

CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI
GUILHERME BUGATTI DOS SANTOS

EVOLUÇÃO DO CRESCIMENTO DE GRÃO AUSTENÍTICO NO AÇO SAE 52100

São Bernardo do Campo

2017

GUILHERME BUGATTI DOS SANTOS

EVOLUÇÃO DO CRESCIMENTO DE GRÃO AUSTENÍTICO NO AÇO SAE 52100

Projeto de Iniciação Científica, apresentado ao Centro Universitário FEI, como parte dos requisitos do Programa PBIC-FEI. Orientado pelo Prof. Dr. Júlio César Dutra.

Coordenador do Projeto: Prof. Dr. Júlio César Dutra

Centro: Departamento de Materiais

Equipe Executora: Guilherme Bugatti dos Santos

Prof. Dr. Júlio César Dutra

Financiador do Projeto: Fundação de Ciências Aplicadas

Data de início: 1.4.2017

Data da provável conclusão: 31.3.2018

São Bernardo do Campo

2017

RESUMO DO PROJETO

O presente projeto tem como objetivo investigar a cinética de crescimento normal de grãos no aço SAE 52100. Para isso, amostras cilíndricas de aproximadamente 15 mm de diâmetro e 15 mm de altura serão submetidas a diversas temperaturas e tempos acima da linha A_{cm} e resfriadas a uma temperatura entre as linhas A_{cm} e A_1 para precipitação de carbonetos de cromo preferencialmente em contornos de grão da austenita de modo que a caracterização do tamanho médio de grão da austenita seja mais facilitada quando comparada a outros métodos já investigados. Em seguida, essas amostras serão temperadas em óleo para que a austenita transforme-se em martensita. O tamanho médio de grão será obtido por meio da norma ASTM E-112, mais especificamente usando o método dos interceptos. Em seguida, serão plotados gráficos do tamanho médio e respectivo erro padrão em função do tempo de modo que as constantes k e n da equação de Beck sejam determinados, assim como a energia de ativação para o crescimento de grão. Por fim, os resultados serão comparados com aqueles da literatura. Espera-se com isso também que a técnica de manutenção interrompida entre as linhas mencionadas tenha reprodutibilidade suficiente para a medida do tamanho médio de grão da austenita nesses aços.

SUMÁRIO

| | |
|--|-----------|
| 1. INTRODUÇÃO..... | 4 |
| 2. OBJETIVOS | 5 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 6 |
| 3.1 CRESCIMENTO DE GRÃO | 9 |
| 4. MATERIAIS E MÉTODOS | 15 |
| 5. RESULTADOS ESPERADOS | 17 |
| 6. CRONOGRAMA | 18 |
| 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 20 |

1. INTRODUÇÃO

Nesse projeto, o objeto de estudo será o aço SAE 52100, um aço hipereutetoide contendo 1% de carbono em sua composição química, além de outros elementos como cromo, silício e manganês (GGD METALS, 2015). Trata-se de um aço para construção mecânica utilizado principalmente na confecção de componentes na manufatura de rolamentos.

Este aço possui boa temperabilidade, tendo em vista os elementos de liga presentes na sua composição química com desdobramentos nas suas microestruturas (SILVA; MEI, 1988). Assim, tornam-se necessários os estudos da metalurgia física e transformações de fase, nos quais através do conhecimento das fases presentes na microestrutura após diversos tratamentos térmicos possa-se entender fenômenos termicamente ativados, tais como o crescimento de grão, que possui como potencial termodinâmico a energia associada com a presença dos contornos de grão e a cinética de movimento dos contornos de grãos, descritas por autores como Abbaschian R.; Abbaschian L., e Reed-Hill (1992), Hosford (2010) e Verhoeven (1987).

Sabe-se que o tamanho de grão austenítico tem forte influência nas propriedades mecânicas do material, tendo em vista que o aço escolhido para este trabalho deve ter boa resistência mecânica e resistência ao desgaste por conta de seu emprego, de modo geral, além de boa resistência à fadiga.

O presente projeto consiste, portanto, na realização de tratamentos térmicos de austenitização e manutenção interrompida na temperatura na qual há precipitação primária de carbonetos de cromo. Esse envelope de carboneto em torno da austenita primária será o delineador dos contornos de grão de austenita. As amostras serão então temperadas em água para que ocorra a transformação martensítica da austenita.

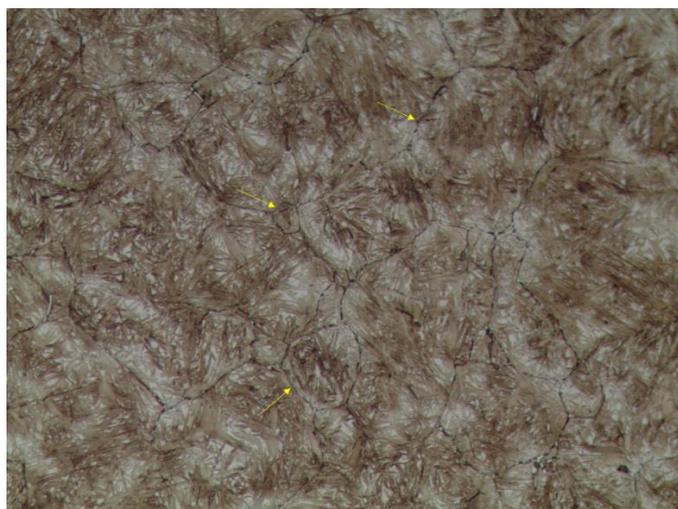
Isso feito, pretende-se medir o tamanho médio de grão da austenita, que se transformou em martensita e através dos parâmetros de tempo e temperatura, pode-se determinar a evolução do crescimento de grão nas diversas temperaturas e tempos, assim como a determinação da energia de ativação para o crescimento de grão e o expoente do tempo, de Burke e Turnbull (1952).

