



**Universidade Federal do Ceará**  
**Centro de Tecnologia**  
**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**  
**Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica**  
**Trabalho Final de Curso**

**DÁVILA DE OLIVEIRA VIANA**

**TRATAMENTO TÉRMICO EM AÇO CARBONO ASTM A36 E SUA**  
**INFLUÊNCIA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO**

**FORTALEZA - CE**

**2019**

**DÁVILA DE OLIVEIRA VIANA**

**TRATAMENTO TÉRMICO EM AÇO CARBONO ASTM A36 E SUA  
INFLUÊNCIA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO**

Trabalho Final de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito à obtenção do título de Engenheira.

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

**Coorientadora:** Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Nadia Khaled Zurba

**FORTALEZA - CE**

**2019**

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

---

- V667t Viana, Dávila de Oliveira.  
Tratamento Térmico em Aço Carbono ASTM A36 e sua Influência na Resistência à Corrosão /  
Dávila de Oliveira Viana. – 2019.  
68 f. : il. color.
- Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia,  
Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.  
Orientação: Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva.  
Coorientação: Profa. Dra. Nadia Khaled Zurba.
1. Tratamento térmico. 2. Resistência à corrosão. 3. Tamanho de grão. I. Título.

CDD 669

---

**DÁVILA DE OLIVEIRA VIANA**

**TRATAMENTO TÉRMICO EM AÇO CARBONO ASTM A36 E SUA  
INFLUÊNCIA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO**

Trabalho Final de Curso apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito à obtenção do título de bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: \_\_\_/\_\_\_/\_\_\_\_\_.

**BANCA EXAMINADORA:**

---

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

---

Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Nadia Khaled Zurba.  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

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

A Deus.

Aos meus pais, Elias e Zildete.

Ao Marcelo Angelotto

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente quero agradecer a Deus por permitir uma vida com saúde e disposição para ter alcançado tantas conquistas, inclusive a conclusão desse curso.

Aos meus pais, Elias e Zildete, pela educação, dedicação e orientação. Em especial, quero agradecer imensamente ao meu pai que sempre batalhou muito para proporcionar o melhor para os filhos e por ter me concedido um amor indescritível, pois sem isso eu não teria chegado onde estou hoje.

Ao Marcelo Angelotto, por toda força e carinho, por estar ao meu lado desde meu primeiro ano de universidade, sempre incentivando e acreditando no meu potencial. Agradeço por sua paciência e assistência nos períodos que dediquei a esse trabalho e a outros projetos.

À minha coorientadora Prof<sup>a</sup>. Nadia Zurba, por sua dedicação a esse trabalho e pela excelente orientação enquanto fui sua bolsista de CNPq. Hoje é uma amiga que quero muito bem.

Ao Dr. Daniel Girão, um grande amigo que cativei desde 2017 quando estive como bolsista no LPC na UFC. Uma pessoa que tenho muita admiração e carinho. Só tenho a agradecer imensamente por sempre ter se disposto a me ajudar e me dar dicas que fizeram parte da minha evolução profissional e pessoal.

À banca examinadora, professores Marcelo José, Nadia e Jorge, pelo tempo e valiosas colaborações.

Aos meus amigos da UFC, Jeová, Fabrício e Bruno, pelas parcerias nos trabalhos em equipe e conhecimentos compartilhados. Vocês fazem parte dessa caminhada e que hoje concluímos juntos. Muito obrigada!

E por último, mas não menos importante, aos professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, que proporcionaram elevado conhecimento e uma visão de profissão que escolhi seguir.

Sou muito grata a todos que citei e a muitos outros que fazem parte da minha vida e do meu dia-a-dia: amigos, irmãos, colegas de trabalho, aqueles que me tornam uma pessoa melhor, uma profissional melhor.

Hoje finalizo essa etapa muito feliz e satisfeita por ter persistido, estou pronta para enfrentar novos desafios.

*“Depois de escalar uma grande montanha se  
descobre que existem muitas outras  
montanhas para escalar”.*

*Nelson Mandela.*

## RESUMO

O aço ASTM A36 é um aço estrutural de baixa liga com uma larga utilização na construção civil e aplicações comuns. A composição química influencia diretamente nas propriedades metalúrgicas dos metais, como no caso do aço, no qual se verifica o teor de carbono e outros elementos de liga (manganês, silício, enxofre) para relacionar com as resistências, por exemplo. Apesar da resistência à corrosão ser relativamente limitada, o aço carbono é usado em larga escala em aplicações marítimas, produção e refino de petróleo, por exemplo. É possível modificar algumas propriedades do aço com o uso de tratamentos térmicos, como recozimento pleno, normalização, têmpera, que as melhoram devido à mudança da microestrutura. O recozimento dos aços é o tratamento térmico que envolve a austenitização, na qual os núcleos de austenita têm preferência de se formarem nos contornos de grão da ferrita e, posteriormente, a transformação perlítica. Essa nucleação tenderá a homogeneizar a perlita existente na microestrutura, além do resfriamento lento que proporcionará o crescimento do grão. Este trabalho teve como propósito apresentar como essa transformação de fases, causada pela alta temperatura exposta e posteriormente ao resfriamento lento, influenciou na microestrutura e nas propriedades de resistência à corrosão em meio salino, além de analisar a minimização de um fenômeno chamado de bandeamento, fenômeno que descreve a perlita em formato preferencial em direção à laminação. Dos resultados, verificou-se que o tratamento térmico de recozimento pleno influenciou diretamente no tamanho de grão e a organização de perlita fina conforme a temperatura de austenitização foi aumentada. Além disso, observou-se que o tamanho de grão e a resistência a corrosão não é uma relação linear e, por se tratar de um aço hipoeutetóide, não se obteve resultados de grande expressividade, porém, no geral, a amostra tratada a 950 °C obteve melhores resultados.

**Palavras-chave:** Tratamento térmico. Resistência à corrosão. Tamanho de grão.

## ABSTRACT

ASTM A36 steel is a low alloy structural steel with wide use in construction and common applications. The chemical composition directly influences the metallurgical properties of metals, as in the case of steel, in which the carbon content and other alloying elements (manganese, silicon, sulfur) are verified to relate to the strengths. Although corrosion resistance is relatively limited, carbon steel is widely used in marine applications, petroleum production and refining, for example. It is possible to modify some properties of steel with the use of heat treatments, such as full annealing, normalizing, quench hardening, which improve them due to the microstructure change. Steel full annealing is the heat treatment in which it involves austenitizing, in which austenite nucleus prefer to form on the grain boundaries of the ferrite and subsequently perlite transformation. This nucleation will tend to homogenize the existing perlite in the microstructure, in addition to the slow cooling that will provide the grain growth. The purpose of this work is to present how this phase transformation, caused by high exposed temperature and after slow cooling, will influence the microstructure and corrosion resistance properties in saline environments, besides analyzing the minimization of a phenomenon called banding, which is when the perlite has shapes towards the lamination. From the results, it was found that the full annealing heat treatment directly influenced the grain size and the organization of fine perlite as the austenitizing temperature was increased. In addition, it was observed that the grain size and corrosion resistance is not a linear relationship and, because it is a hypoeutectoid steel, it did not obtain significant results, but in general, the sample treated at 950 °C obtained better results.

**Keywords:** Heat treatments; Corrosion resistance; Grain size.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama em Equilíbrio Ferro Cementita.....	21
Figura 2: Diagrama Fe-C região do hipoeutetóide. ....	23
Figura 3: Ilustração da microestrutura de um aço hipoeutetóide em resfriamento lento. ....	25
Figura 4: Figura ilustrativa das forças na laminação.....	26
Figura 5.: Processo de recristalização.. ....	27
Figura 6.: Transformação da microestrutura na laminação a quente.....	27
Figura 7.: Microsegregação e Bandeamento.. ....	29
Figura 8.: Sumário gráfico dos tratamentos térmicos para aços no diagrama de equilíbrio Temperatura x Composição em %p.....	31
Figura 9.: Transformações possíveis envolvendo a decomposição da austenita.....	32
Figura 10: Variação da energia da Gibbs de duas fases, em função da temperatura.....	33
Figura 11.: Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente a partir do campo austenítico, correspondentes aos pontos de (b), (c) e (d) respectivamente. ....	34
Figura 12.: Representação esquemática de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento. ....	35
Figura 13.: Método planimétrico de Jeffries. ....	37
Figura 14.: Diagrama de transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide. ....	38
Figura 15.: Representação da precipitação dos carbonetos na região do contorno do grão. ....	39
Figura 16.: A eletroquímica convencional do aço com a formação de pilhas microgalvânicas entre fases ferro –carbonetos e ferritas . ....	40
Figura 17: Fluxograma da preparação de amostras. ....	42
Figura 18: Micrografia do aço ASTM A36 como recebido para estudo (sem tratamento térmico) com aumento de 100X. ....	47
Figura 19: Micrografia do aço ASTM A36 após processo de recozimento pleno a 950°C por 30 minutos com aumento de 100X. ....	47
Figura 20: Micrografia do aço ASTM A36 após processo de recozimento pleno a 1100°C por 30 minutos com aumento de 100X. ....	48
Figura 21: Micrografia do aço ASTM A36 após processo de recozimento pleno a 1300°C por 30 minutos com aumento de 100X. ....	48
Figura 22: Micrografia do aço ASTM A36 sem tratamento (a) tratado a 950°C (b), 1100°C (c) e 1300°C (d) aumentado em 100X.....	50
Figura 23: Micrografia do recebido ampliado 1000X observado pelo MEV.....	52
Figura 24: Micrografia do tratado a 950°C ampliado 1000X observado pelo MEV.....	52
Figura 25: Micrografia do tratado a 1100°C ampliado 1000X observado pelo MEV.....	53

Figura 26: Micrografia do tratado a 1300°C ampliado 1000X observado pelo MEV.....	53
Figura 27: Lamelas de perlita do recebido ampliado 30000X observado pelo MEV. ....	54
Figura 28: Lamelas de perlita do tratado a 950°C ampliado 30000X observado pelo MEV. ...	54
Figura 29: Lamelas de perlita do tratado a 1100°C ampliado 30000X observado pelo MEV. ...	55
Figura 30: Lamelas de perlita do tratado a 1300°C ampliado 30000X observado pelo MEV. ...	55
Figura 31: Difratoograma da amostra como recebido. ....	56
Figura 32: Difratoograma da amostra tratada a 950°C. ....	56
Figura 33: Difratoograma da amostra tratada a 1100°C. ....	57
Figura 34: Difratoograma da amostra tratada a 1300°C. ....	57
Figura 35: Densidade de corrente de troca e potencial de corrosão da amostra como recebida.....	62
Figura 36: Identificação da densidade de corrente e potencial de corrosão da amostra tratada a 950°C. ....	62
Figura 37: Densidade de corrente de troca e potencial de corrosão da amostra tratada a 1100°C. ....	63
Figura 38: Densidade de corrente de troca e potencial de corrosão da amostra tratada a 1300°C.....	63

## **LISTA DE GRÁFICOS**

Gráfico 1: Gráfico do tamanho de grão ASTM (G) de acordo com o aumento da temperatura de recozimento pleno.....	51
Gráfico 2: Potencial de circuito aberto ( $E_{oc}$ ) das amostras como recebidas e tratadas termicamente a 950°C, 1100°C e 1300°C. ....	59
Gráfico 3: Diagramas de Nyquist das amostras como recebida e tratadas termicamente a 950°C, 1100°C e 1300°C.....	60
Gráfico 4: Curvas de polarização potenciodinâmica anódica e catódica das amostras como recebidas e tratadas termicamente a 950°C, 1100°C e 1300°C.....	61

## **LISTA DE TABELAS**

Tabela 1. Composição Química do Aço ASTM A36.....	26
Tabela 2. Resultado da Análise Química da Amostra de Aço ASTM A36.....	41
Tabela 03: Resultados de tamanho de grão com o aumento da temperatura de recozimento pleno.....	51
Tabela 4: Resultados do Ensaio de Polarização Potenciodinâmica (PP).....	64

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (em português, Sociedade Americana de Testes e Materiais)
EIE	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica
PP	Polarização Potenciodinâmica
OCP	<i>Open Circuit Potential</i> (em português, Potencial de Circuito Aberto)
NBR	Norma Brasileira Regulamentar
UFC	Universidade Federal do Ceará
LPC	Laboratório de Pesquisa em Corrosão
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
LPTS	Laboratório de Pesquisa em Tecnologia da Soldagem
MO	Microscópio Ótico
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
RP	Resistência à Polarização
TTT	Tratamento Térmico
$E_{oc}$	Potencial de Circuito Aberto
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
TMCP	<i>Thermomechanical Controlled Process</i> (em português, Processo Termomecânico Controlado).

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\Omega$	Ohm
%	Porcentagem
©	Copyright
®	Marca Registrada
$\alpha$	Fase ferrita do aço
$\gamma$	Fase austenita do aço

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	18
1.1. Relevância do Tema e Justificativa .....	18
1.2. Motivação do Tema e Antecedentes da Pesquisa.....	18
1.3. Problematização.....	19
1.4. Objetivos.....	20
1.4.1. Objetivo Geral .....	20
1.4.2. Objetivos Específicos .....	20
2. REVISÃO DA LITERATURA .....	21
2.1. Diagrama Ferro-Carbono.....	21
2.1.1 Transformações que Ocorrem em Aços Hipoeutetóides .....	22
2.2. Aço ASTM A36 .....	25
2.2.1. Processo de Laminação - Chapas .....	26
2.3. Formação de Fases Bandeadas .....	28
2.4. Tratamento Térmico .....	29
2.4.1. Recozimento Pleno.....	30
2.4.2. Transformações de Fases no Estado Sólido .....	32
2.4.3. Termodinâmica das Transformações de Fases .....	32
2.4.4. Formação da Austenita com o Aquecimento.....	33
2.4.5. Mecanismo e Cinética da Austenitização.....	34
2.4.6. Crescimento de Grão .....	35
2.5. Curva TTT para Aços Hipoeutetóides.....	37
2.6. Tamanho de Grão e Resistência à Corrosão.....	38
2.6.1. Influência na Resistência à Corrosão.....	38
3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL .....	41
3.1. Preparação de Amostras .....	41
3.1.1. Ataque com Nital 2.0% .....	42
3.1.2. Microscopia Ótica.....	42
3.1.3. Microscopia Eletrônica de Varredura.....	43
3.1.4. Difração de Raios-X.....	43
3.1.5. Resistência à Corrosão.....	43

3.2. Aparato Experimental.....	43
3.3. Tratamento Térmico (TTT) .....	44
3.4. Medidas de Tamanho de Grão.....	44
3.5. Medidas de Resistência à Corrosão .....	44
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	46
4.1. Caracterização do Tamanho de Grão e Fases Bandeadas.....	46
4.1.1. Microscopia Ótica.....	46
4.1.2. Medida do Tamanho de Grão .....	50
4.1. Caracterização Microestrutural e Fases Cristalinas.....	52
4.2.1. Microscopia Eletrônica de Varredura.....	52
4.2.2. Caracterização por Difração de Raios-X.....	56
4.3. Medidas de Resistência à Corrosão .....	57
4.3.1. Ensaio Eletroquímico .....	58
4.3.1. Monitoramento do Potencial de Circuito Aberto (OCP).....	58
4.3.2. Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE).....	60
4.3.3. Polarização Potenciodinâmica (PP).....	61
5. CONCLUSÃO.....	65
PERSPECTIVAS DE TRABALHOS FUTUROS .....	66
REFERÊNCIAS .....	67

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. Relevância do Tema e Justificativa

O **recozimento pleno** é um processo de **tratamento térmico (TTT)** bastante praticado a nível laboratorial e industrial que serve para melhorar as propriedades de ligas de aço carbono. Justifica-se, na prática, pela facilidade de produzir modificações microestruturais sem que haja a necessidade de alterar a composição química do aço, tornando-se, portanto, uma alternativa economicamente viável. Mais especificamente, o recozimento pleno pode ser útil para produzir um alívio das tensões residuais oriundas das conformações mecânicas e deformações plásticas, como ocorre tipicamente nos processos de laminação (a quente ou a frio) para obter uma **chapa de aço laminada**. Tal processo possibilita um aumento controlado do **tamanho de grão** e permite que a cinética e difusões atômicas ocorram, pois há tempo e energia suficiente para isso. Esse controle depende dos parâmetros sob o efeito da temperatura utilizados, definidos pela curva de aquecimento e resfriamento.

O **aço carbono ASTM A36** tem sido comercialmente produzido com a finalidade de utilização estrutural e em aplicações comuns, tais como: estruturas metálicas, de pórticos, serralheria, passarelas, máquinas, equipamentos, infraestrutura e amplo uso na construção civil. As características desse aço possibilitam seu uso versátil em juntas soldadas, rebitadas ou parafusadas, cuja disponibilidade de produtos é compreendida por chapas laminadas, perfis I, U, J, L e T, cantoneiras, barras redonda, chata e quadrada, entre outros. Nesse contexto, o presente estudo sobre o tratamento térmico de aço ASTM A36 é relevante para compreender melhor as possíveis modificações que podem ser realizadas na sua microestrutura, de modo a potencializar sua aplicação nos diferentes segmentos estruturais da construção civil. Além disso, o trabalho justifica-se pela importância de compreender a influência dessas alterações no seu desempenho quando exposto a ambientes corrosivos.

## 1.2. Motivação do Tema e Antecedentes da Pesquisa

O interesse pelo tema sobre aço ASTM A36 teve início no semestre 2017.2 na disciplina “**Tratamento Térmico de Ligas Metálicas**”, ministrada pelo Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de

Materiais da UFC.

