após o tratamento. Essa porção pode ser maior ou menor dependendo de alguns fatores como quantidade de carbono e taxa de resfriamento. Ela é gerada uma vez que nem toda a austenita consegue se transformar em martensita e permanece nessa condição a temperatura ambiente. A taxa percentual de austenita retida não pode ser elevada, já que a mesma tem uma resistência mecânica muito inferior a martensita e além do mais ela pode se transformar em martensita após o revenimento da primeira martensita gerada, uma forma dela sofrer essa transformação é pelo método conhecido por martensita induzida por deformação (MID). Quando isso acontece não é benéfico, uma vez que, a primeira martensita gerada foi revenida e então aliviada as suas tensões, já quando da transformação da porção de austenita retida em martensita, essa nova martensita não foi aliviada suas tensões e ficará gerando tensões internas no aço/peça (MENDANHA; PINEDO; GOLDESTEIN, 2003).

Ao se comparar a cementação sólida com outros tipos de processos de cementação, a mesma tem seus pontos fortes, ou seja, que justificam seu emprego e pontos fracos que sugerem a utilização de outro método. Do ponto de vista fundamental, percebe-se que é um método que atinge o seu objetivo de promover uma camada superficial suplementada com Carbono que posteriormente com o tratamento de têmpera irá formar uma estrutura martensítica de elevada resistência, mantendo um núcleo dúctil. Outra vantagem do processo é que ele pode ser realizado em uma variedade de fornos o que o torna versátil. Também é indicado para peças que precisaram ser resfriadas de forma lenta a partir da temperatura de cementação. Contudo, outros métodos têm preferência em relação a cementação em caixa devido ao mesmo não ter desempenho de velocidade de processo. Para componentes em que a camada pretendida seja fina ou tolerâncias muito estreitas o método em caixa não é indicado. Ele é um processo relativamente simples, de fácil reprodução e com custo interessante, embora exija um trabalho manual para seu desenvolvimento (SANTOS; CAETANO; KIECHOW, 2017).

Esse Tipo de processo ainda é bastante utilizado e continua sendo aprimorado. Uma nova técnica foi estudada e teve êxito em seus resultados utilizando como carburizante nanodiamantes o que levou a uma camada cementada espessa e altamente endurecida quando comparada às técnicas convencionais. Uma microestrutura mista refinada devido a transformação em fase sólida foi obtida e também uma alta taxa de difusão do carbono foi constatada (TAO et al, 2017).

Quando falamos em custo, o custo de energia elétrica é predominante nesse tipo de operação. Logo, quanto maior o tempo de processamento dessas amostras, implicará um maior tempo de forno ligado, conseqüentemente irá ter um aumento na despesa referente a energia elétrica. Para camadas cementadas mais finas o tempo de forno tende a ser menor quando comparamos o processo em uma mesma temperatura, para camadas mais espessas esse tempo é aumentado devido a difusão de carbono e esse tempo gera um custo de produção que precisa ser levado em conta quando do projeto do processo. Além do mais o tempo em que o forno fica ligado e gastando energia não é somente o tempo em que a amostra está dentro do forno sob o efeito da difusão de carbono externo, mas o mesmo precisa ser ligado

horas antes para atingir a temperatura requerida para a cementação e também é utilizado para o tratamento de revenimento, tratamento este requerido em várias ocasiões após o tratamento de têmpera (RUHOF; MACHADO, 2016).

2.2 VARIÁVEIS TEMPO E TEMPERATURA NO PROCESSO DE CEMENTAÇÃO

Foi comprovado que o aumento da temperatura de austenitização acarreta um aumento do tamanho de grão e que temperaturas a partir de 1100 °C aumentos anormais são encontrados. Outro achado deste trabalho foi que para temperaturas superiores a 1000 °C foi observado um aumento da concentração de austenita retida (FERREIRA; MODENESI; SANTOS, 2015).

Silva e Otubo (2010) encontraram dados de tempo e temperatura interessantes. Eles relataram que com um aumento de 50 °C na temperatura de austenitização (passando de 1050 °C para 1100 °C) houve um aumento de 25% no tamanho do grão. Já aumentando o tempo de austenitização em 15 horas (passando de uma para 16 horas) o aumento máximo no tamanho de grão observado foi de 18%. Concluindo assim, que a temperatura parece ser uma variável mais expressiva e eficiente no aumento do tamanho de grão.

A temperatura do processo de cementação precisa ser muito bem projetada para a aplicação, uma vez muito elevada poderá causar efeitos indesejados, porém, um processo com a combinação de tempo e temperatura insuficientes não trará os benefícios pretendidos. Nesse sentido um estudo demonstrou utilizando cementação de um aço baixo carbono pelo tempo de uma hora e nas temperaturas de 800 °C e 900 °C que na temperatura mais baixa a superfície não obteve as características de dureza REQUERIDA (CHOWWANONTHAPUNYA; MU; PEERATATSUWAN, 2020).

O efeito da temperatura é tão grande que mesmo para tempos menores em temperaturas severas crescimento de grão já é percebido. A partir de um minuto já foi percebido crescimento de grão em amostras expostas a temperatura de 1200 °C

para um processo de recozimento isotérmico (PODDAR; CHAKRABORTY; KUMAR, 2019).

Outros estudos demonstraram uma relação da temperatura de cementação em relação a resistência a fadiga, especialmente do SAE 8620, indicando que com temperatura de processamento mais alta, o material tem um desempenho em fadiga desfavorável quando comparado com a cementação em temperatura mais baixa (ASI et al., 2009).

Aumentos da temperatura e/ou aumentos dos tempos de cementação, acarretam um aumento da camada efetiva cementada. Nesse sentido, a característica de resistência a abrasão foi comparada com o tamanho dessa camada efetiva. Componentes utilizados em construções mecânicas são expostos e susceptíveis a degradação causada pelo contato entre as partes. Izciler e Tabur (2006) estudaram a resistência do material de uso e encontraram que a medida que a profundidade da camada efetiva era aumentada, a resistência ao desgaste tinha um acréscimo.

Resultados expressivos podem ser conseguidos através de tratamentos térmicos e termoquímicos. Aumento de mais de 300% na dureza superficial de amostras de aço SAE 1045 foram conseguidos através do tratamento de têmpera. Com esse tratamento as amostras ficaram resistentes a penetração, mas em contrapartida as mesmas perderam eficiência se tornando frágeis e quebradiças. No mesmo trabalho, algumas amostras tiveram resultados insatisfatórios e não esperados, ou seja, pela literatura e pela coerência dos resultados se esperava um resultado mas este não ocorreu. O autor atribuiu o fato ocorrido ao descontrole de alguns parâmetros do processo. Esse resultado e a justificativa do autor servem para corroborar a importância do controle dos principais fatores nesse tipo de processo (TRINDADE et al., 2017).

Yue et al. (2010), investigaram o crescimento de grão austenítico de um aço GCr15 para um processo de recozimento isotérmico. Nas suas análises foram

utilizados tempos de 0 a 480 s e temperaturas entre 950 °C e 1150 °C. Seus achados foram que os grãos crescem gradualmente com o aumento da temperatura de aquecimento e que o tempo também influencia de forma significativa para o tamanho da granulação. A taxa de crescimento de grão é diminuída quando há um aumento no tempo e esse mesmo tempo ganha mais relevância quando em temperaturas mais elevadas.

Já Banerjee et al. (2010) propuseram um modelo para prever o tamanho de grão resultante durante um processo de soldagem. O modelo utiliza dados termodinâmicos e dados de difusão disponíveis na literatura e precisa de dados de entrada como tamanho médio de partículas presentes no material base. Os testes demonstraram que não só a temperatura final é importante para o crescimento de grão austenítico, como também, a taxa de aquecimento tem influência significativa.

A variável tempo não é importante somente na questão de custo, ela também precisa ser encarada como uma variável que pode causar efeitos indesejados ao componente. Dentro desses efeitos pode-se citar o crescimento de grão como um efeito indesejado importante. Porém, outros efeitos podem ocorrer e inviabilizar o processo. A permanência em cementação a 900 °C por períodos maiores que 4 horas causou redução da dureza em amostras de aço SAE 1020, redução essa que foi progressiva a medida que o tempo aumentava. O mecanismo que promoveu essa perda de dureza foi a descarbonetação superficial da amostra, que ocorreu provavelmente devido a falta de carbono suficiente na atmosfera do forno (FRAGA; LIMA; SILVA, 2017).

2.3 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO EM PROPRIEDADES MECÂNICAS E METALÚRGICAS DOS METAIS

Otubo et al. (2007) em seus estudos comprovaram que o tamanho de grão influencia de forma inversa o efeito de memória de forma, ou seja, quanto maior o tamanho de grão austenítico menor o efeito.

As propriedades mecânicas dos materiais policristalinos sofrem influência direta do tamanho dos grãos ou do diâmetro médio destes. A deformação plástica ocorre com o escorregamento ou movimento de discordâncias e os contornos dos grãos funcionam como uma barreira para a movimentação destas. São dois os motivos que os tornam essas barreiras: mudança da direção de movimentação de uma discordância em virtude de orientações cristalográficas apresentadas pelos grãos e, descontinuidade de planos de escorregamento por falta de ordenação dos átomos de contorno de grão. Materiais que possuem granulação fina são mais resistentes e duros do que os com granulação grosseira, tendo o primeiro uma área maior de contornos de grão para impedir o movimento das discordâncias (LEANDRO, 2013). A equação de Hall-Petch (1) descreve a variação da tensão limite de escoamento em função do tamanho de grão:

$$\sigma_1 = \sigma_0 + k_l \times d^{-1/2} \quad (1)$$

Onde:

σ_1 = tensão limite de escoamento;

σ_0 e k_l = são constantes para cada material específico;

d = diâmetro médio do grão.

O crescimento anormal de grão sofre influência da temperatura de cementação e dos elementos de liga presentes no material. O nióbio quando adicionado em quantidades específicas funciona como um ancorador do tamanho de grão austenítico em temperaturas de cementação mais brandas. Essa característica foi atribuída a uma distribuição crítica de precipitados de NbC, estáveis a temperatura de austenitização (ALOGAB et al., 2007). A adição de Nb como ferramenta de controle do tamanho de grão austenítico durante o processo de cementação se

mostra bastante eficiente. A presença deste elemento de liga remove a susceptibilidade do crescimento de grão à taxa de aquecimento, esta condição pode ser relacionada com uma melhor condição do material em relação ao desempenho em fadiga (THOMSON et al., 2007).

Algumas linhas de pesquisa trabalham com a idéia de grãos ultrafinos, podendo os mesmos chegar ao surpreendente tamanho de 1 μm ou até menor. Nesses estudos se conseguiu aumentar o limite de escoamento e também o limite de resistência de forma significativa, porém, com essa mudança de tamanho de grão alguns efeitos indesejados já eram esperados e surgiram, como a diminuição da ductilidade. O alongamento de total de um aço diminuiu de 30% para menos de 20% com a redução do tamanho de grão austenítico de 6,8 μm para 1,3 μm e com o agravante de sua plasticidade ocorrer ao longo do seu escoamento, prejudicando sobremaneira a sua capacidade de conformação a frio, precisando desta forma recorrer a técnicas de compensação dessas microestruturas para se conseguir um bom desempenho e possível aplicação (SONG et al., 2006).

Uma causa de falhas graves é a falha devido a fadiga. Falha essa que geralmente sua progressão não é visivelmente perceptível, portanto, não sendo feita uma manutenção correta a qualquer momento a mesma se dará de forma abrupta. O estudo dessa falha em relação ao tamanho de grão austenítico aponta que quanto maior o refinamento do tamanho de grão, menor será a resistência ao avanço das trincas e conseqüentemente menor o número de ciclos que o material suportará até sua ruptura (ZHOU et al., 2019).

