



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

CLÁUDIO BRASIL RIBEIRO NETO

**INFLUÊNCIA DO pH NA RESISTÊNCIA A CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL
SUPERAUSTENÍTICO ASTM A744 Grau CN3MN**

FORTALEZA

2015

CLÁUDIO BRASIL RIBEIRO NETO

INFLUÊNCIA DO pH NA RESISTÊNCIA A CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL
SUPERAUSTENÍTICO ASTM A744 Grau CN3MN

Monografia apresentada ao Programa de Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Walney Silva Araújo

FORTALEZA

2015

Página reservada para ficha catalográfica que deve ser confeccionada após apresentação e alterações sugeridas pela banca examinadora.

Para solicitar a ficha catalográfica de seu trabalho, acesse o site: www.biblioteca.ufc.br, clique no banner Catalogação na Publicação (Solicitação de ficha catalográfica)

CLÁUDIO BRASIL RIBEIRO NETO

INFLUÊNCIA DO pH NA RESISTÊNCIA A CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL
SUPERAUSTENÍTICO ASTM A744 Grau CN3MN

Monografia apresentada ao Programa de Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Walney Silva Araújo (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Ricardo Emílio F. Quevedo Nogueira
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Profa. Dra. Janaína Gonçalves Maria da Silva Machado
Universidade Federal do Ceará (UFC)

AGRADECIMENTOS

A Deus, por conseguir chegar até aqui.

Aos membros da minha família que estavam ao meu lado durante essa caminhada.

Aos meus amigos e aos professores do curso de Engenharia Metalúrgica que me ajudaram de alguma forma.

A todos que me ajudaram a concluir esse trabalho.

Bem-aventurados os que sofrem perseguição
por causa da justiça, por que deles é o reino
dos céus.

(Mateus 5:10)

RESUMO

A seleção de materiais na indústria do petróleo é um grande desafio, pois esse é um meio muito agressivo. O aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 Grau CN3MN possui elevada tenacidade e excelente propriedade anticorrosiva, em razão disso, é amplamente utilizado na fabricação de bombas para aplicação em empresas petrolíferas que operam ao largo da costa. Na prospecção de petróleo os processos corrosivos mais comuns são: corrosão por CO₂, corrosão bacteriológica, corrosão por cloretos e oxigênio, corrosão sob tensão, fragilização por hidrogênio. O pH do petróleo bruto costuma variar durante a extração, e essa variação afeta os processos corrosivos. Dentro desse contexto, esse trabalho teve por objetivo analisar como o pH influencia na resistência a corrosão do aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 Grau CN3MN. Para a realização dos ensaios, foi realizado um tratamento térmico de solubilização a 1168°C por 25 min. As amostras foram caracterizadas antes e depois do tratamento térmico. Ensaios eletroquímicos foram utilizados para monitorar os processos corrosivos, a saber: monitoramento do potencial de circuito aberto, polarização potenciodinâmica anódica e impedância eletroquímica. O material foi avaliado nas soluções NaCl com pH 6,5; NaCl com pH 4,0; NaCl com pH 2,0 e HCl com pH 1,0. Nas soluções NaCl com pH 4,0 e NaCl com pH 2,0, o material apresentou o melhor desempenho; as duas soluções apresentaram comportamento muito próximo. Foi observado que o material apresentou pior desempenho na solução com NaCl pH 6,5.

Palavras-chave: Aço inoxidável superaustenítico. Ensaios Eletroquímicos. Propriedades anticorrosivas.

ABSTRACT

The selection of materials in the oil industry is a challenge, because this is a very aggressive environment. The superaustenitic stainless steel ASTM A 744 Grade CN3MN has high toughness and excellent anti-corrosive properties, thus it, is widely used in the manufacture of pumps for offshore application. In oil prospecting, the most common corrosive processes are CO₂ corrosion, bacterial corrosion, corrosion by chloride and oxygen, stress corrosion, hydrogen embrittlement. The pH of crude oil usually varies during extraction, and this variation affects the corrosive processes. In this context, this study aimed to analyze how the pH affects the corrosion resistance of stainless steel superaustenitic ASTM A 744 Grade CN3MN. For the tests, a solubilization heat treatment was performed at 1168 °C for 25 min. The samples were characterized before and after heat treatment. The electrochemical tests were used to monitor the corrosive processes, these were: open circuit potential, anodic potentiodynamic polarization and electrochemical impedance. It was observed that the material had the worst performance at pH 6.5 with NaCl solution. The material was evaluated in NaCl solutions with pH 4.0 and pH 2.0 with NaCl, and these solutions showed the best performance; the two solutions presented very close behavior.