Naquela oportunidade, o estudo realizado no âmbito da disciplina demonstrou as vantagens dos tratamentos térmicos nos aços, entre as quais um possível controle no crescimento e tamanho de grão, bem como a sua correlação com a resistência à corrosão. O antecedente da pesquisa consistiu no estudo do tratamento térmico de recozimento pleno de um aço ASTM A36, com o propósito de aumentar o tamanho de grão, mediante um resfriamento lento dentro do forno. A partir daquele estudo, surgiu a motivação em aprofundar os ensaios e obter resultados mais consistentes.

### 1.3. Problematização

O problema abordado incide sobre o aço ASTM A36 para uso na construção civil como material estrutural, cuja utilização é ampla e geralmente exposta à atmosfera. Pelo fato de possuir pequenas quantidades de carbono ( $C < 0,76\%$ ), um hipoeutetóide, e ser balanceado com ferro (99% Fe), entre outros elementos de liga, tem como característica uma propensão à oxidação na ausência de um revestimento superficial de proteção. Logo, uma das maiores limitações desse aço de baixo carbono é a sua susceptibilidade a ambientes marítimos, pois sua resistência à corrosão é relativamente baixa.

Importa considerar que a atmosfera marinha das regiões litorâneas tem um papel fundamental no processo corrosivo de aços estruturais (Rocha Filho, 2017), onde o meio ambiente é o principal agente em deterioração dos materiais. No caso da aplicação do **aço ASTM A36** em edificações na cidade de Fortaleza, CE, Brasil, a presença constante do contaminante natural atmosférico de **íons cloreto (Cl<sup>-</sup>)** pode se tornar um fator agravante no seu desempenho estrutural.

Nessa perspectiva, um dos principais problemas a ser solucionado consiste em como prolongar a vida útil desse aço quando exposto a ambientes corrosivos. Assim, os seguintes questionamentos elucidam o problema geral de pesquisa:

Qual a influência de um tratamento térmico de recozimento pleno de um aço ASTM A36 na sua microestrutura? Quais as modificações que ocorrem nas fases cristalinas, tamanho de grão e organização dos microconstituintes após o alívio de tensões? Qual a correlação entre os parâmetros testados e respectivas modificações na resistência à corrosão do aço? Quais as limitações e viabilidade desse processo?

## 1.4. Objetivos

### 1.4.1. Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho consiste em estudar o aço carbono ASTM A36 sob o efeito do tratamento térmico, a partir de uma amostra padrão do material (i.e. tal como recebido) e três amostras obtidas após o recozimento pleno, de modo a produzir mudanças na sua microestrutura e a compreender a influência destas alterações na organização da perlita, quais fases existentes e na resistência à corrosão.

### 1.4.2. Objetivos Específicos

Mais especificamente, o trabalho visa:

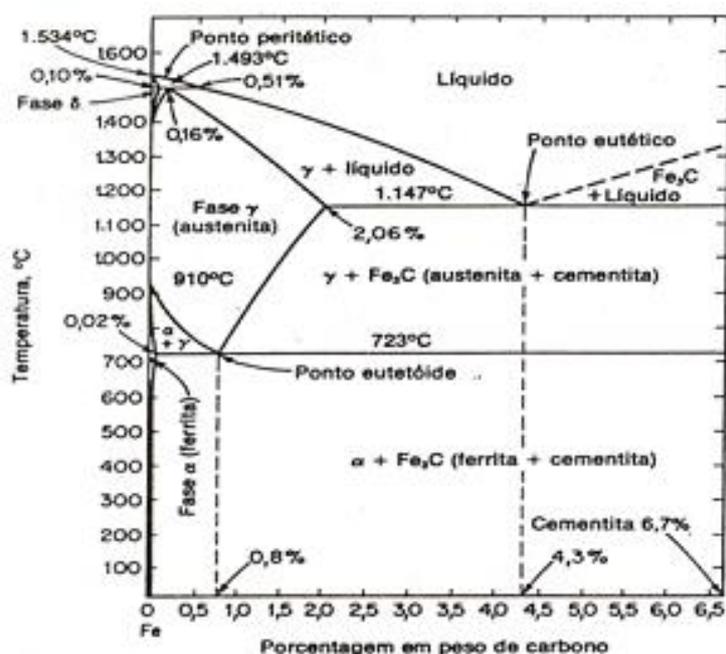
- Efetuar o **tratamento térmico de recozimento pleno acima da zona crítica**, sob diferentes faixas de temperatura de aquecimento a 950 °C, 1100 °C e 1300 °C, e estudar a evolução **do tamanho de grão e minimização de fases bandeadas**, através da caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) e medidas de tamanho de grão pelo Método Planimétrico de Jeffries;
- Analisar possíveis modificações produzidas na **(micro) estrutura e fases cristalinas** após o tratamento térmico, através das técnicas de difração de raios-X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Estudar a influência do tratamento térmico realizado na resistência à corrosão do aço hipoeutetóide, através de ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE), medida do potencial aberto (OCP) e polarização potenciodinâmica (PP) simulado em ambiente corrosivo.

## 2. REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1. Diagrama Ferro-Carbono

O Diagrama Ferro-Carbono (Fe-C) é o diagrama de equilíbrio entre o ferro e o carbono, logo se torna essencial para o estudo dos aços. A figura 1 abaixo mostra o diagrama da liga binária Fe-C para teores até 6,7% de carbono.

Figura 1: Diagrama em Equilíbrio Ferro Cementita.



Fonte: Apostila Petrobrás Eng. De Equipamentos Jr Mecânica – UTFPR (Adaptado).

O Diagrama Ferro-Carbono (Fe-C) é também conhecido como Ferro-Cementita (Fe-Fe<sub>3</sub>C) devido ser o composto formado pelo carbono em ligação com o ferro chamado de cementita ou carbeto de ferro (Fe<sub>3</sub>C) em situações de equilíbrio. Entretanto, não se trata de um equilíbrio estável, pois mesmo em ligas relativamente puras, quando mantidas em altas temperaturas, na faixa dos 700°C, a cementita tende a se decompor em ferro e carbono (em forma de grafita).

Os pontos mostrados no diagrama são de extrema importância para prevê as mudanças de fases conforme temperatura e teor de carbono. Para estudo dos aços, os pontos mais importantes são o peritético, que forma-se em torno de 1534 °C, e o eutetóide, que possui aproximadamente 0,8%p de carbono e encontra-se em uma temperatura de 723°C, chamada de equilíbrio Ferro-Fe<sub>3</sub>C ou zona crítica, devido ser a

temperatura limite de transformação das fases da ferrita (ferro- $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) em austenita (ferro- $\gamma$ ). Essa transformação ocorre da decomposição da cementita e dos rearranjos cristalinos, nos quais mudam a estrutura cristalina sob a forma alotrópica do ferro, CCC (ferrita) para CFC (austenita). Sendo a ferrita a fase composta somente por ferro e a austenita a solução sólida do carbono no ferro. Logo acima, a  $738^\circ\text{C}$ , há a linha de equilíbrio Ferro – Grafita.

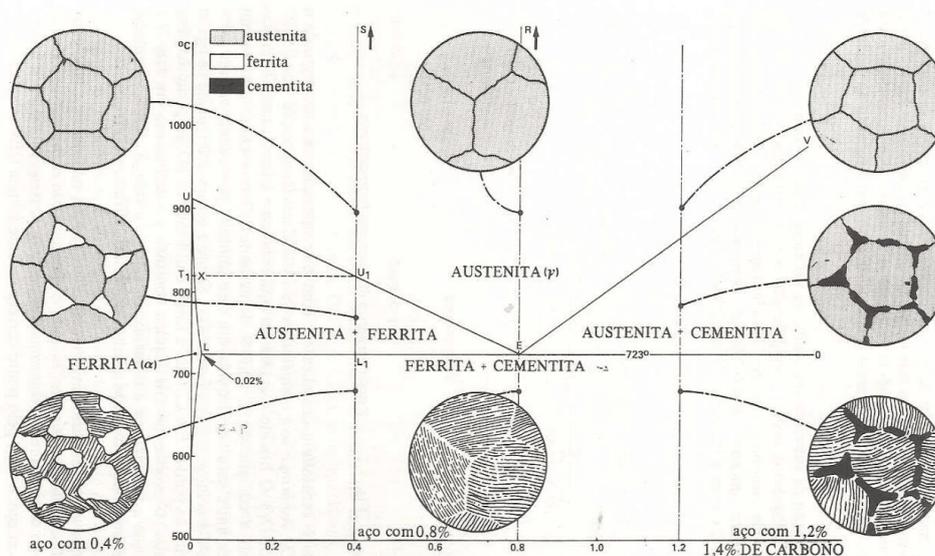
O ferro puro, como se sabe, apresenta-se até  $912^\circ\text{C}$  sob a forma alotrópica alfa ( $\alpha$ ) e a partir de  $912^\circ\text{C}$  até  $1394^\circ\text{C}$  no estado alotrópico gama ( $\gamma$ ). Essas formas alotrópicas se caracterizam por possuírem reticulados cristalinos diferentes: o ferro  $\alpha$ , reticulado cúbico de corpo centrado e o ferro  $\gamma$ , reticulado cúbico de face centrada. A principal consequência desse fato, de grande importância prática nos tratamentos térmicos das ligas ferro-carbono, é a seguinte: *o ferro gama pode manter em solução o carbono, ao passo que o ferro alfa não*. A solução sólida do carbono do ferro  $\gamma$  é chamada de austenita. Esse constituinte, portanto, no diagrama de equilíbrio Fe-C, somente aparece em temperaturas elevadas. (Chiaverini, Aços e Ferros Fundidos, p.25).

Na realidade o ferro- $\alpha$  pode manter em solução uma quantidade de carbono muito pequena, na faixa de  $0,008\%p$  à temperatura ambiente, que pode até ser desprezada. Já a  $727^\circ\text{C}$ ,  $0,02\%p$  de carbono podem se dissolver no ferro alfa. Entre  $727^\circ\text{C}$  e  $912^\circ\text{C}$  há o decréscimo novamente da solubilidade sólida do carbono no ferro alfa. Entretanto, como citado por Chiaverini, após  $912^\circ\text{C}$  a mudança de estado alotrópico para ferro gama, permite uma maior solubilidade de carbono, mas a solubilidade do carbono no ferro gama não é ilimitada. Ela é máxima a  $1148^\circ\text{C}$  e corresponde a  $2,11\%p$  de carbono, acima desse teor já é ferro fundido, no qual contempla o ponto eutético do diagrama. À medida que a temperatura decresce a partir de  $1148^\circ\text{C}$ , a quantidade de carbono solúvel no ferro gama torna-se cada vez menor até que a  $727^\circ\text{C}$  ela é apenas  $0,77\%p$ .

### **2.1.1 Transformações que Ocorrem em Aços Hipoeutetóides**

Os aços que apresentam carbono abaixo de  $0,77\%p$  são chamados de hipoeutetóides.

Figura 2: Diagrama Fe-C região do hipoeutetóide.



Fonte: Curvas de transformação x Tempo X temperatura, Notas de estudo de Engenharia Mecânica Universidade Federal do Paraná (UFPR).

Considere-se o esfriamento de um aço hipoeutetóide com 0,4%p de carbono por exemplo. Ao atravessar a linha “solidus”, ele está inteiramente solidificado, na forma de uma solução sólida perfeita – austenita – e assim permanecerá até atingir o limite superior da zona crítica, linha A1, como mostra a figura 2 nas transformações de fases em um aço com 0,4%p. Essa austenita conterá 0,3%p de carbono dissolvidos no ferro gama e se apresentará na forma de cristais com reticulado cúbico de face centrada. Se fosse possível seu exame ao microscópio, este constituinte se mostraria parecido com o ferro puro. Com o resfriamento, o ferro gama começa a se transformar em ferro alfa, o qual, como não pode manter em solução senão um teor mínimo de carbono, separa-se ocasionando, em consequência, um enriquecimento de carbono na austenita remanescente. Para que ocorra nova mudança desta austenita não transformada será, portanto, necessário um rebaixamento ulterior de temperatura. Suponha-se que se tenha atingido esse ponto, mais ferro gama terá se transformado em alfa, que se separa ocasionando ainda maior enriquecimento de carbono da austenita remanescente. A exata composição das duas fases em equilíbrio, é possível prevê a partir da Regra da Alavanca. Na figura 2, vê-se claramente que ferro alfa (ou ferrita) separado apresenta uma pequena porcentagem de carbono, ao passo que a austenita restante se enriquece paulatinamente de carbono. (CHAVERINE, AÇOS E FERROS FUNDIDOS, 2012, p.26 - Adaptado).

Quando o resfriamento atingir a temperatura de 727 °C, alcançando a zona crítica, o aço constituirá de certa quantidade de ferrita e 0,77%p de carbono. Ou seja, o aço com 0,4%p de carbono apresentará a máxima quantidade de ferrita possível e o restante será os 0,77%p de carbono na austenita. Após passar pela zona crítica, a transformação da austenita remanescente em ferrita é extremamente rápida resultando em uma microestrutura composta por ferrita e Fe<sub>3</sub>C (cementita), a qual não possui tempo suficiente para assumirem posições perfeitamente distintas. Dessa forma, esses dois constituintes passam a se organizar em forma de lâminas delgadas, distribuídas alternadamente, bem próximas uma das outras, sendo possível ser observada em um Microscópio Eletrônico de Varredura.

O constituinte lamelar formado é chamado de perlita. O resfriamento até a temperatura ambiente, não se observa mais nenhuma mudança estrutural, somente difusão do carbono, que dependendo da temperatura de resfriamento, definirá a espessura das lamelas. Em resumo, os aços hipoeutetóides são constituídos à temperatura ambiente de ferrita e perlita. Quanto menor o teor de carbono, a microestrutura haverá mais quantidade de ferrita.

Outro fato importante a ressaltar é o seguinte: num aço hipoeutetóide, com teor de carbono, portanto inferior a 0,77%p, o resultado do resfriamento lento é uma microestrutura que contem quantidades de ferrita e perlita, as quais podem ser previstas.

É possível quantificar o percentual de constituintes existentes aplicando a “Regra da Alavanca”. Para aplicar a regra, usaremos um aço hipoeutetóide com teor de carbono de 0,4%p como exemplo. Um aço hipoeutetóide é definido pelo teor de carbono estar entre 0%p e 0,77%p, sendo ferrita localizada no lado esquerdo do diagrama e a cementita do lado direito. E assim, aplica-se a “regra da alavanca” ou, como também é conhecido, “regra do lado oposto”.

O cálculo da regra da alavanca:

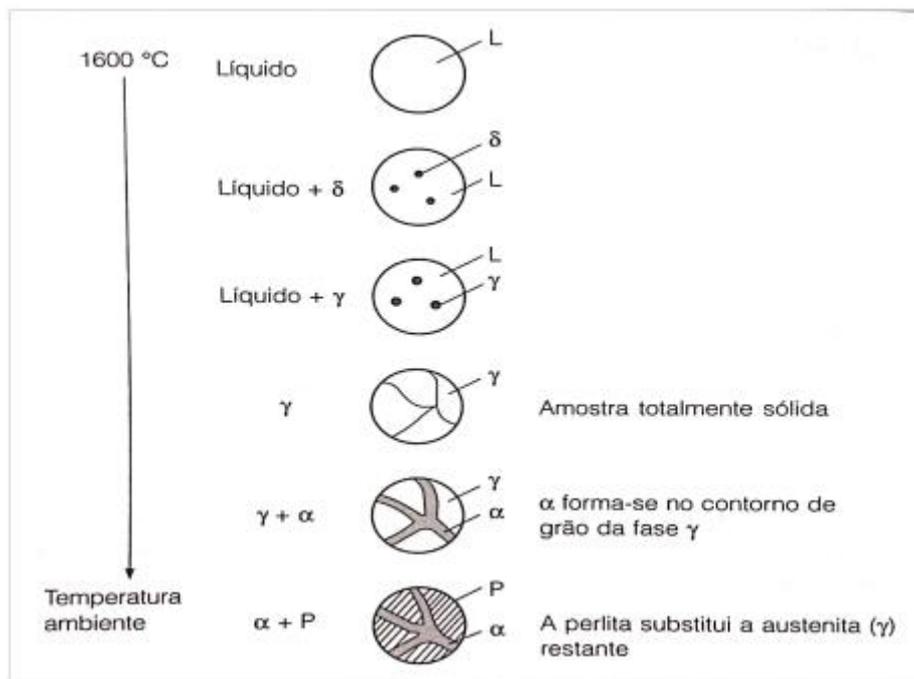
$$\% \text{ de ferrita} = 100x \frac{0,77 - 0,40}{0,77 - 0} = 48\% \quad (1)$$

$$\% \text{ de perlita} = 100x \frac{0,40 - 0}{0,77 - 0} = 52\% \quad (2)$$

A transformação da austenita em perlita ocorre devido às reações no interior de sólidos, ou seja, começa nos contornos de grãos e prossegue em direção ao seu centro. As propriedades da perlita dependem muito da espessura de suas lamelas, e esta, por sua

vez, da velocidade de transformação. Essa espessura é limitada pela distância da difusão do carbono naquele tempo disponível.

Figura 3: Ilustração da microestrutura de um aço hipoeutetóide em resfriamento lento.



Fonte.: Silva, 2013. 3º Ed.– p19.

## 2.2. Aço ASTM A36

Os aços da linha ASTM (*American Society for Testing and Materials*) prioritariamente são utilizados em estruturas metálicas. O ASTM A36 é um aço do tipo estrutural, com baixo teor de carbono (máximo 0,27%p). Aço de boa soldabilidade, baixa resistência mecânica e baixa usinabilidade. Possui composição química como exposta na tabela 1.

São aços-carbono manganês ou microligados de baixa, média e alta resistência mecânica produzidos por laminação convencional, laminação controlada ou laminação controlada + resfriamento acelerado (TMCP). São aplicados em componentes estruturais de pontes, edifícios, galpões, torres eólicas, máquinas agrícolas e implementos rodoviários.

Tabela 1: Composição Química do Aço ASTM A36.