Outra característica influenciada é a estabilidade térmica da austenita que é significativamente dependente do tamanho de grão (MATSUOKA et al., 2013).

O mecanismo de fratura também foi relatado como dependente do tamanho de grão para um aço austenítico inoxidável (MISRA et al., 2015).

Estudos apontam que até o perfil de rugosidade é afetado devido ao tamanho de grão austenítico. Utilizando um aço AISI H13, amostras de mesma dureza e tamanhos de grãos diferentes foram testadas. O estudo utilizou o microfresamento em duas velocidades e dois avanços por dente distintos, ao analisar os resultados, a conclusão foi de que nem a mudança de velocidade quanto a mudança do avanço tiveram influência significativa nos parâmetros Ra e Rz de rugosidade, já a diferença de tamanho de grão influenciou significativamente esses parâmetros, de forma que, tamanhos de grãos maiores apresentaram um valor reduzido de Ra e Rz quando comparados com granulação austenítica mais fina (LAURO et al., 2014).

Nos materiais com estrutura cristalina cubica de face centrada (CFC) é de extrema importância o tamanho de grão nos mecanismos de deformação e nas propriedades mecânicas (GU et al., 2018).

O refinamento de grão por meio de laminação a quente aumentou a resistência ao escoamento, tensão de tração e alongamento total de um aço austenítico não magnético. O processo utilizado foi o de laminação a quente assimétrica (ASHR). A medida que a velocidade de laminação foi aumentada, o tamanho médio do grão austenítico teve um decréscimo, a espessura da camada com granulação fina foi aumentada e a fração de recristalização teve aumento bastante significativo (LI et al., 2017).

2.4 CRESCIMENTO DE GRÃO

O crescimento de grão austenítico é dito normal quando o aumento é contínuo e uniforme, ou seja, ocorre com todos os grãos presentes no material, aumentando assim o tamanho médio dos grãos. Já o crescimento anormal se refere a alguns grãos que crescem e os outros se mantêm dando origem assim a uma microestrutura heterogênea de tamanhos de grãos. O crescimento dito anormal sofre influência da temperatura e dos elementos de liga presente no material. O elemento Nióbio quando presente na estrutura do material funciona como um ancorador do tamanho de grão austenítico. Essa ancoragem é atribuída a distribuição crítica de

carbonetos de Nióbio NbC que são estáveis a temperatura de austenitização (ALOGAB et al., 2007).

O tamanho de grão pode ser refinado, ou seja, diminuído seu tamanho médio via recristalização dinâmica. Um estudo utilizando aço alto manganês (Mn) encontrou dados de que aumentando a taxa de deformação ou diminuindo a temperatura na hora da laminação o grão é refinado e também a migração de fronteira induzida por tensão foi identificada como o principal mecanismo de recristalização dinâmica (EBRAHIMI; MOMENI; EZATPOUR, 2018).

O controle do tamanho de grão pode ser conseguido a partir da taxa de solidificação da parte da fase líquida ou por deformação plástica seguida de recozimento. A redução do tamanho do grão eleva a tenacidade e confere maior resistência mecânica ao material (CALLISTER, 2012).

Para processos de soldagem a uma velocidade constante, a solidificação, estrutura dos grãos e sua direção de crescimento dependem apenas do modo como se dá o processo de transferência de metal (MUKHERJEE et al., 2015).

2.5 MICROESTRUTURAS/FASES PRESENTES EM AÇOS CEMENTADOS

Dychton et al. (2016) estudando cementação em diferentes temperaturas para o aço AMS 6308, encontraram uma microestrutura martensítica e percentual de austenita retida de 12% para a temperatura de cementação de 1050 °C, esse percentual foi o dobro do encontrado para as temperaturas de 925 °C, 975 °C e 1000 °C do mesmo trabalho. Esse estudo analisou as tensões compressivas após a cementação nessas 4 diferentes temperaturas e encontrou que passando de 925 °C para 1000 °C essas tensões compressivas aumentaram em 10 vezes, isso contribui para a vida em fadiga do espécime produzido. Já quando a temperatura foi aumentada para 1050 °C o valor foi o mesmo encontrado para a temperatura de 925 °C, isso, segundo eles, se deve ao aumento da profundidade da camada cementada e ao aumento do percentual de austenita retida.

O percentual elevado de austenita retida, em torno de 15%, é indicado como um fator de contribuição para a resistência ao desgaste abrasivo, quando o elemento é submetido a elevadas pressões pela posterior transformação em martensita. Já quando a pressão não é suficientemente alta, a austenita retida não influi significativamente na atenuação do desgaste. Esses resultados foram obtidos para o aço SAE 8620 submetidos ao processo de cementação, a combinação de superfície com elevado teor de Carbono conferindo elevada dureza e austenita retida teve o melhor desempenho contra o desgaste abrasivo. Em relação a austenita, a conclusão foi de que essa austenita submetida a altas pressões, se transforma em martensita induzida por deformação conferindo assim uma maior dureza e maior resistência ao desgaste (SOUGATA; SUNDARARAJAN, 2016).

Para o aço $23Cr_2Ni_2Si_1Mo$ cementado e com posterior tratamento de austêmpera, uma microestrutura formada por diferentes fases é gerada na superfície superior do aço. Nessa nova microestrutura multifásica é encontrado carbonetos esféricos não dissolvidos, austenita retida, martensita e também bainita (WANG et al., 2016). Já Jiang et al. (2016) aplicaram um novo processo de arrefecimento projetado baseado em análises das curvas de transformação tempo-temperatura (TTT) e também transformação de resfriamento contínuo (CCT) para um aço baixo carbono. Foi obtida uma microestrutura multifásica contendo bainita inferior, zonas de ferrita e regiões com austenita retida ao longo da zona de transição e a bainita inferior sem carbonetos na matriz, isso contribuiu para melhor de forma muito acentuada a dureza. Também uma alta tenacidade foi conseguida nesse processo, devido uma excelente transição da microestrutura multifásica da superfície em direção ao centro do espécime. Os resultados indicaram que em termos de resistência o processo foi superior ao processo de resfriamento tradicional.

2.6 AÇOS UTILIZADOS PARA CEMENTAÇÃO

Os aços para cementação devem em primeiro lugar possuir baixa concentração de carbono, assim facilitando a difusão do carbono na superfície e com baixa concentração no núcleo mantém uma boa ductilidade (SILVA, 1997).

Dessa forma pode se conseguir uma superfície com martensita de alto carbono conferindo elevada resistência mecânica e ao desgaste e um núcleo dúctil de martensita de menor grau de carbono.

Os elementos de liga alteram significativamente as propriedades do material mesmo estando presentes em pequenas quantidades, Cromo (Cr), Silício (Si), Manganês (Mn), Níquel (Ni) e Fósforo (F) são exemplos típicos de elementos de liga (CALLISTER, 2012).

Alguns elementos de liga contribuem para um melhor controle do tamanho de grão austenítico, em especial para temperaturas elevadas. Nesse sentido aços baixa liga e microligados são utilizados em processos de cementação. O Nióbio (Nb) é um representante dos elementos químicos que agem nessa linha, percentual de 0,06% em peso desse elemento foi encontrado, por Alogab et al. (2007), como a concentração que forneceu o melhor potencial, percentuais de até 0,1% foram utilizados satisfatoriamente para conseguir controlar o tamanho de grão em elevadas temperaturas. As temperaturas analisadas foram 950 °C, 1000 °C e 1050 °C.

O Nióbio (Nb) e o Vanádio (V) foram utilizados em um estudo com o intuito de verificar se a formação de carbeto dos mesmos, conseguiria melhorar a granulação austenítica grosseira de Carboneto de Tungstênio (WC). Os dados mostraram que o tanto o Carboneto de Nióbio (NbC), quanto o Carboneto de Vanádio (VC) conseguem reduzir o aumento do tamanho de grãos austenítico, porém, o VC se mostrou mais eficaz. A adição desses dois carbonetos também influencia em outras propriedades como o aumento da resistência a ruptura transversal devido a microestrutura fina e também melhoram a resistência a oxidação, conferem uma microestrutura mais homogênea e mais fina, desta forma conseguem aumentar a dureza em altas temperaturas para este tipo de aplicação (LI et al., 2016).

O elemento químico Titânio (Ti) também é utilizado como elemento de liga e tem entre outras habilidades, a capacidade de agir como refinador do tamanho de grão austenítico. O mesmo produz alguns precipitados que são pouco solúveis e se

mantém estáveis inclusive na fase líquida do aço, como exemplo pode se citar o Nitreto de Titânio TiN. Em se tratando do Nb o mesmo age refinando o tamanho de grão restringindo a recristalização da austenita em alguns casos (GORNI, 2009).

2.7 DIFUSÃO

A primeira (2) e segunda de Fick (3) podem ser utilizadas para analisar o comportamento do processo em se tratando da difusão a depender da temperatura, concentração de carbono e tempos empregados. A primeira lei se aplica para o caso de a concentração de carbono ser constante em uma determinada região, já a segunda lei é mais ampla e se aplica para o caso real onde a concentração varia com tempo (BARROZO; BENEDETTI, 2016).

$$J = -D \frac{dC}{dX} \quad (2)$$

Onde:

J= Fluxo de Carbono / Área / Tempo

D= Chamado de coeficiente de difusão e tem o sinal negativo indicando que o gradiente de concentração tende a diminuir.

$\frac{dC}{dX}$ = Gradiente de concentração de Carbono

Já a seguir podemos ver a equação da segunda lei, agora variando o gradiente de concentração e também o coeficiente de difusão “D”.

