

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
BACHARELADO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

THIAGO DOMINGUES MARQUES

**ESTUDO DO EFEITO DE DUAS TAXAS DE RESFRIAMENTO NO TAMANHO DE  
GRÃO AUSTENÍTICO DO AÇO DIN 20MnCr5 FORJADO À QUENTE,  
CEMENTADO E TEMPERADO**

Porto Alegre

2021

THIAGO DOMINGUES MARQUES

**ESTUDO DO EFEITO DE DUAS TAXAS DE RESFRIAMENTO NO TAMANHO DE  
GRÃO AUSTENÍTICO DO AÇO DIN 20MnCr5 FORJADO À MORNO,  
CEMENTADO E TEMPERADO**

Trabalho de Conclusão de Curso como requisito parcial à obtenção do título bacharel em Engenharia de Metalúrgica da escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

Porto Alegre

2021

## **AGRADECIMENTOS**

A minha família por ter me oferecido todos os recursos tanto para que concluísse a graduação.

Em especial a minha mãe Regina Helena pelo carinho e apoio em todos os momentos que necessitei.

Ao Rudi e Marinês Antunes por me apoiarem.

A UFRGS por ter ofertado todo o conhecimento.

À GKN do Brasil por ter dado todo o suporte técnico para realização deste trabalho.

Agradeço aos colaboradores da GKN do Brasil Isabel Serpa, Lucas Fernandes, Jonatha Skierts, Valter Steyer e Samaris Kern pelo apoio no período do estágio.

Ao colega Anderson agra pelo apoio no desenvolvimento do trabalho.

## RESUMO

O presente trabalho busca avaliar o efeito no tamanho de grão austenítico de duas taxas de resfriamento baseado na rotação do ventilador que faz parte do sistema de resfriamento no forjamento à quente do aço 20MnCr5 cementado e temperado. As amostras coletadas foram obtidas do processo corrente de manufatura do anel interno que é um dos componentes de segurança da junta homocinética de veículos leves. Para as micrografias, foi feito procedimento padrão de metalografia com ataque químico utilizando o reagente Picral para revelar os contornos de grão da fase austenita previamente à têmpera. A metodologia da análise experimental foi baseada nas normas ASTM E112 e E930 que descrevem o procedimento e as métricas de cálculo de tamanho de grão. Todos os dados apresentados para o tamanho de grão foram obtidos por meio do software ImageJ com um pré-tratamento da imagem no Paint para melhorar a segmentação dos grãos e aumentar a precisão dos resultados. A análise foi feita na superfície e núcleo do anel interno na condição de rotação a 30 e 70 Hz do sistema de resfriamento do forjado. A partir dos resultados, foi observado que o aumento da rotação do sistema de ventilação aumentou a taxa de resfriamento do forjado, o que resultou na diminuição do tamanho de grão médio tanto na superfície quanto no núcleo.

**Palavras-chave:** Aço 20MnCr5, Forjado à quente, Resfriamento controlado, Tamanho de grão austenítico.

## ABSTRACT

The current work has the objective to evaluate the effect on the austenitic grain size of two cooling rates based on the rotation of a ventilator which is part of the cooling system in the hot forging process of 20MnCr5 steel, carburized, quenched and tempered. The samples were obtained from the current manufacturing process of the inner race, which is part of the CV joint and has an important influence on the light car's safety system. The micrographs were obtained based on the standard metallography procedures, and to show the austenitic boundaries, were applied the chemical reagent Picral. The methodology applied on the experimental phase was based on the ASTM standards E112 and E930, which describe the procedures and metrics to calculate the grain size. All data obtained to evaluate the grain size were processed by ImageJ open source software, and either were applied a pre treatment to improve the grain segmentation and automatic analysis to bring an accuracy on the results. The analysis were done evaluating the inner race surface and core under two cooling rate conditions of the forging cooling system. The results obtained has been shown the increasing of the cooling rate has the effect into a decreasing on the mean grain size on the inner race surface as much as the core.

**Keywords:** 20 MnCr5 Steel, Hot Forging, Cooling Rate, Austenitic Grain Siz

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Efeito de diferentes temperaturas na tensão de escoamento do aço SAE 4340. ....	18
Figura 2: Fonte de Frank-Read: nucleação de novas discordâncias em virtude da interação entre as mesmas. ....	20
Figura 3: Ilustração esquemática do acúmulo de discordâncias nos contornos de grão. ....	20
Figura 4: Ilustração esquemática da poligonização: alinhamento das discordâncias nos contornos de grão na recuperação dinâmica. ....	21
Figura 5: Evolução microestrutural ao longo do processo de deformação e aquecimento. ....	22
Figura 6: Influência da temperatura na ductibilidade e na resistência à tração de uma liga de bronze e nas etapas de alteração microestrutural: Encruamento; Recuperação; Recristalização; e Crescimento de Grão. ....	23
Figura 7: Abaixo a relação do tamanho do grão com a temperatura, tempo e diferentes %Al na liga do aço AISI 1060. (a) Mostra o efeito da temperatura e %Al para um tratamento de 2h . (b) O efeito do tempo em variadas temperaturas e %Al... ..	24
Figura 8: Relação entre o limite de escoamento com o inverso da raiz quadrada do tamanho do grão. ....	25
Figura 9: Micrografia mostrando a presença de grãos anormais no aço 16MnCr5. .	25
Figura 10: Diagrama de fases do aço. Em vermelho mostrando a fronteira para região da austenita. ....	31
Figura 11: Proporções de CO e CO <sub>2</sub> para diferentes teores de C em aços carbonos e baixa liga. ....	33
Figura 12: Gráfico ilustrando a mudança da estrutura cristalina de fase do aço em diferentes temperaturas. ....	35
Figura 13: Gráfico mostrando a dependência da dureza da martensita com o percentual de carbono na liga. A máxima dureza depende essencialmente de um resfriamento abaixo de zero. ....	36
Figura 14: Gráfico ilustrativo de uma curva de resfriamento contínuo CCT ilustrando o resultado de diferentes taxas de resfriamento na microestrutura final. ....	36

Figura 15: Gráfico mostrando a dependência da temperatura de início e fim da transformação martensítica com o percentual de carbono na liga. ....	37
Figura 16: Gráfico mostrando a porcentagem de austenita retida no aço após a têmpera em função do teor de carbono na liga. ....	37
Figura 17: Efeito da austenita retida na vida em fadiga de componentes cementados e temperados. ....	38
Figura 18: Ilustração da junta homocinética montada. ....	38
Figura 19: Imagem do sistema de resfriamento controlado. Acima da esteira está posicionado o ventilador que aplica as duas taxas de resfriamento para as condições de rotação de 30 70 Hz do mesmo. ....	40
Figura 20: Diagrama CCT – Diagrama preditivo das microestruturas com base na taxa de resfriamento aplicada no aço DIN20MnCr5. Os pontos em amarelo foram os dados de temperatura coletados para a condição de 30 Hz e os pretos para 70 Hz. ..	42
Figura 21: Imagem do forno combustol modelo T10. ....	42
Figura 22: Figura esquemática do ciclo térmico aplicado na peça com todas as etapas de tratamento térmico. ....	43
Figura 23: (a) Em vermelho a marcação do corte metalúrgico aplicado no corpo de prova. (b) Imagem do corpo de prova cortado atacado com reagente revelador da fase austenita. ....	44
Figura 24: Imagem do microscópio zeiss utilizado para obter todas as micrografias que foram analisadas. ....	45
Figura 25: Ilustração das condições da análise e amostragem: foram consideradas duas regiões do anel interno: superfície e núcleo. Cada região foram obtidas três micrografias nas duas condições de ventilação 30 e 70 Hz. ....	46
Figura 26: Imagem ilustrando as regiões de análise no anel interno. ABC são regiões de análise da superfície e DEF referem-se ao núcleo. ....	46
Figura 27: Tabela de correlação de parâmetros de dimensão com a escala ASTM. Em vermelho está destacada a coluna da área do grão em $\mu\text{m}^2$ na qual foi utilizada para conversão na escala ASTM dos resultados obtidos da análise dos dados. ....	47
Figura 28: Imagem da micrografia com aumento de 100x. Em amarelo está destacada a região que foi segmentada para as análises. ....	48
Figura 29: Imagem ilustrativa da região e da condição da imagem cortada da micrografia original. ....	48

Figura 30: Comparação entre a imagem sem tratamento (a) e (b) com tratamento. Em (a) os pontos pretos são provenientes do ataque químico e preparação metalográfica que dificultam a análise no software. ....	49
Figura 31: Ilustração do processamento de contraste automático do ImageJ. (a) Imagem tratada em tons de branco com os contornos de grão em tons de preto sem segmentação. (b) imagem tratada em tons de preto com os contornos de grão em branco com a segmentação dos grãos. ....	50
Figura 32: Imagem de todos os grãos que foram contados conforme a segmentação realizada. ....	50
Figura 33: TGA: Região A da superfície do anel interno .....	51
Figura 34: TGA: Região B da superfície do anel interno .....	52
Figura 35: TGA: Região C da superfície do anel interno .....	52
Figura 36: Média TGA na superfície do anel interno .....	52
Figura 37: TGA: Região D do núcleo do anel interno .....	53
Figura 38: TGA: Região E do núcleo do anel interno .....	54
Figura 39: TGA: Região F do núcleo do anel interno .....	54
Figura 40: Média TGA no núcleo do anel interno .....	54



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Tabela de dados do coeficiente de difusão para diferentes elementos e fases do aço. ....	33
Tabela 2: Composição química do aço SAE 5120 (20MnCr5). ....	39
Tabela 3: Tabela dos dados de temperatura, tempo e taxa de resfriamento dos dados coletados na condição de ventilação de 30 Hz no resfriamento. ....	41
Tabela 4: Tabela dos dados de temperatura, tempo e taxa de resfriamento dos dados coletados na condição de ventilação de 70 Hz no resfriamento. ....	53
Tabela 5: Tabela com os parâmetros de cementação. São três patamares com potencial, tempo e temperatura respectivo. ....	43
Tabela 6: Resumo dos resultados de TGA na superfície do anel interno cementado e temperado. ....	56
Tabela 7: Resumo dos resultados de TGA no núcleo no anel interno cementado e temperado. ....	57

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>14</b>
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	<b>16</b>
2.1 OBJETIVO GERAL .....	16
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	16
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>17</b>
3.1 FORJAMENTO À QUENTE DE AÇOS .....	17
3.1.1 Forjamento em matriz fechada.....	18
3.1.2 Evolução microestrutural do processo de forjamento .....	19
3.2 TRATAMENTO TÉRMICO .....	25
3.2.1 Endurecimento superficial .....	26
3.2.2 Cementação .....	27
3.2.3 Aços para cementação .....	27
3.2.4 Cementação líquida.....	28
3.2.5 Cementação sólida.....	28
3.2.6 Cementação gasosa.....	29
3.2.7 Têmpera .....	33
3.3 SEMIEIXO HOMOCINÉTICO.....	38
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>39</b>
4.1 MATERIAL .....	39
4.2 FORJAMENTO À QUENTE .....	39
4.2.1 Aquecimento do blank.....	39
4.2.2 Prensa .....	39
4.2.3 Sistema de resfriamento.....	39
4.2.4 Curvas de resfriamento .....	40
4.3 TRATAMENTO TÉRMICO .....	42
4.3.1 Cementação e têmpera .....	42
4.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	43
4.3.2 Metalografia e ataque químico .....	43
4.3.3 Método de análise do tamanho de grão .....	45
4.3.4 Delimitação da área e primeiro tratamento .....	47
4.3.5 Tratamento da micrografia .....	49
4.3.6 Segmentação .....	49

<b>4.3.6 Análise de grão.....</b>	<b>50</b>
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>51</b>
5.1 TAMANHO DE GRÃO .....	51
5.2 MICROESTRUTURAS.....	55
<b>6 CONCLUSÃO .....</b>	<b>59</b>
<b>REFERENCIAS.....</b>	<b>60</b>
<b>ANEXO A – MICROGRAFIAS ANALISADAS SUPERÍCIE A 30 HZ.....</b>	<b>62</b>
<b>ANEXO B – MICROGRAFIAS ANALISADAS NÚCLEO A 30 HZ .....</b>	<b>63</b>
<b>ANEXO C – MICROGRAFIAS ANALISADAS SUPERÍCIE A 70 HZ.....</b>	<b>64</b>
<b>ANEXO D – MICROGRAFIAS ANALISADAS NÚCLEO A 70 HZ .....</b>	<b>65</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A junta homocinética faz parte do mecanismo de transmissão dos veículos leves. E devido à função que desempenha, é considerado um item de segurança, uma vez que no pior cenário de falha do componente pode gerar perda de dirigibilidade e causar acidente. Assim, em virtude das complexas solicitações mecânicas que a junta sofre, os componentes internos necessitam de uma alta resistência mecânica para suportar os grandes esforços aplicados e os longos ciclos de trabalho.

Em conjuntos que sofrem carregamentos cíclicos e complexos, é amplamente usado o tratamento térmico de cementação e têmpera para melhorar as propriedades. Esta combinação produz componentes com elevada dureza superficial proveniente da cementação, aumentando a resistência ao desgaste e ao impacto. Da mesma forma, com dureza menor no núcleo em comparação com a superfície, a peça é capaz de suportar e escoar bem as cargas aplicadas, acarretando num aumento da tenacidade do componente tratado termicamente.

Além da alta qualidade do produto, o setor automotivo busca empresas que entreguem com rapidez e alto volume para serem cada vez mais competitivas no mercado. Atrelado a isso, na cadeia produtiva do anel interno, um dos itens da junta homocinética, o gargalo do processo é justamente o tratamento térmico devido ao longo tempo do ciclo que varia entre 10 e 16 horas dependendo das dimensões da peça. O que define o tempo de ciclo térmico na cementação é basicamente o tamanho da camada cementada. Quanto melhor for o tempo da peça em atmosfera cementante, maior será a espessura. Portanto, para otimizar o processo, são empregadas altas temperaturas de cementação, em torno de 960°C, para acelerar as reações físico-químicas e de difusão que envolvem o tratamento térmico de cementação.

A razão para aplicar uma temperatura considerada alta é o fato de que o coeficiente de difusão do carbono é afetado para valores mais elevados, diminuindo o tempo para formar a camada cementada. Porém, o efeito negativo de empregar altas temperaturas é de gerar um potencial maior de produzir peças com tamanho de grão grosseiro após a têmpera devido ao mecanismo de crescimento de grão estar atrelado diretamente à energia térmica e do próprio processo de conformação.

Borsa (2009) estudou que o existe o efeito do crescimento de grão na distorção do aço 16MnCr5 forjado à morno, cementado, temperado e revenido, evidenciando que a temperatura e o tempo de processamento influenciam neste mecanismo. No processo de manufatura do anel interno, a primeira etapa de processamento é justamente forjamento à morno com temperatura de aquecimento do blank por volta de 1000°C.

Para não alterar os parâmetros de programas de tratamento térmico e onerar o processo, modificando tempos de ciclo, o presente trabalho busca alternativas para melhorar a condição de tamanho de grão do anel interno após o tratamento térmico de cementação e têmpera variando duas taxas de resfriamento do anel interno forjado.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 OBJETIVO GERAL

O trabalho tem como foco estudar o efeito de duas taxas de resfriamento no tamanho de grão do aço 20MnCr5 forjado à quente, cementado e temperado, buscando a melhor condição de resfriamento controlado que resulte em um menor tamanho de grão austenítico médio, bem como avaliar a condição que produza menor incidência de grãos com crescimento anormal.

### 2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Com base na literatura, o estudo tem por objetivo fundamentar os conceitos de forjamento dos aços baseado nos autores Chiaverini (1996), cementação e têmpera por Krauss (1980), Totten (1993) e Parrish (1999). Também de demonstrar os parâmetros envolvidos no processo de beneficiamento do aço 20MnCr5 na cadeia produtiva. Igualmente, serão evidenciados os mecanismos e os efeitos dos parâmetros do processo de beneficiamento no crescimento de grão austenítico do aço com base na literatura de Callister (1999) e Rezende (2006).

Da mesma forma será descrita a metodologia usada no preparo das amostras, ataque químico revelador da fase previamente à têmpera e dos métodos de cálculo. Será exposto o procedimento usado no software ImageJ para coleta dos dados de tamanho de grão baseado nas normas ASTM E112 e E930 que foram as referências na análise experimental.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 FORJAMENTO À QUENTE DE AÇOS

O forjamento é um processo antigo que consiste em dar a forma desejada à matéria prima aplicando tensões compressivas. Esse método de conformação é amplamente recomendado em peças com geometrias complexas as quais sofrem elevadas taxas de carregamento.