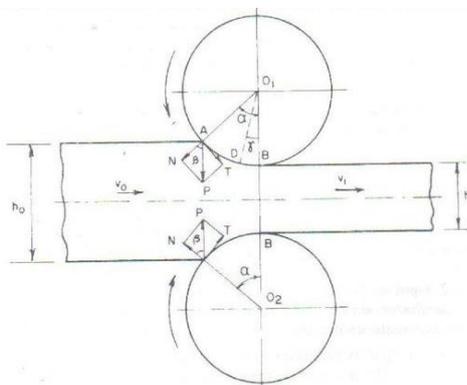
ESPECIFICAÇÃO	FAIXA DE ESPESSURA (mm)	C (%p)	Si (%p)	Mn (%p)	P (%p)	S (%p)
ASTM A36 (2008)	$6 \leq E \leq 19$	0,25 máx	0,40 máx	-	0,40 máx	0,05 máx
	$6 \leq E \leq 63,50$	0,26 máx	0,15 - 0,40 máx	0,80 - 1,20		
	$6 \leq E \leq 101,60$	0,27 máx		0,85 - 1,20		
	$6 \leq E \leq 150,80$	0,29 máx				

Fonte: ASTM A36, (2008) – Adaptado.

### 2.2.1. Processo de Laminação - Chapas

A laminação é um processo de conformação mecânica (deformação plástica) pelo qual um lingote de metal, previamente aquecido por um forno de reaquecimento ou após sair do processo de lingotamento contínuo (laminação direta) é forçado a passar por entre dois cilindros que giram em sentidos opostos, com a mesma velocidade, distanciados entre si a uma distância menor que o valor da espessura da peça a ser deformada, com o intuito de reduzir a seção transversal, como mostrado na figura 4. As diferenças entre a espessura inicial e a final, da largura inicial e final e do comprimento inicial e final, chamam-se respectivamente: redução total, alargamento total e alongamento total.

Figura 4.: Figura ilustrativa das forças na laminação.



Fonte: BRESCIANI FILHO, 1991.

Segundo Ouchi (2001), o desenvolvimento dos processos de laminação controlada, que se mostra como um método muito eficaz na melhoria das propriedades mecânicas dos aços se baseia no controle das taxas de nucleação e crescimento nos processos de recristalização. A laminação controlada atinge esta meta através do refino da microestrutura gerada pelo controle rigoroso de vários parâmetros da laminação em diferentes patamares de temperatura. A figura 5 abaixo mostra o processo de recristalização que ocorre durante o processo de laminação.

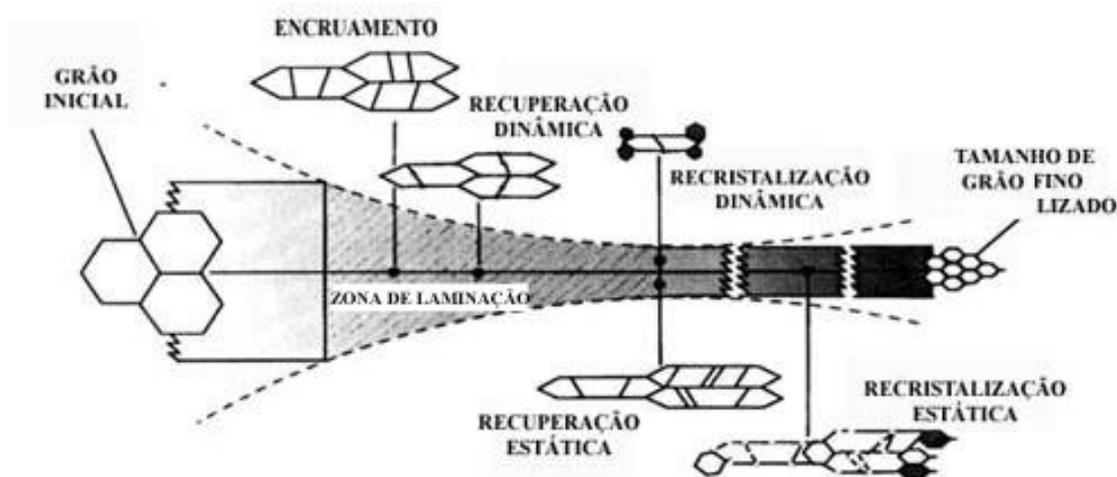
Figura 5.: Processo de recristalização.



Fonte: Maxwell, PUC RIO.

Silva (2010) descreve dois estágios da laminação controlada. Em um primeiro momento, os passes de laminação ocorrem entre 1100 °C e 950 °C e seu objetivo é a completa recristalização da austenita a cada passe. No segundo estágio, os elementos de liga estabilizam a austenita retardando sua recristalização a temperaturas abaixo dos 900 °C. A figura 6 abaixo mostra como as transformações ocorrem com o decorrer do processo de laminação.

Figura 6.: Transformação da microestrutura na laminação a quente.



Fonte: IBF - Vol. 110.

Ao final do segundo estágio de laminação, os grãos da austenita possuem grande encruamento, o que gera diversas frentes para a nucleação da ferrita refinada.

O lingote, pré-aquecido em fornos especiais, passa pelo laminador de desbaste e se transforma em placas. A placa é reaquecida e passa então por um laminador que

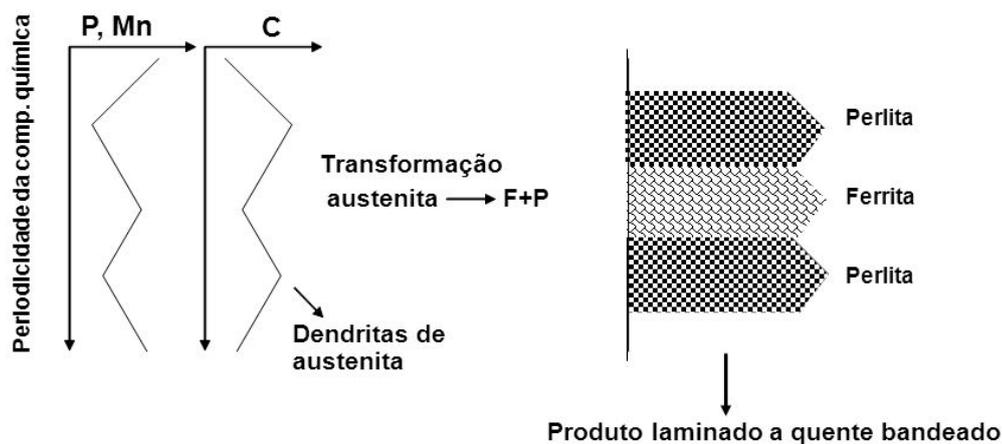
quebra a camada de óxido que se formou no aquecimento. Nessa operação usa-se também jato de água de alta pressão. Por meio de transportadores de roletes, a placa é levada a outro laminador que diminui a espessura e também aumenta a largura da placa original. Na saída dessa etapa, a chapa também passa por um dispositivo que achata suas bordas e por uma tesoura de corte a quente. Finalmente, a placa é encaminhada para o conjunto de laminadores acabadores, que pode ser formado de seis laminadores quádruplos. Nessa etapa ela sofre reduções sucessivas, até atingir a espessura desejada e se transformar finalmente em uma chapa.

### **2.3. Formação de Fases Bandeadas**

Os aços não são quimicamente homogêneos, eles não têm uma composição química uniforme em toda a área da seção transversal de suas formas manufaturadas. Quando um aço é fundido, o primeiro material a solidificar é o posicionado na zona exterior, adjacente à parede do molde (esta zona da superfície é referida como zona coquilhada). Isto resulta em uma camada fina de cristais equiaxiais com a mesma composição que o metal líquido. Estes cristais continuam a crescer para dentro, como grãos colunares e de uma forma dendrítica, paralelos ao gradiente térmico. Finalmente, a solidificação termina quando a temperatura do líquido cai e os grãos vizinhos incidem um sobre o outro na zona central da forma fundida. A microestrutura dos aços laminados há uma “irregularidade” em alguns grãos de perlita, em que as mesmas tinham características de microsegregação dendrítica, provocando um achatamento com direção definida. Tal característica, provavelmente, se trata do fenômeno de bandeamento gerado nos processos produtivos do material (lingotamento contínuo, solidificação do lingotamento, grau de redução/difusão, tratamento a quente, resfriamento e laminação). O bandeamento pode ser definido como uma condição microestrutural que apresenta bandas alternadas com diferentes microestruturas, paralelas à direção de laminação, que se desenvolve nos produtos de aço, em especial em aços baixo carbono. (MAHL et al.,2000; KRAUSS, 2003).

Os efeitos da soldificação, microsegregação e bandagem na decomposição de austenita e nas propriedades microestruturais das ligas de ferro-carbono está sendo representada na figura 7. As bandas alternadas bem definidas de várias microestruturas foram formadas após o resfriamento de estruturas dendríticas fundidas austenita. A extensão da banda foi derivada da segregação interdendrítica residual alinhada.

Figura 7.: Microsegregação e Bandeamento.



Fonte: RATNAPULI, R.C., Considerações Metalúrgicas de Fabricação de Aços para Tubos API 5L, 2007.

#### 2.4. Tratamento Térmico

Tratamentos térmicos são os processos de tratamento das peças de metais e ligas, através da ação do calor, com o objetivo de modificar suas estruturas e propriedades em determinada direção. [...] Com o aquecimento e o resfriamento, varia a estrutura do material metálico. Isto possibilita a modificação das propriedades mecânicas, físicas e químicas, e influi no comportamento destes materiais durante a fabricação e utilização. (NOVIKOV, 1994).

O tratamento térmico é utilizado há anos, desde o tempo antigo com os homens primitivos. Esse período compreende entre a transição da idade da pedra e do bronze (época neolítica). O recozimento de recristalização foi a primeira operação de tratamento térmico.

Qualquer processo de tratamento térmico pode ser descrito com um gráfico que mostre a variação da temperatura com o tempo. Através deste, pode-se determinar a temperatura de aquecimento, o tempo de aquecimento e resfriamento, as velocidades média e verdadeira de aquecimento e resfriamento e a duração geral do ciclo de tratamento. Porém, não é possível dizer nada sobre o tipo de tratamento térmico com o qual estamos lidando. Não se determina o tipo de tratamento térmico pelo caráter da variação da temperatura com o tempo, mas sim pelo tipo de modificações de fases e de estrutura no metal. (NOVIKOV, 1994).

Tratamento térmico corresponde a um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os materiais, sobretudo os aços, sob condições

controladas de temperatura, tempo, atmosfera do ambiente circunvizinho e, posteriormente, velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características para melhor atender a situações específicas (CHIAVERINI, 2008). Dentre diversos objetivos específicos, podem ser citados como exemplos: remover tensões residuais, melhora da ductilidade, melhorar da usabilidade, melhora da resistência ao calor, modificação das propriedades elétricas e magnéticas, melhorar resistência à corrosão.

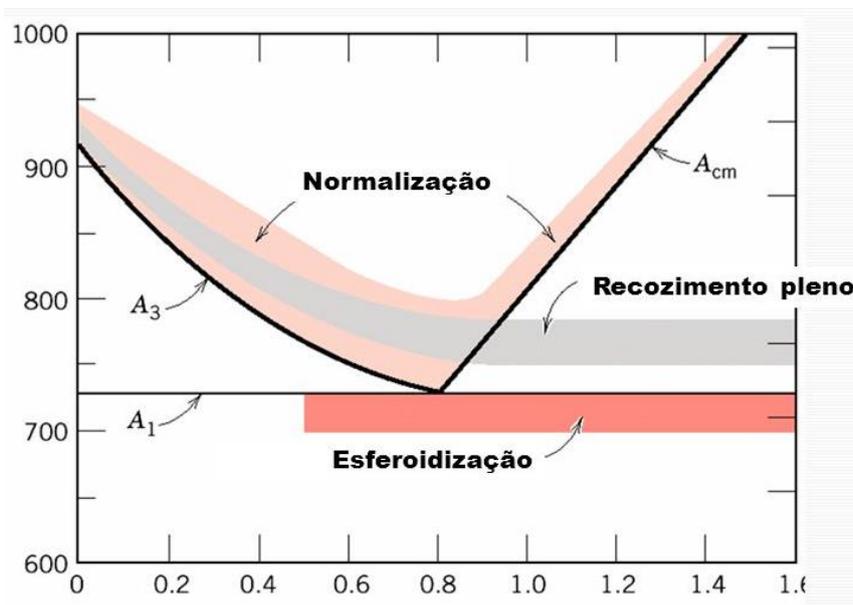
De maneira geral, as alterações observadas em um material em decorrência de um tratamento térmico, sejam elas nas propriedades mecânicas, elétricas, físicas ou tecnológicas, estão associadas a uma série de fenômenos estruturais que podem se dar no mesmo durante a operação, tais como recuperação, recristalização, transformações de fase, controle ou refino de grão, entre outros. Em termos gerais, a flexibilidade de microestruturas que podem ser desenvolvidas nos tratamentos térmicos, em virtude de sua relação com as propriedades, permite a escolha de determinadas combinações que garantiriam uma melhor adequação a uma aplicação específica (VAN VLACK, 1994).

#### **2.4.1. Reozimento Pleno**

O tratamento térmico de reozimento pleno é classificado como reozimento do segundo tipo, no qual se baseia na utilização de transformações difusionais de fases durante o resfriamento dos metais e ligas.

Segundo Novikov, em princípio, a possibilidade de utilização do reozimento de segundo tipo para a liga pode estabelecer-se pelo diagrama de fases (equilíbrio). Vários tipos de transformações de fases acontecem no estado sólido: polimórfica, eutetóide, solubilização de uma fase em outra durante o aquecimento, como também a decomposição oposta durante o resfriamento.

Figura 8.: Sumário gráfico dos tratamentos térmicos para aços no diagrama de equilíbrio Temperatura x Composição em %p.



Fonte.: Introdução a Tecnologia do Materiais - CEFETSC, adaptado.

A liga de interesse nesse trabalho é a liga Fe-C, na qual, assim como as outras, o recozimento do segundo tipo pode se processar como modificação completa da composição de fases.

Em uma liga de Fe-C hipoeutetóide passa por um processo de aquecimento acima da zona crítica, a fase existente na temperatura ambiente (ferrita ou ferro-alfa e perlita) desaparece transformando-se em outra fase polimórfica (austenita ou ferro-gama). O inverso ocorre durante o resfriamento. O processo de aquecimento e resfriamento modificam apenas quantitativamente a relação entre as fases.

Se as mudanças na composição de fases se relacionam apenas à variação de solubilidade dos componentes no estado sólido, a fase matriz na qual se dissolvem as fases em excesso é estável, tanto em baixas como em elevadas temperaturas.

A utilidade prática do recozimento de segundo tipo consiste na força com que as mudanças estruturais influem nas propriedades do metal e da liga. Os principais parâmetros desse tratamento térmico são: temperatura de aquecimento, tempo de exposição a esta temperatura e velocidade de resfriamento.

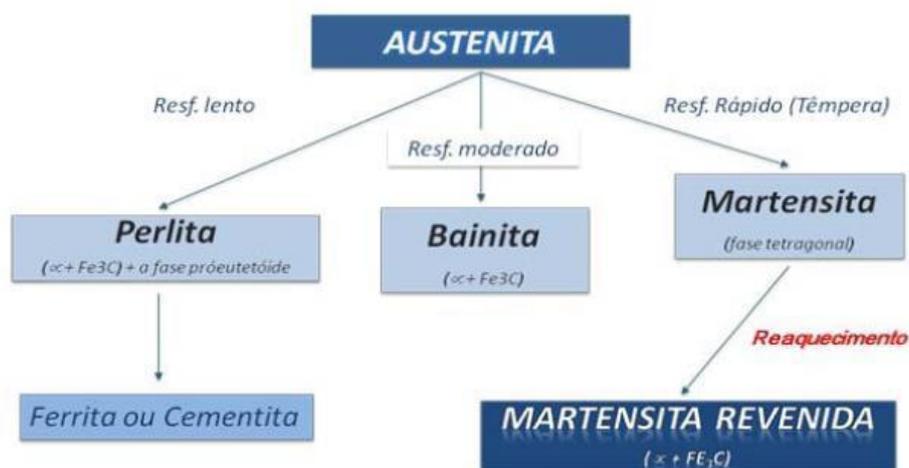
[...] A temperatura de aquecimento e o tempo de exposição garantem plenamente as mudanças estruturais indispensáveis, como por exemplo, a solubilização das fases em

excesso. A velocidade de resfriamento deve ser suficientemente pequena para permitir, durante a diminuição da temperatura, a ocorrência das transformações inversas de fases. Na fase destas transformações está a difusão (ou a autodifusão). Geralmente, no recozimento, as peças são resfriadas junto com o forno [...] (NOVIKOV, 1994).

#### 2.4.2. Transformações de Fases no Estado Sólido

Alterações nas composições fásicas ocorrem em função dos elementos de liga presentes e da velocidade de resfriamento. A Figura 9 demonstra um esquema de resfriamento da austenita e os possíveis microconstituintes de acordo com a velocidade de resfriamento (Callister, 2008).

Figura 9.: Transformações possíveis envolvendo a decomposição da austenita.



Fonte.: Callister, 2008.