$$\frac{dC}{dT} = \frac{d(D\frac{dC}{dX})}{dX} \quad (3)$$

2.8 CEMENTAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS

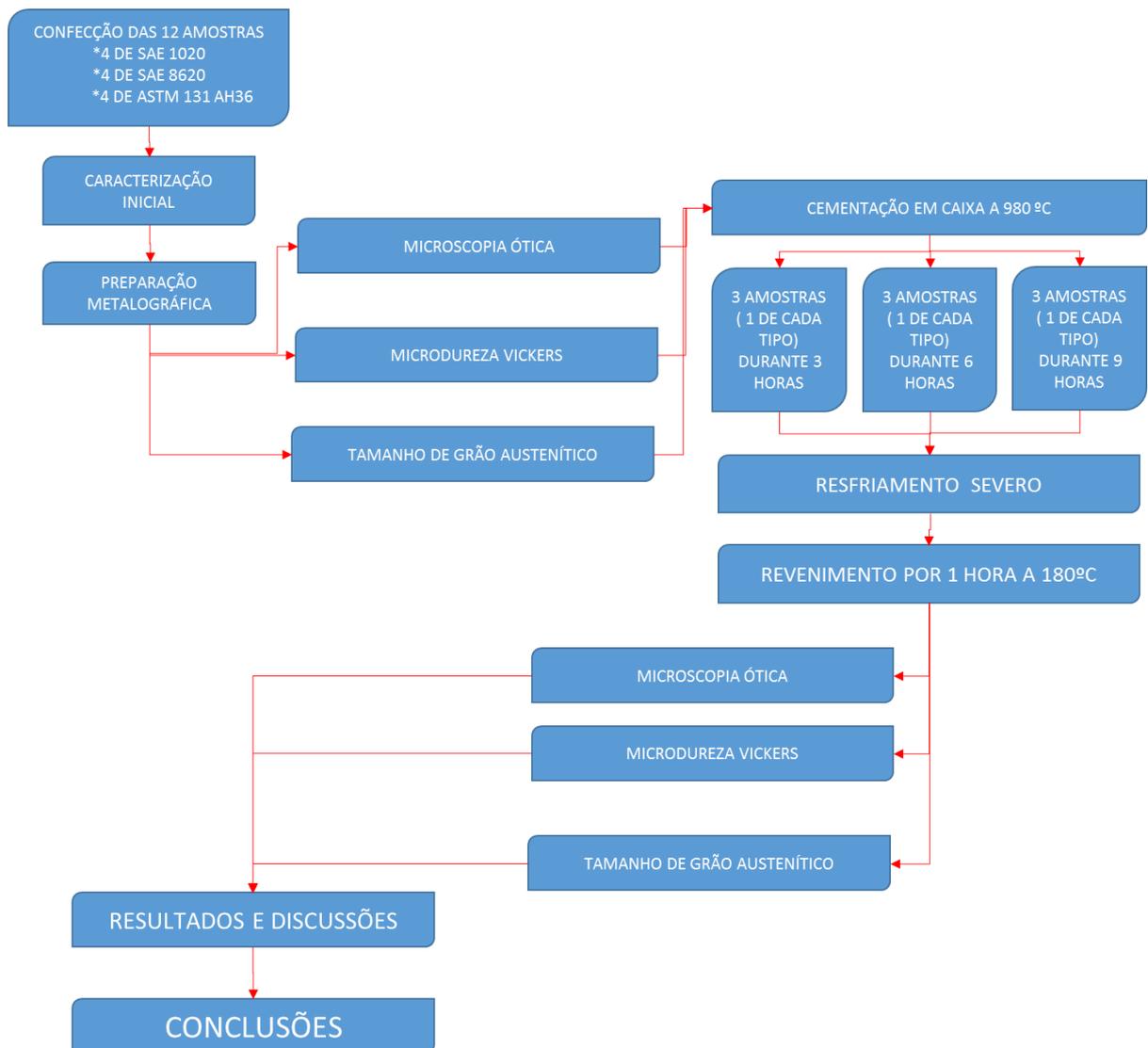
Loguercio (2003) faz uma cronologia da cementação em altas temperaturas no Brasil a partir dos anos 50. Mostra que nessa época já se pensava em utilizar esse tipo de procedimento para ganhar produtividade, porém os materiais construtivos dos fornos até então não atendiam a necessidade de temperaturas superiores a 955 °C. Outro problema era quanto ao tamanho de grão, já que não se dominava as questões dos inibidores de crescimento (elementos de liga), se sabia sobre o alumínio, mas algo ainda inconstante para a demanda. Com itens dos fornos cuidadosamente trocados, foi se conseguindo dados sobre as cementações a altas temperaturas, inclusive acima de 1000 °C e preocupações como a atmosfera do forno, gradiente de carbono entre camada cementada e núcleo, durabilidade das peças dentro do forno e mesmo manutenção dos equipamentos começaram a ser levantada.

A preocupação com tais parâmetros continua até hoje para as cementações em temperaturas severas, sendo que alguns parâmetros são mais importantes já que outros parecem ter conseguido certa estabilidade. O controle do tamanho de grão austenítico ainda é um tema/parâmetro a ser muito estudado.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A seguir na figura 1 é mostrado o fluxograma de cementação, análise das amostras e métodos aplicados.

Figura 1 - Fluxograma dos Ensaios



Fonte: Próprio autor

3.2 MATERIAL

Os materiais analisados serão três diferentes tipos de aços utilizados em processos de cementação. Um aço baixo carbono SAE 1020, um aço baixa liga SAE 8620 e também um microligado ASTM a131 AH36.

Os materiais foram conseguidos no próprio laboratório do programa de pós-graduação, alguns provenientes de doações de empresas e outros como sobras intacta de trabalhos anteriores.

Os aços são classificados pelos seus elementos de liga e suas respectivas concentrações sendo assim, abaixo segue as composições dos três tipos de aços que o presente trabalho busca estudar. Na tabela 1 estão as características dos aços em estudo no trabalho.

Tabela 1 - Composição química básica em % de massa dos aços SAE 1020, SAE 8620 e ASTM a131 AH36

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	V
SAE 1020	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Máx.	-	-	-	-	-	-	-	-
	Máx.		Máx.										
	0.18	0.10	0.30	0,03	0,03								
	0.23		0.60										
SAE 8620	Mín		Mín	Máx.	Máx.	-	-	-	Mín	Mín	Mín	-	-
	Máx		Máx						Máx	Máx	Máx		
	0.18		0.70	0,03	0,03				0.40	0.40	0.15		
	0.23		0.90						0.60	0.70	0.25		
ASTM a131 AH36	Máx	Máx	Mín	Máx	Máx	Mín	Máx	Máx	Máx	Máx	Máx	Mín	Mín
			Máx									Máx	Máx
	0.18	0.5	0.90	0.035	0.035							0.015	0.02
			1.60									0.05	0.10

Fonte: SAE1020, SAE 8620 e ASTM AH36

Todos os materiais do estudo possuem baixo teor de carbono e são utilizados para processos de cementação, dessa forma se consegue uma boa resistência mecânica superficial e um núcleo com uma boa ductilidade objetivando prevenção

de rupturas frágeis. O que difere um material de outro é principalmente seus elementos de liga e a quantidade dos mesmos. Esses elementos conferem aos materiais características e comportamentos específicos dependendo de qual elemento e também sua concentração. Como exemplo de comportamento, pode-se citar a capacidade de ancoragem de grão austenítico que alguns elementos de liga possuem, comportamento esse de extrema relevância para o presente trabalho, onde tanto no SAE 8620 quanto no microligado os mesmos estão presentes.

Os diferentes materiais (SAE 1020, SAE 8620 e ASTM A131 AH 36) já selecionados no laboratório, serão processados a fim de se produzir as amostras, serão feitas 4 amostras de cada tipo de aço, onde uma será mantida com suas características originais e as outras três serão cementadas.

As amostras após o processo de cementação serão caracterizadas. Nessa caracterização será feita uma análise metalográfica utilizando microscopia ótica para evidenciar as fases e microestruturas presentes. Também será levantado o perfil de microdureza Vickers. A medição do tamanho de grão austenítico também será realizada.

A cementação será realizada a 980 °C e em 3 tempos distintos, 3, 6 e 9 horas. Em cada configuração de tempo serão cementadas uma amostra de cada tipo de aço. O resfriamento será feito em polímero.

Um tratamento de revenimento será realizado em todas as amostras com intuito de alívio de tensões geradas pelo processo de cementação, esse será feito pelo tempo de uma hora na temperatura de 180 °C.

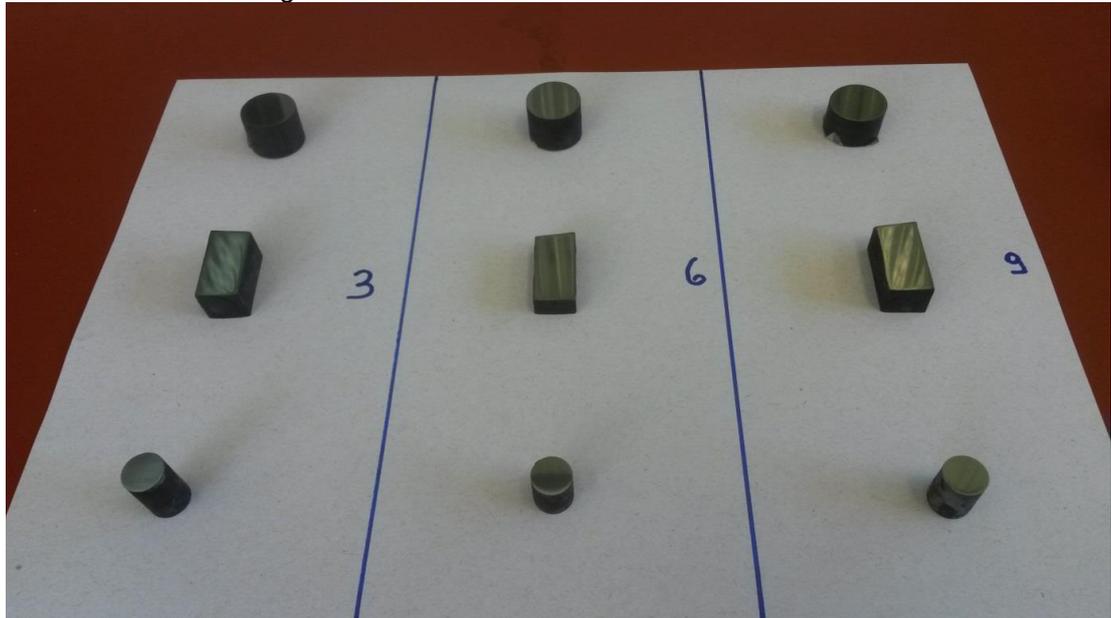
Ao final todos os dados serão compilados, analisados e discutidos.

3.3 CONFECÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras foram confeccionadas utilizando para o corte, uma cortadora de precisão com lubrificação a óleo, equipamento do laboratório de metalografia do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica PPMEC-FURG.

Foram confeccionadas 4 amostras de cada material, no formato de cilindros para as amostras de aço SAE 8620 e SAE 1020 e retangular para o ASTM A131 AH36 (Fig.2).

Figura 2 - Amostras cortadas a serem cementadas



Fonte: Próprio autor

3.4 CARACTERIZAÇÃO

A caracterização será feita utilizando microscopia óptica para levantar as microestruturas e fases presentes, microdureza Vickers para obter o perfil de microdureza e determinação do tamanho de grão austenítico.

Também nessa etapa será utilizado a técnica de espectrometria de emissão óptica para a obtenção da composição química de cada amostra, mostrando dessa forma a porcentagem de cada elemento químico.

3.5 CEMENTAÇÃO

A Cementação será em caixa, realizada em forno a vácuo parcial e posterior resfriamento severo. Esse processo será realizado no laboratório do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica PPMEC-FURG.

O tratamento termoquímico foi realizado na temperatura de 980 °C e em três períodos de tempos distintos, 3, 6 e 9 horas.

3.6 ANÁLISE MICROSCÓPIO ÓPTICO E MICRODUREZA

Após realizado os processos de cementação, as amostras serão analisadas utilizando as técnicas: Microscopia Óptica, Microdureza Vickers e determinação do tamanho de grão austenítico.

Os dados provenientes dos testes serão analisados e discutidos.

3.6.1 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

Para análise em microscopia óptica é necessária uma prévia preparação das amostras, nessa preparação primeiramente a amostra será lixada de forma a conferir uma superfície da amostra o mais plana possível. Após, um polimento com pasta de diamante grãos de 1 e $\frac{1}{2}$ μm será realizado para conferir um bom acabamento e eliminar pequenos defeitos que o lixamento não teria êxito devido a granulação.

Depois de plana e seca a superfície, um ataque químico é necessário para revelar a microestrutura formada no material. O ataque químico e seus reagentes iram depender da característica que se deseja analisar. Neste trabalho será realizado dois tipos de ataques químicos distintos um com Nital 5% para evidenciar e analisar as microestruturas/fases presentes e outro com ácido pícrico + tensoativo, esse ataque serve para atacar os contornos de grão austenítico e possibilitar sua visualização e análise.

3.6.2 MICRODUREZA E PERFIL DE MICRODUREZA

O ensaio de microdureza Vickers (HV) para compor o perfil de microdureza da camada cementada será realizado em um equipamento Shimadzu HVM2 do programa de pós-graduação em engenharia mecânica da Universidade Federal do Rio Grande. A carga será de 300 gramas com tempo de endentação de 10 segundos.