Em comparação com componentes fundidos, a peça forjada possui vantagens significativas em termos de resistência mecânica (CHIAVERINI, 2012). O material conformado sofre um alto grau de encruamento e o efeito disso é de aumentar consideravelmente a densidade de discordâncias na rede cristalina do material. Esse aumento na densidade de discordâncias oriundo do processo de conformação é o que torna o material mais encruado; portanto, mais resistente (DIETER, 1982).

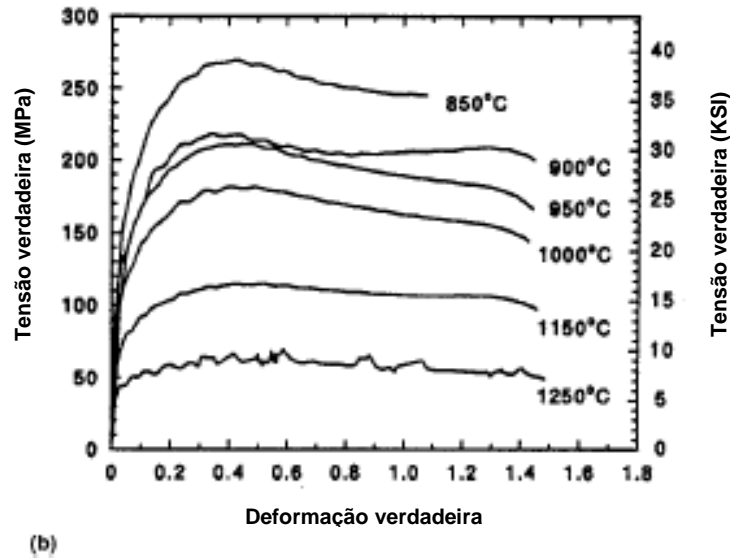
Além disso, o aquecimento é empregado a uma dada temperatura para diminuir a carga aplicada na peça em que os mecanismos de recuperação e deformação ocorrem simultaneamente (DIETER, 1982), havendo um escoamento plástico com menor risco de formar trincas na conformação. Este efeito ocorre devido à formação de novos grãos livres de deformação atrelados ao processo de recristalização. De forma geral, os aços tendem a ter uma diminuição do limite de escoamento sob altas temperaturas, e a temperatura de trabalho está associada com o tipo de liga, conforme ilustrado na figura 1. Segundo Dieter (1982), a temperatura de trabalho à quente consiste na menor temperatura na qual haverá maior taxa de recristalização.

Dos processos existentes, podemos classificar, de forma genérica, em forjamento em matriz aberta e fechada. O forjamento em matriz aberta é usado para geometrias mais simples onde a matéria prima é conformada entre duas matrizes planas. Seguidamente, este processo é usado como pré-forjamento para matriz fechada.

O processo de forjamento de matriz fechada consiste em conformar a matéria prima entre duas matrizes com cavidades que dão a forma final da peça forjada. Este processo é mais comum e recomendado para peças com geometria complexa. Entretanto, em alguns casos são necessárias algumas etapas de conformação para chegar ao resultado desejado. O resultado do processo consiste em uma melhor

precisão dimensional e homogeneidade estrutural, resultando em uma boa tenacidade e ductibilidade em comparação com a peça fundida (DIETER, 1982).

Figura 1: Efeito de diferentes temperaturas na tensão de escoamento do aço SAE 4340.



Fonte: Krauss (2006).

O risco desse método está no dimensionamento correto da geometria da matriz de alto valor agregado. Para chegar ao resultado desejado, a peça terá a forma da cavidade da matriz e o erro de dimensionamento da mesma poderá comprometer todo o projeto. E como são empregadas elevadas temperaturas, se não for controlada a atmosfera, poderá haver perdas de material devido à oxidação e formação de carepa, da mesma forma que a temperatura elevada poderá resultar em um aumento do tamanho de grão do material prejudicando as propriedades mecânicas do mesmo (PARRISH, 1999).

### 3.1.1 Forjamento em matriz fechada

O processo pode ser dividido em algumas etapas descritas a seguir (MACHADO, 2009):

- Corte do blank – O corte do blank é fundamental nessa etapa para garantir o peso adequado para o processo e haver material suficiente para preencher completamente a matriz até a geometria desejada.



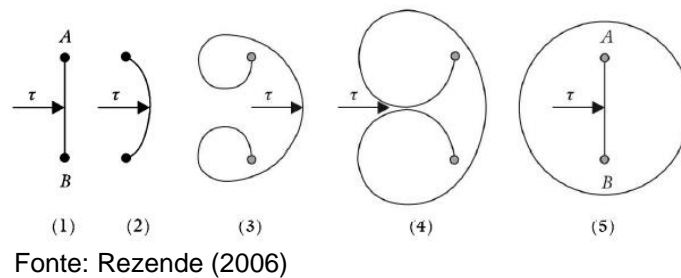
- Aquecimento – O aquecimento é feito até a temperatura de austenitização do aço para melhorar as propriedades de escoamento. É mandatório que haja um tempo adequado de permanência na temperatura a fim de homogeneizar por completo o blank até o núcleo. No trabalho à quente são empregadas temperaturas superiores a 1000°C.
- Recalque – O recalçamento é uma etapa de pré-forjamento em que há compressão livre entre matriz aberta para haver uma distribuição inicial do material antes do forjamento final. É usado o recaque quando a geometria da peça é complexa onde há grandes escoamentos e deformações complexas.
- Forjamento – O forjamento em matriz fechada é a etapa em que o material terá a forma final desejada. O material é conformado entre cavidades com a geometria e forma final, sendo importante considerar o total escoamento do material em todas as paredes da cavidade da matriz. Nessa etapa considera-se a quantidade de rebarba, ou seja, uma quantidade em excesso que garante o total escoamento.
- Rebarbação – Após a conformação da peça na geometria final, é feita a rebarbação que consiste em eliminar o excesso de material dimensionado que assegura o dimensional desejado do forjado.
- Resfriamento – A última etapa do forjamento é o resfriamento da peça, ponto fundamental, uma vez que se usam temperaturas de austenitização e que pode haver crescimento de grão do material quando submetido em um tempo suficiente para haver este fenômeno. Dessa forma, o resfriamento ajuda a controlar a decomposição da austenita em outras fases, dependendo da liga que se trabalha, além de controlar o tamanho de grão do aço.

### **3.1.2 Evolução microestrutural do processo de forjamento**

Dependendo da geometria da peça, o forjamento aplica uma enorme deformação no material e quase toda a energia envolvida para o processo é transformada em calor. Entretanto, existe uma porcentagem (5-10%) que é

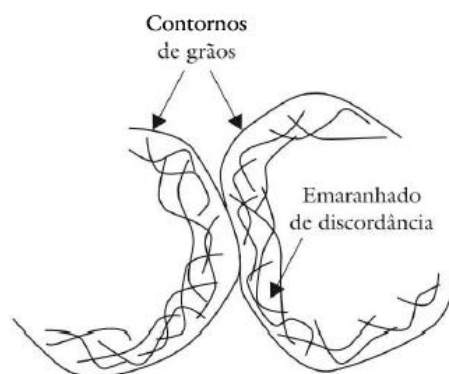
armazenada na estrutura do material devido à formação de defeitos internos na rede cristalina do mesmo. Este fenômeno ocorre em virtude do escoamento do material que forma novos defeitos. A interação entre as discordâncias tende a gerar novas discordâncias, conforme foi estudado por Frank-Read e mecanismo ilustrado na figura 2. Dessa forma, o aumento significativo de defeitos tende a aumentar a energia interna do sistema (REZENDE, 2006).

Figura 2: Fonte de Frank-Read: nucleação de novas discordâncias em virtude da interação entre as mesmas.



À medida que aumenta a taxa de deformação no material, aumenta a energia interna do sistema causando a necessidade de diminuir este excesso. Assim, com a conformação do material, existe a movimentação dos átomos na rede cristalina a fim de diminuir este efeito. Da mesma forma que aumenta a quantidade de defeitos internos associado às discordâncias acumulando-se nos contornos de grão. O acúmulo nessa região ocorre em virtude da diferença de orientação cristalográfica entre grãos tornando o contorno de grão uma barreira para o movimento livre das discordâncias.

Figura 3: Ilustração esquemática do acúmulo de discordâncias nos contornos de grão.



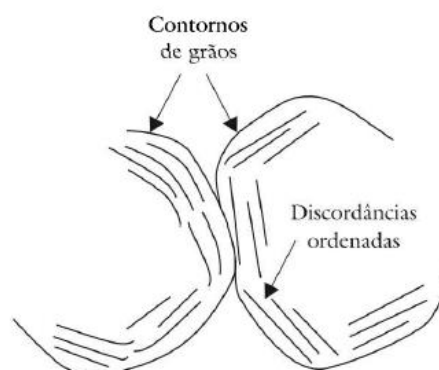
Fonte: Rezende (2006)

Dessa forma, o material busca um estado de menor energia, utilizando-se de mecanismos como o rearranjo da rede cristalina pela movimentação dos átomos. Entre os mecanismos envolvidos neste rearranjo estão: a Recuperação Dinâmica; Recristalização; Crescimento normal e anormal de grão.

O primeiro estágio dessa movimentação atômica é a recuperação dinâmica, que consiste na movimentação e reorganização das discordâncias com o aumento da taxa de deformação aplicada em temperaturas relativamente baixas no forjamento à quente. Segundo Rezende (2006), a reorganização das discordâncias é denominada de poligonização (figura 4), que alinha as mesmas nos contornos de grão de forma a orientar os campos de tensão compressivos e trativos que os defeitos causam na rede cristalina. Segundo explicado por Dieter (1981), essas regiões em que os defeitos estão alinhados são denominadas de subgrãos, e com o aquecimento há o coalescimento dos mesmos reduzindo o efeito da deformação.

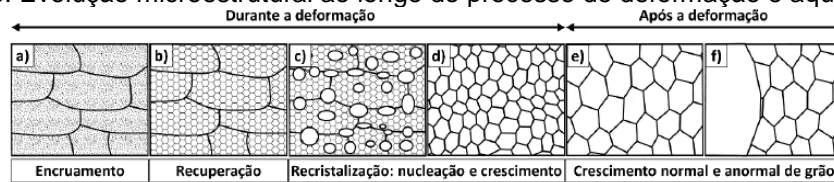
Nesta etapa o material tende a criar uma linha de escoamento dos grãos no sentido da deformação. Em forjados, o sentido da deformação é chamado de linhas de fibragem (DIETER, 1981) e esta orientação introduz um alto grau de anisotropia com influência direta na propriedade mecânica do material, principalmente no sentido em que a carga é aplicada.

Figura 4: Ilustração esquemática da poligonização: alinhamento das discordâncias nos contornos de grão na recuperação dinâmica.



Fonte: Rezende (2006)

Figura 5: Evolução microestrutural ao longo do processo de deformação e aquecimento.



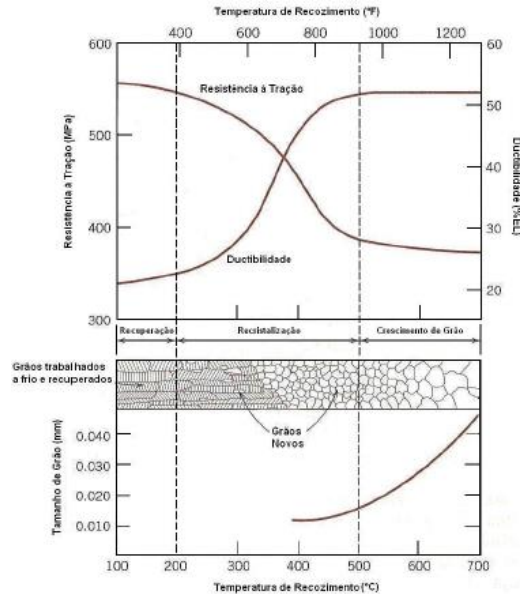
Fonte: Turra (2020).

Com o aumento da temperatura e quando a mesma atinge um determinado valor crítico o fenômeno de recuperação não é mais suficiente para diminuir a energia interna, e sobrepõe-se outro mecanismo: o de recristalização. A força motriz para a recristalização está na necessidade do material de eliminar o excesso de defeitos internos na rede cristalina. Este processo envolve nucleação e crescimento, e a temperatura elevada facilita a quebra das ligações atômicas, aumentando a mobilidade dos mesmos na rede cristalina, o que favorece coalescimento dos subgrãos (REZENDE, 2006).

Inicialmente a taxa de nucleação é alta, havendo a formação de novos grãos isentos de deformação. Após um tempo de incubação, os subgrãos atingem um tamanho crítico tal que se sobrepõe à taxa de crescimento da nucleação (PORTER, 2000). Nesta etapa verifica-se um sensível aumento da ductibilidade do material; porém, com queda da resistência à tração, conforme ilustrado na Figura 4 e na Figura 5 a evolução microestrutural.

Entretanto, o surgimento de novos grãos gera outro efeito na energia interna do sistema: o aumento da energia de interface causado pela nucleação dos novos grãos formados. Nesse contexto, a fim de diminuir a energia de interface, há movimentação por difusão dos átomos para que, no equilíbrio termodinâmico, haja o mínimo contornos de grãos possíveis e, para tanto, haverá o crescimento de grão (CALLISTER 2000).

Figura 6: Influência da temperatura na ductibilidade e na resistência à tração de uma liga de bronze e nas etapas de alteração microestrutural: Encruamento; Recuperação; Recristalização; e Crescimento de Grão.



Fonte: Callister (2000)

Este é um processo canibalístico e termicamente ativado que depende de tempo para que haja a movimentação dos átomos na rede cristalina. Os grãos menores são consumidos pelos grãos maiores e, segundo Gladman, na temperatura de austenitização, sempre haverá crescimento do grão a menos que haja elementos que ancorem este fenômeno (GLADMAN 1997).

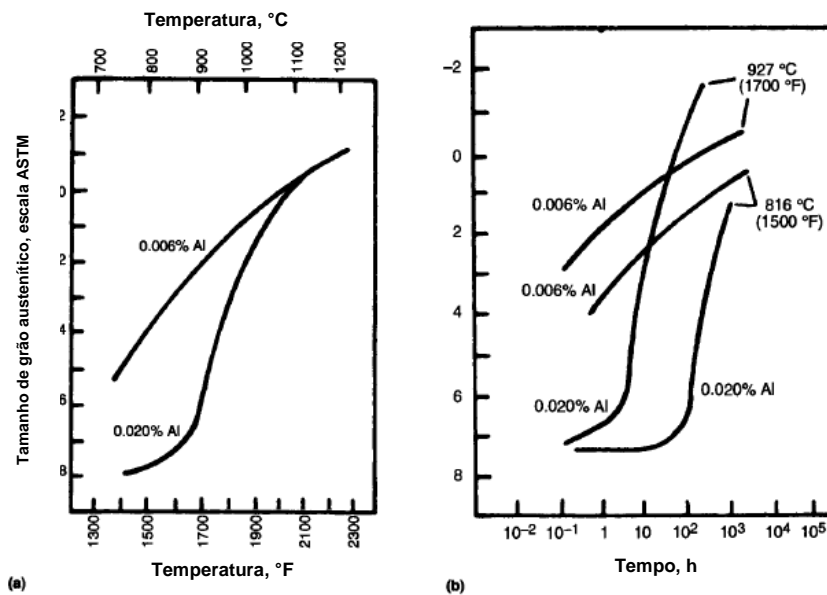
Segundo Krauss, a equação que descreve este a cinética deste mecanismo possui a seguinte forma:

$$D^2 - D_0^2 = K \times t$$

Onde  $D$  é o diâmetro de grão no tempo  $t$  e  $D_0$  sendo o diâmetro inicial,  $k$  é uma constante dependente da temperatura do processo.

Parrish (1999) mostrou a dependência do tamanho do grão com a temperatura, o tempo de processo e o teor de elementos que são inibidores do crescimento, ilustrado na Figura 7.

Figura 7: Abaixo a relação do tamanho do grão com a temperatura, tempo e diferentes %Al na liga do aço AISI 1060. (a) Mostra o efeito da temperatura e %Al para um tratamento de 2h . (b) O efeito do tempo em variadas temperaturas e %Al.