2. OBJETIVOS

O objetivo do presente trabalho de iniciação científica é, primeiramente, analisar a evolução do crescimento normal de grãos no aço SAE 52100, ou seja, a determinação dos valores da energia de ativação para o crescimento de grão e o expoente do tempo propostos originalmente por Burke e Turnbull (1952). Pretende-se também avaliar o quanto o valor de do expoente do tempo n varia com a temperatura.

Diferentemente de outros estudos envolvendo a cinética de crescimento de grão em aços (DUTRA, 1994; 1997), o tamanho de grão austenítico será caracterizado pelo envelope de carboneto de cromo em torno da austenita posteriormente transformada em martensita, o que requer uma técnica de manutenção em uma temperatura abaixo da linha A_{cm} e acima da linha A_1 por curto período tempo. A ideia é que essa técnica se torne reprodutível e suficiente para a caracterização do tamanho de grão austenítico. Essa ideia, na realidade, surgiu de um diálogo com o Prof. Jorge Kolososki,¹ de uma de suas aulas da disciplina de Técnicas de Caracterização de Materiais do currículo do curso de Engenharia de Materiais do Centro Universitário da FEI. A Figura 1, a seguir, mostra o resultado de uma microestrutura submetida a essa técnica de tratamento e analisada por microscopia óptica. As setas amarelas indicam os contornos de grãos.

Figura 1 – Micrografia obtida por microscopia óptica do aço SAE 52100 submetido à técnica de manutenção interrompida entre A_{cm} e A_1 cujos contornos de austenita transformados em martensita foram delineados pela precipitação do carboneto de cromo. Ataque: Nital 2 %.



Fonte: Kolososki, 2017.

¹ Informação verbal do Prof. Jorge Kolososki, no dia 22 de fevereiro de 2017 em diálogo técnico.

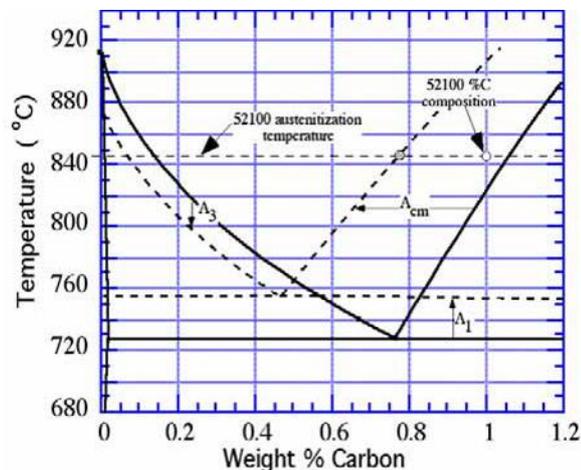
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O aço SAE 52100 é um aço para construção mecânica, de elevado teor de carbono, ligado ao cromo e com moderada temperabilidade, utilizado para beneficiamento quando se pretende atingir elevada dureza após a têmpera, entre 62 e 66 HRC. Trata-se de um aço temperável em óleo e utilizado geralmente na fabricação de componentes para rolamentos. Seus principais tratamentos térmicos são o recozimento para esferoidização, normalização, têmpera e revenimento (GGD Metals, 2015).

O recozimento tem por finalidade reduzir a dureza do aço, aumentar sua usinabilidade ou atingir uma microestrutura ou propriedades desejadas para posteriores etapas de fabricação. Existem, basicamente, três tipos de recozimento: pleno, subcrítico e para esferoidização. Desses, o mais comum para o aço SAE 52100 é o recozimento para esferoidização.

Recozimento pleno consiste em aquecer o aço até a temperatura de austenitização, que seria de 50 °C acima da linha A_3 para aços hipoeutetóides, e de 50°C acima da A_1 para aços hipereutetóides. Nos hipereutetóides não se deve ultrapassar a linha A_{cm} , pois durante o resfriamento haverá formação de carbonetos de cromo ou mesmo cementita nos contornos de grão da austenita, o que causaria a fragilização da peça tratada (SILVA & MEI, 1988; AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1991). Além disso, essas linhas são modificadas quando há outros elementos de liga além do carbono, tais como o cromo, silício e manganês, que são elementos alfacênicos. Desse modo, é prudente o exame do diagrama metaestável Fe-C modificado, uma espécie de pseudobinário, como mostrado na Figura 2.

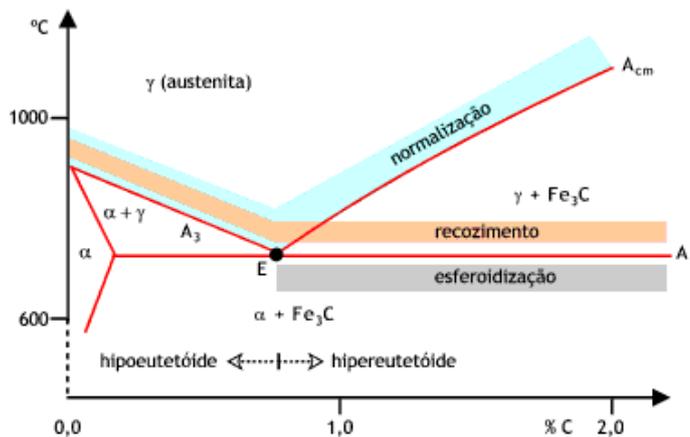
Figura 2 – Diagrama Fe-C (linha cheia) e as linhas tracejadas A_1 , A_{cm} e A_3 deslocadas tendo em vista a composição química do aço SAE 52100.