Keywords: superaustenitic stainless steel. electrochemical test. anti-corrosion properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Fluxograma contendo etapas pelas quais o metal retorna ao seu estado natural	16
Figura 2-Diagrama representativo de um contorno de grão sensitizado de um aço 304L	17
Figura 3- influência da temperatura e do teor de níquel sobre a	22
Figura 4- Imagem contendo fluxograma das etapas dos processos realizados no trabalho	25
Figura 5- Diagrama de fases do aço ASTM A 744 previsto pelo software Thermocalc®.	29
Figura 6- Imagens obtidas via microscopia óptica.(a)Aumento de 200X;(b)aumento de 500X.Reagente água régia modificada (60mlHCl, 20 ml HNO e 20 ml de HC ₂ H ₃ O ₂).	30
Figura 7- Imagem obtida via microscopia eletrônica. Aumento de 500X.....	31
Figura 8- Imagem da técnica de EDX realizado no local de cruz verde.	32
Figura 9- Resultado do EDX realizado no local da cruz verde da imagem 8.....	33
Figura 10- Imagem da técnica de EDX realizado no local de cruz verde	34
Figura 11- Resultado do EDX realizado no local da cruz verde da imagem 10.....	35
Figura 12- Imagens obtidas via microscopia óptica. (a)Aumento de 200X; (b) aumento de 500X. Reagente água régia modificada (60mL HCl, 20 mL HNO e 20 mL de HC ₂ H ₃ O ₂).....	36
Figura 13- Imagem obtida via microscopia eletrônica. (a), imagens obtidas da amostra solubilizada. (b)Aumento de 1000X.Imagem da região de interesse aumento de 10000X.....	36
Figura 14- potenciais de circuito aberto das amostras solubilizadas a 1168°C por 25min.	37
Figura 15- curvas de polarização potenciodinâmica anódica das amostras solubilizadas a 1168°C por 25min.	38
Figura 16-Diagrama de Bode das amostras solubilizadas a 1168°C por 25 min.....	39
Figura 17- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 µm. A coluna da esquerda refere-se às amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se as amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi NaCl 1M pH2.	40
Figura 18- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 µm. A coluna da esquerda refere-se às amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se às amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi NaCl 1M pH4.	41

Figura 19- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 µm. A coluna da esquerda refere-se as amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se as amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi HCl 1M pH1. (microscopia óptica com aumento de 500X).
.....42

Figura 20- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 µm. A coluna da esquerda refere-se as amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se as amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi NaCl 1M pH6.5.44

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Tabela com a composição química da norma (ASTM, 2013).	25
Tabela 2-Tabela contendo resultados da análise por EDX realizado no local demonstrado na imagem 8.	33
Tabela 3 - Tabela contendo resultados da análise por EDX realizado no local demonstrado na imagem 10.	35

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<i>Off-shore</i>	Atividade de empresas petrolíferas que operam ao largo da costa
Gr°	Grau
pH	Potencial de hidrogênio
p/p	Porcentagem em peso
ppm	Partes por milhão (1g/10 ³ L)
CFC	Estrutura cristalina cúbica de faces centradas
TCC	Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrada
AISI	American Iron And Steel Institute
ASTM	American Society For Testing And Materials
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
EDX	Energy dispersive x-ray spectroscopy