Fonte: Parrish (2000)

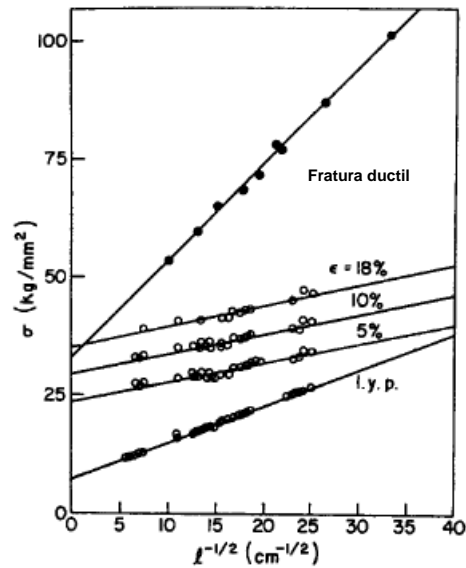
Da mesma forma, Hallpech estudou profundamente e equacionou a relação da tensão de escoamento com o tamanho de grão ferrítico, conforme equação abaixo e evidenciado o efeito graficamente na Figura 8.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2}$$

Onde  $\sigma_y$  é a tensão de escoamento,  $d$  é o tamanho do grão e  $\sigma_0$  e  $k_y$  são constantes experimentais dependentes do material.

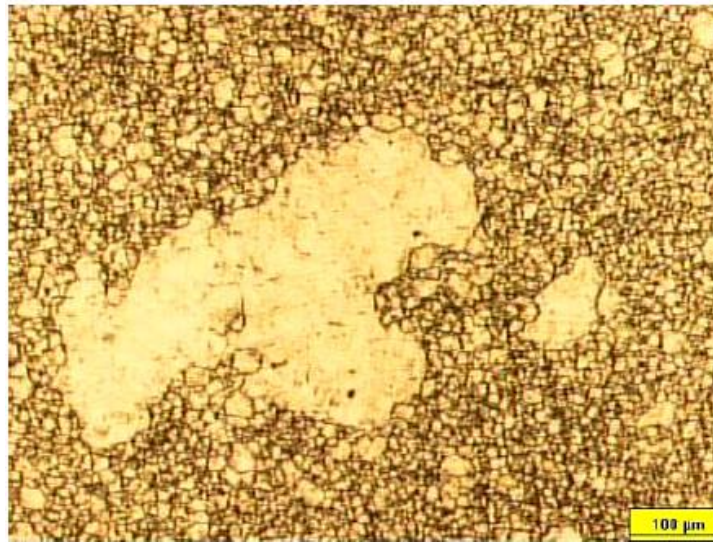
A microestrutura do aço ainda pode evoluir para um patamar de crescimento anormal de grão, ilustrado na Figura 9, quando o mesmo é exposto a longos períodos de tempo sob alta temperatura. Este fenômeno ocorre quando há solubilização pontual em uma determinada região da estrutura do aço, e a região perde os elementos ancoradores do crescimento (GLADMAN, 1994).

Figura 8: Relação entre o limite de escoamento com o inverso da raiz quadrada do tamanho do grão.



Fonte: Krauss (1999)

Figura 9: Micrografia mostrando a presença de grãos anormais no aço 16MnCr5.



Fonte: Borsa (2009)

### 3.2 TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico é um recurso usado para modificar as propriedades do material e melhorar seu desempenho, quando comparado na sua forma em estado natural. Em componentes forjados à quente, por exemplo, em que são empregadas temperaturas elevadas, seguidamente é usado o recurso de Normalização que reduz o tamanho de grão, além de homogeneizar sua distribuição (CHIAVERINI, 1996).

Dependendo da liga e da aplicação da peça, podem ser empregados apenas tratamentos térmicos superficiais de endurecimento como a têmpera por indução, por exemplo, que eleva a dureza superficial do material devido à transformação martensítica do aço. E para aumentar ainda mais a dureza existem recursos de tratamentos termoquímicos como a cementação que introduz carbono na liga criando uma camada cementada.

### **3.2.1 Endurecimento superficial**

O recurso de endurecimento superficial tem o objetivo de criar um gradiente de dureza da superfície ao núcleo da peça, uma vez que a maior parte dos componentes possui modo de falha com origem na superfície onde sofre desgaste devido ao contato metal – metal, da mesma forma onde ocorrem as tensões mais severas (KRAUSS, 2005). Assim, a peça beneficiada com endurecimento superficial sustenta bem as tensões aplicadas e escoas-as ao longo do gradiente de dureza formado da superfície ao núcleo tenaz.

Da mesma forma, o gradiente de dureza formado proporciona um estado de tensões residuais compressivas na superfície após a têmpera. O efeito disso é de conceder ao material maior resistência às tensões aplicadas na superfície de modo que aumenta a resistência ao desgaste no contato entre componentes. Aliado a isso, a peça beneficiada possui melhor desempenho em vida em fadiga, uma vez que as tensões compressivas da superfície servem como atenuantes das tensões cíclicas médias efetivas de trabalho (PARRISH, 1999). Dentre os tratamentos superficiais que concedem estas propriedades estão processos termoquímicos como cementação aliado à têmpera, nitretação, carbonitretação e têmpera superficial por indução.

No tratamento térmico de têmpera superficial há somente a transformação de fase do aço sem alteração na composição química. Ainda assim há um gradiente de dureza da superfície ao núcleo proporcionando as propriedades mecânicas já citadas. Entretanto, nos processos termoquímicos há uma alteração significativa da composição química do material localmente. No caso da cementação gasosa, há introdução de carbono na superfície proporcionando ao material aumento da resistência mecânica por solução sólida simplesmente pela presença dos átomos de carbono nos interstícios da rede cristalina do aço (CALLISTER, 2000). Quando



combinado à têmpera, há um aumento significativo da dureza, sendo a máxima dureza uma função direta da composição química do carbono na superfície (TOTTEN, 1993).

### **3.2.2 Cementação**

A cementação é um processo que consiste em introduzir carbono na superfície do material criando uma camada cementada da superfície ao núcleo da peça. Componentes cementados podem ser beneficiados com até 4 mm de camada, e, geralmente, encontra-se na superfície dureza na faixa de 58 - 60 HRC equivalente a um percentual de 0.9% de carbono. Assim, para medir a camada cementada efetiva toma-se como referência o valor de dureza de 500 HV1 (PARRISH, 1999), sendo este valor variável de acordo com o projeto da peça do qual também são encontrados valores de referência para a camada efetiva de cementação o valor de 550 HV1 ao longo do perfil de dureza da superfície ao núcleo.

Entretanto, existem contrapartidas como crescimento de grão devido ao longo tempo de exposição da peça sob altas temperaturas; distorções elevadas do dimensional; custos de investimento e manutenção. Contudo, devido aos benefícios já citados, os custos de investimento justificam-se (PARRISH,1999), sendo necessário dimensionar corretamente o processo para suprimir os demais pontos negativos. Existem diversas maneiras de beneficiamento, mas é importante entender profundamente o produto final para definir o método de tratamento de cementação mais adequado para o processamento da peça.

### **3.2.3 Aços para cementação**

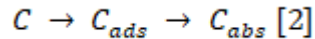
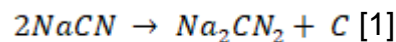
Os aços usados para cementação devem possuir um baixo percentual de carbono, uma vez que, após o processo, o núcleo terá a composição original. Dessa forma, o núcleo manterá o teor %C conferindo um alto grau de tenacidade servindo de escoamento da tensão aplicada na superfície. O processo de cementação é fundamentalmente ligado à difusão que depende da diferença de concentração do %C. Com isso, quanto menor for o %C de carbono no núcleo, tanto mais rápido será o processo.

No mercado são empregados nas ligas de aço para cementação elementos de liga como Cromo, Níquel e Molibdênio que aumentam a temperabilidade. Assim, o material vai temperar, ou seja, transformar sua microestrutura para martensita até o núcleo da peça.

Dos aços disponíveis no mercado temos exemplos como 20MnCr5, 16MnCr5, 21NiCrMo2 e EN10084 que possuem as características adequadas para o processo de cementação. Cada aço possui um determinado comportamento e o resultado deve ser cuidadosamente estudado para chegar às características desejadas.

### 3.2.4 Cementação líquida

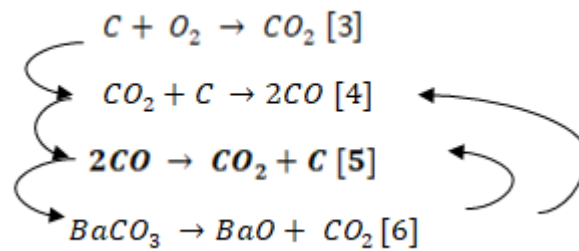
Utilização de um banho de sais fundidos como o cianeto de sódio e cianeto de potássio. Esse tipo de processo, que utiliza compostos com cianeto (CN<sup>-</sup>), introduz C além de uma quantidade de N no material. Exemplo de reação com o cianeto de sódio:



### 3.2.5 Cementação sólida

Em uso de compostos como coque e carvão vegetal que são ricos em carbono, também são adicionados ativadores como carbonato de bário. O processo ainda é chamado de cementação em caixa por seu processo cobrir toda a peça com uma camada de milímetros do composto sólido.

Segundo Chiaverini (1996), a principal reação de introdução de carbono na superfície do material é demonstrada na Equação [5]. O papel do ativador (Equação [6]) é, ao se esgotar o O<sub>2</sub> disponível, produzir CO<sub>2</sub> e continuar o processo a partir da Equação [4].



### 3.2.6 Cementação gasosa

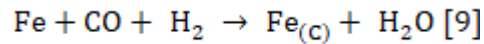
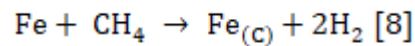
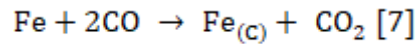
O tipo de cementação mais utilizado industrialmente pela sua maior precisão e controle é a cementação à gás. O processo consiste em expor o componente em um forno com temperatura e atmosfera controlada para formar a camada cementada. É fundamental que a mistura de gases apresente potencial de carbono tal que tenha a capacidade de introduzir carbono na peça devido às reações químicas. Também é mandatório que a peça seja aquecida no mínimo a uma temperatura (500-600°C) tal que haja o crackeamento dessa mistura e possibilite a formação dos gases de cementação. Caso contrário, a mistura não formará a atmosfera com potencial adequado para o processo.

Entretanto, é prática que a peça seja aquecida em temperaturas acima da linha A3 (Figura 10) na fase Austenita para aumentar a solubilidade do carbono no aço. Como a cementação é um processo difusivo, ele depende essencialmente da diferença de concentração entre a atmosfera e a peça (CALLISTER, 2002).

De forma geral, o mecanismo de cementação gasosa ocorre fundamentalmente em três etapas que descrevem o processo (TOTTEN, 1993):

- Transporte e adsorção: a atmosfera é ajustada em determinado potencial de carbono a fim de criar uma diferença de potencial químico entre a peça e a atmosfera. Assim, os átomos de carbono naturalmente se movimentam em direção à peça e adsorvem-se na superfície.
- Reações de interface: o átomo de carbono uma vez adsorvido reage dissociando-se de gás, sendo absorvido pelo material como átomo intersticial em solução sólida.
- Difusão: etapa em que o átomo, já em solução sólida, migra da superfície para o núcleo do material formando a camada cementada.

As atmosferas mais comuns são constituídas, principalmente, dos seguintes compostos: CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, CO, H<sub>2</sub>O, CH<sub>4</sub> e N<sub>2</sub>. As Equações 7, 8 e 9 representam sucintamente os mecanismos do processo de cementação:



Fórmula 3

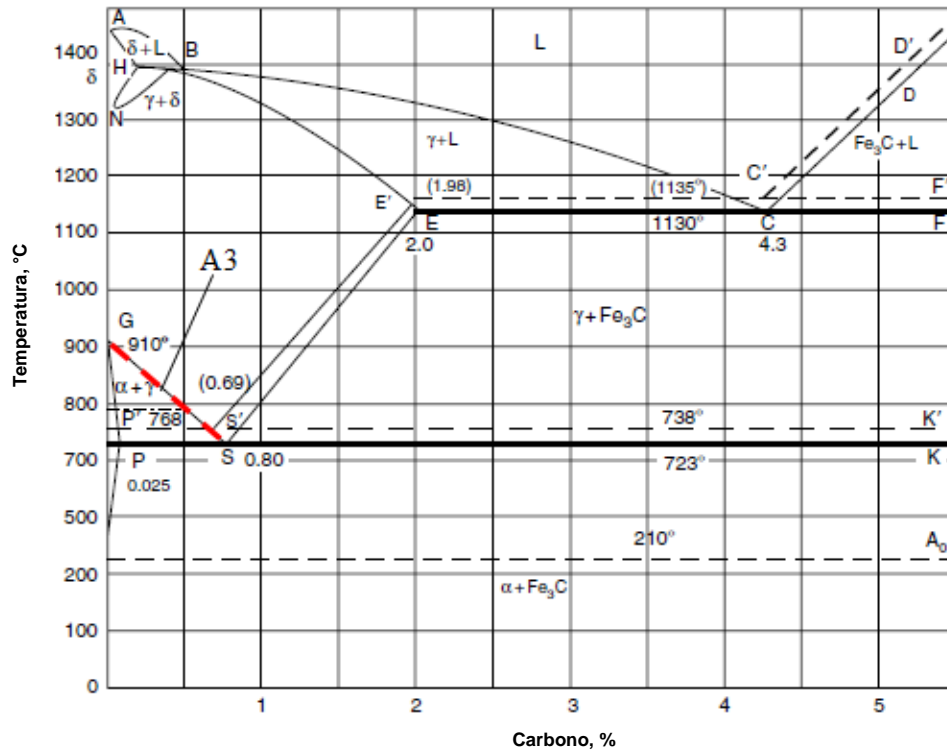
Onde Fe(C) representa o carbono em solução sólida no Ferro- $\gamma$  Austenítico.

As reações são responsáveis pela cementação do material; porém, também são formadoras de produtos como CO<sub>2</sub> e H<sub>2</sub>O que são agentes da descarbonetação da peça tratada. Portanto, é mandatório eliminar esses compostos para permitir as reações adequadas para o processo. Necessitando manter as relações [10] e [11], que serão fundamentais no controle do potencial de carbono, Krauss (1980) mostrou este efeito graficamente apresentado na Figura 10.

$$\frac{\text{H}_2}{\text{H}_2\text{O}} \quad [10] \quad \frac{\text{CO}}{\text{CO}_2} \quad [11]$$

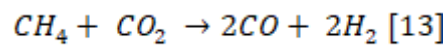
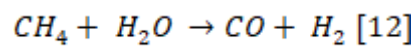
Fórmula 4

Figura 10: Diagrama de fases do aço. Em vermelho mostrando a fronteira para região da austenita.

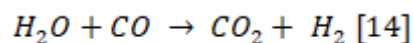


Fonte: Totten (1993). Adaptado.

Para tal, é amplamente utilizado o metano ( $\text{CH}_4$ ) que age em diversas frentes eliminando ambos agentes da decarbonetação. As equações [12] e [13] sendo fonte de carbono – apesar do CO ser o agente de transporte.



Outra reação de grande influência no processo de cementação é a reação gás-água:



Muitos processos envolvem um controle por ponto de orvalho, que se baseia no equilíbrio da reação [14]. Ao obtermos um controle sobre o balanceamento das Equações [7-14], além das razões [10] e [11] e assumindo que a análise do equilíbrio irá nos fornecer, ao menos parcialmente, um entendimento representativo do que está ocorrendo no processo, teremos uma estimativa do potencial de carbono na atmosfera, que é o principal parâmetro de controle do processo.

Portanto, através do conhecimento da composição da atmosfera e das medidas da quantidade de água no gás e do teor de dióxido de carbono, o potencial de carbono pode ser previsto, como demonstrado nos gráficos.

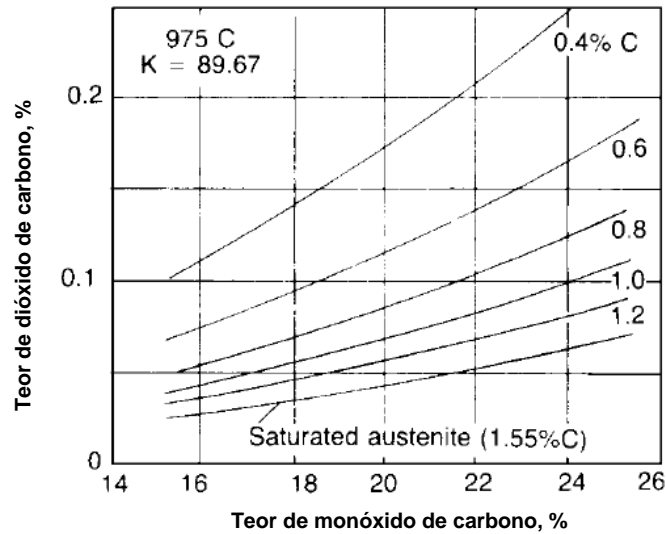
Controlando o potencial, poderemos prever e controlar o percentual de carbono na superfície da peça - esse carbono que formará a camada cementada de interesse. Outro ponto em questão é o de monitorar o tempo para que se forme a camada cementada. Como já mencionado, a difusão é um fenômeno de transporte com equação estabelecida pela segunda Lei de Fick (equação 15). A equação mostra que o mecanismo de difusão é um processo não estacionário que varia a concentração  $C$  no tempo  $t$  em um ponto  $x$  (CALLISTER, 1999).

$$\frac{dC_x}{dt} = \frac{d}{dx} \left( D \frac{dC_x}{dx} \right) \quad [15]$$

Da Lei de Fick indicada pela equação [16] notamos que depende essencialmente do coeficiente de difusão ( $D$ ), apresentado na Tabela 1 que é uma função direta da temperatura. Temos que  $D_0$  é uma constante de proporcionalidade independente da temperatura,  $Q$  é a energia de ativação da reação,  $R$  a constante universal dos gases ideais e  $T$  a temperatura.

$$D = D_0^{-Q/RT}. \quad [16]$$

Figura 11: Proporções de CO e CO<sub>2</sub> para diferentes teores de C em aços carbonos e baixa liga.