3.6.3 MICROESTRUTURA E TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

Para a análise microestrutural, após a cementação, pela técnica de microscopia ótica será utilizado um microscópio da marca Olympus modelo GX51, com as amostras preparadas segundo o modelo padrão descrito a seguir:

- 1) Lixamento granulometria (Lixas #280,#400,#600 e #1000);
- 2) Polimento com pasta de diamante;
- 3) Ataque químico (Nital 5%) e solução a base de ácido pícrico e tensoativo.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A composição química real das amostras foi obtida por espectrometria de emissão ótica e as respectivas porcentagens dos elementos químicos presentes em cada amostra estão descritas abaixo na tabela 2.

Tabela 2 - Composição real das amostras em % de massa

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	V
SAE 1020	0.22	-	0.4	0.02	0.02	-	-	-	-	-	-	-	-
SAE 8620	0.23	0.25	0.8	0.02	0,015	-	-	-	0.5	0.4	0.17	-	-
ASTM a131 AH36	0.10	0,25	0,9	0,03	0,03	-	0,1	-	-	-	-	0.02	0.05

Fonte: Próprio autor

4.1 PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS

Os perfis de microdureza foram utilizados de maneira a se determinar a profundidade da camada cementada efetiva e a magnitude das microdurezas encontradas. Para isso foi aplicada uma carga de 300 gramas com o tempo de 10 segundos de endentação em um microdurômetro Shimadzu. As endentações partiram da borda seguindo em direção ao centro com 0,1 mm de distância entre as mesmas.

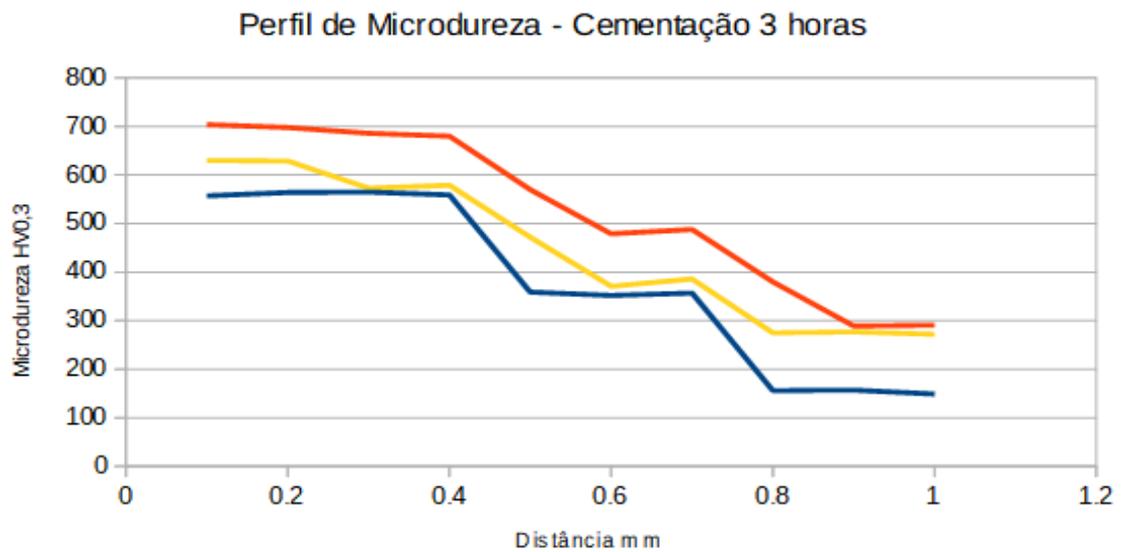
Verificou-se aumento de microdureza junto a superfície em todas as amostras identificando resultados que confirmam os aspectos indicados por Callister (2012). No tempo de cementação de 3 horas não foram evidenciados resultados que indicassem a presença efetiva de austenita retida. Este fenômeno se associa ao menor tempo de processo que contribui para uma menor taxa de difusão de carbono e em consequência minimiza o efeito de diminuição da temperatura final de transformação martensítica. Os resultados obtidos no perfil de microdureza das amostras cementadas durante 3 horas podem ser visualizados na tabela 3 e figura 3.

Tabela 3 - Perfil de microdureza vickers após 3 horas de cementação, carga de 300 gramas, tempo de endentação de 10 segundos

Microdureza Vickers após 3 horas de cementação			
Nº	Aço 1020	Aço 8620	Aço AH36
1	557	704	630
2	564	698	629
3	565	686	573
4	559	680	579
5	359	570	472
6	352	479	371
7	357	488	386
8	156	380	275
9	157	289	277
10	149	291	272

Fonte: Próprio autor

Figura 3 – Gráfico do Perfil de Microdureza Vickers, após 3 horas de cementação, com resfriamento severo



Fonte: Próprio autor

A análise do perfil de microdureza dos aços, após processo de cementação de 6 horas pode ser avaliado na figura 4 e tabela 4. Verifica-se no aço SAE 8620

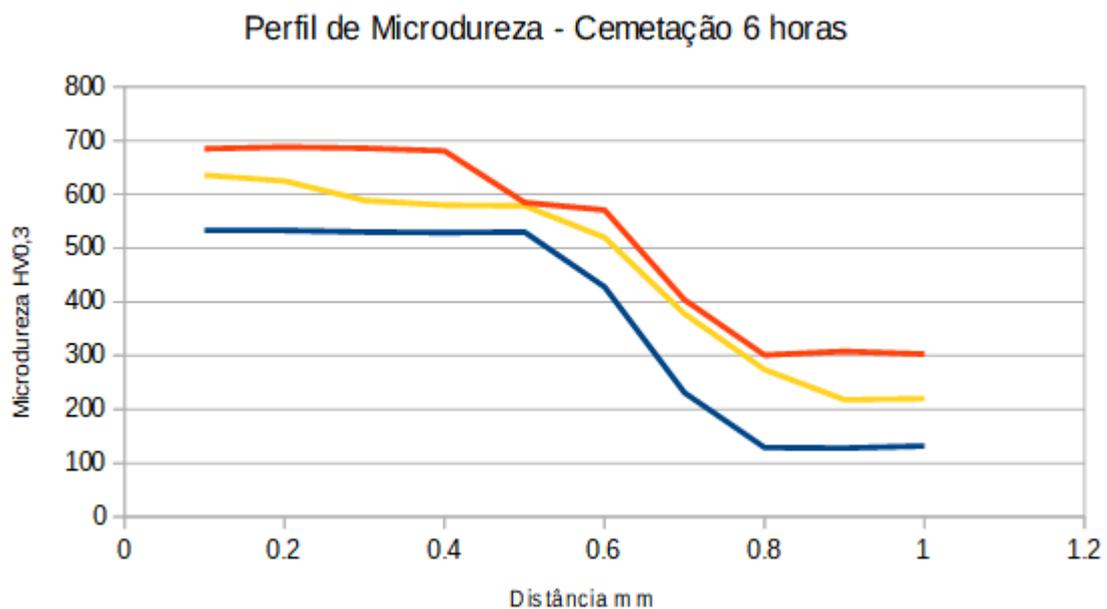
perfil levemente associado a presença de austenita retida na camada cementada, mantendo-se isento nos aços SAE 1020 e ASTM AH36.

Tabela 4 - Perfil de microdureza após 6 horas de cementação, carga de 300 gramas, tempo de endentação de 10 segundos

Microdureza Vickers após 6 horas de cementação			
Nº	Aço 1020	Aço 8620	Aço AH36
1	533	685	636
2	533	688	625
3	530	686	589
4	529	681	580
5	530	585	579
6	428	571	520
7	231	404	378
8	129	301	274
9	128	308	218
10	132	303	220

Fonte: Próprio autor

Figura 4 – Gráfico do Perfil de Microdureza Vickers referente a cementação por 6 horas



Fonte: Próprio autor

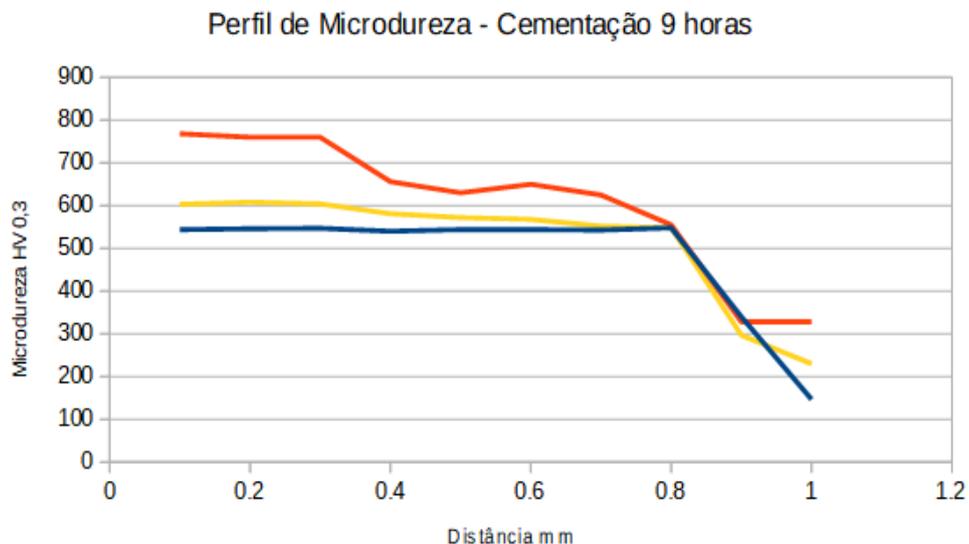
O perfil de microdureza das amostras de aço cementadas durante 9 horas apresentaram-se de forma bem homogênea não sendo observado comportamento típico da presença de austenita retida. Com maior tempo de difusão o excesso de carbono difundiu em direção ao núcleo colaborando para este fenômeno (IZCILER; TABUR, 2006). Os perfis de microdureza dos 3 aços podem ser visualizados na tabela 5 e figura 5.