Para o estudo em questão, trata-se de uma liga de Fe-C hipoeutetóide, a qual, ao passar, pelo tratamento térmico de recozimento pleno, com resfriamento ao forno (resfriamento lento), passará por uma transformação de fases de austenita em ferrita e perlita. A perlita consiste em camadas alternadas ou lamelas compostas pelas fases ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

#### 2.4.3. Termodinâmica das Transformações de Fases

Sob temperatura e pressão constantes, todos os processos espontâneos no sistema se dão no sentido da diminuição da energia de Gibbs. O estado de equilíbrio caracteriza-se pelo valor mínimo da energia de Gibbs (ou potencial isotérmico-isobárico), na qual possui função característica principal do sistema, é determinada pela seguinte reação:

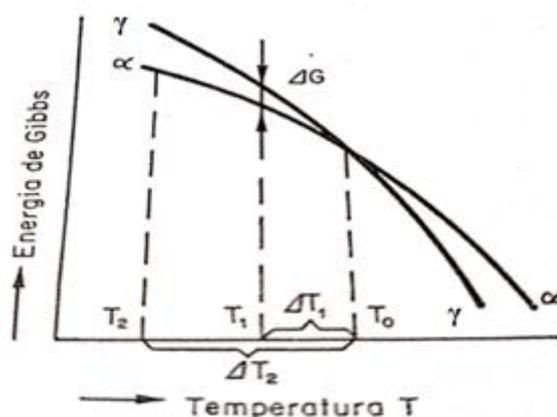
$$G = H - TS \quad (1)$$

Na equação 1, o H é a entalpia, S a entropia e T a temperatura.

Vejamos a transformação de fases em um sistema de um componente, e em particular a transformação polimórfica no metal.

Se duas fases de um sistema de um componente podem estar em equilíbrio, estão as curvas de energia de Gibbs destas fases devem cruzar-se.

Figura 10: Variação da energia da Gibbs de duas fases, em função da temperatura.



Fonte.: Novikov, 1994. p. 138 - Adaptado.

O ponto de cruzamento das curvas demonstra equilíbrio da energia de Gibbs das duas fases, e corresponde à temperatura de equilíbrio estável ( $T_0$ ).

No gráfico da figura 10 é visto que, abaixo da temperatura  $T_0$ , a fase  $\alpha$  possui menor energia de Gibbs que a fase  $\gamma$ . Como o sistema tende a diminuir a sua energia de Gibbs, durante o resfriamento a fase  $\gamma$  deve em temperatura abaixo de  $T_0$ , transformar-se em fase  $\alpha$ . (NOVIKOV, 1994 - Adaptado).

A temperatura de transformação durante o resfriamento é menor do que a temperatura de transformação inversa da fase durante o aquecimento. Este fenômeno denomina-se transformação com histerese térmica.

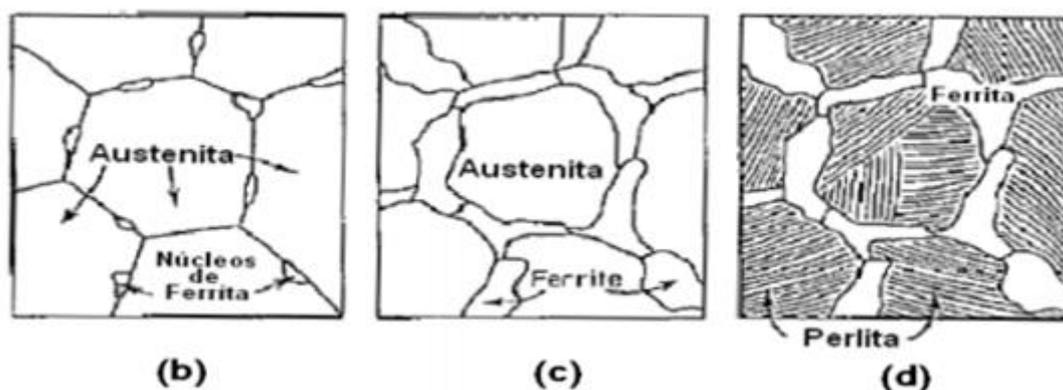
#### 2.4.4. Formação da Austenita com o Aquecimento

Como já visto, recozimento de segundo tipo dos aços é o tratamento térmico no qual o principal processo é a austenitização e a posterior formação perlítica.

### 2.4.5. Mecanismo e Cinética da Austenitização.

Antes da formação da austenita a estrutura inicial é, sobretudo, uma misturada fase  $\alpha$ , a qual possui um reticulado cúbico de corpo centrado, e carboneto ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). [...] O primeiro estágio é a transformação polimórfica  $\alpha - \gamma$  por mecanismo de cisalhamento, com o aparecimento da austenita metaestável com pouco carbono. O segundo estágio é a elevação da concentração de carbono nesta austenita, isto é, aproximação da composição de equilíbrio, como consequência da solubilização de partículas de carbonetos na austenita. (NOVIKOV, 1994. p. 173) O terceiro, e último, estágio corresponde em estabilização da fase em equilíbrio na temperatura ambiente que são ferrita e formação de perlita na matriz ferrítica.

Figura 11: Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente a partir do campo austenítico, correspondentes aos pontos de (b), (c) e (d), respectivamente.

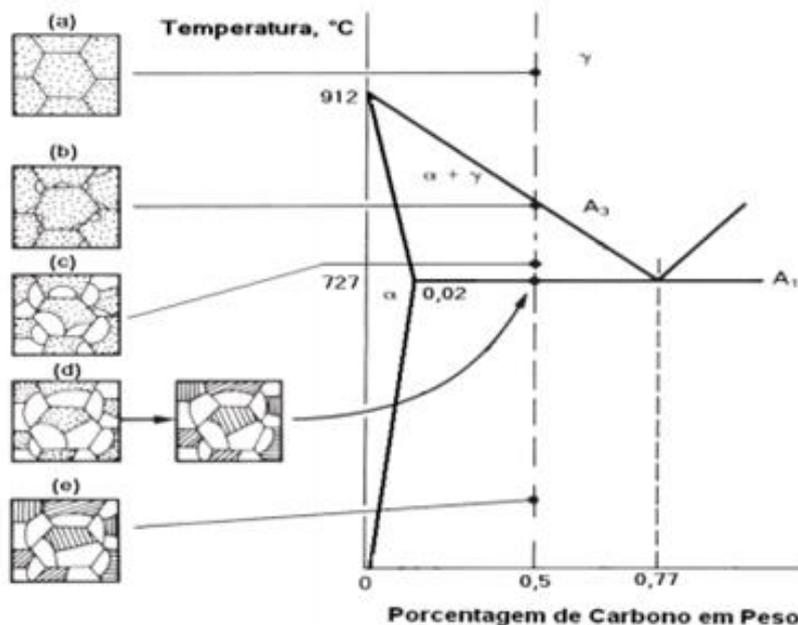


Fonte: Rebechi, 2011.

Os núcleos de austenita formam-se preferencialmente nos contornos de grão da ferrita (figura 11). Nos aços com estrutura granular de perlita esfereoidita, os núcleos de austenita surgem próximos às partículas de carbonetos, distribuídas nos contornos de grão de ferrita.

Nos aços hipoeutetóides as primeiras regiões de austenita surgem, preferencialmente, nos contornos de grão e subgrãos da ferrita em excesso, e nos contornos das colônias de perlita (figura 12). [...] A velocidade de crescimento isotérmico do grão de austenita é controlada pela difusão do carbono. (NOVIKOV, 1994. – Adaptado - p. 176)

Figura 12.: Representação esquemática de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento.



Fonte: Adaptado de ASHBY e JONES, 2002.

A cinética de formação isotérmica da austenita caracteriza-se pela habitual curva sinusoidal.

Esta cinética obedece a equação de Avram:

$$\frac{V_t}{V_0} = 1 - \exp(-kt^n) \quad (2)$$

Na equação 2,  $V_t/V_0$  é a fração volumétrica de austenita formada, e  $t$  o tempo de transformação de fases, e  $k$  e  $n$  constantes. Na curva que representa a cinética obedecendo a equação de Avram, percebe-se que a curva sinusoidal de formação da austenita, para qualquer temperatura, parte do ponto de tempo nulo de exposição. Sendo assim, está ausente o período de incubação. (NOVIKOV, 1994. – Adaptado - p. 179)

#### 2.4.6. Crescimento de Grão

Com o término da austenitização, os grãos de austenita são capazes de crescer. A força motriz deste crescimento é a energia de contorno de grão. Com a elevação da temperatura, acelera-se o crescimento de grão da austenita. Os grãos podem crescer uniformemente, como no crescimento normal de grão após recristalização. Porém, pode-se observar um crescimento anormal, quando pequena quantidade de grãos grandes de austenita cresce à custa da maioria de grãos pequenos, enquanto que estes

não desaparecem. Pela sua essência este processo é de recristalização secundária. (NOVIKOV, 1994. – Adaptado - p. 182).

A contagem é feita do número de grãos totalmente dentro da área ( $n_1$ ) e o número de grãos interceptados pelo perímetro da área de teste dividido por 2 ( $n_2$ ).

Assim, o número equivalente de grãos pode ser representado pela equação 3:

$$neq = n_1 + \frac{n_2}{2} \quad (3)$$

Na equação 3, o número de grãos por unidade de área (NA) é dado por  $neq/A$ , onde A é a área real investigada. Se a fotomicrografia foi obtida com um aumento m, então:

$$A = \frac{A_{observada}}{m^2} \quad (4)$$

Na equação 4, a área média do grão pode ser obtida pela relação:

$$A_{med} = \frac{1}{NA} \quad (5)$$

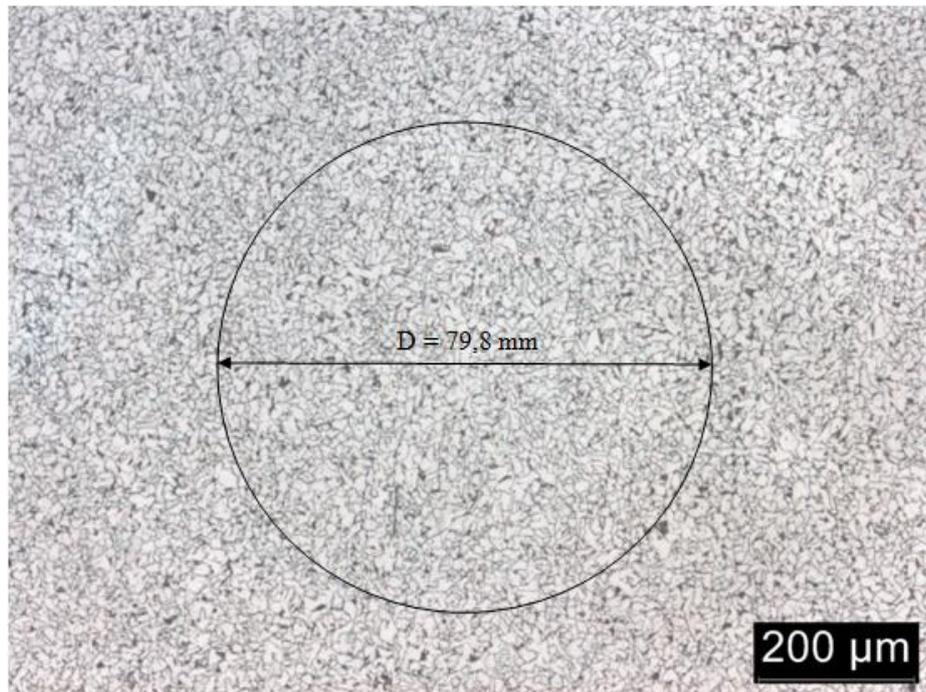
Onde:

$$NA = \frac{neq}{A} = \frac{neq}{\frac{A_{observada}}{mm^2}} \quad (6)$$

O número de grãos G (ASTM), equação 7, pode ser calculado a partir de NA (número de grãos por  $mm^2$ ), equação 6, usando-se a seguinte relação:

$$G = [3,322 * \log NA] - 2,95 \quad (7)$$

Figura 13.: Método planimétrico de Jeffries.



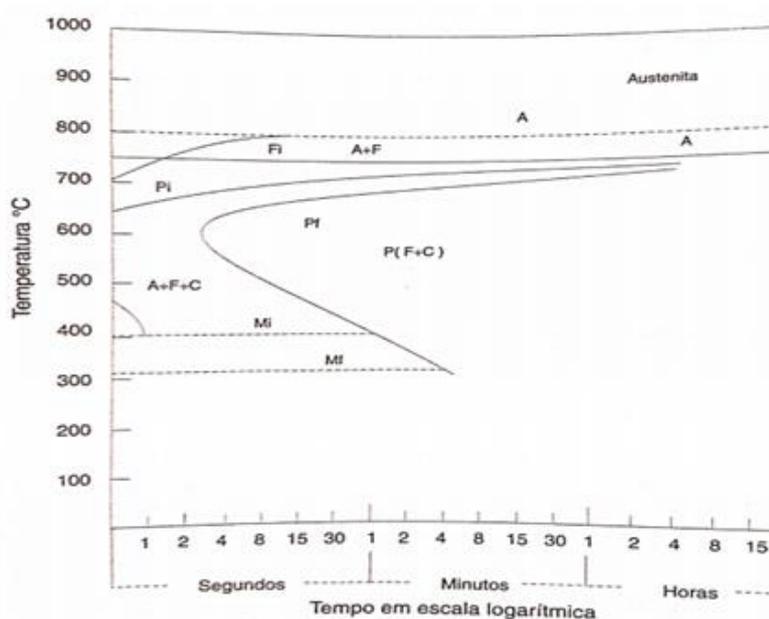
Fonte.: Autor.

## 2.5. Curva TTT para Aços Hipoeutetóides

O gráfico TTT representa o tempo, temperatura e transformação. Para um aço hipoeutetóide, o gráfico TTT mostra a formação da microestrutura considerando essas três variáveis.

A figura 14 é a curva em C para um aço hipoeutetóide, a linha  $F_i$  (indicando a separação inicial da ferrita quando o aço entra, durante o resfriamento lento, na zona crítica). Pode-se observar a curva em C do gráfico TTT que para resfriamento lento, a partir da austenita, forma a perlita.

Figura 14.: Diagrama de transformação isotérmica para um aço hipoeutetóide.



Fonte: Silva, 2012 - 7ª Ed – Adaptado.

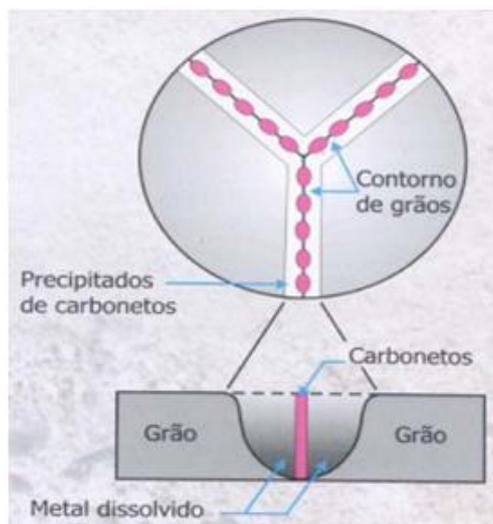
## 2.6. Tamanho de Grão e Resistência à Corrosão

O refinamento/aumento do tamanho de grão pode modificar o comportamento eletroquímico dos aços com grãos austeníticos como consequência da variação na densidade de contornos de grão. A relação entre tamanho de grão e resistência à corrosão não é direta, o que tem motivado a condução de vários estudos para a compreensão deste efeito.

### 2.6.1. Influência na Resistência à Corrosão

O aço, como todo metal, é altamente condutivo, o que é tudo para a corrosão, ele é composto de micropilhas que fazem o transporte de elétrons dos ânodos para os cátodos. Quando os aços são submetidos a tratamentos térmicos ou termomecânicos/mecânicos para melhorarem a sua resistência mecânica, como por exemplo o encruamento, que tendem a diminuir o tamanho do grão, isso faz com que a resistência à corrosão diminua. Isso se deve ao fato dos grãos ficarem alongados após a deformação plástica com grande tendência à corrosão e tensões residuais. Visto que grãos pequenos geram muitos contornos de grãos, região preferencial para ocorrer a corrosão.

Figura 15.: Representação da precipitação dos carbonetos na região do contorno do grão.



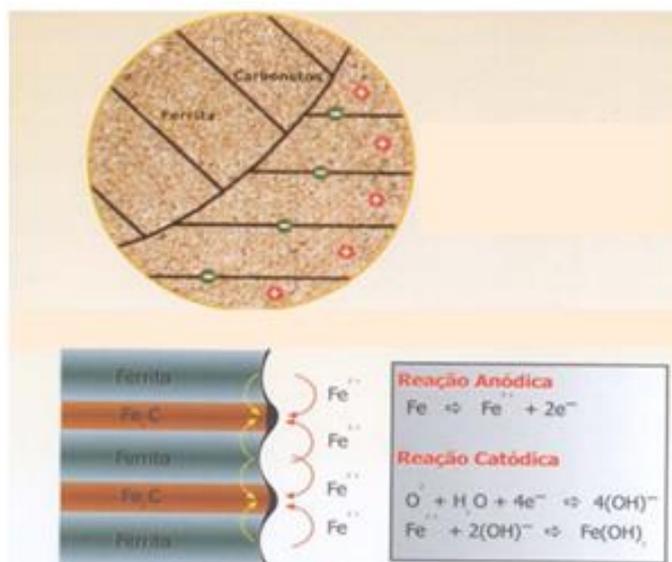
Fonte.: Corrosão – Revista Recuperar, 2002 - Survey Of Practice.

A estrutura cristalina do aço ou, propriamente, seu “grão” é função dos seus componentes químicos, do tratamento térmico e do resfriamento imposto. Os precipitados de carbonetos na figura 15 formam uma diferença de potencial com a matriz que é formada por Fe- $\alpha$ . Vale ressaltar que a figura 15 é apenas uma representação, na qual as escalas estão desproporcionais.

No aço carbono hipoeutético, no qual possui pouca adição de liga e baixo teor de carbono, além de serem bastante suscetíveis à corrosão, os grãos são as regiões preferenciais para ocorrer esse fenômeno.

A perlita é composta por cementita (cátodo) e ferrita (ânodo), e esses componentes formam as pilhas microgalvânicas devido a uma diferença grande no teor de carbono, o que ocasiona uma diferença de potencial, em contato com atmosfera, ocorre as reações anódicas e catódicas, como mostra a figura 16.

Figura 16.: A eletroquímica convencional do aço com a formação de pilhas microgalvânicas entre fases ferro –carbonetos e ferritas.