Fonte: KRAUSS (1980)

Assim, com o aumento da temperatura do processo, aumentamos a velocidade de transporte dos átomos na rede cristalina do aço reduzindo o tempo de processo (CALLISTER, 1999). Em contrapartida, sabe-se que, com o aumento da temperatura de austenitização, há um efeito de crescimento de grão que é um fenômeno espontâneo para diminuir a energia livre dos contornos de grão (CALLISTER, 1999).

Tabela 1. Tabela de dados do coeficiente de difusão para diferentes elementos e fases do aço.

Espécie Difusível	Metal Hospedeiro	$D_0$ (m <sup>2</sup> /s)	Energia de Ativação $Q_d$		Valores Calculados	
			kJ/mol	eV/átomo	T(°C)	D(m <sup>2</sup> /s)
Fe	Fe $\alpha$ (CCC)	$2,8 \times 10^{-4}$	251	2,60	500	$3,0 \times 10^{-21}$
					900	$1,8 \times 10^{-15}$
Fe	Fe $\gamma$ (CFC)	$5,0 \times 10^{-5}$	284	2,94	900	$1,1 \times 10^{-17}$
					1100	$7,8 \times 10^{-16}$
C	Fe $\alpha$	$6,2 \times 10^{-7}$	80	0,83	500	$2,4 \times 10^{-12}$
					900	$1,7 \times 10^{-10}$
C	Fe $\gamma$	$2,3 \times 10^{-5}$	148	1,53	900	$5,9 \times 10^{-12}$
					1100	$5,3 \times 10^{-11}$
Cu	Cu	$7,8 \times 10^{-5}$	211	2,19	500	$4,2 \times 10^{-19}$
Zn	Cu	$2,4 \times 10^{-5}$	189	1,96	500	$4,0 \times 10^{-18}$
Al	Al	$2,3 \times 10^{-4}$	144	1,49	500	$4,2 \times 10^{-14}$
Cu	Al	$6,5 \times 10^{-5}$	136	1,41	500	$4,1 \times 10^{-14}$
Mg	Al	$1,2 \times 10^{-4}$	131	1,35	500	$1,9 \times 10^{-13}$
Cu	Ni	$2,7 \times 10^{-5}$	256	2,65	500	$1,3 \times 10^{-22}$

Fonte: Callister (1999)

### 3.2.7 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera consiste em um ciclo de aquecimento até a região da fase austenita somado a um resfriamento rápido. O objetivo final do

tratamento térmico é da transformação da austenita para martensita, e o resfriamento rápido é para que não ocorra a difusão dos átomos de forma a haver a decomposição da austenita para as fases ferrita e perlita.

Em comparação com as outras fases, a martensita é a que confere maior resistência mecânica ao aço. É amplamente usada para aumentar a dureza, a resistência ao impacto e desgaste, além de aumentar significativamente a vida em fadiga de componentes cementados (KRAUSS, 1980).

Em contrapartida, o tratamento térmico pode distorcer o dimensional da peça dependendo da severidade do resfriamento. Esses desvios de forma quase sempre devem ser corrigidos com algum outro processo de usinagem para ter a precisão dimensional do componente no produto final.

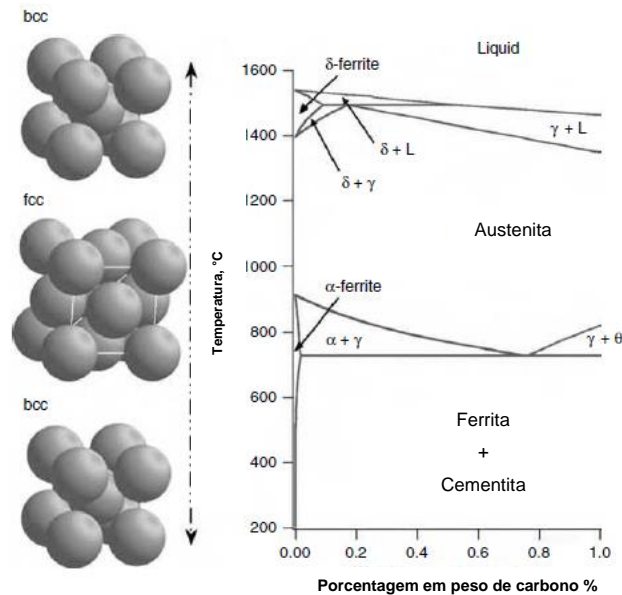
O aquecimento é feito até o campo austenítico devido a maior solubilidade do carbono associada à estrutura cúbica de face centrada da rede cristalina. Com o resfriamento, a tendência é de haver a transformação para estrutura cúbica de corpo centrado, ilustrado na Figura 12.

Entretanto, como não há movimentação atômica na transformação martensítica, os átomos de carbono permanecem em solução sólida intersticial. Com isso, haverá a distorção da rede cristalina para tetraédrica de corpo centrado, de forma a haver distorção na rede cristalina. A distorção causada pela transformação dificulta o movimento livre das discordâncias, o que confere o aumento da dureza do material (TOTTEN, 1993).

Segundo Krauss (1980), a dureza da martensita é uma função do teor de carbono no aço, e a máxima dureza é atrelada à taxa de resfriamento e da temperatura final de têmpera (Figura 13). A dureza máxima é influenciada pela não transformação da austenita no final do processo.



Figura 12: Gráfico ilustrando a mudança da estrutura cristalina de fase do aço em diferentes temperaturas.



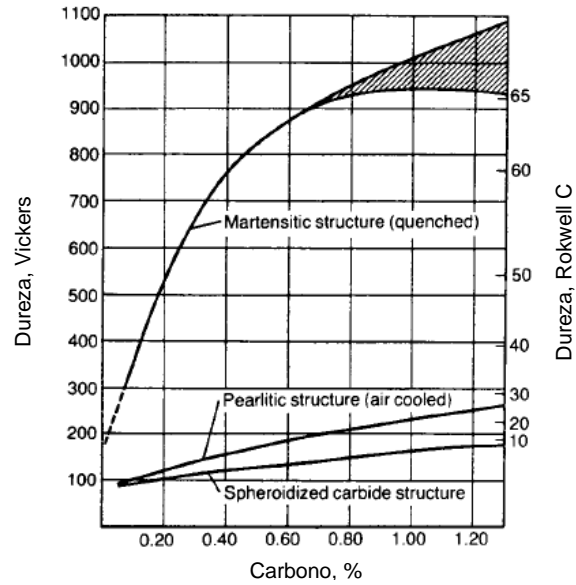
Fonte: Totten (1993)

No resfriamento, existe uma temperatura mínima que deve ser atingida na qual haverá transformação de fase. Essa temperatura indica a temperabilidade e está associada diretamente com o teor de carbono e quantidade de elementos de liga no aço. Totten (1993) mostrou o efeito do teor de carbono e de elementos de liga nas temperaturas  $M_i$  e  $M_f$  de início e no fim da transformação martensítica.

O teor de carbono na liga tem o efeito de retardar o processo, diminuindo as temperaturas  $M_i$  e  $M_f$  de início e fim da transformação, sendo necessário maiores taxas de resfriamento para atingi-las no menor tempo possível. Ou seja, para ocorrer a transformação, devem ser atingidas temperaturas cada vez menores para completa transformação de fase. O exemplo dessas dependências está apresentando na Figura 15.

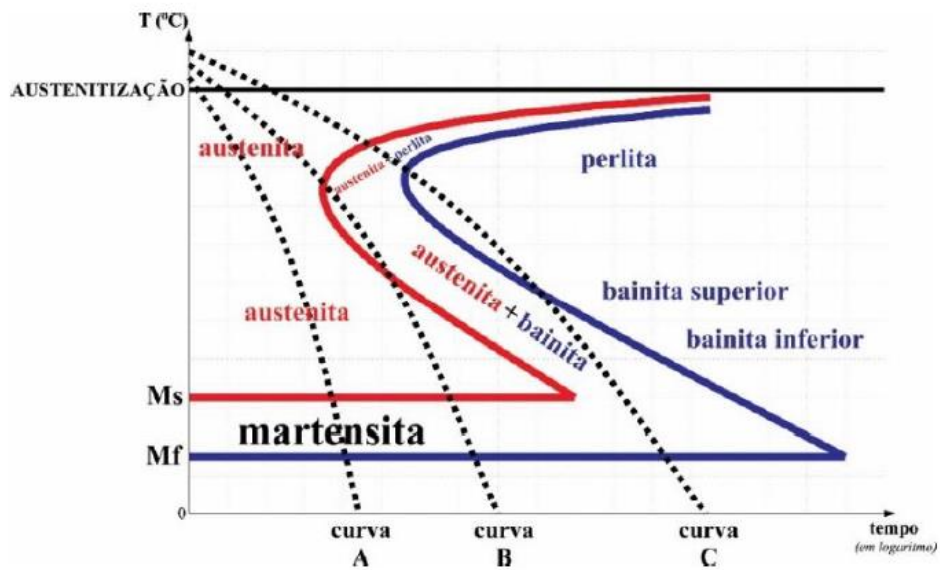
Para entender melhor o processo, são usadas curvas experimentais das quais podemos nos basear e prever a microestrutura resultante aplicando uma determinada taxa de resfriamento em um intervalo de tempo. São as curvas de resfriamento contínuo CCT, ilustrado pela figura 14 (KRAUSS, 1980).

Figura 13: Gráfico mostrando a dependência da dureza da martensita com o percentual de carbono na liga. A máxima dureza depende essencialmente de um resfriamento abaixo de zero.



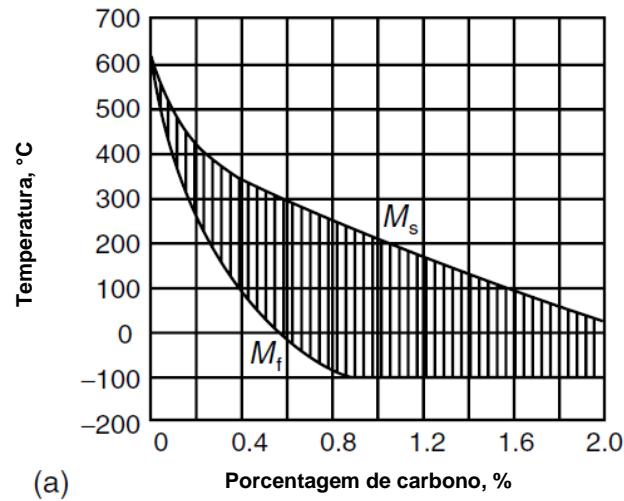
Fonte: Krauss (1980)

Figura 14: Gráfico ilustrativo de uma curva de resfriamento contínuo CCT ilustrando o resultado de diferentes taxas de resfriamento na microestrutura final.



Fonte: Monteiro (2018)

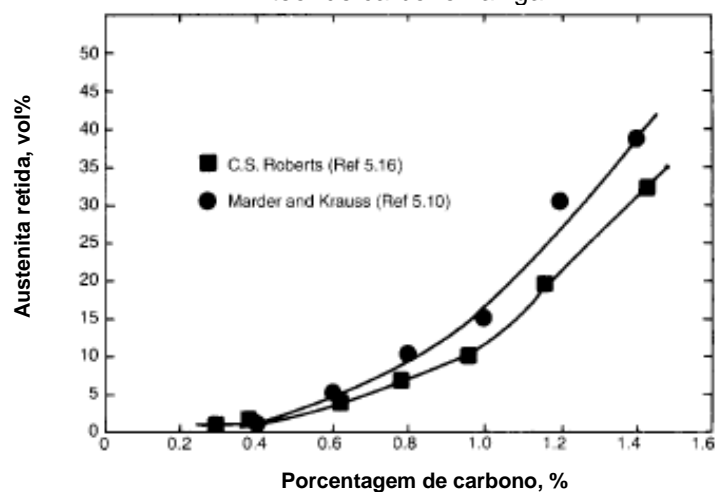
Figura 15: Gráfico mostrando a dependência da temperatura de início e fim da transformação martensítica com o percentual de carbono na liga.



Fonte: Krauss (1980)

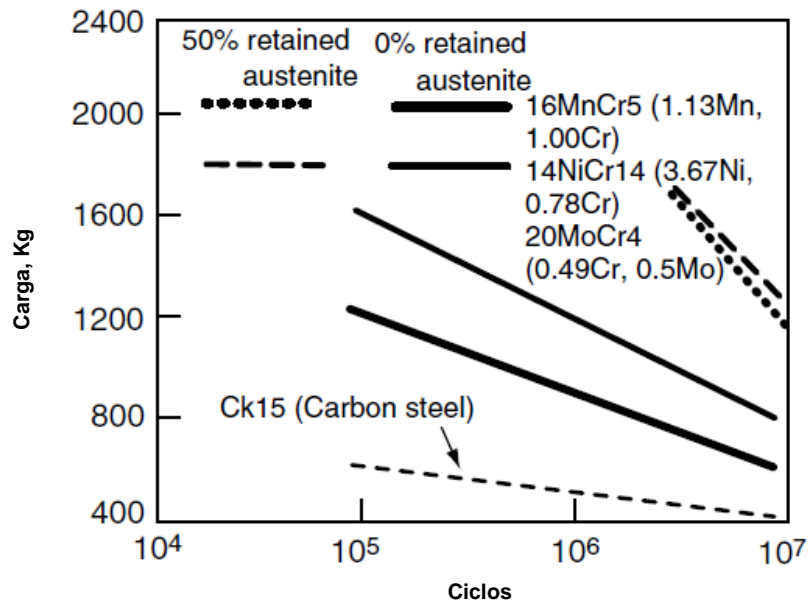
Foi comentado anteriormente que a dureza final da martensita é uma função direta do teor de carbono (Figura 13); porém, temos o inconveniente de formar uma microestrutura não desejável associada à austenita retida (Figura 16). A dureza final da peça depende essencialmente do balanço entre a quantidade de austenita retida e a martensita. A austenita é uma fase dúctil de baixa resistência, o que pode comprometer a resistência mecânica, conforme apresentado por Krauss (1980) e exposto na Figura 17.

Figura 16: Gráfico mostrando a porcentagem de austenita retida no aço após a têmpera em função do teor de carbono na liga.



Fonte: Krauss (1980)

Figura 17: Efeito da austenita retida na vida em fadiga de componentes cementados e temperados.

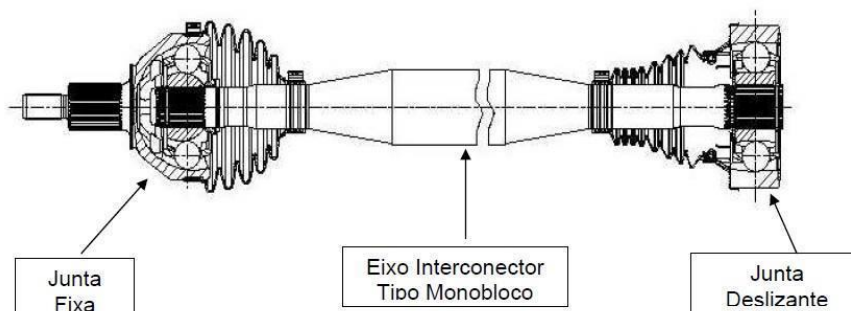


Fonte: Totten (1993)

### 3.3 SEMIEIXO HOMOCINÉTICO

O semieixo homocinético, ilustrado pela Figura 18, é um componente dos veículos leves com principal função de permitir o torque do motor para as rodas, da mesma forma que permite a direção do veículo. O componente é dividido em junta deslizante, eixo interconector e junta fixa, conforme imagem abaixo.

Figura 18: Ilustração da junta homocinética montada.