Recozimento subcrítico ou para alívio de tensões é utilizado, principalmente, para a recuperação de aços trabalhados a frio de baixo teor de carbono, com o intuito de recuperar parte da ductilidade a partir da recristalização de novos grãos de ferrita. A temperatura deve ser abaixo da linha A_1 e, portanto, não há transformações de fase como a nucleação e crescimento de austenita (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1991).

Recozimento para esferoidização tem como objetivo produzir uma microestrutura de carbonetos na forma globular em uma matriz ferrítica, que corresponde ao menor valor de dureza dos recozimentos mencionados. Ele é muito utilizado na indústria com o fito de melhorar a usinabilidade dos aços hipereutetóides que contêm alto teor de carbono. A taxa de esferoidização depende da microestrutura prévia, sendo maior para estruturas martensíticas onde os carbonetos são finos e dispersos (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1991). A esferoidização ocorre em uma faixa de temperatura, num intervalo um pouco acima e um pouco abaixo da linha A_1 . Na Figura 3 é possível observar a região das temperaturas de austenitização utilizadas nos tratamentos térmicos de recozimento pleno, normalização e recozimento para esferoidização, representadas no diagrama esquemático Fe-C.

Figura 3 – Região das temperaturas utilizadas nos tratamentos térmicos de recozimento pleno (laranja), normalização (azul celeste) e recozimento para esferoidização (lilás).



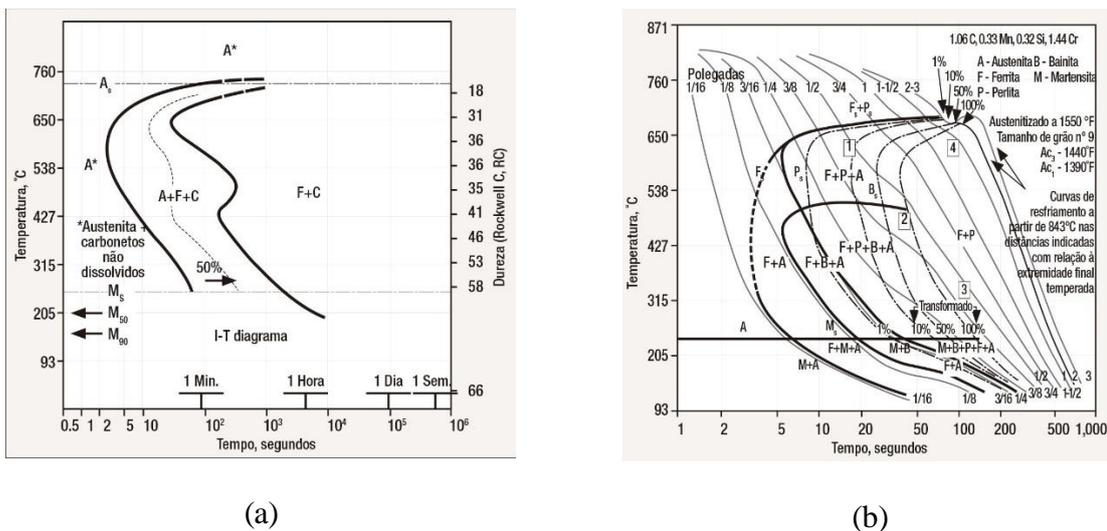
Fonte: MSPC, 2009.

Normalização é um tratamento térmico realizado tanto em aços hipoeutetóides como hipereutetóides; em ambos, ocorre a austenitização completa do aço, seguida de resfriamento ao ar calmo, mas em processos específicos esse pode ser em ar forçado. Em geral, esse tratamento é indicado para homogeneização da austenita após o forjamento, mas antes da têmpera ou revenimento (SILVA & MEI, 1988), além do refino de grão já que no forjamento

há aumento considerável no tamanho de grão austenítico. A faixa de temperatura escolhida para a normalização pode ser observada na Figura 3. A microestrutura formada é perlita fina e ferrita proeutetóide, para aços hipoeutetóides, ou cementita proeutetóide, para aços hipereutetóides (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1990; AMERICAN SOCIETY OF METALS, 2004).

Têmpera é o tratamento térmico onde se objetiva a microestrutura martensítica, conferindo ao aço características como máxima dureza, máxima resistência à tração, máximo limite de escoamento, porém com grande fragilidade. O processo dá-se da seguinte forma, o aço é resfriado rapidamente a partir da temperatura de austenitização até a temperatura abaixo da qual ocorre a formação completa da martensita, caso contrário, haverá retenção de austenita na microestrutura. Ainda sobre a formação da martensita, dependendo da taxa de resfriamento e da dimensão da peça, as curvas de transformação da austenita podem ser interceptadas provocando a formação das fases ferrita e cementita em diferentes morfologias. A Figura 4 (a e b) representa esquematicamente os diagramas TTT e CRC, respectivamente. Sendo uma solução sólida supersaturada, a martensita tem uma dureza muito alta e, portanto, muito frágil, não tendo aplicação para a indústria; por essa razão, é necessário após a têmpera um tratamento subsequente, o revenimento, que será abordado posteriormente.