Tabela 5 - Perfil de microdureza após 9 horas de cementação, carga de 300 gramas, tempo de endentação de 10 segundos

Microdureza Vickers após 9 horas de cementação			
Nº	Aço 1020	Aço 8620	Aço AH36
1	544	768	603
2	546	760	608
3	547	760	604
4	540	656	581
5	544	630	572
6	544	650	568
7	543	625	552
8	548	555	548
9	340	328	297
10	147	328	230

Fonte: Próprio autor

Figura 5 - Perfil de Microdureza Vickers, após 9 horas de cementação

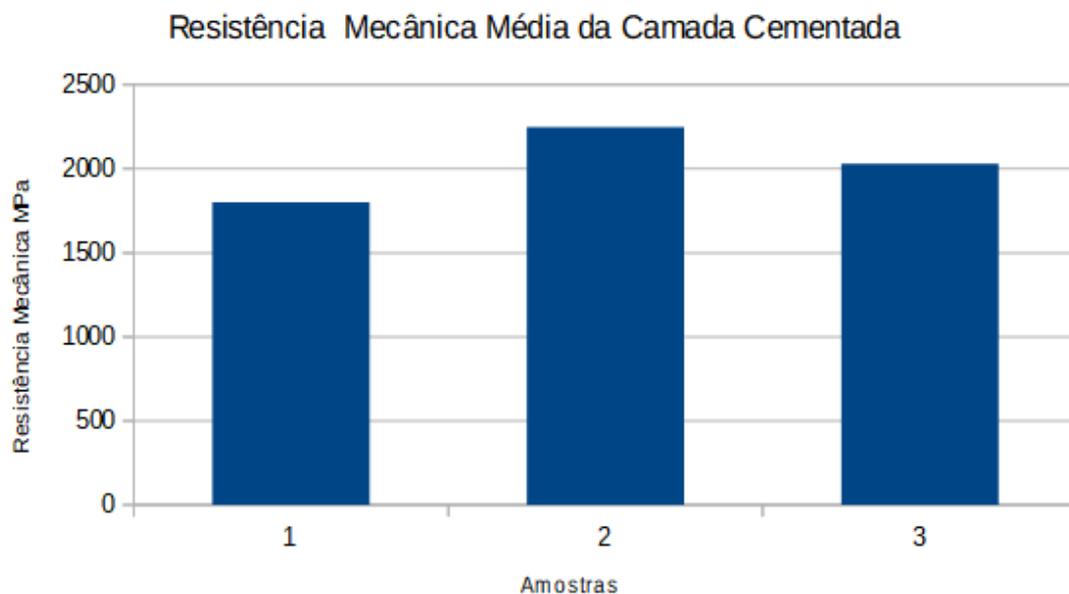


Fonte: Próprio autor

4.2 ANÁLISE DA RESISTÊNCIA MECÂNICA

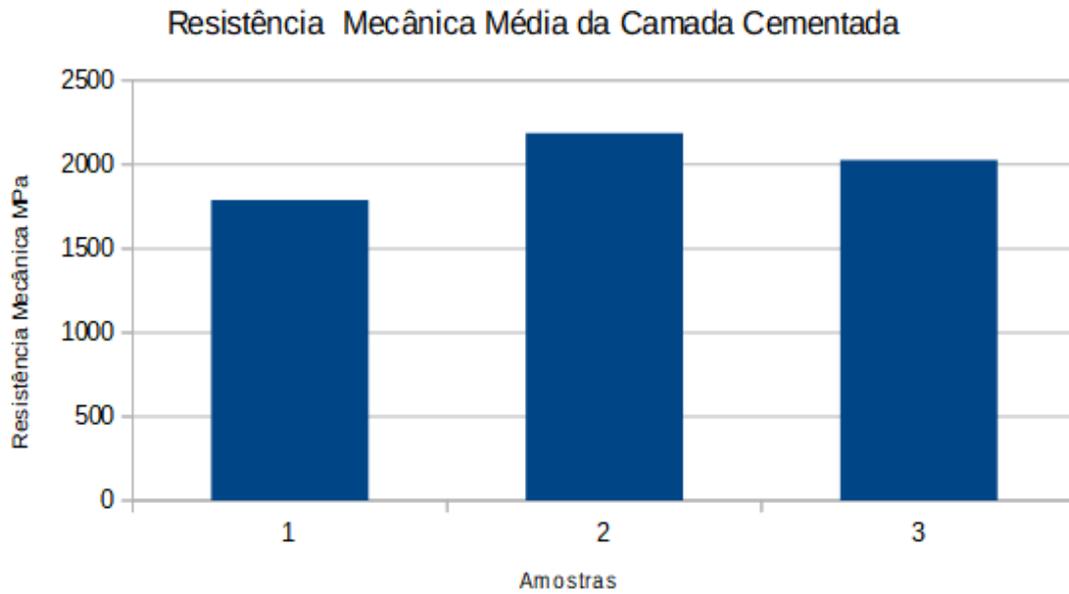
Os valores de resistência mecânica média na superfície foram convertidos segundo a norma ASTM E140 e podem ser visualizados nas figuras 6, 7 e 8. Observa-se aumento significativo dos valores médios de microdureza nas amostras dos 3 aços SAE 1020 (1), SAE 8620 (2) e AH36 (3) com o aumento do tempo de cementação (LEANDRO, 2013). Em todas as amostras os tempos de 6 horas foram os que apresentaram maior resistência mecânica na camada cementada. Este fenômeno associa-se a presença de ferrita livre nas amostras de aço SAE 1020 e AH36 e pequeno volume de austenita retida nas amostras cementadas 9 horas no aço 8620 e baixa temperabilidade dos aços SAE 1020 e AH36.

Figura 6 – Valores médios de resistência mecânica das amostras cementadas 3 horas



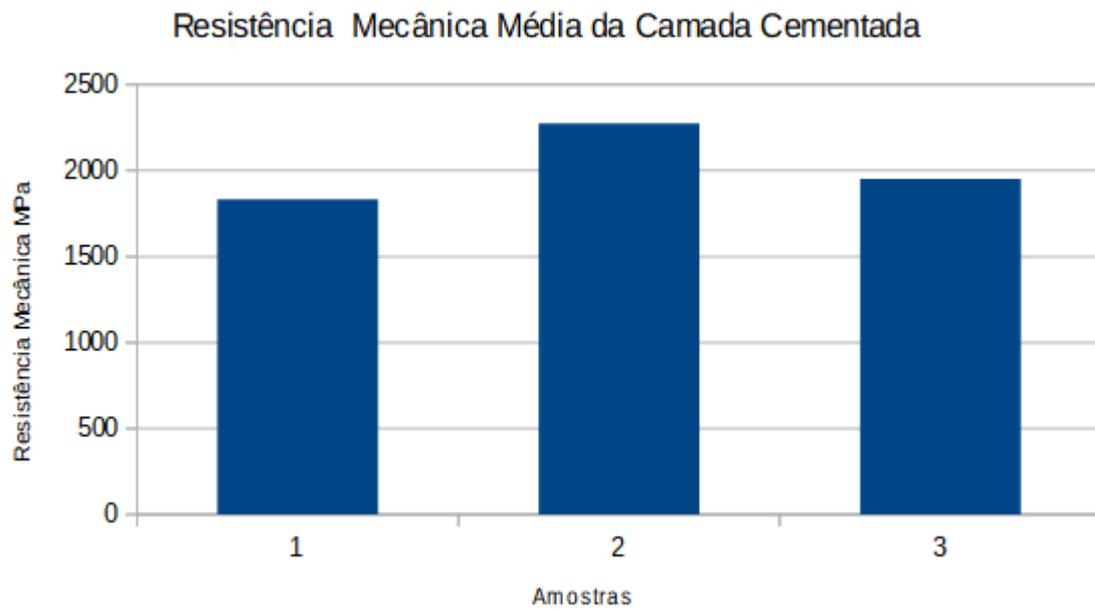
Fonte: Próprio autor

Figura 7 – Valores médios de resistência mecânica das amostras cementadas 6 horas



Fonte: Próprio autor

Figura 8 – Valores médios de resistência mecânica das amostras cementadas 9 horas



Fonte: Próprio autor

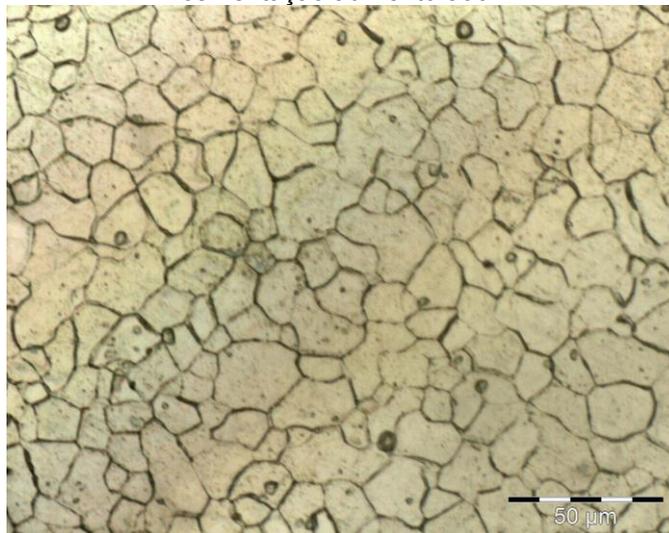
4.3 ANÁLISE DOS TAMANHOS DE GRÃO DAS AMOSTRAS

4.3.1 Análise do tamanho de grão do Aço SAE 1020

As amostras de aço SAE 1020 apresentaram crescimento anormal de grão no tempo de cementação 9 horas. Os principais mecanismos de crescimento de grão estão relacionados ao fato da temperatura de cementação aplicada apresentar patamares superiores às temperaturas de recuperação dinâmica e recristalização ocasionando crescimento anormal de grão neste tempo e temperatura (ALOGAB et al., 2007). Os tamanhos de grão verificados podem ser visualizados nas figuras 9, 10, 11 e 12.

O tamanho de grão austenítico foi aferido antes da cementação para o aço SAE 1020 com resultado encontrado de 5 a 8. A imagem da amostra após o ataque químico para a revelação dos contornos de grão pode ser visualizada na figura 9.

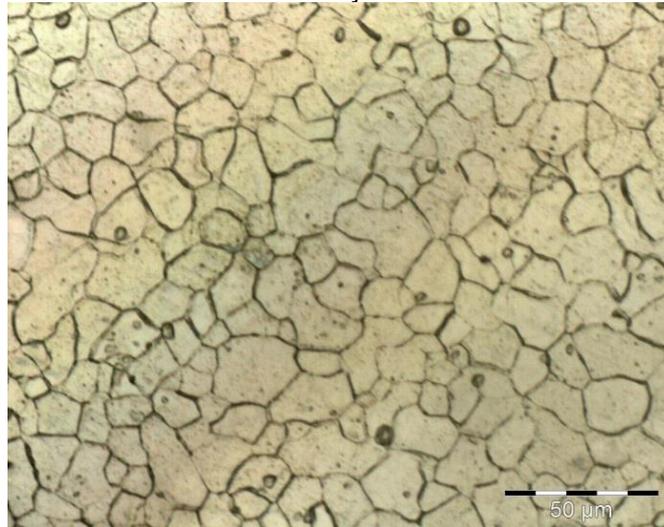
Figura 9 - Grão austenítico, aço 1020 antes da cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Após 3 horas de cementação a amostra já apresentou tamanho de grão considerado grosseiro. O resultado encontrado foi de 4,96 e a imagem da amostra após cementação e ataque químico pode ser conferida na figura 10.

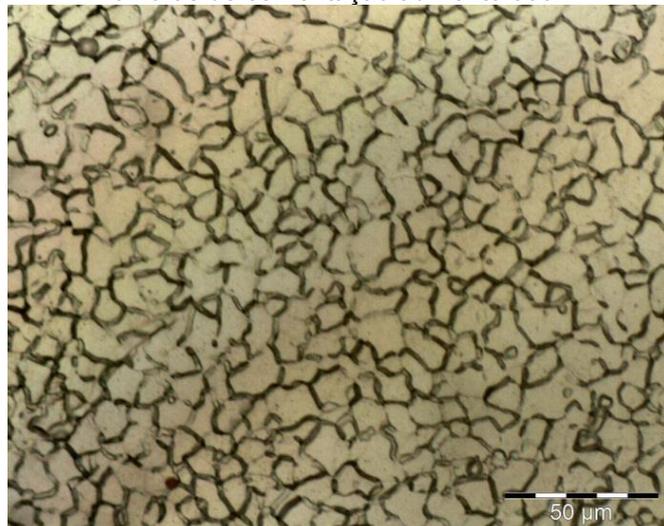
Figura 10 - Grão austenítico, aço 1020 após 3 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Com o tempo de cementação de 6 horas já é percebido crescimento anormal de grão na amostra cementada. O resultado de tamanho de grão apresentou aumento e ficou em 4,45. Abaixo é possível perceber na figura 11 o crescimento anormal.