Fonte.: Corrosão – Revista Recuperar, 2002 - Survey Of Practice – Adaptado.

Em estudos realizados nos anos 80, foi sugerido que a corrosão mesa é causada por inclusões de sulfeto de manganês alinhadas paralelas à direção de laminação (Dunlop, Hassell e Rhodes, 1984; Treseder, 1984). Investigações posteriores indicaram que o ataque de corrosão generalizada pode estar relacionado às células microgalvânicas formadas entre partículas de cementita e a matriz ferrítica ao invés de inclusões de MnS. A alta taxa de corrosão ocorre então paralelamente à direção de laminação confinada às bandas de perlita (Lotz e Sydberger, 1988 - adaptado).

### 3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A metodologia experimental consistiu no cumprimento das seguintes etapas essenciais: preparação de amostras, de acordo com as diferentes técnicas de caracterização (item 3.1); descrição do aparato experimental (item 3.2); condições do tratamento térmico de recozimento pleno (item 3.3); método utilizado para as medidas de tamanho de grão (item 3.4); e medidas de resistência à corrosão (item 3.5), conforme descritos a seguir.

#### 3.1. Preparação de Amostras

A amostra padrão do material foi fornecida pelo LACAM - Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará e consistiu em uma chapa de aço carbono ASTM A36 laminada de dimensões iniciais de 200x200#7.0 mm. A composição química do material de base (% em peso) foi caracterizada no espectrômetro em três regiões distintas, i.e. N1, N2 e N3, e então obtidos os respectivos valores médios (med.), conforme apresentado na tabela 2. Tal amostra possui composição química típica de um aço hipoeutetóide, coerente com os valores da tabela 1, para chapas com espessura entre 6,0 e 19,0 mm.

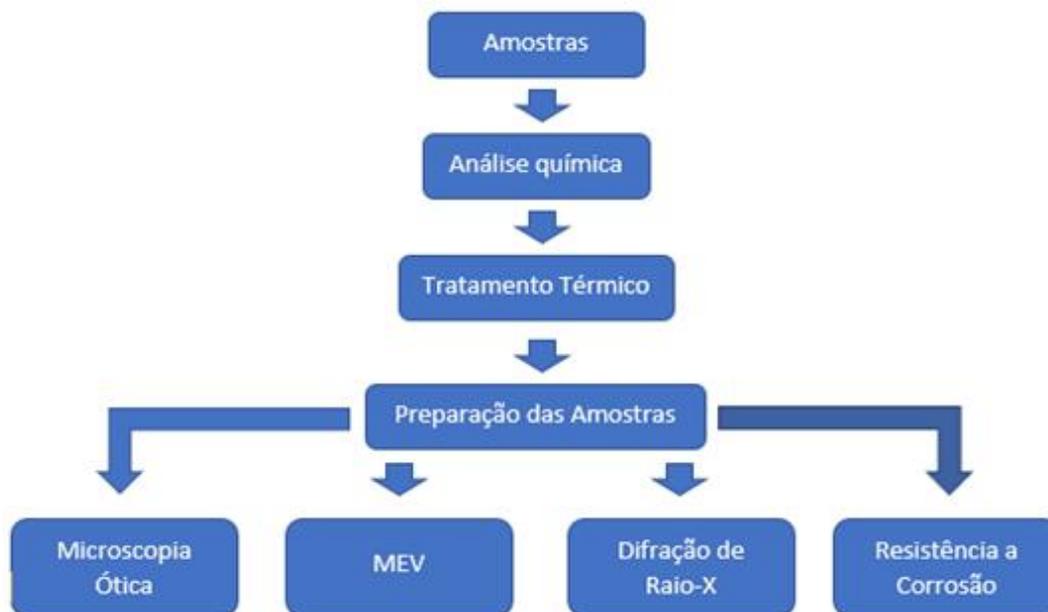
**Tabela 2. Resultado da Análise Química da Amostra de Aço ASTM A36.**

	%Fe	% C	% Si	%Mn	%P	% S	% Ni	% Cr	%Mo	% Cu	% Al	% V	% Ti
<b>N1</b>	99,066	0,144	0,186	0,522	0,014	0,016	0,012	0,029	-	0,005	0,003	0,001	0,002
<b>N2</b>	99,054	0,145	0,187	0,519	0,017	0,021	0,012	0,027	0,002	0,010	0,003	0,001	0,002
<b>N3</b>	99,037	0,143	0,193	0,535	0,018	0,019	0,012	0,028	0,002	0,007	0,003	0,002	0,002
<b>Med</b>	<b>99,052</b>	<b>0,144</b>	<b>0,189</b>	<b>0,525</b>	<b>0,017</b>	<b>0,019</b>	<b>0,012</b>	<b>0,028</b>	<b>0,001</b>	<b>0,008</b>	<b>0,003</b>	<b>0,001</b>	<b>0,002</b>

Fonte: Autor.

Tais amostras foram preparadas para caracterização do material por diferentes técnicas, conforme mostra a figura 17.

Figura 17: Fluxograma da preparação de amostras.



Fonte: Autor.

### 3.1.1. Ataque com Nital 2.0%

Para caracterização microestrutural foi usado um reagente de ataque químico para remover a camada passivante da superfície do aço e revelar a microestrutura. Inicialmente, as amostras preparadas foram embutidas a quente, com a resina baquelite com o auxílio da embutidora, para facilitar o manuseio durante a preparação das amostras de outras análises subsequentes. Logo após, foram lixadas até obter uma superfície reta e lisa, sem formação de planos e, então, polidas para garantir uma superfície espelhada e livre de arranhões. Em seguida, as amostras foram submetidas ao ataque químico com Nital 2.0% + álcool etílico, no intervalo de tempo de 5-10 s, por ser o reagente mais comum nos aços. As fases são observadas no microscópio óptico ou eletrônico de varredura por contraste branco e preto entre os contornos de grão.

### 3.1.2. Microscopia Ótica

Após as amostras serem embutidas, preparada a superfície e devidamente atacadas quimicamente para revelação de microestrutura, foram então submetidas às análises de microscopia óptica. Foi ajustado o foco e registradas micrografias com ampliações de 100X e 500X. As que apresentaram melhor ajuste focal foram as micrografias ampliadas 100X e serão apresentadas nesse trabalho.

### **3.1.3. Microscopia Eletrônica de Varredura**

Após as amostras serem embutidas, preparada superfície e devidamente atacadas quimicamente para revelação de microestrutura, foram submetidas às análises de microscopia eletrônica de varredura. Foi ajustado o foco e registrado micrografias com ampliações de 1000X e 30.000X. O intuito dessa análise foi observar a organização e tamanho das colônias de perlita no meio da matriz de ferrítica e das lamelas.

### **3.1.4. Difração de Raios-X**

As amostras para realizar o ensaio para a difração de raios-X foram limpas e retiradas da resina para não haver interferência nos resultados. Foi usado um comprimento de onda  $\lambda = 1,7908 \text{ \AA}$ , usando uma fonte de cobalto que permitiu a visualização das fases existentes, a partir da difração dos planos cristalográficos.

### **3.1.5. Resistência à Corrosão**

As amostras foram impostas à preparação das células eletroquímicas para os ensaios de resistência à corrosão. Para isso, foram utilizados quatro pedaços de cano PVC de diâmetro 25 mm, quatro pedaços de fio de cobre de tamanho médio de 120 mm e uma resina de embutimento a frio. Com o auxílio de um alicate, desencaparam-se as duas extremidades dos fios para que o cobre ficasse exposto e possibilitasse a condução elétrica necessária para realizar o ensaio. Com uma serra, fez-se uma pequena abertura na parte de trás da amostra suficiente para encaixar o fio de cobre, e, com um martelo, pressionou-se permitindo adesão do fio de cobre na peça. Após isso, o fio de cobre foi curvado e colocado a amostra dentro do cano PVC, no seu centro. Em contrapartida, a resina foi preparada e, após a amostra ser posicionada, foi despejada dentro do cano PVC. Para endurecimento da resina foi necessário o tempo de 24 horas e observou-se se não houve o surgimento de bolhas durante o processo. Como não ocorreram defeitos na resina, as amostras prontas foram lixadas até o grão 600. O eletrólito preparado foi uma solução contendo  $0,02 \text{ mol L}^{-1}$  de NaCl para simular um ambiente corrosivo de íons de cloreto ( $\text{Cl}^-$ ).

## **3.2. Aparato Experimental**

As amostras submetidas ao recozimento pleno foram tratadas termicamente no

forno laboratorial Brasmet k-40 do Laboratório de Ensaios de Materiais da Universidade de Fortaleza (UNIFOR). Após as amostras serem embutidas na embutidora Arotec PRE 30M, as mesmas foram tratadas com lixas d'água de grão 80, 120, 400, 600, 1200 e 2500 e então polidas com uso de pano e pasta de alumina de  $\text{Ø}=1.0 \mu\text{m}$  na politriz localizada no LACAM - Laboratório de Caracterização de Materiais da UFC. O ensaio de difração de raios-X foi realizado com uso de um difratômetro. Para caracterização microestrutural, foi usado o microscópio óptico Leica DMI 3000 M e o software de edição de imagens Leica Applications Suite V4.9 do LPC - Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFC. O software ImajeJ® foi usado para cálculo da porcentagem de área escura nas micrografias obtidas de cada tratamento térmico realizado. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) do LPTS - Laboratório de Pesquisa em Tecnologia de Soldagem da UFC. Em todos os ensaios de corrosão foi utilizado um potenciostato/galvanostato AUTOLAB PGSTAT 302N da Metrohm®, controlado pelo programa NOVA®v1.11 do LPC.

### **3.3. Tratamento Térmico (TTT)**

O tamanho das amostras de  $10 \times 10 \times 7.0 \text{ mm}$  foi determinado no intuito de ser pequeno o suficiente para garantir um tratamento térmico homogêneo em toda a peça. Das quatro amostras obtidas, três foram submetidas ao tratamento térmico de recozimento pleno nas seguintes faixas de temperatura:  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  e  $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ , com patamar de temperatura máxima de 30 minutos. Para garantir uma taxa de resfriamento menor possível, após desligar o forno, o mesmo foi mantido fechado até atingir a temperatura ambiente no período de  $\sim 8 \text{ h}$ .

### **3.4. Medidas de Tamanho de Grão**

O intuito da medida do tamanho do grão foi observar se houve alteração após serem submetidas ao tratamento térmico de recozimento pleno. Para medida do tamanho de grão foi usado o método Jeffries, no qual se usou um círculo com diâmetro de  $79,8 \text{ mm}$  (área de  $5000 \text{ mm}^2$ ) sobre uma foto micrografia. Com o aumento de  $100\times$  foi suficiente para abranger pelo menos 50 grão dentro do círculo.

### **3.5. Medidas de Resistência à Corrosão**

O procedimento adotado para a execução dos ensaios constitui em imergir as

amostras em volumes de 0,1 L de solução 0,02 mol. L<sup>-1</sup> de NaCl. Para o ensaio de resistência à corrosão foi utilizada uma célula eletroquímica de vidro de formato cilíndrico a qual possui uma tampa de Teflon® com orifícios para três eletrodos: trabalho, referência (ECS) e auxiliar (eletrodo de platina). A amostra funcionou como ânodo da célula, localizando-se de frente para o eletrodo de referência. Havia quatro fios que se ligaram às extremidades dos fios de cobre devidamente lixadas para obter maior condutividade elétrica. O fio azul era ligado ao eletrodo de referência, com o auxílio de uma mini-garra, o vermelho ligou-se ao eletrodo de trabalho, o preto ao eletrodo auxiliar e o verde, que funcionou como terra, foi conectado à gaiola.

As técnicas utilizadas para a avaliação da resistência à corrosão das camadas foram:

- Polarização Potenciodinâmica (PP);
- Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE).
- Potencial de Circuito Aberto (OCP).

Os dados foram coletados em triplicata, para confiabilidade dos resultados. Foi definido o tempo e frequência necessários para atingir o estado estacionário:

Tempo: 60min (3600s)

Frequência: 100KHz até 6mHz.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. Caracterização do Tamanho de Grão e Fases Bandeadas

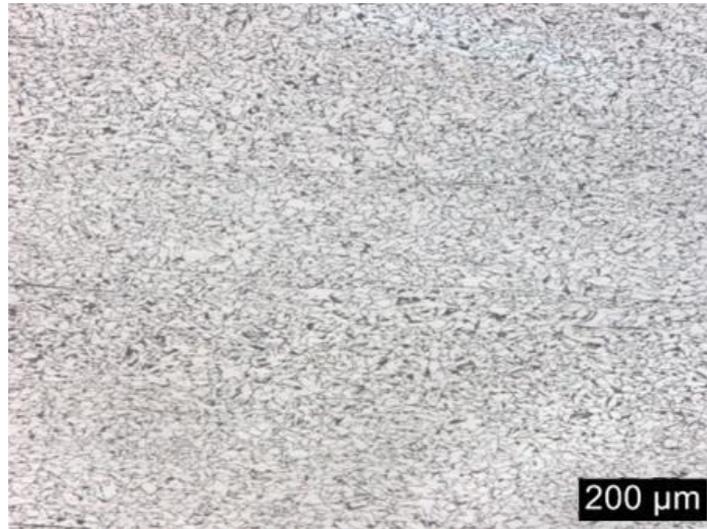
Ao efetuar o **recozimento pleno acima da zona crítica**, sob diferentes faixas de temperatura de aquecimento a 950 °C, 1100 °C e 1300 °C, foi verificado a evolução **do tamanho de grão e minimização de fases bandeadas**, através da caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) e medidas de tamanho de grão pelo Método Planimétrico de Jeffries;

#### 4.1.1. Microscopia Ótica

Ao analisar as micrografias das amostras recebidas foi verificada uma “irregularidade” em alguns grãos de perlita, em que as mesmas tinham características de microsegregação dendrítica, provocando um achatamento com direção definida. Tal característica, provavelmente, se trata do fenômeno de bandeamento gerado nos processos produtivos do material (lingotamento contínuo, solidificação do lingotamento, grau de redução/difusão, tratamento a quente, resfriamento e laminação). O bandeamento pode ser definido como uma condição microestrutural que apresenta bandas alternadas com diferentes microestruturas, paralelas à direção de laminação, que se desenvolve nos produtos de aço, em especial em aços baixo carbono (MAHL et al.,2000; KRAUSS, 2003).

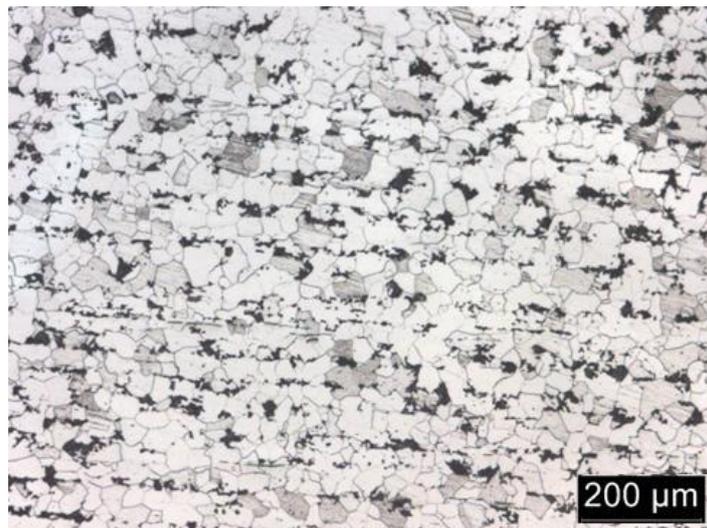
Nas figuras de 18 a 21 mostram as micrografias com aumento de 100x das amostras após seus devidos tratamentos:

Figura 18: Micrografia do aço ASTM A36 como recebido para estudo (sem tratamento térmico) com aumento de 100X.



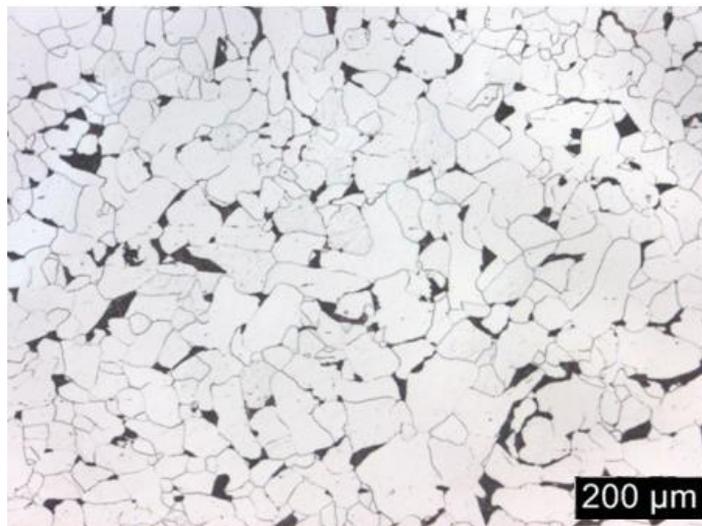
Fonte: Autor.

Figura 19: Micrografia do aço ASTM A36 após processo de recozimento pleno a 950°C por 30 minutos com aumento de 100X.



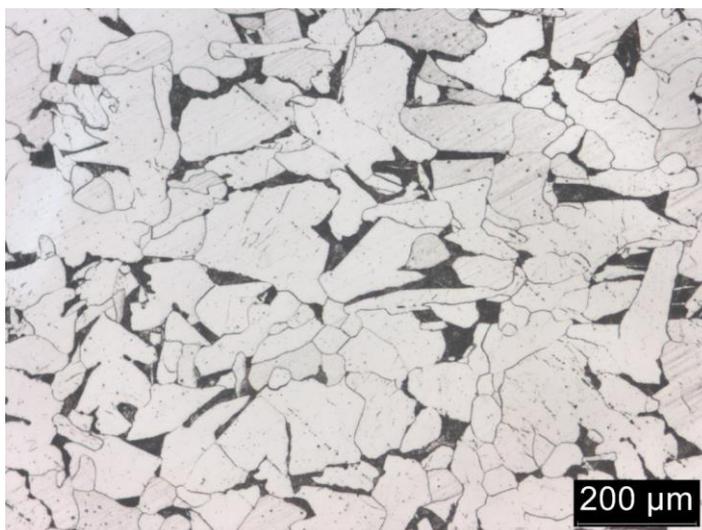
Fonte: Autor.