LISTA DE SÍMBOLOS

- ® Marca Registrada
- % Porcentagem

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
2. OBJETIVO GERAL	15
2.1 Objetivos específicos	15
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 <i>Corrosão</i>	16
3.1.1 <i>Corrosão Uniforme</i>	16
3.1.2 <i>Corrosão por pite</i>	17
3.1.3 <i>Corrosão intergranular</i>	17
3.1.4 <i>Influência do pH</i>	18
3.2 <i>Bombas marinhas</i>	18
3.3 <i>Aços inoxidáveis</i>	19
4. MATERIAL E MÉTODOS	25
4.1 <i>Caracterização microestrutural da amostra como recebida</i>	26
4.2 <i>Estudo termodinâmico</i>	26
4.3 <i>Tratamento térmico de solubilização a 1168°C</i>	26
4.4 <i>Caracterização microestrutural da amostra solubilizada</i>	26
4.5 <i>Ensaio Eletroquímico</i>	27
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	29
5.1 <i>Estudo termodinâmico do aço ASTM A 744 Grau CN3MN</i>	29
5.2 <i>Caracterização microestrutural do material</i>	30
5.3 <i>Ensaio eletroquímico</i>	37
5.4 <i>Caracterização pós-ensaio de polarização anódica</i>	40
6. CONCLUSÕES	46
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	47
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	48

1. INTRODUÇÃO

A liga fundida ASTM A744 Grau CN3MN é uma das opções de material utilizado na fabricação dos componentes de bombas que operam em ambientes marinhos, pois oferece elevada resistência à corrosão por pite (GRAVALOS et al., 2010). Ele é aplicado em ambientes de corrosão severa, principalmente de soluções contendo altas concentrações do íon cloreto; especificamente, na prospecção de petróleo em águas profundas e dessalinização da água do mar. Sua resistência a corrosão nesse tipo de ambiente é maior que a do aço inoxidável duplex e é equivalente à de ligas de níquel.

Esse aço é industrialmente usado na forma solubilizada com a intenção de reter fases deletérias características da austenita, como citado em Da COSTA e SILVA; MEI. (2010), RITONI; MARTINS; MEI.(2007) e RITONI; MARTINS; MEI. (2010) pode-se perceber que de maneira geral é realizada solubilização em torno de 1200 °C, pois, como foi observado, essa é a temperatura a qual ocorre as melhores propriedades mecânicas quanto à tenacidade. Também foi percebido que mesmo a solubilização sendo realizada a temperaturas altas, como 1240 °C, não foi possível realizar a dissolução de precipitados eutéticos (RITONI; MARTINS; MEI, 2007).

Um fator importante no desempenho anticorrosivo dos aços é o pH do meio em que ele está sendo empregado, pois o meio ácido acelera o processo corrosivo. Assim, este trabalho teve por objetivo estudar como o pH influencia as propriedades anticorrosivas desse aço, pois ele é vital para as industria de produção de bombas marítimas.

2. OBJETIVO GERAL

O objetivo do presente trabalho é avaliar a influência do pH na resistência a corrosão do aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 Grau CN3MN.

2.1 Objetivos específicos

- Realização do estudo termodinâmico.
- Caracterização microestrutural do material como recebido e após o tratamento térmico.
- Realização de ensaios eletroquímicos em soluções com diferentes valores de pH.

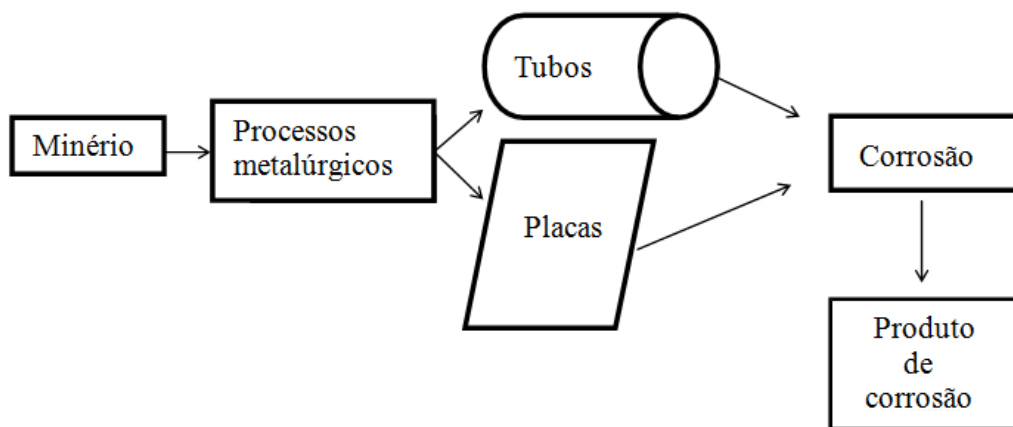
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Corrosão