Figura 11 – Grão austenítico, aço 1020 após 6 horas de cementação aumento 500x

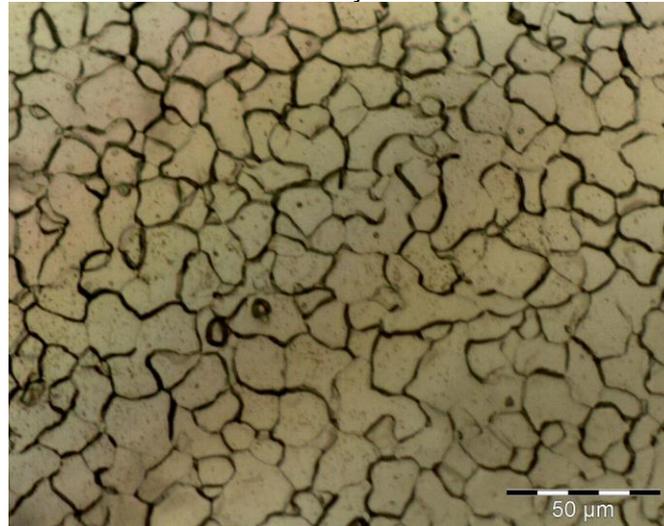


Fonte: Próprio autor

Na figura 12 é mostrada a imagem dos contornos de grão da amostra cementada pelo tempo de 9 horas. O resultado do tamanho de grão encontrado foi

de 4,03 considerado grosseiro, crescimento anormal de grão ainda mais intenso que no tempo de 6 horas e também alguns grãos estourados são percebidos.

Figura 12 - Grão austenítico, aço 1020 após 9 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

O aço ASTM 1020 como esperado, não conseguiu manter uma microestrutura de grãos finos no decorrer do tratamento de cementação em temperatura elevada. Nota-se que desde o tempo de 3 horas ele já apresenta uma estrutura de grãos grosseiros. Os resultados de tamanho de grãos para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas estão descritos na tabela (6) abaixo e foram calculados segundo a norma ASTM E112 utilizando o método dos interceptos lineares de Heyn.

Tabela 6 - Tamanhos de grão para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas do aço SAE 1020 cementado a 980°C

Aço	Sem tratamento	3 horas	6 horas	9 horas
1020	De 5 a 8	4,96	4,45	4,03

Fonte: Próprio autor

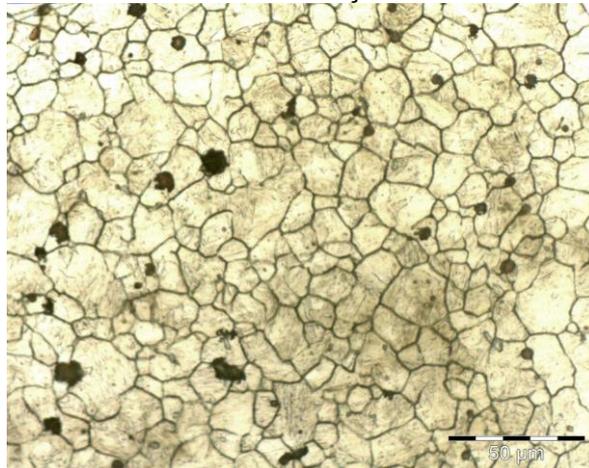
4.3.2 Análise do tamanho de grão do Aço SAE 8620

As amostras de aço SAE 8620 apresentaram crescimento anormal de grão no tempo de cementação 9 horas (ALOGAB et al., 2007). Os principais mecanismos de crescimento de grão estão relacionados ao fato da temperatura de cementação aplicada apresentar patamares superiores às temperaturas de recuperação dinâmica

e recristalização ocasionando crescimento anormal de grão neste tempo e temperatura. Os tamanhos de grão verificados podem ser visualizados nas figuras 13, 14, 15 e 16.

A seguir na figura 13 é mostrada a imagem do ataque químico com ácido pícrico e tensoativo na amostra do SAE 8620 antes da cementação para a revelação dos contornos de grão austenítico. Com esse ataque foi possível aferir o tamanho de grão chegando em um valor de 5 a 8, considerado satisfatório.

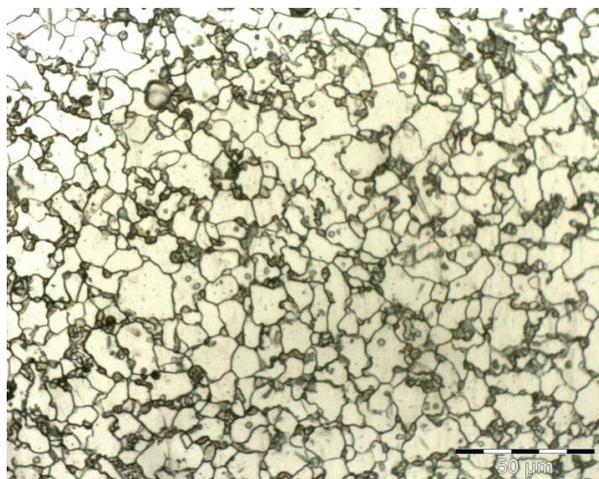
Figura 13 - Grão austenítico, aço 8620 antes do tratamento de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Após 3 horas de cementação a amostra apresentou um tamanho de grão de 5,15 considerado satisfatório, porém como pode ser visto na figura 14 alguns poucos grãos já apresentam crescimento anormal.

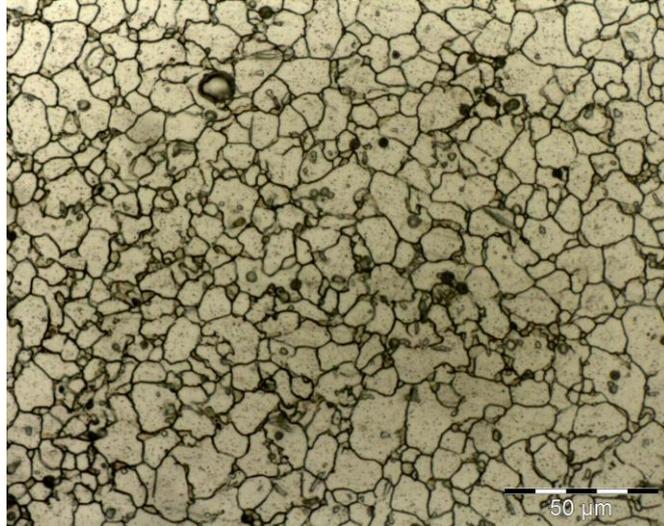
Figura 14 - Grão austenítico, aço 8620 após 3 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Com o tempo de processo de cementação de 6 horas o tamanho de grão continuou ainda satisfatório com tamanho aferido de 5,5, tamanho esse ainda mais fino do que do tempo de 3 horas que provavelmente foi obtido devido não se conseguir observar o mesmo campo visual duas vezes. Contudo o crescimento anormal de grão teve aumento como pode ser observado abaixo na figura 15.

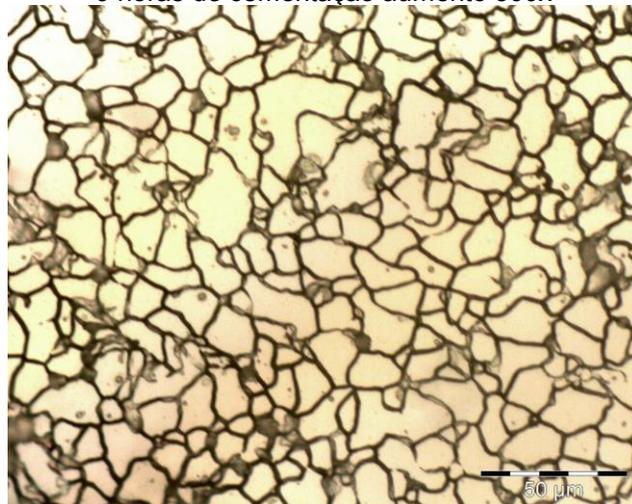
Figura 15 - Grão austenítico, aço 8620 após 6 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

A seguir a figura 16 apresenta o resultado do ataque para a revelação dos contornos de grão da amostra após 9 horas de cementação. Nela é possível verificar que o crescimento de grão anormal aumentou e também grãos estourados são encontrados. Além disso uma granulação grosseira com tamanho de grão de 4,7 foi aferida.

Figura 16 - Grão austenítico, aço 8620 após 9 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

A análise das figuras acima mostra crescimento anormal de grão austenítico. Já no tempo de 3 horas é possível perceber alguns poucos grãos com crescimento anormal e a partir de 6 horas vários grãos apresentam essa característica. No tempo de 9 horas além de grãos “estourados”, a amostra já apresenta um tamanho de grão grosseiro como pode ser visto na tabela (7). Esse resultado se deve aos elementos de liga presentes no material como o Nióbio e Molibdênio que são ancoradores do tamanho grão (ALOGAB et al., 2007) e (LI et al., 2016). Porém devido a alta temperatura e o tempo a se estender, a combinação de porcentagens e tipos de elementos de liga parece não conseguir atender a demanda proposta.

Tabela 7- Tamanhos de grão para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas do aço SAE 8620 cementado a 980 °C

Aço	Sem tratamento	3 horas	6 horas	9 horas
8620	De 5 a 8	5,15	5,5	4,7

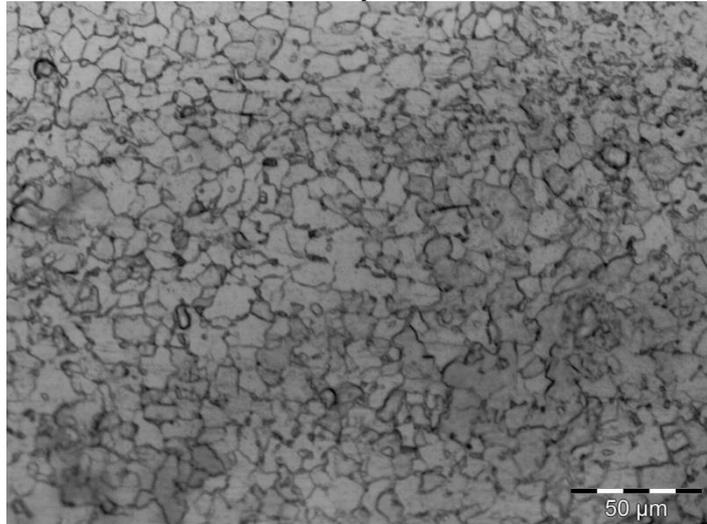
Fonte: Próprio autor

4.3.3 Análise do tamanho de grão do Aço ASTM 131 AH 36

As amostras de aço AH36 não apresentaram crescimento anormal de grão no tempo de cementação 9 horas. Os principais mecanismos de crescimento de grão estão relacionados ao fato da temperatura de cementação aplicada apresentar patamares superiores as temperaturas de recuperação dinâmica e recristalização ocasionando crescimento anormal de grão neste tempo e temperatura. Os tamanhos de grão verificados podem ser visualizados nas figuras 17, 18, 19 e 20.

Abaixo a figura 17 apresenta a amostra do aço a131 AH36 atacada quimicamente para revelação do contorno de grão austenítico. O tamanho de grão encontrado foi satisfatório ficando de 5 a 8.