Figura 20: Micrografia do aço ASTM A36 após processo de recozimento pleno a 1100°C por 30 minutos com aumento de 100X.



Fonte: Autor.

Figura 21: Micrografia do aço ASTM A36 após processo de recozimento pleno a 1300°C por 30 minutos com aumento de 100X.



Fonte: Autor.

A figura 18 apresenta a micrografia do aço ASTM A36 como recebido. Notam-se as linhas de bandeamento na direção horizontal são suavemente percebidas.

Na figura 19, as fases bandeadas na horizontal são bastante perceptíveis. Com a temperatura logo acima da zona crítica, a fase ferrita se transforma em austenita, aliviando tensões residuais causadas durante o processo de deformação da chapa. O resfriamento lento ocasionou o crescimento do grão e proporcionou a difusão do carbono para a ferrita próximo a fase bandeada, permitindo que partes da região bandeada se tornasse mais visível.

Já na figura 20 as perlitas estão bem distribuídas, formando suas colônias concentradas em vários pontos da matriz ferrítica. Isso pode ser explicado porque, com a temperatura mais elevada, garante a transformação completa da fase ferrita em austenita, e, durante o resfriamento lento, houve a coalescência dos grãos e a formação das lamelas de Fe- $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C, que compõem a perlita, devido a difusão do carbono. Tal fenômeno era esperado, visto que as características dos tratamentos térmicos aplicados nas amostras são semelhantes aos de recozimento de homogeneização. Tal tratamento é o mais utilizado para eliminação do bandeamento. Além do tamanho do grão que se manteve crescente.

Na figura 21, foi usada a temperatura máxima de trabalho do forno, em torno de 1300 °C. O tamanho do grão é maior que nas figuras 18 a 20.

Verifica-se uma forte dependência da temperatura de início de formação da ferrita alotriomórfica com a temperatura de austenitização devido ao seu efeito sobre o tamanho de grão austenítico. O aumento da temperatura de austenitização implica um aumento no tamanho de grão austenítico e uma diminuição na temperatura de início de transformação da austenita em ferrita.(Cota,2002).

Aços de baixo teor de carbono, hipoeutetóides, possui uma grande área ferrítica contendo pequenas colônias de perlitas, como se observa nas figuras 18 a 21.

É possível, por meio da “regra da alavanca” ou “regra do lado oposto”, calcular o percentual de ferrita e perlita existente nesse aço através do teor de carbono contido no aço.

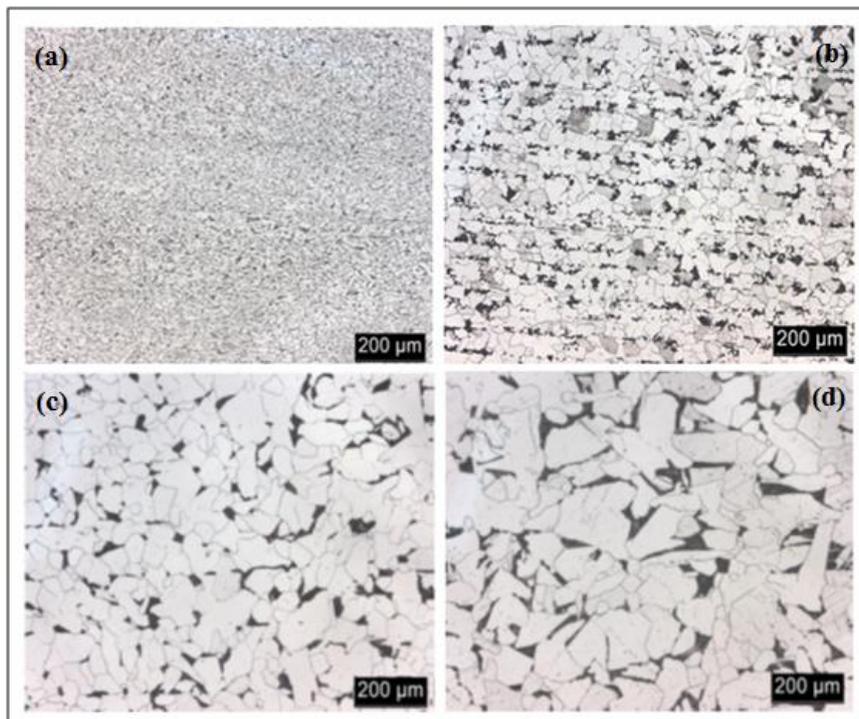
Conforme a Tabela 02, temos que o teor de carbono desse aço ASTM A36 é de 0,144%, usando apenas duas casas decimais, temos:

$$\% \text{ de ferrita} = 100x \frac{0,77 - 0,14}{0,77 - 0} = 81,8\% \quad (8)$$

$$\% \text{ de perlita} = 100x \frac{0,14 - 0}{0,77 - 0} = 18,2\% \quad (9)$$

A seguir, na Figura 22 as quatro micrografias estão unidas com o intuito de mostrar a evolução do tamanho de grão e a eliminação da região bandeada.

Figura 22: Micrografia do aço ASTM A36 sem tratamento (a) tratado a 950°C (b), 1100°C (c) e 1300°C (d) aumentado em 100X.



Fonte: Autor.

Para a eliminação da microestrutura bandeada, tratamentos térmicos são aplicados no aço carbono. O recozimento de homogeneização é um tratamento térmico cujo processo principal é a eliminação das consequências da segregação dendrítica, sendo assim, acontecem dois processos principais: nivelamento da concentração dentro dos grãos da solução sólida e dissolução da fase de não-equilíbrio em excesso (NOVIKOV, 1994).

#### 4.1.2. Medida do Tamanho de Grão

O crescimento de grão austenítico é um processo que depende do tempo, da temperatura e é, normalmente, controlado pela presença de partículas finas (diâmetros menores que 100Å) dispersas. Em geral, para uma dada temperatura, o crescimento de grãos é bastante rápido nos primeiros 10 minutos de aquecimento, após o que é apenas marginal. (COSTA E SILVA, 2006).

Quanto aos tamanhos de grãos obtidos com os tratamentos térmicos era esperado que aumentassem conforme o aumento da temperatura do recozimento pleno. Assim, para que o grão austenítico voltasse a crescer novamente, e de uma maneira significativa, seria necessário elevar a temperatura do forno. Isso foi verificado

adotando-se o procedimento planimétrico (ou de *Jeffries*) para medição do tamanho grão seguindo a norma ASTM E 112.

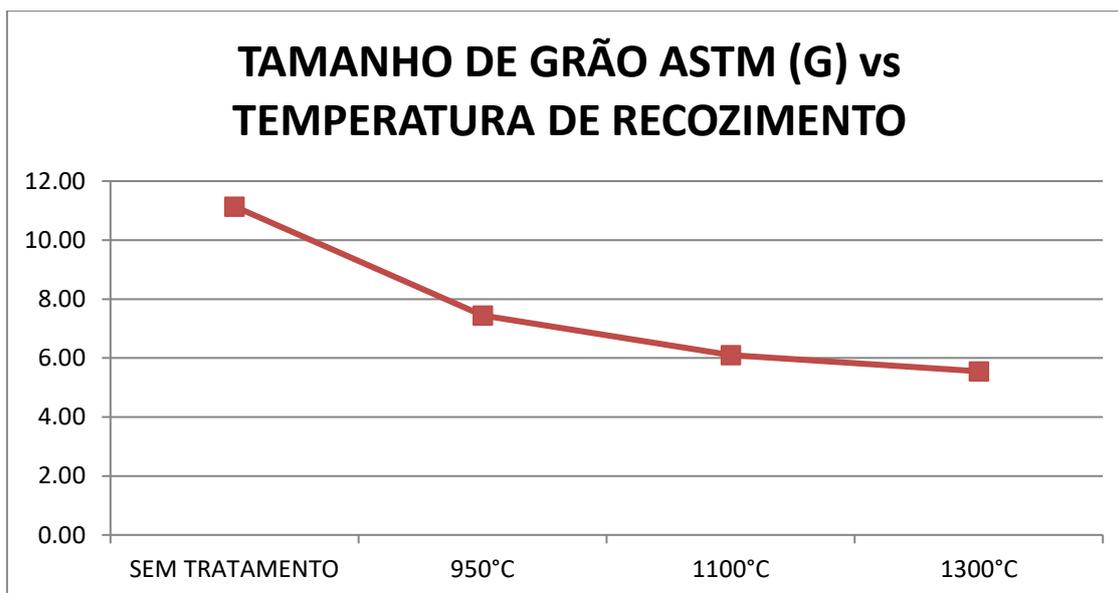
A Tabela 3 e o Gráfico 01 a seguir expõem os resultados obtidos:

Tabela 3: Resultados de tamanho de grão com o aumento da temperatura de recozimento pleno.

Variáveis calculadas	Sem tratamento	950°C	1100°C	1300°C
Na (grãos/mm <sup>2</sup> )	17.562	1.344	534	362
G	11,14	7,44	6,1	5,55
Dm (µm)	7,6	27,0	43,4	53,4

Fonte: Autor.

Gráfico 1: Gráfico do tamanho de grão ASTM (G) de acordo com o aumento da temperatura de recozimento pleno.



Fonte: Autor.

Isso confirma o que era esperado, o crescimento de grão ocorreu com o aumento da temperatura do tratamento térmico, indo de G 11,14 (sem tratamento térmico) até G 5,55 (recozimento a 1300°C). O tamanho G (ASTM) é inversamente o tamanho de grão, ou seja, quanto maior G, menor o tamanho de grão. Vale ressaltar que é possível observar uma tendência de estabilização do crescimento do grão conforme o aumento da temperatura de recozimento.

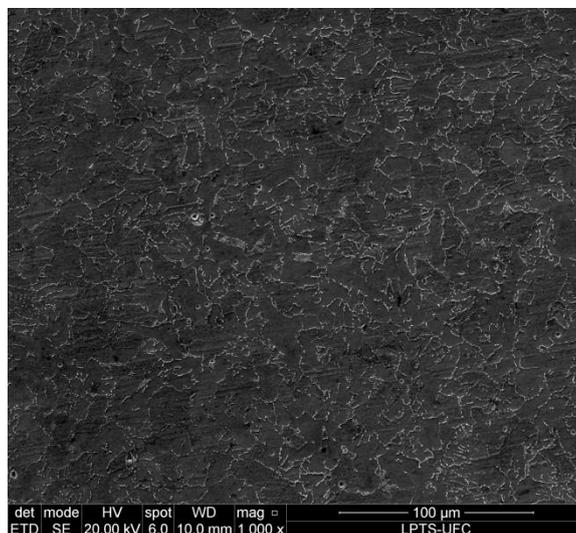
#### 4.1. Caracterização Microestrutural e Fases Cristalinas

- Analisar possíveis modificações produzidas na **(micro) estrutura e fases cristalinas** após o tratamento térmico, através das técnicas de difração de raios-X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV);

##### 4.2.1. Microscopia Eletrônica de Varredura

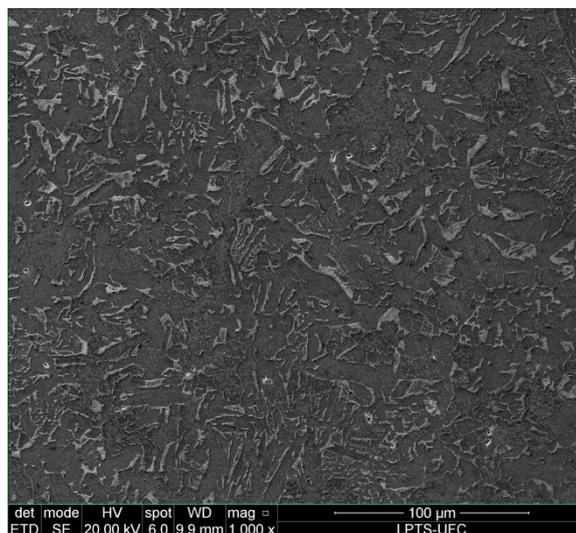
As amostras foram submetidas foram visualizadas no MEV com a resolução de 1000X e 30000X. As figuras 23 a 26 mostram a microestrutura ampliadas em 1000X.

Figura 23: Micrografia do recebido ampliado 1000X observado pelo MEV



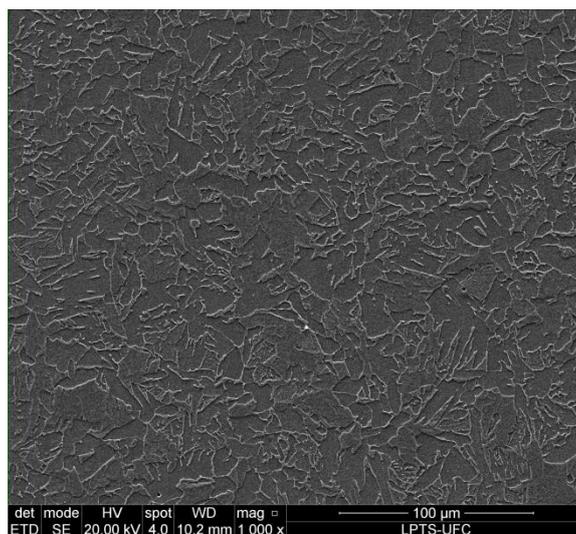
Fonte: Autor.

Figura 24: Micrografia do tratado a 950°C ampliado 1000X observado pelo MEV.



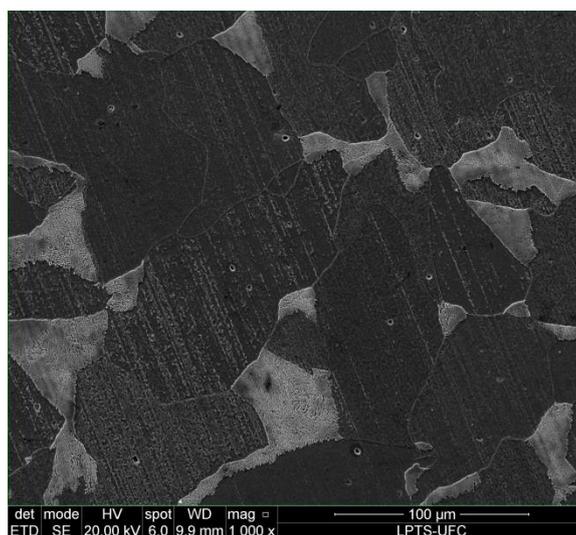
Fonte: Autor.

Figura 25: Micrografia do tratado a 1100°C ampliado 1000X observado pelo MEV.



Fonte: Autor.

Figura 26: Micrografia do tratado a 1300°C ampliado 1000X observado pelo MEV.



Fonte: Autor.

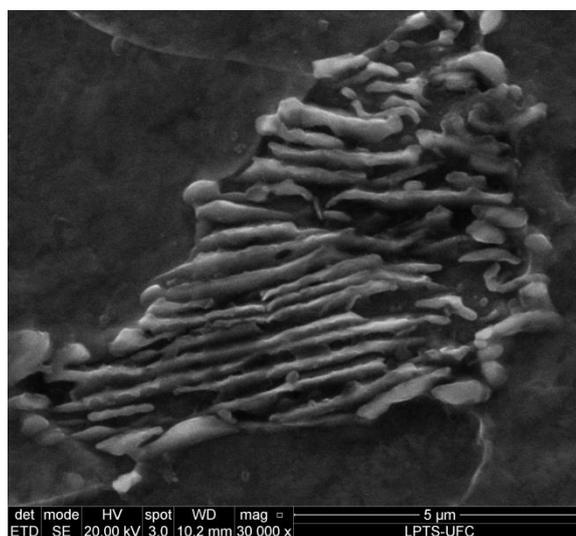
É possível observar a microestrutura e a distribuição das perlitas sobre a matriz de ferrita.

Na figura 23, é a micrografia da amostra como recebida ampliada em 1000x. Observam-se grãos pequenos e muitas colônias de perlita distribuídas sobre a matriz. A figura 24 é a micrografia da amostra após tratada termicamente a 950°C ampliada em 1000X. Os grãos estão maiores que a amostra como recebida na figura 23. Na figura 24 é possível observar a concentração e a distribuição da perlita, assim como visto na figura 19 na qual mostra que ainda haviam perlitas com microsegregações dendríticas na direção da laminação, logo se percebe as perlitas alongadas e próximas uma das outras. Já a figura 25 apresenta a micrografia da amostra tratada termicamente a 1100°C,

observa-se que as colônias de perlitas estão concentradas, pequenas e bastante distribuídas, como visto na figura 20 também, logo é difícil detectar alguma perlita nessa micrografia ampliada 1000X.

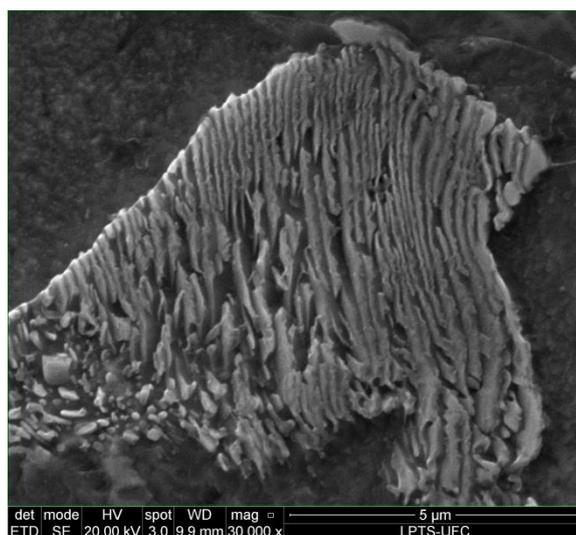
A figura 26 apresenta a amostra tratada termicamente a 1300°C ampliada 1000X. É muito perceptível o tamanho do grão devido as grandes colônias de perlita. Foram registradas micrografias das amostras em 30000X, focando nas colônias de perlitas.