Corrosão é o processo de deterioração de um material pela ação do meio em que está presente. A natureza da corrosão pode ser química ou eletroquímica, podendo ou não ter sido causada por esforços mecânicos (NUNES, 2007). A reação será eletroquímica se ocorre à passagem de corrente através de uma distância finita, maior do que a distância interatômica (WOLYNEC, 2003).

Os metais são encontrados na natureza na forma de óxido, logo em seu estado de equilíbrio. Como todo sistema tende a diminuir a sua energia livre, os metais depois de sofrerem processamento, pela explicação termodinâmica, sofrem corrosão no intuito de diminuir a sua energia livre, por consequência retornando ao estado de óxido. Na figura 1 abaixo se encontra uma exemplificação desse processo.

Figura 1- Fluxograma contendo etapas pelas quais o metal retorna ao seu estado natural



Fonte: Autor

É razoável classificar os processos corrosivos de acordo com a forma que a corrosão manifesta-se. A corrosão uniforme, corrosão por pite e corrosão intergranular são algumas das principais formas de corrosão (FONTANA, 1987).

3.1.1 Corrosão Uniforme

É a forma de corrosão mais comum, sendo caracterizada pelas reações eletroquímicas ocorrendo de maneira uniforme sobre toda a superfície do metal. O metal vai perdendo massa vai ficando mais fino e eventualmente pode falhar. Esse tipo de corrosão

pode ser prevenido pelo uso de matérias corretos para o meio desejado ou pelo uso de recobrimentos ou inibidores para retardar o processo.

3.1.2 Corrosão por pite

Pite é uma forma de corrosão causada por um ataque localizado resultando em buracos no metal. Esses buracos geralmente aparecem com pequenos diâmetros dificultando a sua identificação no metal.

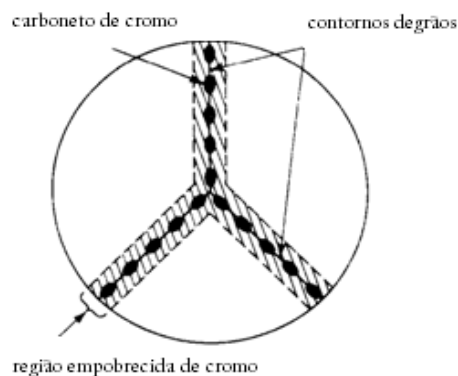
Esta é uma das formas de corrosão mais severas já que, esse é um processo autocatalítico, ou seja, depois que ocorre a formação do pite ele mesmo tende a continuar o processo corrosivo. Com a formação e crescimento do pite o material tende a falhar, seja por o buraco ser um concentrador de tensão, ou por outra situação como a formação de um buraco em tubo transportando um fluido.

3.1.3 Corrosão intergranular

Esse tipo de corrosão pode atacar até mesmo aços inoxidáveis austeníticos e em ambiente em que eles apresentam grandes propriedades anticorrosivas. A teoria mais aceita para a causa desse processo é o empobrecimento de cromo na região intergranular.

Como já foi citado, na pior das hipóteses, um aço deve possuir pelo menos 10 p/p de cromo para ser considerado inoxidável. Se for ocorrendo a diminuição sistemática do cromo em alguma região do metal, essa região irá perder sua resistência à corrosão naquele local. Com a precipitação do carboneto Cr_{23}C_6 , que precipita nos preferencialmente nos contornos de grãos, existe o empobrecimento de cromo da região em volta. Como o carboneto é rico em cromo ele não é atacado. Já região em volta sofre corrosão. Esse tipo de corrosão pode ser vista na Figura 2, logo abaixo.

Figura 2-Diagrama representativo de um contorno de grão sensitizado de um aço 304L



3.1.4 Influência do pH

O ambiente marinho é extremamente complexo. Este contém várias espécies de matéria biológica, como grande quantidade de sólidos e gases dissolvidos. As reações de equilíbrio e como os materiais corroem nesse tipo de ambiente ainda não são conhecidas com precisão. O pH apresenta-se como um dos fatores que mais influenciam no comportamento dos materiais nesse tipo de ambiente (PORTE, 1967).