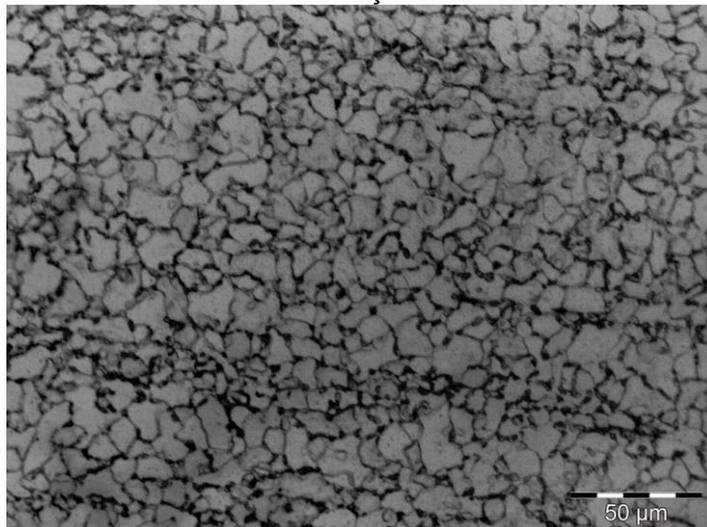
Figura 17 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 antes da cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Com 3 horas de cementação a amostra apresentou granulação fina satisfatória com tamanho de grão encontrado de 5,24. Na figura 18 abaixo, não é possível identificar pontos com crescimento anormal de grão e nem de grãos estourados.

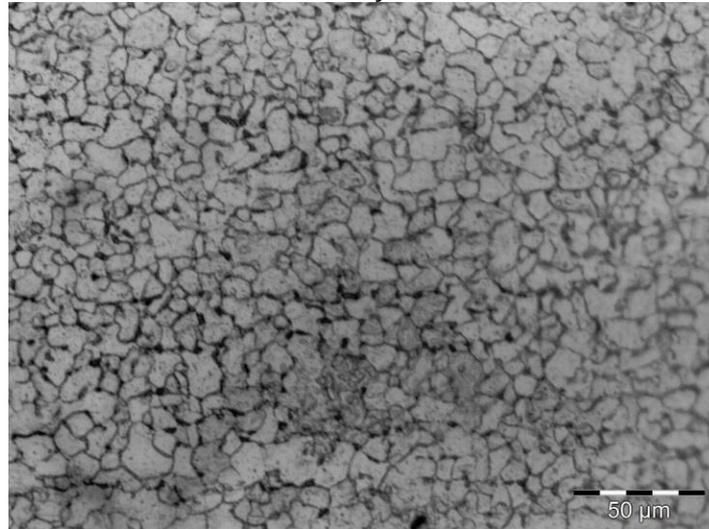
Figura 18 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 após 3 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Ao aumentar o tempo de processo para 6 horas a amostra se manteve com granulação fina com tamanho de grão aferido segundo a norma ASTM E112 de 5,11. Crescimento anormal de grão e grãos estourados não foram percebidos como pode ser visto abaixo na figura 19.

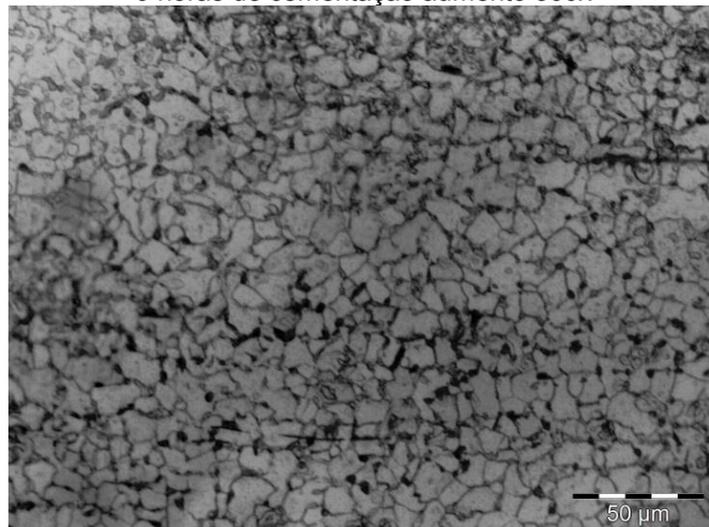
Figura 19 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 após 6 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Na figura 20 é apresentada a imagem da amostra após 9 horas de cementação e atacada para revelação dos contornos de grão austeníticos. Na imagem pode se perceber que a granulação se manteve fina e satisfatória, o tamanho de grão aferido foi de 5,02 e não se nota a presença de crescimento anormal ou grãos estourados.

Figura 20 - Grão austenítico, aço ASTM 131 AH36 após 9 horas de cementação aumento 500x



Fonte: Próprio autor

Para a amostra do aço ASTM a131 AH36 os resultados foram satisfatórios e atenderam a proposta do tratamento severo. Nas figuras acima é perceptível que a

granulação se manteve fina durante os diferentes tempos de cementação a 980°C. Na tabela (8) abaixo também é mostrado o tamanho de grão da amostra para os 3 tempos distintos, tamanhos esses que são considerados finos e que se mantiveram apesar da exposição a temperatura elevada e ao tempo. Mesmo ocorrendo pequena variação do tamanho de grão austenítico ao decorrer do processo, foi considerado que o aço conseguiu ancorar o tamanho de grão apesar do tratamento severo e a pequena variação foi atribuída a não conseguir analisar os mesmos campos podendo ocorrer essa pequena variação. Além disso outras análises como o não surgimento de crescimento anormal e a não verificação de grãos estourados dão sustentação para acreditar que a amostra conseguiu suportar o tratamento proposto. A combinação dos elementos de liga nesse material é mais extensa que nos outros aços utilizados no estudo, inclusive contendo os elementos ditos ancoradores de grão, ou seja, capaz de impedir o crescimento de grão austenítico (LI et al, 2016).

Tabela 8 - Tamanhos de grão para os tempos de 0, 3, 6 e 9 horas do aço ATSM a131 AH36 cementado a 980 °C

Aço	Sem tratamento	3 horas	6 horas	9 horas
AH36	De 5 a 8	5,24	5,11	5,02

Fonte: Próprio autor

4.4 ANÁLISE DAS MICROESTRUTURAS NAS CAMADAS CEMENTADAS

4.4.1 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DO AÇO SAE 1020 NA CAMADA CEMENTADA

Na figura 21 é mostrada a microestrutura da camada cementada do aço SAE 1020 foi constituída por Martensita e ferrita livre provenientes da austenita não transformada. A martensita contribuiu para aumento da microdureza e resistência mecânica e a ferrita livre para que os patamares de propriedades mecânicas não fossem muito elevados (CALLISTER, 2012).

Figura 21 - Microestrutura da camada cementada constituída por Martensita e ferrita livre



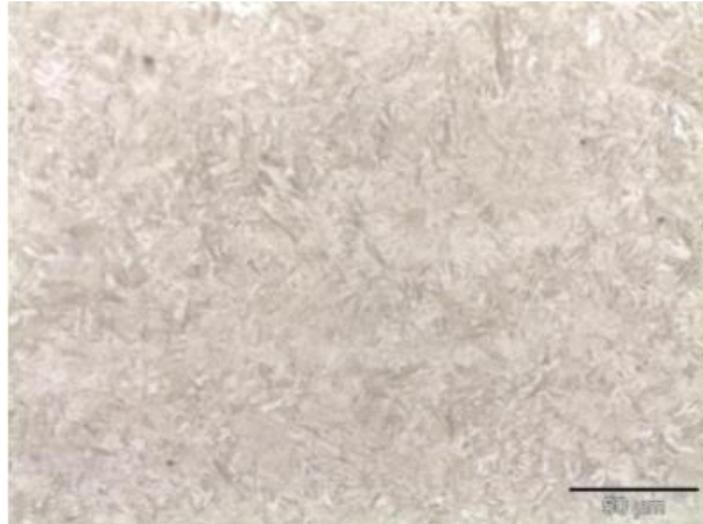
Fonte: Próprio autor

As amostras de 3, 6 e 9 horas foram similares somente variando a profundidade da camada cementada.

4.4.2 ANÁLISE DA CAMADA CEMENTADA DO AÇO SAE 8620

A microestrutura da camada cementada do aço SAE 8620 foi constituída por Martensita é mostrada da figura 22. A Martensita contribuiu para aumento da microdureza e resistência mecânica. Na figura a seguir verifica-se microestrutura constituída por Martensita grosseira originada após o resfriamento de amostra cementada por 9 horas (DYCHTON et al., 2016).

Figura 22 – Martensita grosseria originada desde a cementação durante tempo de 9 horas

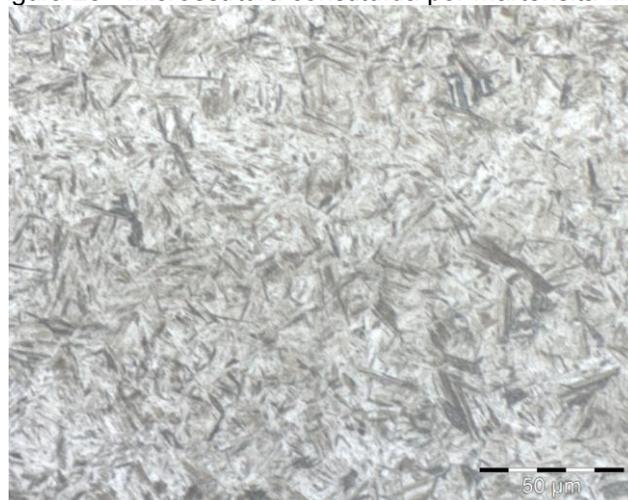


Fonte: Próprio autor

4.4.3 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DA CAMADA CEMENTADA DO AÇO ASTM A131 AH36

A microestrutura da camada cementada do aço AH36 foi constituída por Martensita e ferrita livre proveniente de austenita não transformada, tal microestrutura pode ser verificada na figura 23. A Martensita contribuiu para aumento da microdureza e resistência mecânica. Já a ferrita livre contribuiu para menores valores de microdureza superficial. Na figura a seguir verifica-se microestrutura constituída por Martensita refinada originada pela ancoragem do tamanho de grão nas amostras em diferentes tempos (DYCHTON et al., 2016).

Figura 23 - Microestruturta constituída por martensita fina.



Fonte: Próprio autor

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados da pesquisa realizada conclui-se que:

- As amostras cementadas na temperatura 980 °C do aço microligado AH36 apresentaram ancoragem no tamanho de grão austenítico, mantendo-se dentro da faixa 5 ou mais fino. Amostras dos aços SAE 1020 e SAE 8620 apresentaram crescimento anormal de grão. Nas amostras de aço SAE 1020 e 8620 detectou-se crescimento anormal de grão a partir do tempo de 3 horas, sendo mais acentuada no tempo de 9 horas;
- O tamanho de grão austenítico preliminar de todas as amostras antes da cementação ficaram entre 5 e 8. O SAE 1020 em todos os tempos cementados a granulação foi grosseira dentro do tamanho 4. O SAE 8620 também teve aumento em todos os tempos ficando em 5 para os tempos de 3 e 6 horas e tamanho de 4 para o tempo de 9 horas. Já o ASTM a131 AH36 conseguiu ancoramento do tamanho de grão ficando sempre entre 5 ou mais fino.
- A microestrutura da camada cementada dos aços SAE 8620 e microligado foi constituída de martensita homogênea, nos 3 tempos utilizados. No aço SAE 1020 verificou-se a presença de austenita não transformada gerando ferrita que foi associada a baixa temperabilidade desta classe de aço e não era objetivo.
- As principais fases originadas foram martensita homogênea, ferrita e os volumes de austenita retida não foram significativos nas amostras dos três aços estudados.
- As amostras que apresentaram maior microdureza e resistência mecânica de núcleo foram as do aço SAE 8620. As de menor microdureza e resistência mecânica de núcleo foram as do aço SAE 1020;
- Por fim não é indicado a realização de cementação a elevadas temperaturas nos aços SAE 1020 e SAE 8620. Mesmo em tempos 3 horas detectou-se pontos com crescimento anormal nestes aços.

.6 TRABALHOS FUTUROS

A fim de incentivar a continuidade da pesquisa em relação aos aços liga a serem utilizados para tratamento termoquímico de cementação em condições severas, são deixadas seguir algumas sugestões.