Figura 27: Lamelas de perlita do aço como recebido ampliado 30000X observado pelo MEV.



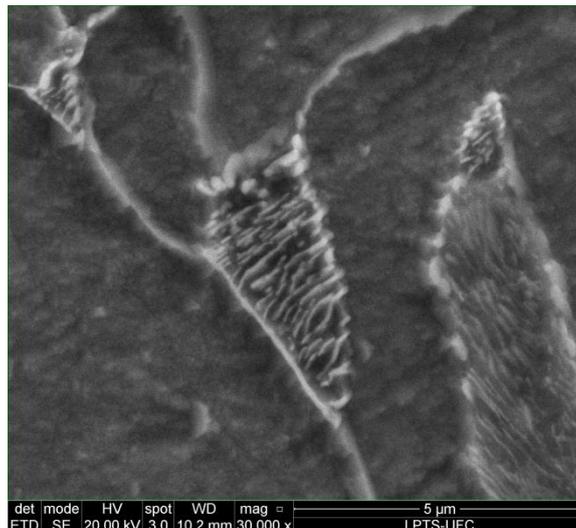
Fonte: Autor.

Figura 28: Lamelas de perlita do aço tratado a 950°C ampliado 30000X observado pelo MEV.



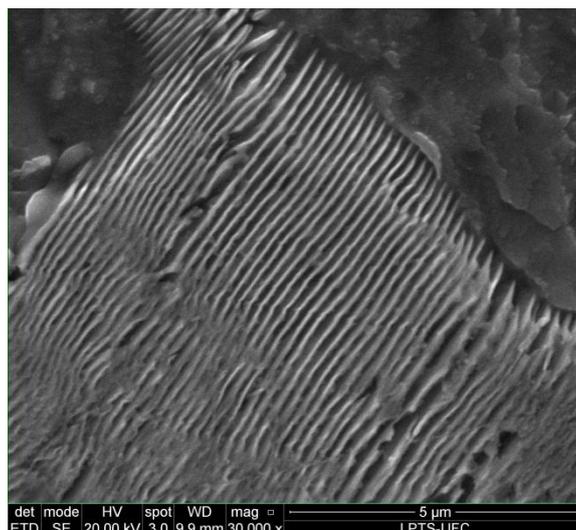
Fonte: Autor.

Figura 29: Lamelas de perlita do aço tratado a 1100°C ampliado 30000X observado pelo MEV.



Fonte: Autor.

Figura 30: Lamelas de perlita do aço tratado a 1300°C ampliado 30000X observado pelo MEV.



Fonte: Autor.

Na figura 27, as lamelas de perlita estão desorganizadas, devido a concentração e a não distribuição organizada de  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Após o tratamento térmico de recozimento pleno, é esperado que tivesse a formação de perlita grossa, como é possível observar a evolução e reorganização das perlitas nas figuras 27 a 30.

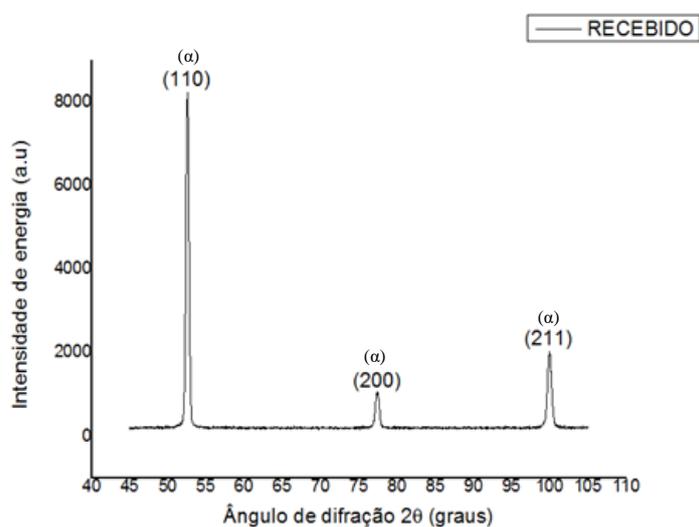
Depois de aquecida e resfriada lentamente, foi obtida lamelas mais organizadas quando comparada as figuras 27 e 28, devido ao tempo para ocorrer a difusão do carbono, já na figura 30 as perlitas são grossas e possuem uma direção organizada, pois houve temperatura e tempo suficientes para a difusão do carbono ser completa.

A figura 29 é a micrografia de uma colônia de perlitas no aço tratado a 1100°C. Foi difícil encontrar alguma colônia, e as encontradas eram difíceis de focar por serem pequenas. Entretanto, é possível observar que as lamelas de perlita grossas e possuem uma organização melhor que na figura 27.

#### 4.2.2. Caracterização por Difração de Raios-X

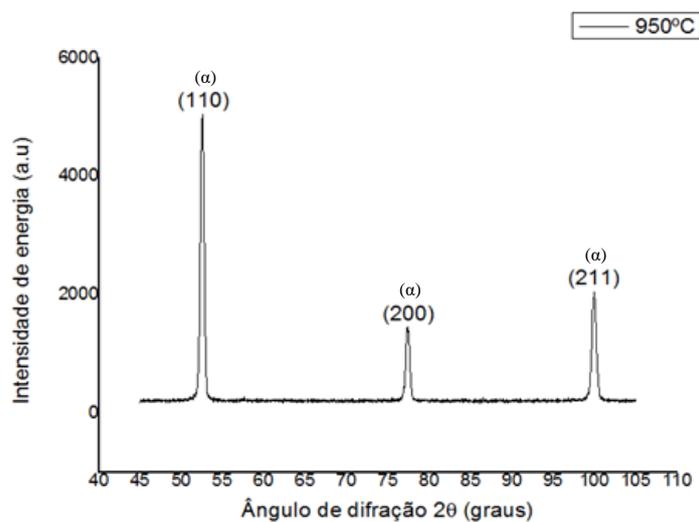
Com o resultado da difração de raios-X foram gerados os difratogramas das fases existentes em cada amostra, representado nas figuras 31 a 34.

Figura 31: Difratograma da amostra como recebido.



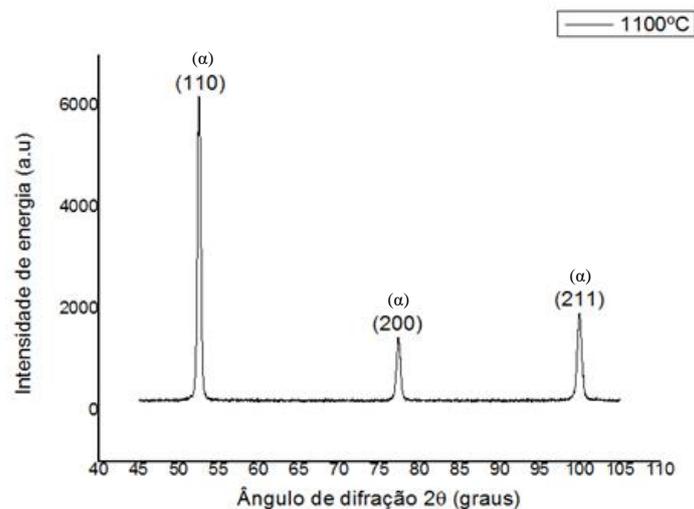
Fonte: Autor.

Figura 32: Difratograma da amostra tratada a 950°C.



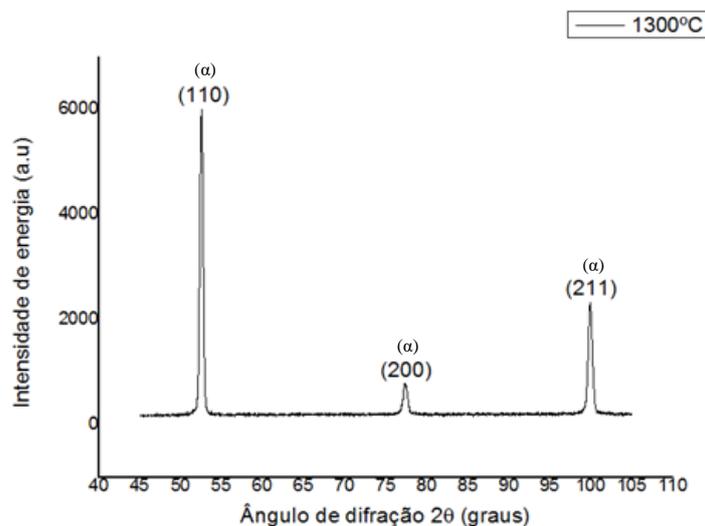
Fonte: Autor.

Figura 33: Difratograma da amostra tratada a 1100°C.



Fonte: Autor.

Figura 34: Difratograma da amostra tratada a 1300°C.



Fonte: Autor.

Como observado, todas as figuras que representam os difratogramas possuem o mesmo pico, indicando que não houve transformação de fases durante o resfriamento. Houve difração nos planos (110), (200), e (211) os quais são característicos da estrutura cristalina CCC. Como a composição química é predominantemente ferro, essa estrutura pertence ao Fe- $\alpha$ .

### 4.3. Medidas de Resistência à Corrosão

Neste tópico, os resultados obtidos estão focados em verificar a influência do tratamento térmico realizado na resistência à corrosão do aço hipoeutetóide, através de

ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE), polarização e medida do potencial de circuito aberto (OCP) simulado em ambiente corrosivo.

#### 4.3.1. Ensaios Eletroquímicos

Os métodos utilizados para medir a resistência à corrosão foram:

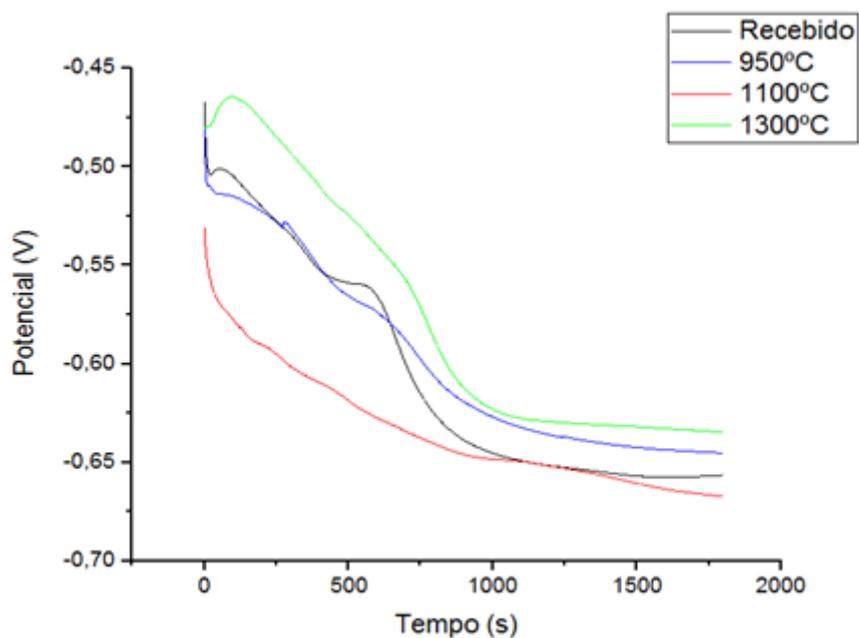
- **OCP/ Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE):** Esta técnica é utilizada para avaliar a corrosão com o tempo de imersão na solução: 0,02 mol L<sup>-1</sup> de NaCl.
- **Polarização Potenciodinâmica (PP):** As curvas de polarização foram feitas com o propósito de avaliar a resistência à corrosão das amostras de aço carbono ASTM A36.

Os ensaios ocorreram simultaneamente por um tempo de 3600s.

#### 4.3.1. Monitoramento do Potencial de Circuito Aberto (OCP)

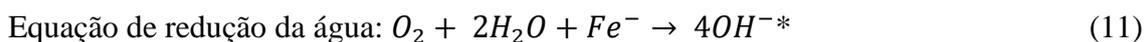
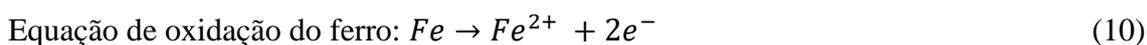
O gráfico 2 mostra a evolução do potencial de circuito aberto ( $E_{oc}$ ) com o tempo de imersão na solução de 0,02 mol. L<sup>-1</sup> de NaCl. Observa-se que o potencial decresce até uma tendência de estabilização do  $E_{oc}$ .

Gráfico 2: Potencial de circuito aberto (Eoc) das amostras como recebidas e tratadas termicamente a 950°C, 1100°C e 1300°C.



Fonte: Autor.

No momento que o eletrodo de trabalho entra em contato com o eletrólito, as seguintes reações de oxirredução podem ocorrer na interface metal/eletrólito, equações 10 e 11:



\*Depende do pH da solução

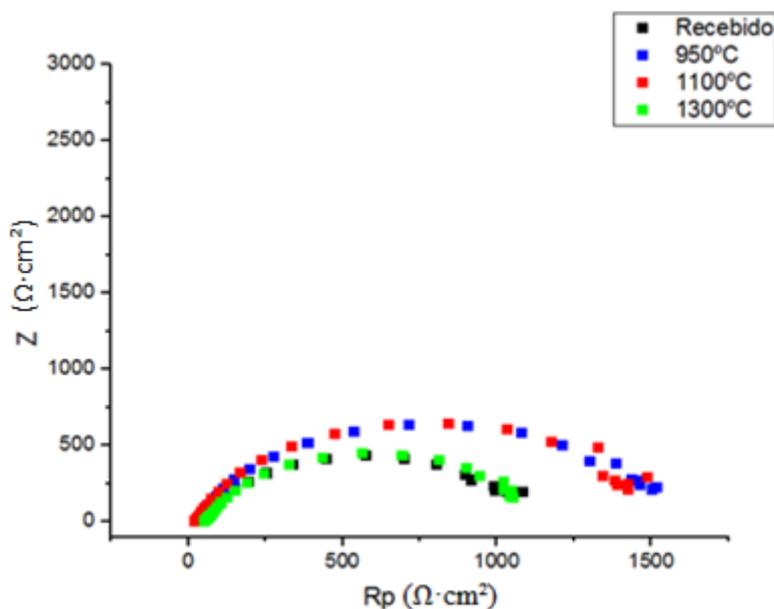
A velocidade de oxidação possui uma cinética muito maior que a velocidade de redução, ou seja, a velocidade de oxidação prevalece. Este fato é evidenciado com a queda do potencial no decorrer do tempo. Entretanto, em torno de 1750s essas velocidades tendem a se estabilizarem, determinando o potencial de corrosão.

A curva da amostra tratada a 1300 °C representa um potencial de estabilização mais positivo quando comparado às outras curvas, a amostra tratada a 950 °C mostrou um perfil semelhante, mostrando-se serem mais eficientes, pois quanto maior o potencial de estabilização, menor a suscetibilidade a corrosão. Entretanto, não se podem tirar conclusões sobre a resistência de corrosão.

### 4.3.2. Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE)

As medidas de impedância eletroquímica foram feitas no potencial de circuito aberto, utilizando os eletrodos de cada condição de tratamento térmico imersos nas soluções de NaCl 0,02 mol L<sup>-1</sup>. O gráfico 3 mostra o diagrama de Nyquist obtidos após 3600 s de imersão nos meios testados.

Gráfico 3: Diagramas de Nyquist das amostras como recebidas e tratadas termicamente a 950 °C, 1100 °C e 1300 °C.



Fonte: Autor.

A Espectroscopia de Impedância Eletroquímica quantifica a resistência em ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ ). A redução do valor de Rp indica o aumento na taxa de corrosão do aço carbono no referido meio.

No Gráfico 3, é observado um arco capacitivo, indicando que na interface eletrodo/solução ocorreu um processo de transferência de carga, onde a amostra como recebida e a amostra tratada termicamente a 1300 °C apresentam menor diâmetro do arco capacitivo, o que indica uma menor resistência à transferência de carga na interface do eletrodo, ou seja, uma menor resistência ao processo de corrosão em relação as amostras tratadas termicamente a 950 °C e 1100 °C.

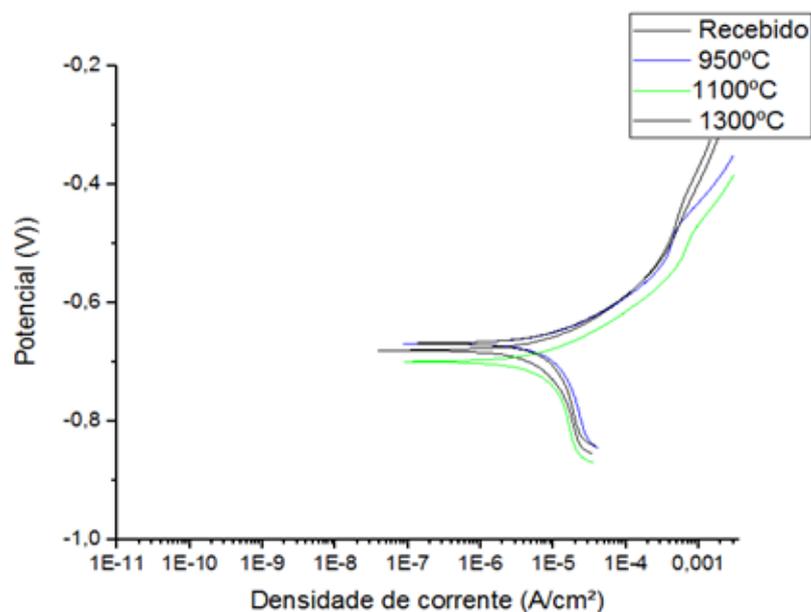
Como já citado, as curvas que representam as amostras tratadas a 950 °C e 1100 °C mostraram melhor resistência, pois apresentaram maiores valores em Ohm em Rp em torno de 1500  $\Omega$  em área. Enquanto a amostra tratada a 1300 °C apresentou resultado semelhante a amostra como recebida, em torno de 1100 $\Omega$ .