Em uma faixa entre o pH 4-10, a taxa de corrosão é independente do pH e depende apenas da velocidade de difusão do oxigênio na superfície da região catódica disponível. Nessa faixa qualquer variação na composição do aço, no tratamento térmico realizado e no tipo de processamento (se ele foi trabalhado ou fundido, por exemplo), apresenta pouca variação na resistência à corrosão do metal; dado que a camada em que ocorre a difusão do oxigênio permanece praticamente inalterada. Na região com $\text{pH} < 4$, o filme passivo sobre a superfície do metal é dissolvido, e a superfície fica parcialmente exposta ao ambiente o qual está presente (UHLIG; REVIE, 2008). O mar possui o pH em uma faixa de 7,5 e 8,4 (LIMA; MORELLI, 2004); os derivados do petróleo possuem o $\text{pH} < 7$ (NASCIMENTO, *et al.*, 2012).

3.2 Bombas marinhas

Bombas marinhas possuem um grande campo de uso, de plantas de destilação à indústria *off-shore*. A demanda por bombas marinha tende a aumentar, pois cada vez mais existe uma tendência a dessalinização do mar e a prospecção de petróleo em águas profunda.

A seleção de materiais para produção desse tipo de equipamento depende de muitos fatores, entre eles, condições de operação da bomba, tipo de projeto, contaminantes presentes na água do mar. A corrosão pode causar acidentes desastrosos como no golfo do México, por isso toda a atenção deve ser dada a seleção de materiais e produção de bombas usadas nesse tipo de ambiente. É de fundamental importância entender como as propriedades anticorrosivas de determinado tipo de material, depois de sofrer inúmeros processos de produção e sofrer alterações de projeto, comportam-se no ambiente ao qual se encontra.

A corrosão é o principal problema encontrado no uso desse tipo de bomba. Ao selecionar qual material deve ser aplicado para a produção de uma bomba, deve-se levar em consideração se é mais vantajoso parar uma produção para fazer uma manutenção ou trocar o equipamento, ou se é preferível escolher uma material com custo mais elevado, onde essas operações não são realizadas.

Em função disso, nos últimos anos vem sendo desenvolvidas bombas marinha produzidas por aços inoxidáveis superausteníticos. A combinação de cromo, molibdênio e nitrogênio exerce um aumento na resistência a corrosão localizada. O aço superaustenítico ASTM A 744 Grau CN3MN possui as condições necessárias para operar nesse tipo de ambiente, conferindo um maior tempo de vida do equipamento e uma alta resistência em ambientes contendo cloreto. Esse aço possui excelente resistência a corrosão que o permitem trabalhar em ambientes marinhos de pH 8 e na presença de ambientes com o teor de cloretos acima de 100.000ppm, ou até mesmo superior a isso. Esse aço possui uma grande resistência a corrosão por pite, cavitação e fresta (MORROW, 2007).

Vale ressaltar que a nomenclatura desses aços é baseada na sua composição química e utilização. Por exemplo, para o aço CN3MN a primeira letra do aço CN3MN(C) refere-se a sua resistência em meios corrosivos. A segunda letra (N) refere-se ao teor nominal de cromo e níquel. O número (3) refere-se ao teor máximo de carbono. A duas ultimas letras (M) e (N), referem-se respectivamente, aos elementos de liga presente no material, molibdênio e Níquel (WINK, 2011).

3.3 Aços inoxidáveis

Aços com teores de cromo acima de 12% possuem elevada resistência à corrosão. Este efeito ocorre devido à passivação, ou seja, à formação de uma camada composta por vários óxidos e a dissolução dessa camada no meio corrosivo. As propriedades dessa camada no meio onde material está presente irão controlar a resistência à corrosão do material em questão.