Figura 4 – Diagrama transformação tempo-temperatura (a) isotérmico (TTT) e (b) resfriamento contínuo (CRC), do aço SAE 52100.



Fonte: Revista Industrial Heating, 2016.

Revenimento é o processo no qual o aço temperado é aquecido a uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização (A₁) e resfriado a uma taxa controlada, conferindo-lhe um aumento na ductilidade sem que haja uma diminuição considerável na dureza (AMERICAN

SOCIETY OF METALS, 1991). A microestrutura presente após o processo de revenimento é a martensita revenida, formada por martensita mais carbonetos, resultantes da difusão do carbono ativada pelo aumento de temperatura para revenir a martensita.

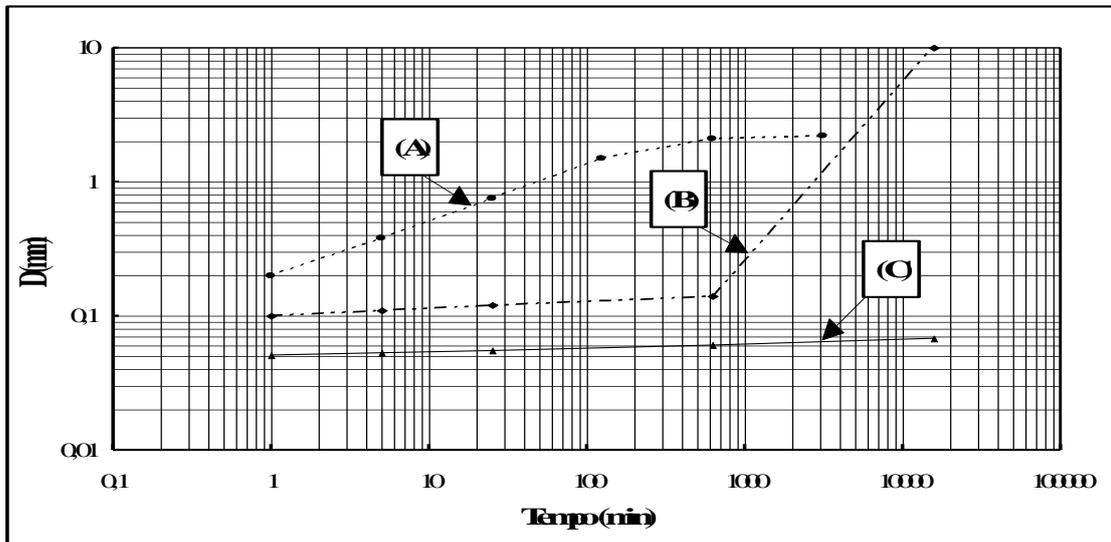
3.1 CRESCIMENTO DE GRÃO

O crescimento de grão é o processo pelo qual o tamanho médio do grão aumenta continuamente durante a manutenção em altas temperaturas. Em um metal totalmente recristalizado, o potencial termodinâmico para o crescimento de grão é devido à energia livre de superfície dos contornos de grão. Quando os grãos crescem em tamanho e decrescem em número, a área de superfície dos contornos de grão diminui, fazendo com que a energia livre total de superfície também diminua (ABBASCHIAN R.; ABBASCHIAN L., REED-HILL, 1992).

O crescimento de grão pode ocorrer a partir de duas formas, normal ou anormal, sendo o primeiro fenômeno conhecido também pelo termo crescimento contínuo de grãos, isso por que como pode ser observado na Figura 5, a curva (A) de aumento do tamanho médio de grão é contínua quando ocorre o crescimento normal (DUTRA, 1994). Já o fenômeno de crescimento anormal de grãos tem vários outros termos que o designam, termos como crescimento descontínuo de grão, recristalização secundária, são alguns desses. O termo crescimento descontínuo de grão é caracterizado pelo comportamento descontínuo da curva (B) de aumento do tamanho médio de grão, podendo também ser observado na Figura 5. Quanto ao termo recristalização secundária este, por sua vez, é atribuído por conta da cinética desse fenômeno ser similar à da recristalização primária, embora não ocorra recristalização nesse processo, podendo ser representada pela equação de Kolmogorov-Avrami-Johnson-Mehl (DUTRA, 1994).

Finalmente, a inibição do crescimento normal de grãos, mostrada pela linha (C) na Figura 5 pode ocorrer por diversas razões, entre elas átomos de soluto, partículas de segunda fase, orientação preferencial pronunciada e sulcos térmicos (DUTRA, 1994). Sabe-se nos dias atuais que esse fenômeno é precursor do crescimento anormal de grãos. Embora não se pretenda investigá-lo nesse trabalho, é possível que ele ocorra dependendo do teor dos elementos de liga presentes na composição química do aço SAE 52100.

Figura 5 – Curva do crescimento (A) normal e (B) anormal de grãos. A curva (C) corresponde a inibição do crescimento normal de grãos.