A baixa resistência a corrosão já era esperado para amostra como recebida, devido aos grãos menores que acarretam em muitos contornos de grãos, que são locais preferenciais para ocorrer a corrosão. Entretanto, a amostra tratada a 1300 °C apresentou um resultado diferente das expectativas, visto que o tamanho de grão é em torno de sete vezes maior que o tamanho de grão da amostra como recebida. Porém, esse resultado pode ser justificado pelas grossas lamelas de perlitas, as quais formam grandes pilhas microgalvânicas, aumentando a suscetibilidade à corrosão.

#### 4.3.3. Polarização Potenciodinâmica (PP)

As curvas de polarização potenciodinâmica anódica e catódica obtidas em solução de NaCl 0,02 mol L<sup>-1</sup> para a amostra como recebida e as amostras tratadas termicamente são representadas no Gráfico 4. Nestas curvas são apresentados os potenciais em função da densidade de corrente.

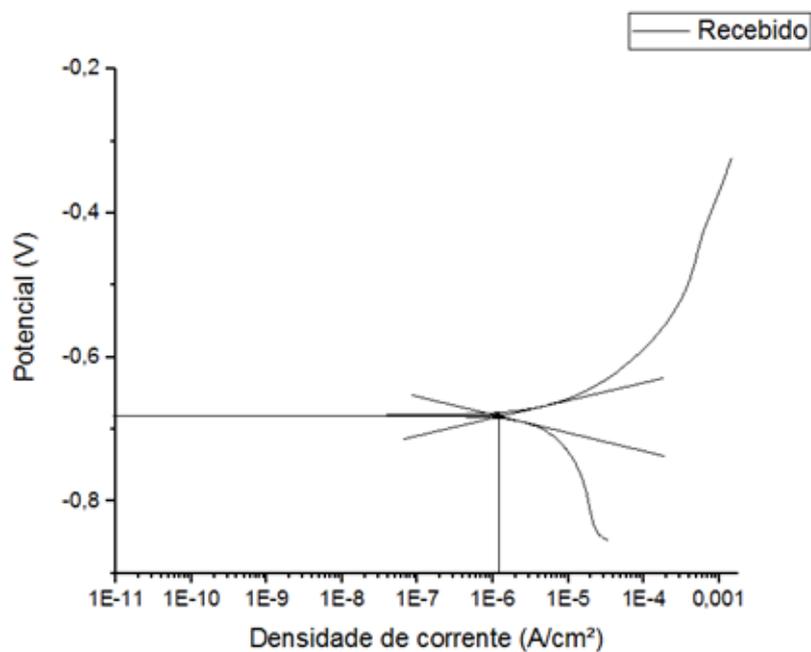
Gráfico 4: Curvas de polarização potenciodinâmica anódica e catódica das amostras como recebida e tratadas termicamente a 950°C, 1100°C e 1300°C.



Fonte: Autor.

As curvas de polarização para as quatro amostras são bastante semelhantes. As figuras 35 a 38 mostram as curvas separadas indicando o logaritmo da densidade de corrente e potencial de corrosão.

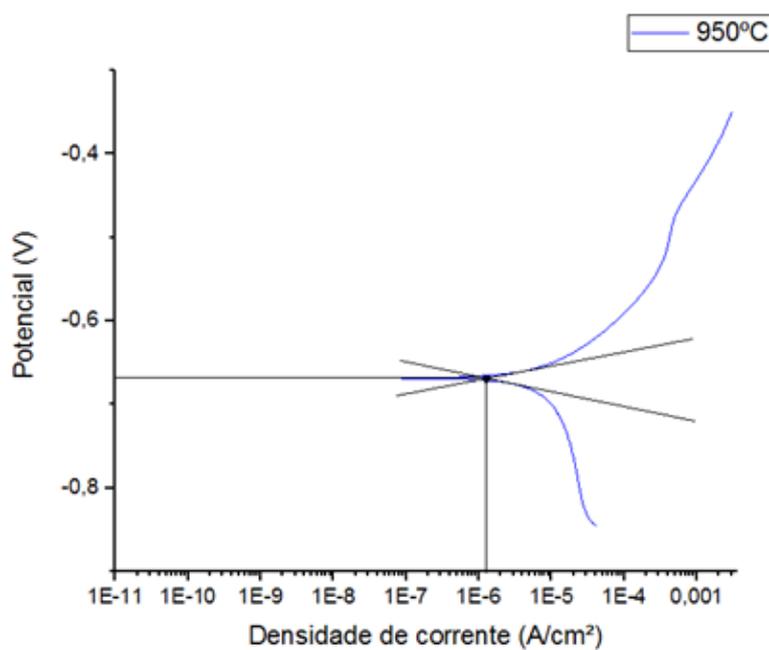
Figura 35: Densidade de corrente de troca e potencial de corrosão da amostra como recebida.



Fonte: Autor.

Amostra como recebida possui densidade de corrente de troca igual a 1,05E-6 e um potencial de corrosão de 0,68V.

Figura 36: Identificação da densidade de corrente e potencial de corrosão da amostra tratada a 950°C.

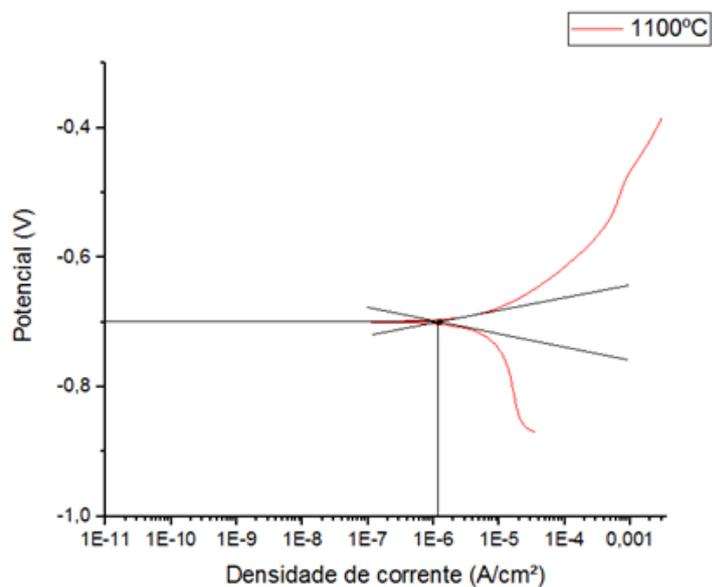


Fonte: Autor.

Amostra tratada a 950°C possui densidade de corrente de troca igual a 1,33E-6 e

um potencial de corrosão de 0,66V.

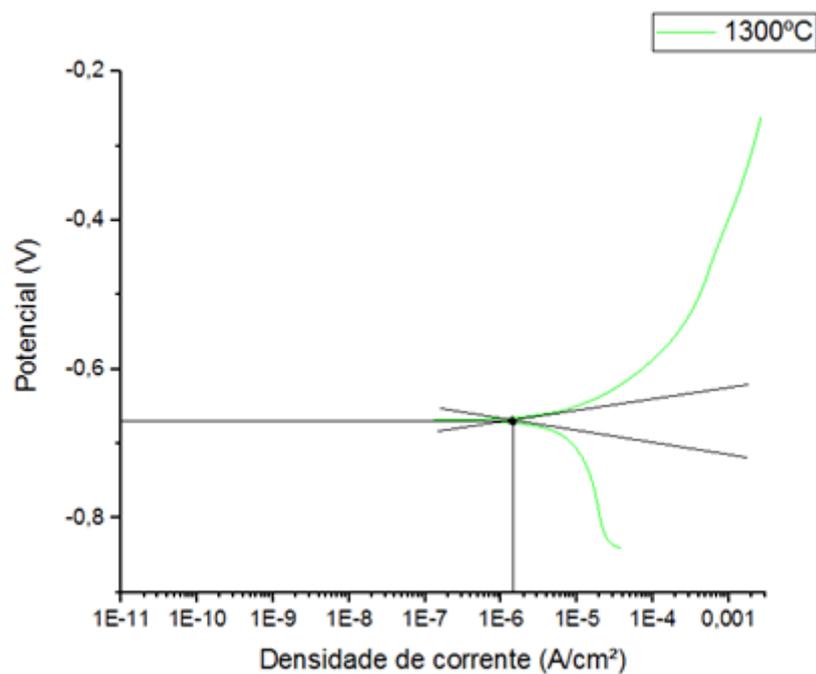
Figura 37: Densidade de corrente de troca e potencial de corrosão da amostra tratada a 1100°C.



Fonte: Autor.

Amostra tratada a 1100°C possui densidade de corrente de troca igual a 1,19E-6 e um potencial de corrosão de 0,69V.

Figura 38: Densidade de corrente de troca e potencial de corrosão da amostra tratada a 1300°C.



Fonte: Autor.

Amostra tratada a 1300°C possui densidade de corrente de troca igual a 1,41E-6 e um potencial de corrosão de 0,67V.

Tabela 4: Resultados do Ensaio de Polarização Potenciodinâmica (PP).

<b>Variáveis calculadas</b>	<b>Sem tratamento</b>	<b>950°C</b>	<b>1100°C</b>	<b>1300°C</b>
<b>DENSIDADE DE CORRENTE DE CORROSÃO (A/cm<sup>2</sup>)</b>	1,05x10 <sup>-6</sup>	1,33x10 <sup>-6</sup>	1,19x10 <sup>-6</sup>	1,41x10 <sup>-6</sup>
<b>POTENCIAL DE CORROSÃO (V)</b>	-0,68	-0,66	-0,69	-0,67

Fonte: Autor.

A tabela 4 mostra os resultados de corrente e potencial de corrosão da amostra como recebida e das amostras tratadas termicamente através da extrapolação de Tafel. Os valores de corrente estão na mesma ordem de grandeza, e o potencial em média 0,67V.

Esse resultado comprova que não há uma diferença expressiva nos resultados das amostras quanto à resistência à corrosão antes e após o tratamento térmico de recozimento pleno.

## 5. CONCLUSÃO

Pelos resultados obtidos, pode-se concluir que o tratamento térmico de recozimento em chapas de aço ASTM A36 produz os seguintes efeitos:

### **C1 (tamanho do grão e fase bandeada):**

- O recozimento pleno influencia diretamente no crescimento de grão, visto que quanto maior a temperatura de austenitização, maior o tamanho do grão.
- A fase bandeada, com o tempo suficiente para ocorrer a difusão do carbono e as transformações de fases, foi eliminada.

### **C2 (microestrutura):**

- Mesmo com a austenitização, o carbono contido no aço não foi suficiente para reter a austenita e mantê-la nessa fase quando retornasse à temperatura ambiente. Logo, com auxílio da difração de Raios-X, foi possível detectar somente uma fase, a ferrita. Um resultado que era esperado visto o teor de carbono contido ser baixo, como a temperatura de resfriamento lento.
- Com a curva TTT de um aço hipoeutetóide, foi possível prever que, com a temperatura e tempo de resfriamento usado, formaria perlita grossa e organizada, como foi mostrado nos resultados de MEV da amostra tratada a 1300 °C (figura 30).

### **C3 (resistência à corrosão):**

- E por fim, o ensaio de corrosão foi realizado com o intuito de relacionar tamanho de grão e resistência à corrosão e concluiu-se que essa relação não é linear;
- A partir da análise de impedância, a qual mede a resistência em área, a amostra tratada a 950 °C e a 1100 °C mostraram-se como os melhores resultados;
- O ensaio de polarização obteve resultados semelhantes para todas as amostras, com as curvas anódicas e catódicas, formando um ângulo que, ao traçar duas retas tangentes às curvas potenciodinâmicas, obtiveram resultados de corrente de troca, ou corrente de corrosão, na ordem de grandeza  $10^{-6}$  A e a diferença de potencial em média -0,67V;
- Logo, podemos concluir que, para um aço ASTM A36, o tratamento térmico à 950°C é o suficiente para melhorar da propriedade de resistência à corrosão, visto que foi o melhor resultado encontrado na resistência por impedância e por

ter apresentado em conjunto com bons resultados em corrente e potencial de corrosão quando comparado à amostra sem tratamento.

### **Considerações finais**

- A diferença dos resultados de resistência à corrosão entre a amostra como recebida e às tratadas termicamente é pequena, o que gera dúvidas sobre a viabilidade de utilizar esse processo para aumentar a resistência à corrosão em chapas de aço com composição química igual e semelhante ao aço carbono ASTM A36. Entretanto, o uso do processo do tratamento térmico foi bastante significativo quanto a organização da microestrutura com o alívio das tensões residuais, eliminação da fase bandeadada e formação de perlita grossa. Apesar de, conseqüentemente, a resistência mecânica diminuirá, o que seria necessário o ensaio de microdureza para quantificar essa relação (tamanho de grão e perlita grossa/dureza).

### **PERSPECTIVAS DE TRABALHOS FUTUROS**

Algumas sugestões para trabalhos futuros seriam:

- Analisar o tipo de corrosão através de MO e MEV nos pontos de corrosão;
- Realizar comparativo de resistência à corrosão com outros tipos de tratamentos térmicos e termoquímicos;
- Realizar os mesmos procedimentos para o mesmo aço, mas em outra opção de material acabado, como vergalhões que também são muito utilizados na construção civil e necessitam de uma boa resistência à corrosão;
- Quantificar o tamanho das lamelas de perlita e a distância interlamelar.
- Ensaio de microdureza para quantificar essa relação (tamanho de grão e perlita grossa/dureza).

## REFERÊNCIAS

1. Araujo, D.S.M, González-Ramírez, M.F, Oliveira, M.P, Alonso-Falleiros, N. Influência do Tratamento Térmico Sobre a Resistência à Corrosão de Aço Alta Resistência Baixa Liga .EPUSP, CBMM, São Paulo.
2. ASTM – American Society for Testing and Materials. AÇOS ASTM A36 (2008).
3. ASTM E112 - 13 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size
4. Bresciani Filho, Ettore (Coord.) Conformação plástica dos metais. 4. ed. Campinas: Ed. UNICAMP, 1991
5. Buerger, G. R. et al. Estudo Do Tratamento Térmico Sobre a Conformação do aço 1045. 2009.
6. Callister, W. D.; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia dos Materiais uma Introdução. 8. ed. Rio de Janeiro: Editora LTC, 2012.
7. Chiaverini, V., Tratamento Térmicos das Ligas Ferrosas, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1987.
8. Colpaert, H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 3ª. ed. São Paulo, Edgard Blucher, 1974.
9. Costa e Silva, A. L. V., Aços e Ligas Especiais, Editora Edgard Blücher, 2ª edição, 2006, p. 93 – 114.
10. Cota, A.B., Lacerda, C.A.M., Oliveira, F.L.G., Araújo, F.G.S. Influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação da ferrita em um aço microligado com Nb - Rev. Esc. Minas vol.55 no.4 Ouro Preto Oct./Dic. 2002.
11. FAVORIT, AÇOS ESPECIAIS. Disponível: <http://www.favorit.com.br/produtos/acos-comerciais/aco-sae-101020-a36>. Acesso em: 24 out. 2019
12. Filho, F.A.M.R, Flórez, M.A.C, Vieira,M.L, Silva, M.J.G e Araújo, W.S, Corrosão por Cloreto em Aços para Construção Civil com Diferentes Microestruturas; COTEQ 2017.
13. FREITAS, P. S. Tratamento Térmico dos Metais. 1. ed. [S.l.]: Senai, 2014.
14. GENTIL, V. Corrosão. 3. ed. Rio de Janeiro: Editora LTC, 2011.

15. Girão, D.C., influência da Fase Sigma na Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Super Duplex ASTM A890 Grau 1C Após Tratamento Isotérmico. Fortaleza-Ce, 2015.
16. Guisso R.M.. Avaliação do Efeito do Etanol e do Ácido Acético na Corrosão do Aço Carbono por CO<sub>2</sub> em condições de Não-Formação de Filmes Protetores - Universidade Federal Do Espírito Santo Centro Tecnológico Programa De Pós Graduação Em Engenharia Mecânica – Vitória, 2013.
17. Torres, A.A, Correa. O.V, Antunes, R.A, Influência do Tamanho de Grão Sobre a Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável AISI, São Paulo-SP.
18. Novikov, I., Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais, Rio de Janeiro, Editora UFRJ , 1994.
19. Nyborg, R. Initiation and Growth of Mesa Corrosion Attack During CO<sub>2</sub> Corrosion of Carbon Steel”, corrosion’98, nace international, houston, tx, 1998, paper no. 48.
20. Ouchi, Chiaki; “Development of steel plates bby intensive use of TMPC and direct quenching process”; ISIJ International, Vol 41 (2001), No. 6, pp. 542-553, 2001.
21. Reed-Hill, r. E.; abbaschian, R. The hardening of steel. In: . R. Physical Metallurgy Principles. 3. ed. Boston: PWS Puablisshing Company, 1994. cap. 19, p.632–687.
22. Sellars,C.M. Hot Working and Forming Processes, Ed. C.M. Sellars e G.J. Davies, 1980. Metals Society. London. P.3 a 15.
23. Sellars,C.M ; Ehiteman, J. Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling. 1979, Metal Science. Vol13, p. 187-194.
24. Silva, Maurício de Carvalho; Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80; Tese de Doutorado em Engenharia, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2009.
25. UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ. Biblioteca Universitária. **Guia de normalização de trabalhos acadêmicos da Universidade Federal do Ceará.** Fortaleza, 2013.
26. Van Vlack , L. - Princípios de Ciência dos Materiais, 3a Ed.