- Utilizar Difração de Raios X (DRX) para melhor compreensão da microestrutura e carbonetos gerados.
- Utilizar tempos intermediários com o objetivo de construir uma curva de tempo x propriedades x defeitos.
- Utilizar outros tipos de aços-liga no estudo.
- Utilizar aços similares de fabricantes diferentes e ver como se comportam e tentar identificar o motivo da diferença de comportamento caso isso ocorra.

REFERÊNCIAS

ALOGAB, A. K; MATLOCK, D. K; SPEER, J. G; KLEEBE, H. J. The Effects of Heating Rate on Austenite Grain Growth in a Ti-modified SAE 8620 Steel with Controlled Niobium Additions. **ISIJ International**, v.47, n.7, p.1034-1041, abril. 2007.

ASKELAND, D.R.; PHULÉ, P.P. **Ciência e engenharia dos materiais**. São Paulo: Cengage Learning, 2008.

ASM HANDBOOK, Heat Treating – ASM International, v.4,1991.

ASI, O; CAN, A. Ç; PINEAUT, J; BELASSEL, M. The effect of high temperature gas carburizing on bending fatigue strength of SAE 8620 steel. **Materials & Design**, v.30, n.5, p.1792-1797, maio. 2009.

ASTM E140-05e1, Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness, ASTM International, (2005).

ASTM E 112 - 96. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, 2004.

BANERJEE, K; MILITZER, M; PEREZ, M; WANG, X. Nonisothermal Austenite Grain Growth Kinetics in a Microalloyed X80 Linepipe Steel. **Metallurgical and materials transactions**, v.41^a, dez, 2010.

BARROZO, S; BENEDETTI, A. V. **Compreensão matemática da difusão no contexto eletroquímico**. Quim. Nova, Vol. 39, No. 3, 356-370, 2016. DOI.org/10.5935/0100-4042.20150179.

CALLISTER, JR, WILLIAM D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7º edição. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CHOWWANONTHAPUNYA, T; UM, X; PEERATATSUWAN, C. **Study on carburized steel used in maritime industry: The influences of carburizing temperature**. Maritime Technology and Research 2020, 2(1): 33-39. DOI.org/10.33175/mtr.2020.204835.

DEL SANT, G. **Estudo da transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica em aços multifásicos**. Tese (Doutorado em engenharia mecânica) Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

DYCHTON, K; KOCUREK, P; ROKICKI, P; WIERZBA, B; DRAJEWICZ, M; SIENIAWSKI, J. Microstructure and Residual Stress in AMS 6308 Steel after Vacuum Carburizing and Gas Quenching. **Acta physica polonica A**, v.130, n.4, 2016.

EBRAHIMI, G. R., MOMENI, A., & EZATPOUR, H. R. (2018). **Modeling the viscoplastic behavior and grain size in a hot worked Nb-bearing high-Mn steel**. Materials Science and Engineering: A, 714, 25–35. doi:10.1016/j.msea.2017.12.094. FARIAS, A. **Análise da tensão residual e integridade superficial no processo de torneamento em material endurecido do aço ABNT 8620 cementado**. 2009. 191f.

Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) - Escola politécnica da universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

FERREIRA, C. B; MODENESI, P. J; SANTOS, D. B. Crescimento anormal do grão austenítico e sua influência na fração volumétrica de austenita retida após a têmpera de um aço abnt 5135. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, v. 12, n. 1, p.50-57, jan./mar. 2015.

FRAGA, F. E. N; LIMA, S. Y. V; SILVA, S. C. G. **Influência do tempo de tratamento sobre a dureza da camada cementada em amostras de aço sae 1020 tratadas por cementação sólida seguido de têmpera.** Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia. Belem, Agosto, 2017.

GORNI, A. A. **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas.** 5º Congresso de corte e conformação de metais, Aranda Eventos, São Paulo, Outubro, 2009.

GU, J., ZHANG, L., NI, S., & SONG, M. (2018). **Effects of grain size on the microstructures and mechanical properties of 304 austenitic steel processed by torsional deformation.** *Micron*, 105, 93–97. DOI:10.1016/j.micron.2017.12.003.

IZCILER, M; TABUR, M. Abrasive wear behavior of different case depth gas carburized AISI 8620 gear steel. **Wear**, v.260, n.1-2, p.90-98, janeiro. 2006.

JIANG, B; MEI, Z; ZHOU, L.Y; LIU, G; WANG, Z; HUANG, B; LIU, Y. **High toughness and multiphase microstructure transition product of carburizing steel by a novel heat treatment cooling process.** Elsevier, *Materials Science and Engineering*, v. 675, p.361-370, Out, 2016.

LAURO, C. H; RIBEIRO FILHO, S, L; CHRISTOFORO, A, L; BRANDÃO, L, C. Influência da variação do tamanho de grão austenítico na qualidade superficial no processo de microfresamento do aço AISI H13 endurecido. **Revista Matéria**, v.19, n.3, p. 235-246, 2014.

LEANDRO, R. M. **Influência do tempo e da temperatura de solubilização no tamanho de grão austenítico e ferrítico, e na fração de ferrita de um aço inoxidável duplex uns s31803.** Trabalho de conclusão de curso, Centro universitário FEI, São Bernardo do Campo, 2013.

LI, X; LIU, Y; WEI, W; DU, M; LI, K; ZHOU, J; FU, K. **Influence of NbC and VC on microstructures and mechanical properties of WC–Co functionally graded cemented carbides.** Elsevier, *Materials & Design*, n.90, p. 562-567, Jan, 2016.

LI, G., MA, B., SONG, Y., ZHENG, J., WANG, J. **Grain refinement of non-magnetic austenitic steels during asymmetrical hot rolling process** *Journal of Materials Science & Technology*, Volume 33, Issue 12, December 2017, Pages 1572-1576 DOI: 10.1016/j.jmst.2017.06.002.

LOGUERCIO, J. F. C. **Desenvolvimento de um aço SAE 5115 Microligado ao Nióbio para Cementação a Alta Temperatura.** Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul-UFRGS, Porto Alegre, 2003.

- MARTINS, M. **Temperabilidade jominy e influência do revenido sobre a dureza - um estudo em aços estruturais nacionais**. Dissertação (Mestrado em engenharia de materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002.
- MATSUOKA, Y; IWASAKI, T; NAKADA, N; TSUCHIYAMA, T; TAKAKI, S. Effect of Grain Size on Thermal and Mechanical Stability of Austenite in Metastable Austenitic Stainless Steel. **ISIJ International**, Vol. 53, No. 7, pp. 1224–1230, 2013.
- MENDANHA, A; PINEDO, C. E; GOLDENSTEIN, H. **Tenacidade do aço ferramenta para trabalho a frio AISI D2** – parte II influência do ciclo de tratamento térmico. In: ENCONTRO DE INTEGRANTES DA CADEIA PRODUTIVA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES, 2003, São Paulo: HEATTECH, 2003. Disponível em: <<http://heattech.com.br/trabalhos/2003%20%201o%20ABM%20Moldes%20-%20AISI%20D2%20Parte%20II.pdf>>. Acesso em: 19 abr. 2017.
- MISRA, R. D. K., WAN, X. L., CHALLA, V. S. A., SOMANI, M. C., & MURR, L. E. (2015). **Relationship of grain size and deformation mechanism to the fracture behavior in high strength–high ductility nanostructured austenitic stainless steel**. *Materials Science and Engineering: A*, 626, 41–50. doi:10.1016/j.msea.2014.12.052
- MUKHERJEE, M., SAHA, S., PAL, T. K., KANJILAL, P. **Influence of modes of metal transfer on grain structure and direction of grain growth in low nickel austenitic stainless steel weld metals** *Materials Characterization*, Volume 102, April 2015, Pages 9-18 DOI: 110.1016/j.matchar.2015.02.006.
- OTUBO, J; MEI, P. R; LIMA, N. B; SERNA, M. M; GALLEGOS, E. O efeito do tamanho de grão austenítico no número de orientações das variantes de martensita em ligas inoxidáveis com efeito de memória de forma. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v.60, n.1, p. 129-134, Jan-Mar, 2007.
- PODDAR, D., CHAKRABORTY, A., KUMAR, B. R. **Annealing twin evolution in the grain-growth stagnant austenitic stainless steel microstructure**. *Materials Characterization*, Volume 155, September 2019, Article 109791 DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109791.
- RUHOFF, E; MACHADO, C. M. L. **Gestão dos custos de produção: análise da rentabilidade do processo de cementação em uma micro empresa**. *Revista de Administração Dom Alberto*, v. 3, n. 1, jun. 2016.
- SANTOS, G. P; CAETANO, V. G; KIECHOW, F. **Cementação sólida no aço SAE 8620**. XXVIII Congresso regional de iniciação científica e tecnológica em engenharia – CRICTE 2017. Ijuí, Novembro, 2017.
- SEVALE, L. G. **Estudo da influência de tratamentos térmicos nas variações microestruturais do aço sae 4340**. Projeto de graduação, Universidade de Brasília, Brasília, 2014.

SILVA, V. F. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620**. Dissertação (Mestrado), Universidade de São Paulo, São Carlos, 1997.

SILVA, C. E; OTUBO, J. A influência do tempo e da temperatura de austenitização e da composição química na microestrutura de ligas inoxidáveis com efeito de memória de forma. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v.63, n.1, p.33-37, Jan, Mar, 2010.

SONG, R; PONGE, D; RAABE, D; SPEER, J. G. & MATLOCK, D. K. **Overview of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained BCC Steels**. *Materials Science and Engineering A*, 441, 2006, 1-17.

SOUGATA, R; SUNDARARAJAN, S. The effect of heat treatment routes on the retained austenite and Tribomechanical properties of carburized AISI 8620 steel. **Elsevier, Surface and Coatings Technology**, n.308, p. 236-243, 2016.

TAO, Q., WANG, J., FU, L., CHEN, Z., SHEN, C., ZHANG, D., & SUN, Z. (2017). **Ultrahigh hardness of carbon steel surface realized by novel solid carburizing with rapid diffusion of carbon nanostructures**. *Journal of Materials Science & Technology*, 33(10), 1210–1218. doi:10.1016/j.jmst.2017.04.022

THOMPSON, R., MATLOCK, D., AND SPEER, J., "The Fatigue Performance of High Temperature Vacuum Carburized Nb Modified 8620 Steel," SAE Technical Paper 2007-01-1007, 2007, doi:10.4271/2007-01-1007.

TRINDADE, D. R; SANTOS, P. H. Q; RODRIGUES, R. F. N; DIAS, M. J; FARIA, E. C. M; CASTRO, A. D. **Estudo e Avaliação do Tempo de Permanência a Temperatura no Tratamento Térmico de Têmpera do Aço SAE 1045**. *Revista Processos Químicos*, jan-jun, 2017.

WANG, Y; YANG, Z; ZHANG, F; WU, D. **Microstructures and mechanical properties of surface and center of carburizing 23Cr2Ni2Si1Mo steel subjected to low-temperature austempering**. Elsevier, *Materials Science and Engineering*, v.670, p.166-177, Jul, 2016.

YUE, C; ZHANG, L; LIAO, S; GAO, H. Kinetic Analysis of the Austenite Grain Growth in GCr15 Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.19, Fev, 2010.

ZHOU, G., MA, H., ZHANG, Z., SUN, J., AMEYAMA, K. **Fatigue crack growth behavior in a harmonic structure designed austenitic stainless steel** *Materials Science and Engineering: A*, Volume 758, 5 June 2019, Pages 121-129 DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.008.