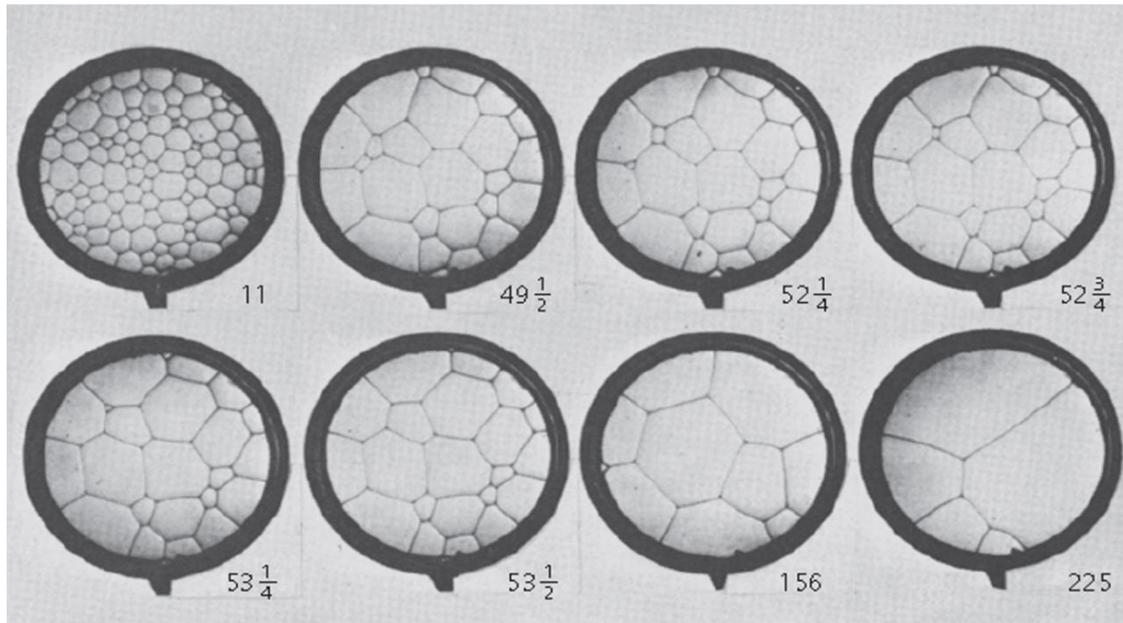


Fonte: DUTRA, 1994, p. 18.

Como o crescimento de grão tem como razão a diminuição da energia livre de superfície associada à presença de contornos de grão, fazendo uma analogia com bolhas de sabão, Smith apud Abbaschian R.; Abbaschian L., Reed-Hill (1992) propôs a teoria topológica de crescimento de grão. Nessa, a diferença de pressão existente entre as bolhas de sabão provoca a difusão gasosa através dos filmes que formam as bolhas, que parte do lado côncavo em relação ao centro de curvatura da bolha e, portanto, de maior pressão, para o lado convexo, de menor pressão. De maneira análoga, a difusão dos átomos ocorre preferencialmente de dentro para fora dos maiores grãos, resultando em um decréscimo do tamanho de algumas bolhas e na movimentação das paredes, sempre no sentido inverso ao da difusão, ou seja, em direção ao seu centro de curvatura (ABBASCHIAN R.; ABBASCHIAN L., REED-HILL, 1992). A Figura 6 apresenta o fenômeno descrito em bolhas de sabão para diversos tempos.

De modo mais exato, entretanto, a migração de átomos depende da temperatura e para o caso de soluções sólidas ou metais puros, o fenômeno também ocorre. Isso significa que há migração de átomos através de contorno tanto do grão com contornos convexos como côncavos; o que ocorre é que o fluxo líquido de átomos será tal que diminua a diferença de potencial químico entre os grãos vizinhos.

Figura 6 - Crescimento de bolhas de sabão em um recipiente plano. Os números representam o tempo de manutenção para o crescimento das bolhas de sabão.



Fonte: Smith apud Abbaschian R.; Abbaschian L., Reed-Hill, 1992, p. 242.

Do ponto de vista termodinâmico, simplificando a forma geométrica do grão a um cilindro de raio de curvatura (ρ), para se alcançar o equilíbrio mecânico, é necessário que haja uma pressão do lado côncavo minimamente maior que a do lado convexo, de forma a equilibrar as forças superficiais existentes. Efetuando as devidas simplificações, as quais não serão apresentadas, podendo serem vistas na sua forma completa em Dutra (1994), a Equação (1) está apresentada abaixo, que mostra a dependência entre a diferença de energia livre de superfície por unidade de volume ΔP , em J m^{-3} , e a energia livre de superfície γ , em J m^{-2} , e o raio de curvatura ρ , em m:

$$\Delta P = \frac{2\gamma}{\rho} \quad (1)$$

A diferença de potencial químico ($\Delta\mu$) é igual ao produto entre o volume atômico (V_a) e a variação de pressão (ΔP) expressa pela Equação 2, vem:

$$\Delta\mu = V_a \Delta P \quad (2)$$

Assim, substituindo a Equação (1) na Equação (2) obtém-se a Equação 3, frequentemente encontrada na literatura sendo atribuída a Gibbs-Thomson ou Kelvin apud Dutra (1994):

$$\Delta\mu = \frac{2\gamma V_a}{\rho} \quad (3)$$

Esta equação traz algumas considerações importantes para entender o comportamento do contorno de grão, sendo elas:

A curvatura do contorno de grão gera o potencial termodinâmico devido à diferença de potencial químico, responsável pela migração preferencial do contorno de um lado para o outro estimulando o crescimento;

Os átomos do lado côncavo do contorno movem-se preferencialmente para o lado convexo do contorno. Assim, o crescimento se dá na direção oposta ao centro de curvatura.

A cinética do movimento de contorno de grão é entendida por meio de dois mecanismos, atomísticos e não-atomísticos. O primeiro, como o nome sugere, ocorre por difusão dos átomos que constituem os grãos e o segundo está relacionado à analogia do crescimento de bolhas de sabão, apresentado anteriormente, porém, abordando aspectos termodinâmicos.