Fonte: GKN do Brasil (2006)

A parte da junta deslizante é fixada à transmissão do veículo. Já o lado da junta fixa é onde se conecta à roda permitindo o torque. Entre as duas extremidades está o eixo interconector.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 MATERIAL

Para a análise do trabalho foi usado o aço 20MnCr5 fornecido em barras redondas laminadas com composição a seguir obtida por espectrometria de emissão ótica:

Tabela 2: Composição química do aço SAE 5120 (20MnCr5) em percentagem de massa.

AÇO	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%V
20MnCr5	0,21	0,78	0,02	0,31	0,20	0,19	0,81	0,01	-

### 4.2 FORJAMENTO À QUENTE

Nesta seção serão apresentadas as etapas do processo de forjamento do anel interno com cada etapa descrita de forma sucinta.

#### 4.2.1 Aquecimento do blank

A etapa inicial do forjamento à morno é o aquecimento por meio de um forno de indução na temperatura de 980°C +- 25°C.

#### 4.2.2 Prensa

Para a conformação do anel interno o processamento foi realizado em duas etapas de forjamento na qual foi usada a prensa modelo Schuler MMK2-630.

#### 4.2.3 Sistema de resfriamento

O sistema de resfriamento é composto por uma esteira com dimensões de um metro de comprimento por um de largura (Figura 19). Nela são armazenadas as peças logo após o processo de forjamento à quente com tempo de ciclo de cinco minutos para trocar calor com o ambiente antes de seguir o fluxo. Logo acima da esteira está posicionado um ventilador com um metro de diâmetro com velocidade de rotação variável de 30 Hz e 70 Hz.

Figura 19: Imagem do sistema de resfriamento controlado. Acima da esteira está posicionado o ventilador que aplica as duas taxas de resfriamento para as condições de rotação de 30 70 Hz do mesmo.



Fonte: Autor.

#### 4.2.4 Curvas de resfriamento

As curvas de resfriamento foram obtidas considerando a temperatura depois do forjamento como a temperatura inicial do processo. Em seguida foi medida a temperatura de saída da prensa após submeter às peças sob ventilação forçada no tempo de ciclo de cinco minutos antes serem armazenadas no contâiner e seguir o fluxo do processo.

Para as medições de temperatura, foi usado o pirômetro modelo *Raytek® Raynger® 3i* nas condições de velocidade de rotação do ventilador de 30 Hz e 70 Hz. Na Tabela 3 estão os valores obtidos de temperatura para a condição de 30 Hz, e na Tabela 4, são apresentados os valores referente à condição de ventilação de 70Hz.

Tabela 13: Tabela dos dados de temperatura, tempo e taxa de resfriamento dos dados coletados na condição de ventilação de 30 Hz no resfriamento.

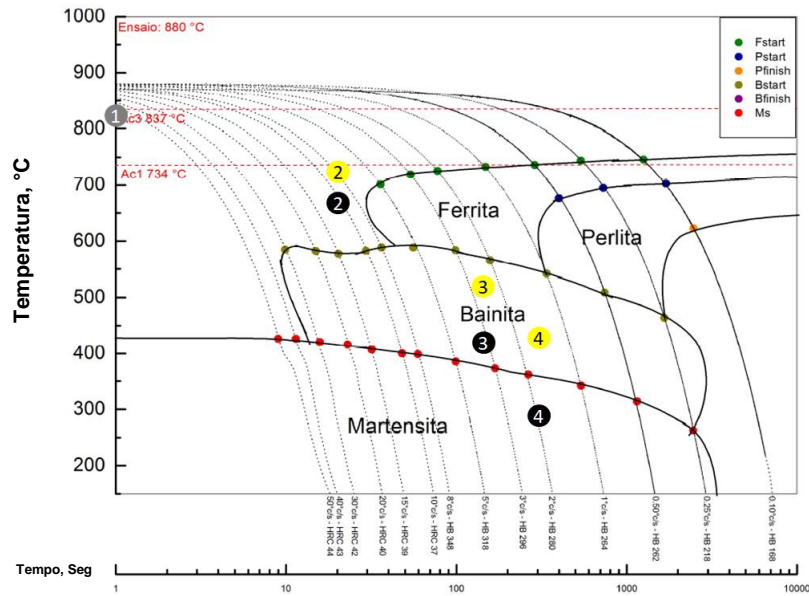
<b>30 hz</b>					
Tempo [s]	300	150	30	0	Taxa de Resfriamento [°C/s]
Temperatura [°C]	346	542	700	800	1,51
	481	533	760	832	1,17
	412	512	680	820	1,36
	430	489	678	854	1,41
	389	508	650	865	1,59
	397	515	665	841	1,48
	463	512	715	810	1,16
	451	560	732	807	1,19
Média	421,125	521,375	697,5,5	828,625	1,36

Tabela 4: Tabela dos dados de temperatura, tempo e taxa de resfriamento dos dados coletados na condição de ventilação de 70 Hz no resfriamento.

<b>70 hz</b>						
Tempo [s]	300	150	30	0	Taxa de Resfriamento [°C/s]	
Temperatura [°C]	290	465	685	800	1,70	
	282	444	754	850	1,89	
	264	440	701	831	1,89	
	285	405	705	820	1,78	
	351	461	687	845	1,65	
	302	395	699	865	1,88	
	296	395	711	841	1,82	
	278	380	693	801	1,74	
	Média	293,5	423,125	666,8	831,625	1,79

Com os dados de tempo e temperatura, foi calculado para cada condição de ventilação (30 Hz e 70 HZ) as taxas de resfriamento em °C/s apresentadas nas Tabelas 3 e 4. Com os mesmos dados, foi plotado e apresentado na Figura 20 os pontos de temperatura para o dado tempo sobreposto à curva CCT, podendo estimar as microestruturas resultantes do processo.

Figura 20: Diagrama CCT – Diagrama preditivo das microestruturas com base na taxa de resfriamento aplicada no aço DIN20MnCr5. Os pontos em amarelo foram os dados de temperatura coletados para a condição de 30 Hz e os pretos para 70 Hz.



### 4.3 TRATAMENTO TÉRMICO

#### 4.3.1 Cementação e têmpera

O tratamento térmico de cementação e têmpera foram feitos em forno Combustol tipo câmara modelo T10, conforme figura 21.

Figura 21: Imagem do forno combustol modelo T10.



Fonte: Autor.



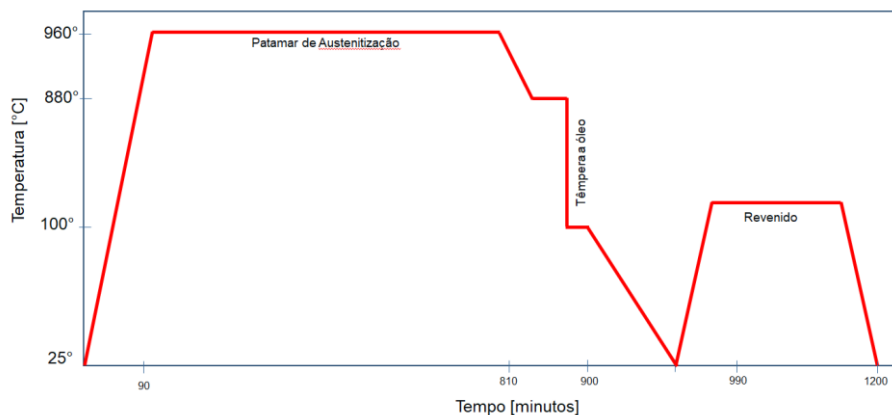
O forno é composto pela câmara à quente onde ocorre a cementação em temperatura de 960°C com atmosfera cementante, e pela câmara fria onde a carga desloca-se para realizar a têmpera em óleo aquecido a 100°C. A temperatura de têmpera foi de 880°C.

O ciclo de cementação, mostrado na Tabela 5, foi composto por duas etapas com potenciais de carbono diferentes: no patamar de cementação foi de 1,0%C por 490 minutos e para o patamar de difusão 0,7%C por 230 minutos. Após, foi baixada a temperatura para 880° e potencial para 0,7%C durante 20 minutos para efetuar a têmpera em óleo aquecido e com agitação por 15 minutos. Por fim, foi feito o revenimento da carga na temperatura de 200°C por 200 min. Na Figura 22 está apresentado o ciclo térmico esquemático empregado no anel interno.

Tabela 5: Tabela com os parâmetros de cementação. São três patamares com potencial, tempo e temperatura respectivo.

Patamar	%C	Tempo [min]	Temperatura [°C]
1	1,0	490	960
2	0,70	230	960
3	0,70	20	880

Figura 22: Figura esquemática do ciclo térmico aplicado na peça com todas as etapas de tratamento térmico.



Fonte: Autor

## 4.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

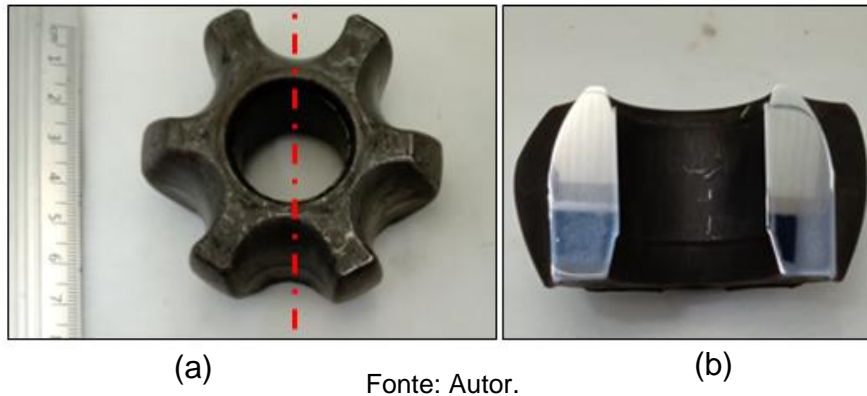
### 4.4.1 Metalografia e ataque químico

Para a avaliação microestrutural das amostras foi feita a preparação metalográfica padrão seguindo a sequência a seguir:

- Corte;
- Lixamento (#120,#240,#400,#600,#1200);
- Polimento (pasta de diamante 1um).

O corte do corpo de prova foi realizado conforme a Figura 23 (a) e o corpo de prova cortado com o ataque químico apresentado na Figura 23 (b).

Figura 23: (a) Em vermelho a marcação do corte metalúrgico aplicado no corpo de prova. (b) Imagem do corpo de prova cortado atacado com reagente revelador da fase austenita.



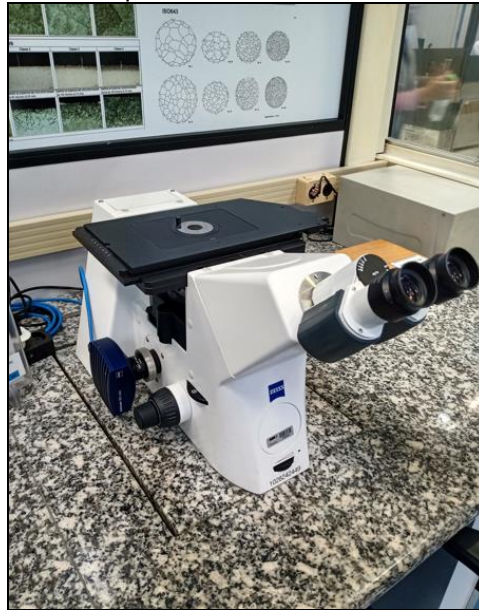
Para revelar o grão austenítico prévio, do qual foi apresentado o aspecto da superfície na Figura 23 (b), deverá ser aplicado o procedimento de ataque químico com ácido pícrico saturado com Teepol (sabão líquido), mostrando o procedimento a seguir:

- 100 ml H<sub>2</sub>O;
- 2 g de Ácido pícrico;
- 5 ml de Teepol (sabão líquido).

Para a preparação do reagente, o procedimento deve seguir exatamente as seguintes etapas para que o resultado da revelação seja adequado. Primeiro é feita a adição do ácido pícrico na água e posterior foi adicionado sabão líquido (Teepol). O procedimento para ataque das amostras foi realizado com aquecimento do reagente a 40°C, submergindo as amostras com a face desejada para cima por 3 min.

Para a obtenção das microrafias foi usado o microscópio Zeiss modelo Observer A1, representado pela Figura 24.

Figura 24: Imagem do microscópio zeiss utilizado para obter todas as micrografias que foram analisadas.

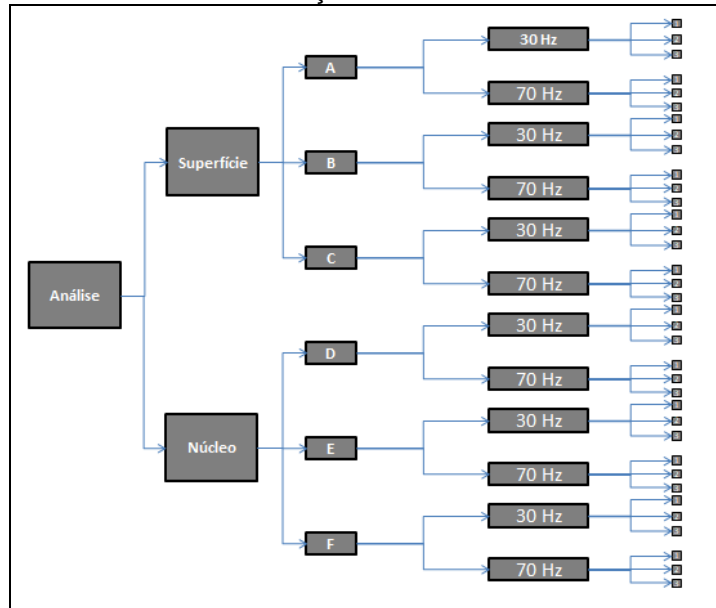


Fonte: Autor.

#### 4.4.2 Método de análise do tamanho de grão

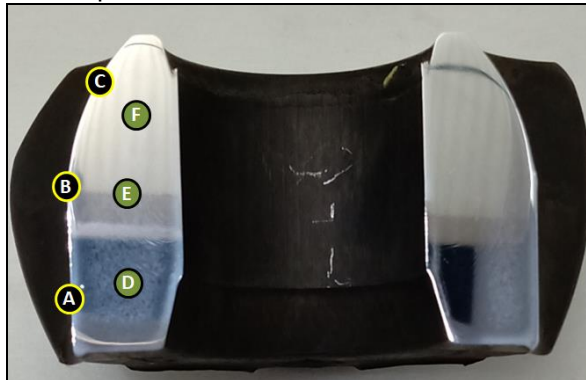
O método usado para análise do tamanho de grão foi baseado nas normas ASTM E112 e E930 que mostram a metodologia necessária para obter os dados que serão apresentados na seção de resultados. Para a análise, foram consideradas 3 regiões na superfície e 3 regiões no núcleo de 3 corpos de provas diferentes avaliando a condição de microestrutura na superfície e no núcleo, gerando 18 regiões analisadas em cada condição de resfriamento (70Hz e 30 Hz) totalizando 36 imagens processadas. Abaixo indicando um diagrama de amostras consideradas para a análise em cada condição.

Figura 25: Ilustração das condições da análise e amostragem: foram consideradas duas regiões do anel interno: superfície e núcleo. Cada região foram obtidas três micrografias nas duas condições de ventilação 30 e 70 Hz.



As regiões de análise da superfície e núcleo estão indicadas na Figura 26 a seguir.

Figura 26: Imagem ilustrando as regiões de análise no anel interno. ABC são regiões de análise da superfície e DEF referem-se ao núcleo.



Fonte: Autor.

Cada região foi tratada de forma a melhorar as condições de análise e processada de forma automática pelo software aberto ImageJ. Para a análise, em cada micrografia, foi considerada uma mesma área onde foi calculada a área de cada grão ocupada por  $\mu\text{m}^2$ . A partir dos resultados de área de cada grão, foi usada

a tabela da norma ASTM E930 de equivalência de área com a escala ASTM conforme Figura 27.

Figura 27: Tabela de correlação de parâmetros de dimensão com a escala ASTM. Em vermelho está destacada a coluna da área do grão em  $\mu\text{m}^2$  na qual foi utilizada para conversão na escala ASTM dos resultados obtidos da análise dos dados.