Estes aços com propriedades anticorrosivas superiores são chamados de aços inoxidáveis. Sua classificação ocorre em função da sua microestrutura á temperatura ambiente, podendo ser classificados como:

- **Martensíticos:** Os aços inoxidáveis martensíticos possuem elevado teor de cromo. Em geral possuem entre 11-18% p/p Cr e carbono acima de 0,1%. O alto teor de cromo aumenta a temperabilidade do aço, além de, aumentar a resistência ao amolecimento no revenimento. Eles são austenitizados em uma faixa de temperatura de (925-1070)°C para a completa dissolução dos carbonetos. A martensita e a precipitação de carbonetos durante o

revenimento geram as boas propriedades mecânicas características desse tipo de aço inoxidável.

- Ferríticos: Este tipo de aço inoxidável possui resistência à corrosão elevada em função do cromo e por não ter níquel, possui um desempenho melhor que os aços inoxidáveis austeníticos em ambientes contendo enxofre, a temperaturas elevadas. Essa classe possui os custos mais baixos, já que, apresenta elementos de liga em uma menor quantidade que as demais.

- Duplex: Possuem aproximadamente a mesma quantidade de ferrita e austenita. Esta classe possui níquel em menor quantidade que os austeníticos, mas suas propriedades mecânicas e sua resistência a corrosão são maiores que os austeníticos.

- Endurecíveis por precipitação: No tratamento térmico de solubilização, o aço é aquecido até a dissolução de compostos intermetálicos na matriz austenítica. Depois a peça sofre um resfriamento rápido, evitando assim a precipitação dos compostos intermetálicos. Quando este aço é submetido a um tratamento térmico de envelhecimento, propriedades mecânicas são aumentadas devido à presença dos precipitados. Estes aços são usados em aplicações onde, elevada resistência à corrosão e as propriedades mecânicas devem ser elevadas, até 425 °C (Da COSTA e SILVA; MEI, 2010). Vale ressaltar que para um aço ser considerado inoxidável, o teor de cromo, dependendo da fonte consultada, varia entre 10-12%. (CHIAVERINI, 2005) cita 10%, (PADILHA; RIOS, 2002) 10,5%. (Da COSTA e SILVA; MEI, 2010) 12%. Apesar de (CHIAVERINI, 2005) falar em 10%, nas ligas consultadas em (NÚCLEO INOX) apenas os martensíticos 501 e 502 possuem teores de cromo menor que 10,5 p/p Cr.

- Aços inoxidáveis Austeníticos: Os Aços inoxidáveis austeníticos foram desenvolvidos no começo o século 20 em Essen, Alemanha. Strauss e Maurer mostraram que a combinação de 19% de cromo e 9% de níquel com ferro resultou em uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Aços com essa estrutura cristalina foram chamados austeníticos. Os elementos de ligas foram adicionados com a intenção de melhorar as propriedades e/ou aumentar a resistência a corrosão. A adição de desses elementos de ligas apesar de causarem o surgimento de tais propriedades, também gera a formação de

microestruturas instáveis. Tradicionalmente temos que fases indesejadas nesses aços podem surgir durante a solidificação ou quando submetidos a elevadas temperaturas, mas não é necessário que ele seja submetido a condições severas para mudar sua microestrutura, o caso a martensita induzida por deformação mostra que mesmo a temperatura ambiente as fases deletérias podem surgir.

Apesar de os aços inoxidáveis representarem apenas 2% da produção mundial de aço, os aços inoxidáveis austeníticos contendo entre 8 a 11% de níquel constituem 70% de toda produção mundial de aços inoxidáveis (SPEIDEL, 2006). Os aços inoxidáveis austeníticos mais usados são do tipo AISI 304 e 316, e suas versões com baixo carbono, AISI 304L e 316L. Pela proporção é possível perceber a importância de tais propriedades geradas pelos elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis austeníticos.