Em se tratando do mecanismo de movimento de contornos de grão análogo a estruturas das bolhas de sabão, o qual se diferencia dos metais pelo seguinte motivo, nos metais a energia livre de contorno de grão pode variar, enquanto na bolha de sabão essa energia permanece constante.

Assumindo que o tamanho de grão seja proporcional ao raio de curvatura ρ mostrado na Equação (1), vem:

$$\Delta P = \frac{2\gamma}{\rho} \approx \frac{k}{D} \quad (4)$$

na qual k é uma constante de proporcionalidade. A taxa de crescimento de grão, portanto, segue a forma:

$$\frac{dD}{dt} = \frac{k}{D} \quad (5)$$

Integrando ambos os lados da Equação (5) de maneira indefinida leva, portanto, à seguinte solução:

$$D \int dD = k \int dt \quad (6)$$

Assumindo que o tamanho de grão inicial é D_0 no tempo t igual a 0 e o tamanho de grão é D no tempo t , vem:

$$D \int_{D_0}^D dD = k \int_0^t dt$$

$$D^2 - D_0^2 = kt \quad (7)$$

geralmente conhecida como lei parabólica do crescimento de grão (CAHN, 1996), com D em m e t em s , logo k possui unidades de $m^2 s^{-1}$.

A Equação (4) foi proposta de forma empírica por Beck apud Dutra (1994) considerando que o tamanho de grão inicial é muito pequeno da Equação (7) quando comparado com o final do fenômeno de crescimento de grão, em condições isotérmicas:

$$D = kt^n \quad (8)$$

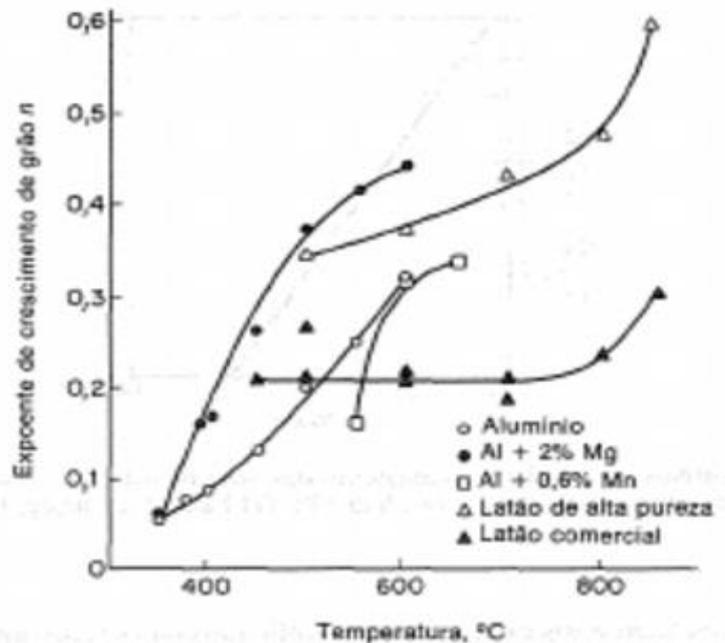
O expoente n corresponde ao coeficiente angular de um gráfico D versus t , ambos na escala logarítmica, representado esquematicamente na Figura 5 pela curva (A).

O valor de k , por sua vez, depende da temperatura porquanto possui um comportamento Arrheniano, ou seja:

$$k = k_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (9)$$

Segundo Abbaschian R.; Abbaschian L., Reed-Hill (1992), na maioria dos casos, o expoente n é menor que 0,5, não sendo constante para um dado metal ou liga metálica, ou seja, ele pode variar com a temperatura. Isso pode ser visto esquematicamente na Figura 7 a qual pode-se observar o expoente n para alguns metais em função da temperatura. Isso significa também que a lei parabólica de crescimento de grão dificilmente foi encontrada experimentalmente, a não ser para metais de alta pureza e em temperaturas próximas da de fusão (DUTRA, 1994).

Figura 7 - Expoente n de crescimento de grão em função da temperatura para alguns metais.



Fonte: Reed-Hill, 1982, p. 262.

O que diferencia o crescimento normal do anormal de grãos são alguns atributos, mais precisamente quatro, que em sua maioria não se aplicam ao crescimento anormal de grãos. Sendo assim, o crescimento normal de grãos caracteriza-se pela sua uniformidade, escala, estabilidade e log-normalidade (DUTRA, 1994). Já o crescimento anormal de grãos, que consiste na migração de alguns poucos grãos em relação aos demais levando a tamanhos consideravelmente maiores que os outros, que permanecem finos. Como o próprio nome sugere, ele ocorre quando o crescimento normal de grãos é impedido de prosseguir por alguns fatores, tais como átomos de soluto, partículas de segunda fase, textura ou orientação preferencial pronunciada e sulcos térmicos (VERHOEVEN, 1987), seguida de outro fator que facilite a migração de uns poucos contornos de grãos, tais como a dissolução de partículas, crescimento competitivo de partículas, mobilidade de contornos especiais (DUTRA, 1994; 1997).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente projeto usará o aço SAE 52100, de composição química conhecida típica como mostrada na Tabela 1. Trata-se de um aço hipereutetóide com teor de cromo acima de 1,0 % que confere maior temperabilidade ao aço, além de teores menores de silício e manganês, todos esses elementos são alfa-gênicos, ou seja, expandem o campo de estabilidade da ferrita, reduzindo o campo de estabilidade da austenita, como mostrado na Figura 2, anteriormente.