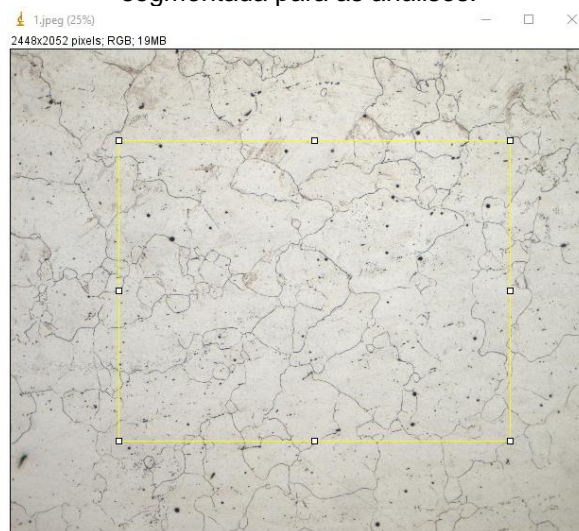
E112 - 12									
TABLE 4 Grain Size Relationships Computed for Uniform, Randomly Oriented, Equiaxed Grains									
Grain Size No. G	$\bar{N}_V$ Grains/Unit Area		$\bar{A}$ Average Grain Area		$\bar{d}$ Average Diameter		$\bar{r}$ Mean Intercept		$\bar{N}_L$ No./mm
	No./m. <sup>2</sup> at 100X	No./mm. <sup>2</sup> at 1X	mm <sup>2</sup>	$\mu\text{m}^2$	mm	$\mu\text{m}$	mm	$\mu\text{m}$	
00	0.25	3.88	0.2581	258064	0.5080	508.0	0.4525	452.5	2.21
0	0.50	7.75	0.1290	129032	0.3592	359.2	0.3200	320.0	3.12
0.5	0.71	10.96	0.0912	91239	0.3021	302.1	0.2691	269.1	3.72
1.0	1.00	15.50	0.0645	64516	0.2540	254.0	0.2263	226.3	4.42
1.5	1.41	21.92	0.0456	45620	0.2136	213.6	0.1903	190.3	5.26
2.0	2.00	31.00	0.0323	32258	0.1796	179.6	0.1600	160.0	6.25
2.5	2.83	43.84	0.0228	22810	0.1510	151.0	0.1345	134.5	7.43
3.0	4.00	62.00	0.0161	16129	0.1270	127.0	0.1131	113.1	8.84
3.5	5.66	87.68	0.0114	11405	0.1068	106.8	0.0951	95.1	10.51
4.0	8.00	124.00	0.00806	8065	0.0898	89.8	0.0800	80.0	12.50
4.5	11.31	175.36	0.00570	5703	0.0755	75.5	0.0673	67.3	14.87
5.0	16.00	248.00	0.00403	4032	0.0635	63.5	0.0566	56.6	17.68
5.5	22.63	350.73	0.00285	2851	0.0534	53.4	0.0476	47.6	21.02
6.0	32.00	496.00	0.00202	2016	0.0449	44.9	0.0400	40.0	25.00
6.5	45.25	701.45	0.00143	1426	0.0378	37.8	0.0336	33.6	29.73
7.0	64.00	992.00	0.00101	1008	0.0318	31.8	0.0283	28.3	35.36
7.5	90.51	1402.9	0.00071	713	0.0267	26.7	0.0238	23.8	42.04
8.0	128.00	1984.0	0.00050	504	0.0225	22.5	0.0200	20.0	50.00
8.5	181.02	2805.8	0.00036	356	0.0189	18.9	0.0168	16.8	59.46
9.0	256.00	3968.0	0.00025	252	0.0159	15.9	0.0141	14.1	70.71
9.5	362.04	5611.6	0.00018	178	0.0133	13.3	0.0119	11.9	84.09
10.0	512.00	7936.0	0.00013	126	0.0112	11.2	0.0100	10.0	100.0
10.5	724.08	11223.2	0.000089	89.1	0.0094	9.4	0.0084	8.4	118.9
11.0	1024.00	15872.0	0.000063	63.0	0.0079	7.9	0.0071	7.1	141.4
11.5	1448.15	22446.4	0.000045	44.6	0.0067	6.7	0.0060	5.9	168.2
12.0	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13.0	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4
14.0	8192.00	126976.3	0.000008	7.9	0.0028	2.8	0.0025	2.5	400.0

Fonte: ASTM E112.

#### 4.4.3 Delimitação da área e primeiro tratamento

Em todas as micrografias foi usada a mesma região e área para análise, conforme Figura 28. Para a obtenção da área foi usado o próprio recurso do ImageJ.

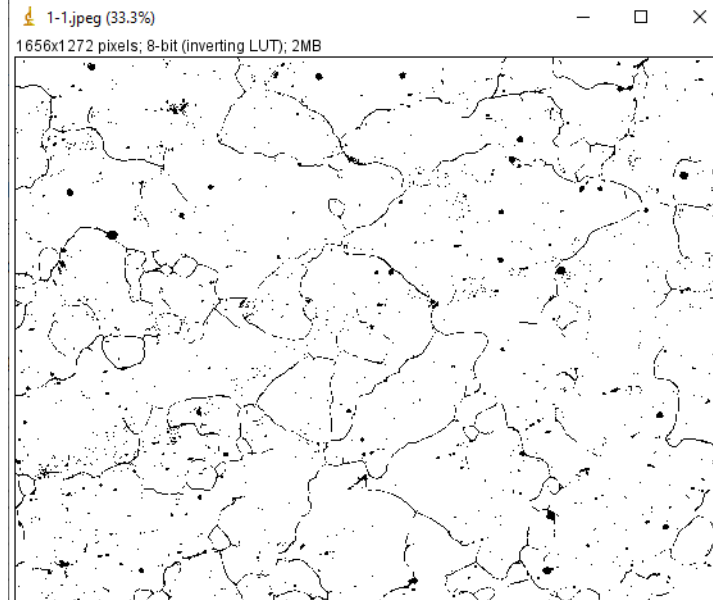
Figura 28: Imagem da micrografia com aumento de 100x. Em amarelo está destacada a região que foi segmentada para as análises.



Fonte: Autor.

Com a região delimitada, foi usado o recurso de transformar cada micrografia em tons de preto e branco, ilustrado a seguir pela Figura 29.

Figura 29: Imagem ilustrativa da região e da condição da imagem cortada da micrografia original.

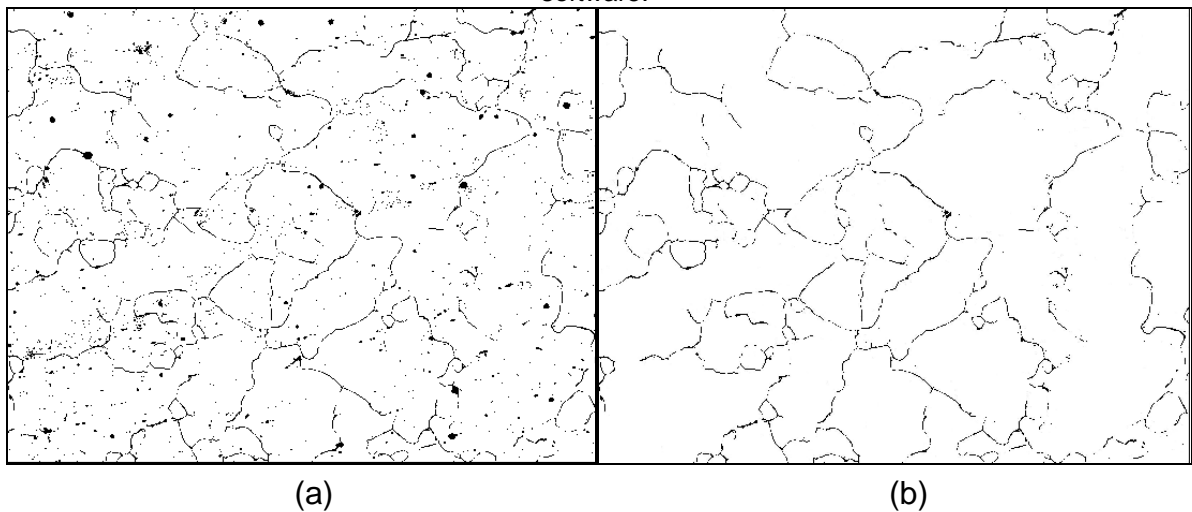


Fonte: Autor.

#### 4.4.4 Tratamento da micrografia

Cada micrografia foi tratada cuidadosamente para que a análise automática do software fosse a mais assertiva possível. O tratamento consistiu em eliminar pontos escuros da preparação metalográfica e do ataque químico com o uso do Paint apresentado pela figura 30.

Figura 30: Comparação entre a imagem sem tratamento (a) e (b) com tratamento. Em (a) os pontos pretos são provenientes do ataque químico e preparação metalográfica que dificultam a análise no software.

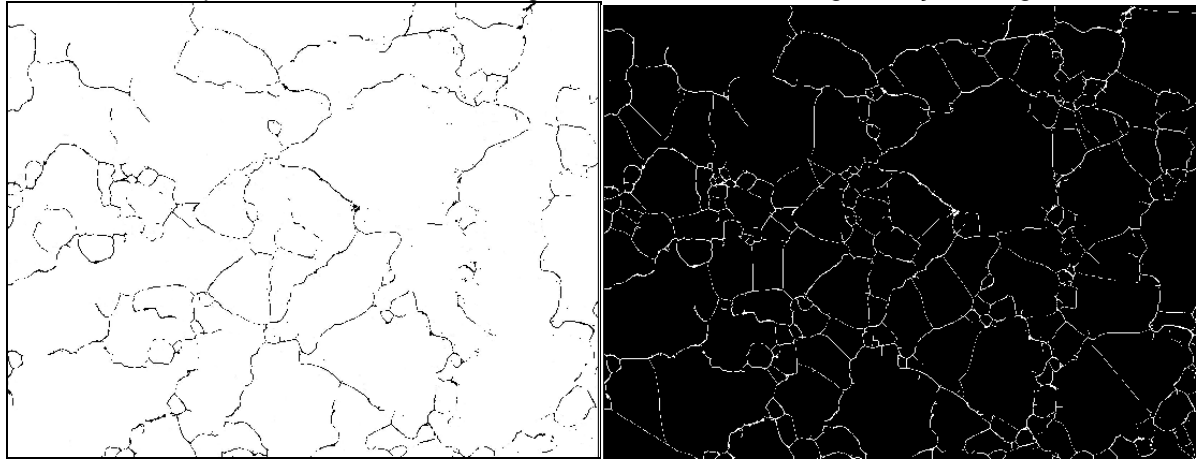


Fonte: Autor.

#### 4.4.5 Segmentação

Com a imagem tratada previamente, foi usado o recurso de segmentação do ImageJ (Treshhold) que consiste em delimitar os grãos com base em diferença de contraste de branco e preto e logo em seguida foi usado a ferramenta Watershed que une as linhas dos grãos como indicado na figura 4.12.

Figura 31: Ilustração do processamento de contraste automático do ImageJ. (a) Imagem tratada em tons de branco com os contornos de grão em tons de preto sem segmentação. (b) imagem tratada em tons de preto com os contornos de grão em branco com a segmentação dos grãos.



(a)

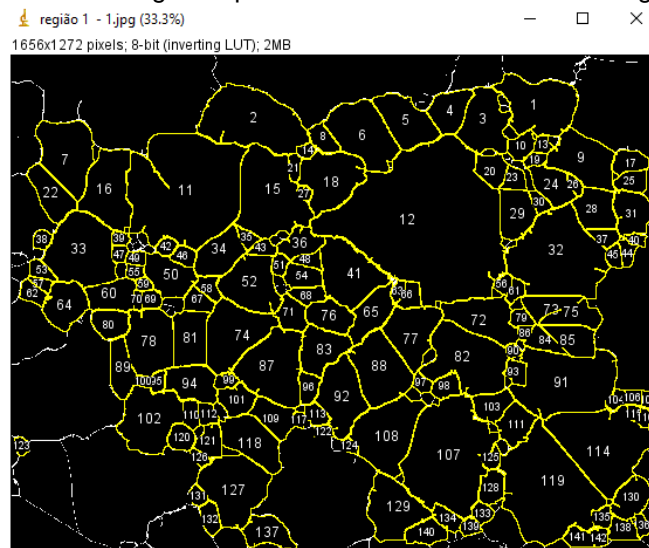
(b)

Fonte: Autor.

#### 4.4.6 Análise de grão

Após os tratamentos foi obtido o valor de área em  $\mu\text{m}^2$  de cada grão na região delimitada como indicado na Figura 4.13. Por meio da ferramenta Analyse Particle excluindo os grãos que são seccionados pelas bordas o resultado o próprio software retorna os valores. Também foi usado como filtro de tamanho de grão mínimo maior que  $100 \mu\text{m}^2$ .

Figura 32: Imagem de todos os grãos que foram contados conforme a segmentação realizada.



Fonte: Autor.



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos de temperatura coletados para as curvas de resfriamento, bem como os resultados das análises de tamanho de grão.

### 5.1 TAMANHO DE GRÃO

Todos os dados obtidos foram tratados e serão apresentados a seguir em formato de gráfico de barras para comparar cada região observada entre o núcleo e superfície nas duas condições de resfriamento: 30 Hz e 70 Hz. Para todos os gráficos, a representação está conforme descrito a seguir, apenas variando a região em que foram extraídos os dados (região ABC ou DEF): em cinza está representado o resultado da dispersão de TGA na condição de ventilação do forjado a 30 Hz. Em vermelho a dispersão do TGA do forjado ventilado a 70 Hz.

A comparação entre as barras cinza e vermelha faz-se pelo eixo vertical da esquerda, onde estão representadas as contagens de grão em % contados na área definida. A barra em verde é a representação do TGA médio em 30 Hz e em preto está o resultado do TGA médio para 70 Hz, e a análise faz-se comparando com o eixo vertical da direita representando a escala de TGA conforme norma ASTM E112.

Figura 33: Região A da superfície do anel interno.

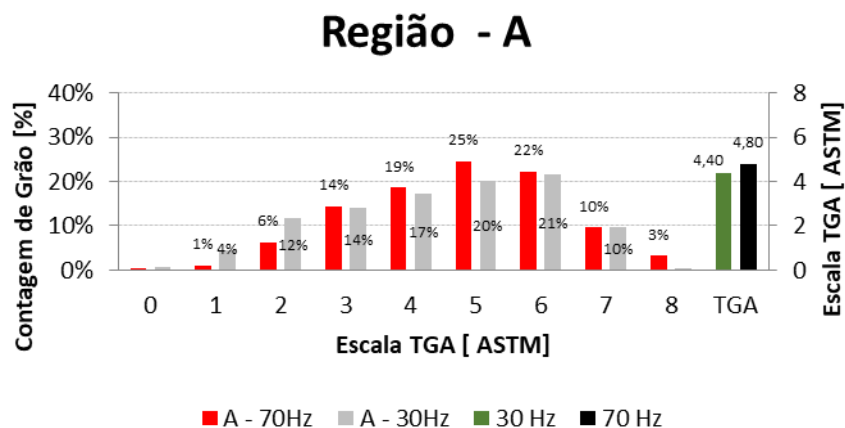


Figura 34: Região B da superfície do anel interno.

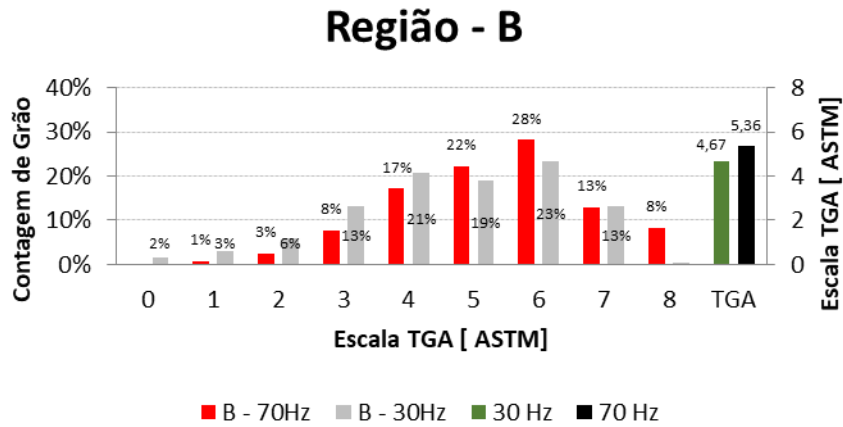


Figura 35: Região C da superfície do anel interno.