Tabela 1 – Faixa de composição química do aço SAE 52100, porcentagens em massa.

| C | Si | Mn | Cr |
|-----------|-----------|-----------|-----------|
| 0,98-1,00 | 0,15-0,35 | 0,25-0,45 | 1,30-1,60 |

Fonte: GGD Metals, 2015.

O procedimento experimental envolve tratamentos térmicos em diversas temperaturas e tempos, manutenção por curto espaço de tempo em temperatura abaixo da linha A_{cm} , seguidos de têmpera e preparação de amostras por metalografia, ataque para revelação dos contornos de grão e medida do tamanho médio de grão de acordo com a norma ASTM E-112 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1982).

Inicialmente, barras de aproximadamente 15 mm serão cortadas em pequenas bolachas de altura de cerca de 15 mm para os tratamentos térmicos. Essas serão submetidas aos tratamentos térmicos de austenitização nas temperaturas e tempos indicados na Tabela 2. Em seguida elas serão mantidas em uma temperatura abaixo da linha A_{cm} para nucleação e crescimento de pequena monta de carbonetos de cromo por curto período de tempo, preferencialmente em contorno de grão, e finalmente temperadas em óleo.

Tabela 2 – Temperaturas e tempos de austenitização que serão estudados nesse trabalho.

| Temperatura (°C) | Tempo (minutos) | | | |
|------------------|-----------------|----|-----|-----|
| | 5 | 25 | 125 | 625 |
| 860 | 5 | 25 | 125 | 625 |
| 880 | 5 | 25 | 125 | 625 |
| 900 | 5 | 25 | 125 | 625 |
| 920 | 5 | 25 | 125 | 625 |
| 940 | 5 | 25 | 125 | 625 |

Fonte: Autor.

Para os tratamentos térmicos será usado um forno à vácuo para que não ocorra perda de carbono do aço na sua superfície, fenômeno esse denominado de descarbonetação, além da oxidação da amostra por conta da reação química entre o oxigênio e o ferro, formando o óxido de ferro, mais conhecido no meio industrial como carepa.

Concluída essa etapa, as amostras serão cortadas, embutidas a quente com baquelite e lixadas de maneira usual, ou seja, as lixas 180, 320, 400 e 600. Finalmente, elas serão polidas em pasta de diamante de 6 e 3 μm . O ataque final será com Nital 2 %, mas levemente atacado a fim de que o carboneto de cromo precipitado nos contornos de grão seja capaz de delinear ou revelar os contornos de grão da austenita.

Vale mencionar que a técnica de se fazer uma manutenção na temperatura abaixo da linha A_{cm} será testada e, portanto, somente exames preliminares mostrarão qual é a melhor temperatura e o melhor tempo para que o carboneto de cromo precipitado no contorno de grão eminentemente seja capaz de revelar com acurácia e reprodutibilidade o contorno de grão da austenita, possibilitando a medida do seu tamanho de grão.

O tamanho médio será medido de acordo com a norma ASTM E-112 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1982); pelo menos 30 campos serão medidos em cada amostra, com um número médio de interceptos por círculo-teste entre 20 e 40.

De posse desses valores do tamanho médio, plotar-se-á um gráfico na escala logarítmica dos tamanhos médios e respectivos erros-padrão em função do tempo, também na escala logarítmica, e da temperatura. Como mostrado na Equação (4), a inclinação das retas mostrará o valor do expoente n da Equação de Beck. Já a energia de ativação será obtida a partir da Equação (5) posto que se terá pelo menos 5 temperaturas investigadas.

5. RESULTADOS ESPERADOS

Os resultados esperados para este trabalho consistem basicamente em duas partes: a primeira seria a realização dos tratamentos térmicos em 20 amostras e, posteriormente, a preparação dessas amostras para a análise metalográfica afim de verificar se a microestrutura desejada foi obtida, microestrutura essa cujo filme ao redor dos contornos de grão da austenita transformou-se de fato em carbonetos de cromo a ponto de delinear com reprodutibilidade os contornos de grão da austenita.

Contemplada a primeira parte, a segunda é a determinação dos valores de K e n da Equação (4) de Beck (DUTRA, 1994), a variação eventual do expoente n e finalmente a determinação da energia de ativação para o crescimento de grão nesse aço, além da comparação do valor determinado com dados já investigados na literatura.

6. CRONOGRAMA

As atividades que serão desenvolvidas serão as seguintes:

Atividade 1: Introdução ao tema crescimento de grão e leitura dos capítulos dos livros textos recomendados que tratam dos fundamentos da metalurgia física aplicados à aços;

Atividade 2: Revisão Bibliográfica contemplando os métodos de caracterização do tamanho (diâmetro médio) de grão e trabalhos publicados sobre crescimento de grão no aço SAE 52100;

Atividade 3: Verificar a disponibilidade do material (aço SAE 52100) no almoxarifado do Centro Universitário da FEI; caso não possua, solicitar junto ao professor orientador a sua compra e demais itens destinados a pesquisa, por meio do preenchimento do formulário FEI-40;

Atividade 4: Conhecer as dependências dos laboratórios de materiais e das informações técnicas dos equipamentos que serão utilizados nos experimentos;

Atividade 5: Realizar investigação preliminar para reprodutibilidade do filme de carboneto de cromo no contorno de grão da austenita;

Atividade 6: Realizar os tratamentos térmicos;

Atividade 7: Preparação das amostras para as análises metalográficas e, posteriormente, através do microscópio óptico (MO) analisar as microestruturas obtidas e determinar o diâmetro médio do grão;

Atividade 8: Comparação dos resultados obtidos com outros trabalhos que investigaram o fenômeno;

Atividade 9: Participação no Simpósio de Iniciação Científica do Centro Universitário da FEI;

Atividade 10: Comunicar-se semanalmente com o orientador, esclarecendo as etapas cumpridas, dificuldades e dúvidas a serem dirimidas;

Atividade 11: Elaboração dos relatórios parcial e final.

Todas essas atividades e sua cronologia podem ser vistas a seguir, na Tabela 3.

Tabela 3 – Cronograma de atividades a serem realizadas nesse projeto pelo candidato à bolsa de iniciação científica do Centro Universitário da FEI.

| Atividade | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 |
|-----------|---|---|---|---|---|---|---|---|---|----|----|----|
| 1 | | | | | | | | | | | | |
| 2 | | | | | | | | | | | | |
| 3 | | | | | | | | | | | | |
| 4 | | | | | | | | | | | | |
| 5 | | | | | | | | | | | | |
| 6 | | | | | | | | | | | | |
| 7 | | | | | | | | | | | | |
| 8 | | | | | | | | | | | | |
| 9 | | | | | | | | | | | | |
| 10 | | | | | | | | | | | | |
| 11 | | | | | | | | | | | | |

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASCHIAN, Reza; ABBASCHIAN, Lara; REED-HILL, Robert E. **Physical Metallurgy Principles**. Boston: Publishing Company. 1992.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Methods for Determining Average Grain Size (E112), **Annual Book of ASTM Standards**. Part 11: Metallography; Nondestructive Testing, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa. p. 135-69, 1982.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Microstructures, Processing, and Properties of Steels. In: _____. **Properties and Selection: Iron, Steels and High Performance Alloys**. 10th ed. s.l.: ASM International, 1990. 1 v. p. 300-328.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Principles of Heat Treating of Steels. In: _____. **Heat Treating**. 10th ed. s.l.: ASM International, 1991. 4 v. p. 14-49.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Normalizing of Steels. In: _____. **Heat Treating**. 10th ed. s.l.: ASM International, 1991. 4 v. p. 85-101.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Annealing of Steel. In: _____. **Heat Treating**. 10th ed. s.l.: ASM International, 1991. 4 v. p. 102-134.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Quenching of Steels. In: _____. **Heat Treating**. 10th ed. s.l.: ASM International, 1991. 4 v. p. 160-290.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Tempering of Steel. In: _____. **Heat Treating**. 10th ed. s.l.: ASM International, 1991. 4 v. p. 291-323.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Physical Metallurgy Concepts in Interpretation of Microstructures. In: _____. **Metallography and Microstructure**. 10th ed. s.l.: ASM International, 2004. 9 v. p. 98-150.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. Metallography and Microstructures of Carbon and Low-Alloy Steels. In: _____. **Metallography and Microstructure**. 10th ed. s.l.: ASM International, 2004. 9 v. p. 1436-1485.

BURKE, J.E.; TURNBULL, D. Recrystallization and Grain Growth. **Progress in Metal Physics**. v.3, p.220-92, 1952.

CAHN, R.W. Recovery and Recrystallization. In: CAHN, R.W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4. ed. v.3 Amsterdam: North-Holland, 1996. Cap. 28. p. 579-680.

DUTRA, J. C. **Crescimento Anormal de Grãos em Aços para Cementação**. 1994. 220 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1994.

DUTRA, J.C. **Cinética de crescimento anormal de grãos em aços inoxidáveis austeníticos Fe-15%Cr-15%Ni com e sem partículas de segunda fase**. 1997. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Dissertação. Orientador: Angelo Fernando Padilha.

GGD METALS. **Aço Construção Mecânica**. 2015. Disponível em: <<http://www.ggdmetals.com.br/produto/sae-52100/>>. Acesso em: 8 jan. de 2017.

HOSFORD, William F. Phase Transformations. In: HOSFORD, William F. **Materials Science: an Intermediate Text**. Cambridge: Cambridge University Press, 2007. Cap. 11. p. 104-120.

MSPC INFORMAÇÕES TÉCNICAS. **Tratamentos térmicos**. 2009. Disponível em: <<https://www.mspc.eng.br/ciemat/aco140.shtml>>. Acesso em: 6 fev. 2017.

REED-HILL, R. Recozimento. In: _____. **Princípios de Metalurgia Física**. Tradução Franklin Ervad. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. cap. 7, p. 228-276.

SILVA, A. L., & MEI, P. R. Tratamentos térmicos. In: _____. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988. cap. 3, p. 93-152.

TITUS, Jack. Endurecimento de superfície: Comparando HPGQ, óleo e sal. **Revista Industrial Heating**, p. 50-53, jan./mar. 2016. Disponível em : <<http://revistaih.com.br/endurecimento-de-superficie-comparando-hpgq-oleo-e-sal/>>. Acesso em : 1 fev. 2017.

VERHOEVEN, J. D. Intercaras. In: _____. **Fundamentos de Metalurgia Física**. Tradução Osvaldo Silva Luna. 1. ed. s.l.: Limusa, 1987. cap. 7, p. 189-236.

VERHOEVEN, J. D. Metallurgy of Steels for Bladesmiths & Others who Heat Treat and Forge Steel. 2005. 201 p.