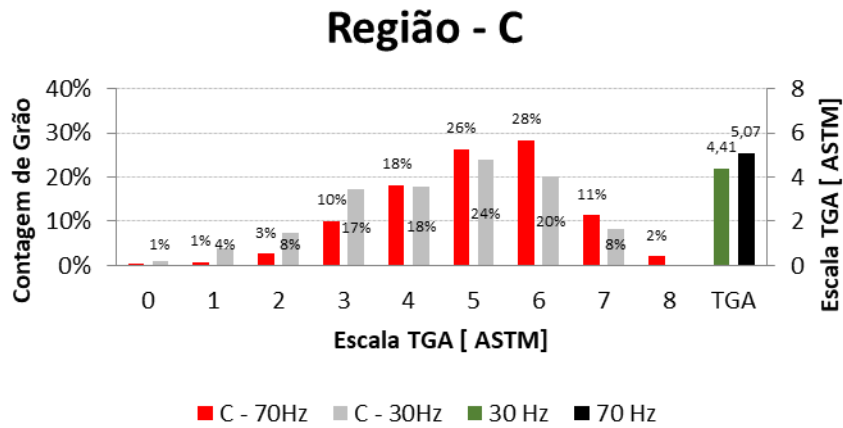
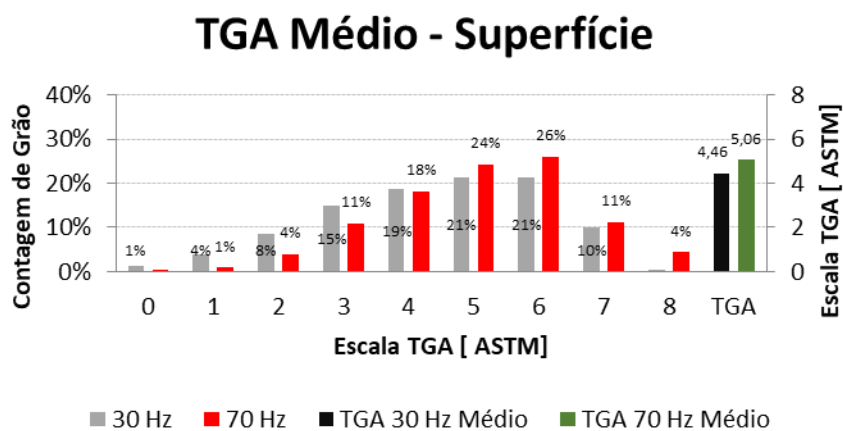


Figura 36: Média da superfície do anel interno.



Os resultados de tamanho de grão na superfície estão representados na tabela abaixo, e mostrou que aumentando a taxa de resfriamento o efeito foi de diminuir o grão médio tanto na superfície quanto no núcleo. Aumentando a taxa de resfriamento de 1,36 °C/s para 1,79C/s, ou seja, uma variação de 0,43 °C/s notamos uma redução no tamanho de grão médio em 13%.

Superfície					
Rotação do Ventilador [Hz]	Taxa de Resfriamento [°C/s]	$\Delta$ Taxa de resfriamento [°C/s]	TGA ASTM médio Superfície	$\Delta$ TGA ASTM Superfície	%Diminuição TGA
30	1,36	0,43	4,46	0,60	13%
70	1,79		5,06		

Tabela 4. Resumo dos resultados de TGA na superfície do anel interno cementado e temperado.

O mesmo efeito foi observado no núcleo, a variação de 0,43 °C/s na taxa de resfriamento resultou na redução no TGA médio em 15%, conforme os dados da tabela 5.

Figura 37: Região D do núcleo do anel interno.

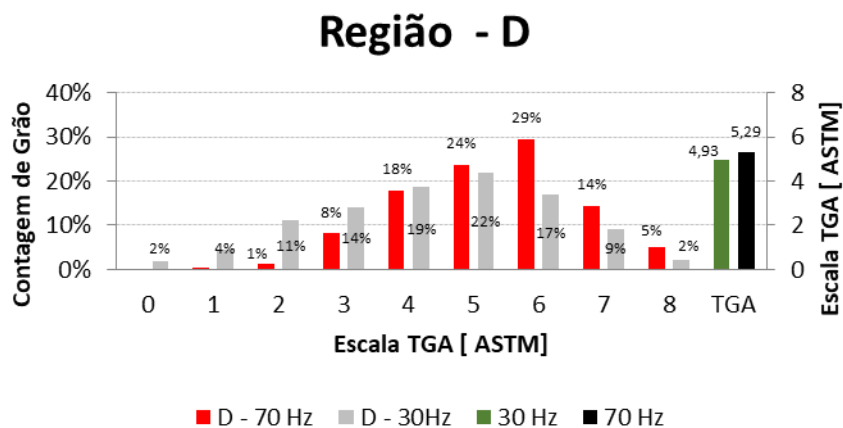


Figura 38: Região E do núcleo do anel interno.

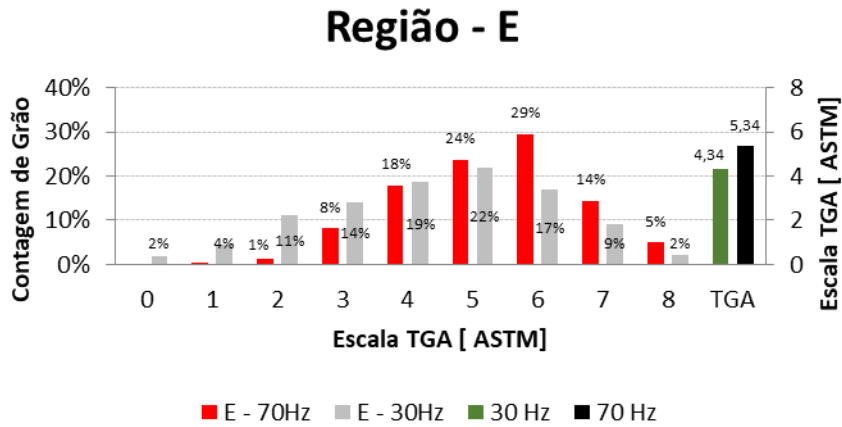


Figura 39: Região F da superfície do anel interno.

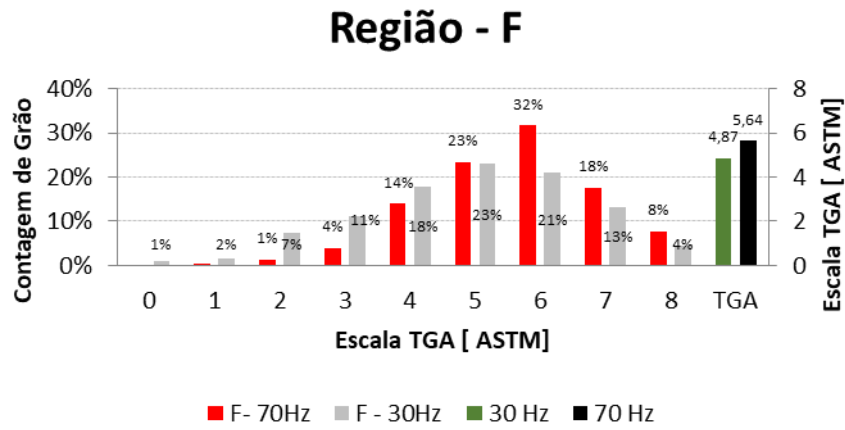
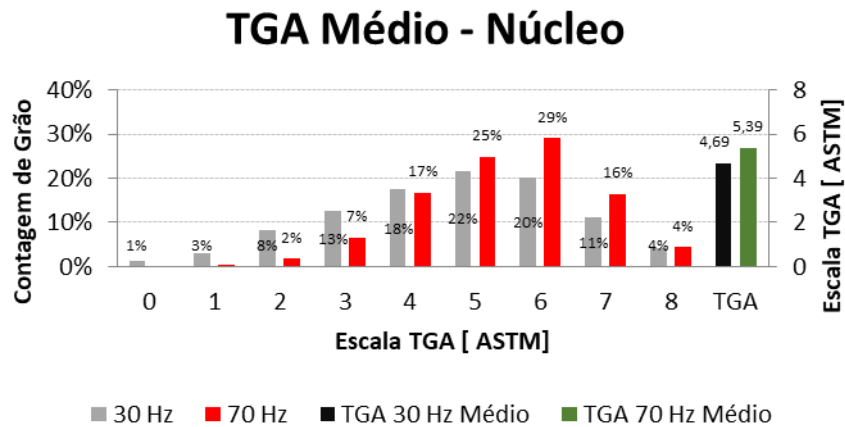


Figura 40: Média do núcleo do anel interno.



Núcleo					
Rotação do Ventilador [Hz]	Taxa de Resfriamento [°C/s]	$\Delta$ Taxa de resfriamento [°C/s]	TGA ASTM médio núcleo	$\Delta$ TGA ASTM Núcleo	%Diminuição TGA
30	1,36	0,43	4,69	0,70	15%
70	1,79		5,39		

Tabela 5. Resumo dos resultados de TGA no núcleo no anel interno cementado e temperado.

O aumento na taxa de resfriamento impactou na supressão do crescimento anormal de grão, e praticamente eliminando a ocorrência de grãos menores ou igual a 1, tanto na superfície quanto no núcleo. Este efeito pode ser observado nos Gráficos 7 e 8. Dessa forma, podemos concluir que houve um deslocamento da dispersão para valores menores de TGA. Também houve maior ocorrência de grãos em torno dos valores de grão ASTM 5-6, ou seja, diminuiu a dispersão entre os valores.

Nos dois casos de taxa de resfriamento, houve diferença de TGA entre superfície e núcleo. Este fato pode ser atribuído os elementos de liga segregados em torno do núcleo. Conforme explicado por REZENDE (2006), na solidificação do aço, o último ponto de solidificação é o núcleo, e essa região possui maior teor de elementos de liga devido ao efeito da solidificação constitucional.

Com a presença de maiores teores de elementos de liga, essa região possui cinética de crescimento de grão menor do que o núcleo, uma vez que os elementos de liga são ancoradores de grão, conforme estudado por BROOKS (1996) e Krauss (1980).

Outra explicação para a diferença entre as duas regiões está associada ao gradiente de deformações mais intenso na superfície. Uma vez que, segundo DIETER , o grau de encruamento aumenta consideravelmente a energia nos contornos de grão. Com isso, a estrutura cristalina encruada tem um déficit no mecanismo de crescimento de grão.

## 5.2 MICROESTRUTURA

Em uma análise secundária do estudo está relacionada aos resultados de temperatura obtidos logo após o forjamento. Avaliando as curvas de resfriamento em comparação com o diagrama CCT para o aço DIN 20MnCr5, temos que as

microestruturas téóricas esperadas nos dois casos foram diferentes do observado nos experimentos.

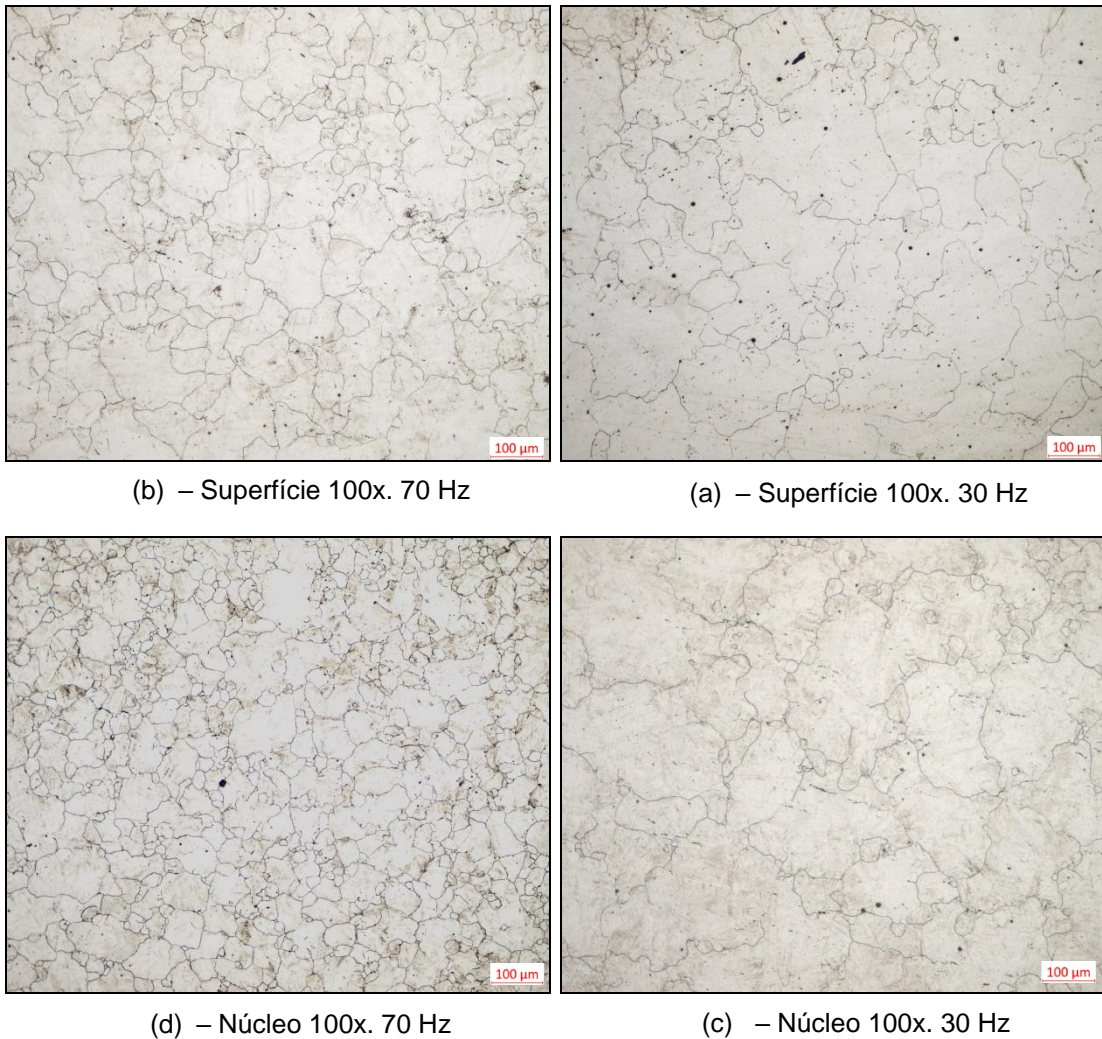
No primeiro caso em que foi empregado o resfriamento com ventilação de 30 Hz no anel interno, podemos observar que a taxa de resfriamento calculada na tabela 2 possui o valor de 1,36 °C/s. Estimando as fases resultantes em comparação com a curva CCT do aço ao final do processo de resfriamento controlado, podemos crer que a microestrutura resultante teórica é uma combinação de Ferrita-Próeutetoide de contorno de grão, Bainita e Martensita. Entretanto, a microestrutura observada ao final do processo foi de 100 % Ferrita Pró-eutetoide e Perlita.

No segundo caso, com ventilação de 70 Hz, o valor da taxa de resfriamento calculada na tabela 3, foi de 1,79 °C/s. Comparando com a curva CCT, podemos estimar que a microestrutura resultante teórica fosse uma combinação das fases Bainita e Martensita, sem a presença de Ferrita Pró-Eutetóide. Porém, da mesma forma que foi comentado anteriormente, a microestrutura observada foi de Ferrita e Perlita apenas.

As considerações a respeito da diferença entre a microestrutura prevista e encontrada foram estudadas pela Perozzo (2019) que demonstrou que a taxa de deformação no componente, bem como o refino do grão, afere as cinéticas de transformações de fase. Para o caso do anel interno forjado, as deformações aplicadas na peça afetaram as relações entre as fases, permitindo que tenha como resultado as fases que não foram previstas teóricamente.

Posteriormente ao processo de tratamento térmico, a microestrutura e dureza resultante foram as esperadas de um aço cementado e temperado. A microestrutura observada foi Martensita revenida, conforme imagens a seguir, comparando superfície e núcleo a 30 e 70 Hz.

Figura 33



Os resultados de tamanho de grão na superfície estão representados na tabela abaixo, e mostrou que aumentando a taxa de resfriamento o efeito foi de diminuir o grão médio tanto na superfície quanto no núcleo. Aumentando a taxa de resfriamento de 1,36 °C/s para 1,79C/s, ou seja, uma variação de 0,43 °C/s, notamos uma redução no tamanho de grão médio em 13%.

Tabela 6: Resumo dos resultados de TGA na superfície do anel interno cementado e temperado.

Rotação do Ventilador [Hz]	Taxa de Resfriamento [°C/s]	Superfície			
		$\Delta$ Taxa de resfriamento [°C/s]	TGA ASTM médio Superfície	$\Delta$ TGA ASTM Superfície	%Diminuição TGA
30	1,36	0,43	4,46	0,60	13%
70	1,79		5,06		

O mesmo efeito foi observado no núcleo: a variação de 0,43 °C/s na taxa de resfriamento resultou na redução no TGA médio em 15%, conforme tabela abaixo.

Tabela 7: Resumo dos resultados de TGA no núcleo no anel interno cementado e temperado.

<b>Núcleo</b>					
<b>Rotação do Ventilador [Hz]</b>	<b>Taxa de Resfriamento [°C/s]</b>	<b>Δ Taxa de resfriamento [°C/s]</b>	<b>TGA ASTM médio núcleo</b>	<b>ΔTGA ASTM Núcleo</b>	<b>%Diminuição TGA</b>
30	1,36	0,43	4,69	0,70	15%
70	1,79		5,39		

O aumento na taxa de resfriamento impactou na supressão do crescimento anormal de grão, praticamente eliminando a ocorrência de grãos menores ou iguais a 1, tanto na superfície quanto no núcleo. Este efeito pode ser observado nos Gráficos 7 e 8. Dessa forma, podemos concluir que houve um deslocamento da dispersão para valores menores de TGA. Também houve maior ocorrência de grãos em torno dos valores de grão ASTM 5-6, ou seja, diminuiu a dispersão entre os valores.

Nos dois casos de taxa de resfriamento, houve diferença de TGA entre superfície e núcleo. Este fato pode ser atribuído aos elementos de liga segregados em torno do núcleo. Conforme explicado por Rezende (2006), na solidificação do aço, o último ponto de solidificação é o núcleo, e essa região possui maior teor de elementos de liga devido ao efeito da solidificação constitucional.

Com a presença de maiores teores de elementos de liga, essa região possui cinética de crescimento de grão menor do que o núcleo, uma vez que os elementos de liga são ancoradores de grão, conforme estudado por Brooks (1996) e Krauss (1980).



## 6 CONCLUSÃO

Dos resultados obtidos das curvas de resfriamento em comparação com a curva teórica de resfriamento contínuo, notou-se uma diferença entre o que era esperado na teoria com o obtido na prática devido aos efeitos das deformações e da variação do refino do grão. O fenômeno observado foi na modificação das relações de fase, tornando as fases Ferrita pro-eutetoide e perlita mais estáveis com taxas de resfriamento mais severas.

O efeito de aumentar na taxa de resfriamento após o forjamento aumentando a frequência de ventilação de 30 para 70 Hz foi de diminuir o TGA médio tanto na superfície quanto no núcleo após o ciclo térmico de cementação e têmpera. Dessa forma, conclui-se que, ao resfriar mais rapidamente no forjamento à quente, o crescimento de grão é suprimido sendo um processo adequado para o refino de grão de peças forjadas.

A respeito do método utilizado com o auxílio do ImageJ para as análises, foi visto que o software é uma ferramenta promissora no processamento dos dados que traz maior grau de precisão nas análises. Entretanto, é necessária uma boa preparação metalográfica e ataque químico correto para revelar apenas os contornos de grão da fase austenita prévia à têmpera. Quando o ataque químico é demasiado, a fase martensita é revelada na micrografia, o que prejudica consideravelmente a análise, uma vez que o software pode confundir contornos de grão com as ripas e placas da martensita.

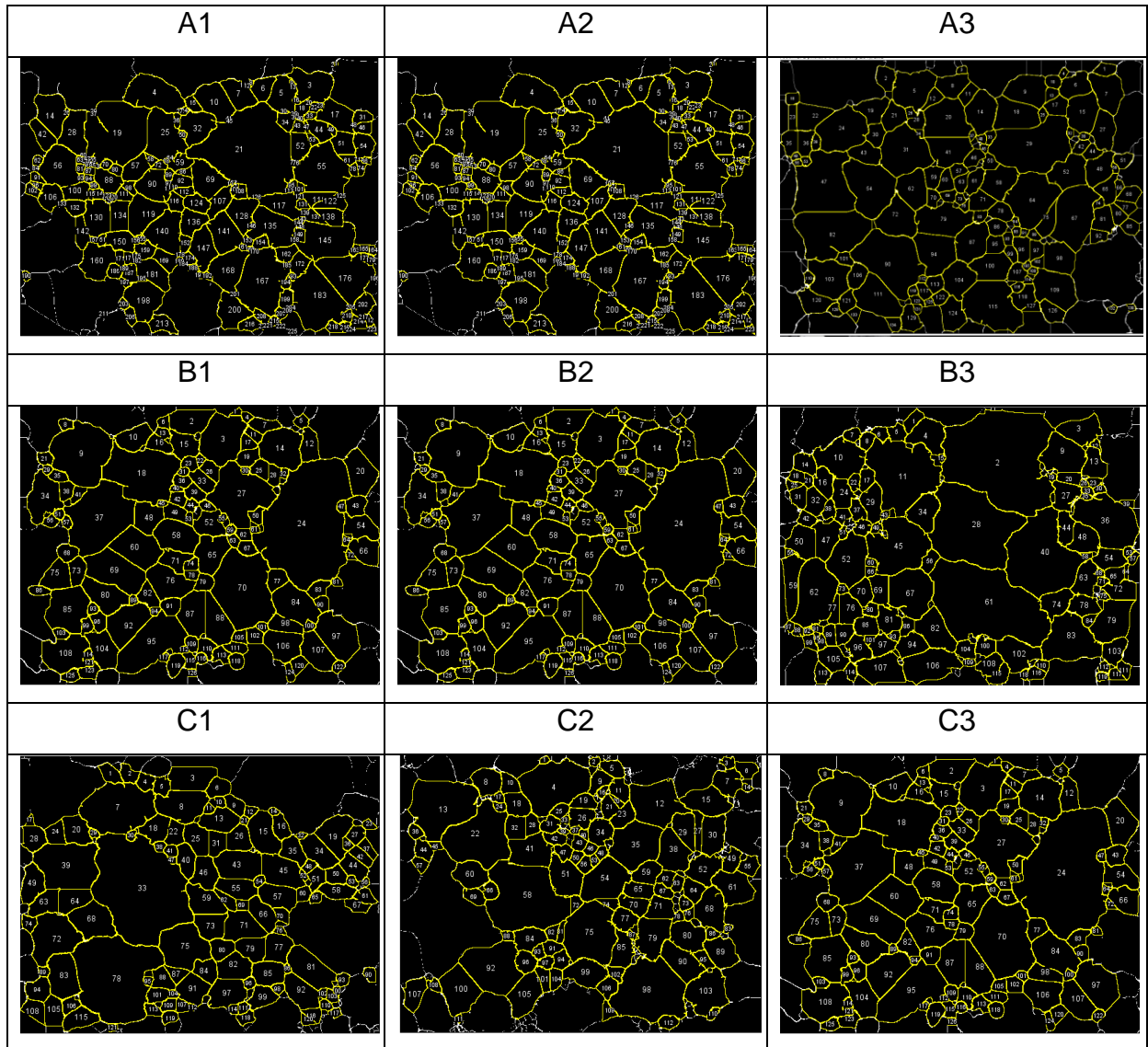
## REFERENCIAS

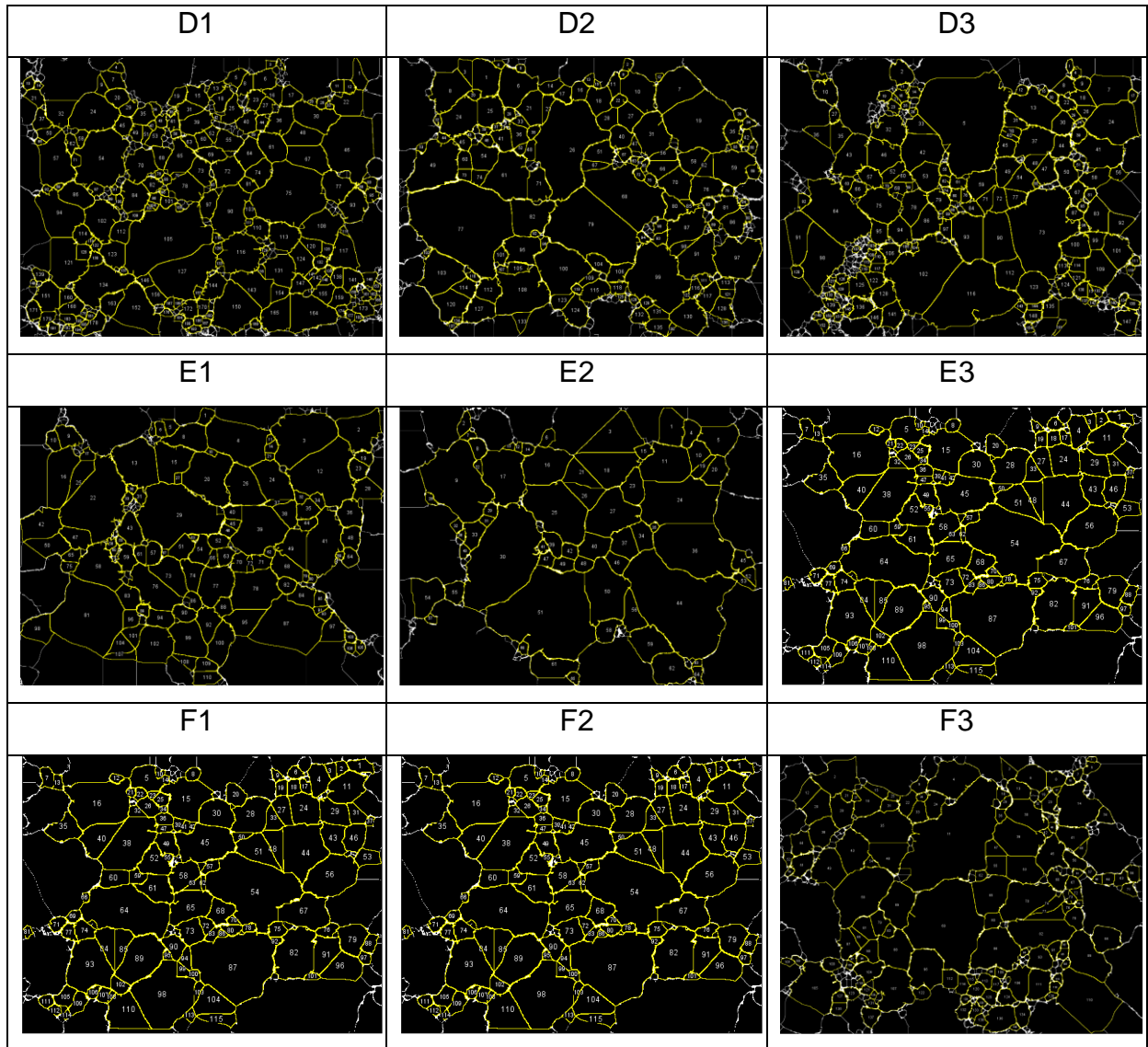
- ASTM E112. **Standart Test Methods for Determining Average Grain Size**. ASTM, 2013.
- ASTM E930. **Standard Test Methods for Estimating the Largest Grain Observed in a Metallographic Section (ALA Grain Size)**. ASTM, 2020.
- BORSA, M. **Avaliação do Crescimento Anormal de Grão em um Aço DIN 16MnCr5 Forjado à morno**. PPGEM, UFRGS, 2009.
- BROOKS, R., **Principles of Austenization of Steels**. Springer, 1992.
- CALLISTER, W. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5.ed. Rio de Janeiro: Brasil, 2002.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7.ed. São Paulo: ABM, Brasil, 2012.
- FARIA, R.,. **Influência da Temperatura de Austenitização no Crescimento de Grãos Austeníticos em Liga Fundida de Aço Carbono**. LAMAT, SENAI Itaúna CETEF, 2013.
- GLADMAN, T. **Aluminium for Grain Size Control**. 1997.
- KRAUSS, G. **Seels Processing, Structure, and Performance**. ASM International, 2005.
- LIANG, X. **The Effect on Carburizing Process on Microstructure and Properties of 20MnCr5 Gear Steel**. ICAMMT, 2021.
- MACHADO, M. **Conformação dos Metais. Fundamentos e Aplicação**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologias do Espírito Santo – IEFS, 2009.
- Metals HandBook. **ASM Volume 4 - Heat Treating**.
- PARRISH, G., **Carburizing: Microstructure and Properties**. ASM, 1999.
- PEROZZO, T. **Análise da Influência dos Parâmetros de Processo no Processamento Termomecânicos de Aços Bainíticos por Dilatometria**. PPGEM, UFRGS, 2019.
- PORTER, A. EASTERLING, E., **Phase Transformation in Metals and Alloys**. 2.ed. 1992.
- REZENDE, G. **Transformações de Fase em Materiais Metálicos**. UNICAMP, 2006.
- SKIERES, J. **Estudo do Processo de Cementação de Tripeças**. UFRGS, 2017.

TOTTEN, G. **Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies**. 2.ed. 2007.

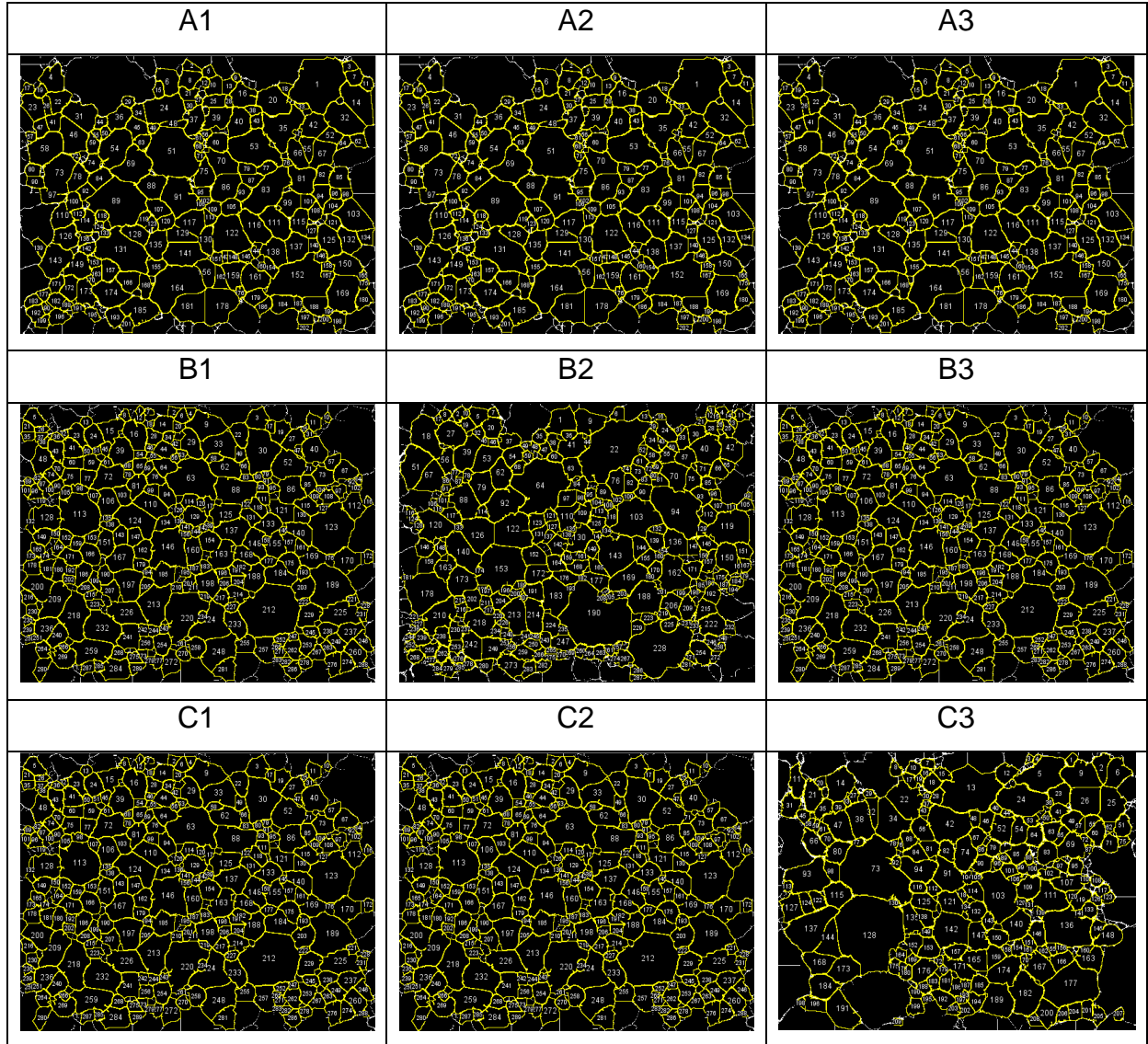
TURRA, J. **Caracterização mecânica e metalúrgica de um aço bainítico de resfriamento contínuo aplicado no processo industrial de forjamento à quente**. PPGEM, Ufrgs, 2021.

## ANEXO A – MICROGRAFIAS ANALISADAS SUPERÍCIE A 30 HZ



**ANEXO B – MICROGRAFIAS ANALISADAS NÚCLEO A 30 HZ**

ANEXO C – MICROGRAFIAS ANALISADAS SUPERÍCIE A 70 HZ



## ANEXO D – MICROGRAFIAS ANALISADAS NÚCLEO A 70 HZ