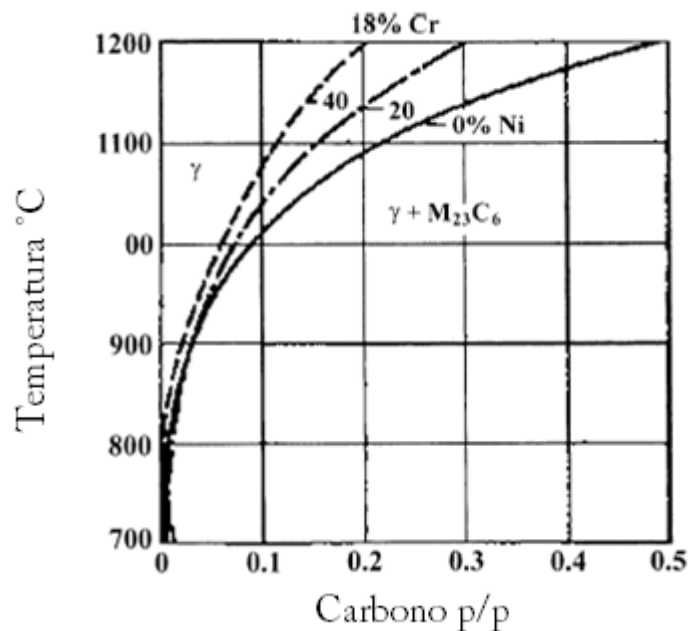
Os elementos de liga são os responsáveis pelas propriedades desejadas dos aços inoxidáveis austeníticos. Eles causam o surgimento de microestruturas e compostos que irão determinar como a liga irá comportar-se. A seguir, serão mostrados os principais responsáveis pelas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos.

- Cromo (Cr): O cromo é o principal elemento usado para aumentar a resistência à corrosão.
- Níquel (Ni): O níquel que atua como principal estabilizador da austenita.
- Molibdênio (Mo): O molibdênio aumenta a resistência a corrosão por pite e promove o endurecimento por solução sólida.
- Nitrogênio (N): O nitrogênio aumenta a resistência mecânica e em consonância com o molibdênio e o cromo, aumenta a resistência a corrosão por pites e por frestas; o nitrogênio também pode substituir parcialmente o níquel como estabilizador da austenita.
- Carbono (C): Apesar de o carbono aumentar a resistência mecânica, ele promove a corrosão intergranular, por isso, o carbono sempre é mantido no menor nível possível.
- Manganês (Mn): Existe a presença do manganês, pois o manganês é usado na desoxidação do aço. Além de estabilizar a austenita, este elemento propicia uma maior solubilização do nitrogênio (que aumenta as propriedades mecânicas e anticorrosivas).
- Cobre (Cu): O cobre aumenta a resistência a corrosão através da redução de certos ácidos e favorece a formação de compostos metálicos que aumentam a resistência mecânica em aços endurecíveis por precipitação (SILVA, 2011).

Com o passar dos anos a indústria foi aumentando a necessidade de usar materiais com propriedades melhores para ambientes extremamente agressivos. Essa é uma tendência mundial de diminuir desperdício e melhorar a qualidade, para atender essa demanda foram criados os aços inoxidáveis de alto desempenho. O termo superaustenítico está relacionado com aços inoxidáveis austeníticos com altos teores de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio, resultando em uma quantidade de ferro próxima ou menor que 50 p/p. Com esses teores de elementos de ligas é possível obter qualidades melhores que a ligas tradicionais (INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION).

Algumas ligas fundidas podem conter até 0,75 p/p de carbono. A solubilidade do carbono na austenita cai com o decréscimo de temperatura. Além disso, a figura 3 mostra que a solubilidade do carbono também é afetada pelo aumento do teor de níquel.

Figura 3- influência da temperatura e do teor de níquel sobre a solubilidade do carbono em um aço inoxidável austenítico Fe-18%wtCr.



Fonte: (PADILHA, 2002) pág.328 .

Em consequência disso ocorre a precipitação do carboneto $M_{23}C_6$, onde M pode representar Ni, Cr, Fe e Mo. A presença do Mo causa a precipitação do carboneto M_6C , onde M pode ser Fe, Mo e Cr. Além de carbonetos, a quantidade de elementos de ligas presentes nos aços inoxidáveis austeníticos pode gerar fases intermetálicas. Esses carbonetos e fases intermetálicas serão discutidos logo abaixo:

- **M₂₃C₆**: Geralmente é a primeira fase dos aços inoxidáveis austeníticos a precipitar-se. Aparece como Cr₂₃C₆, mas o cromo pode ser substituído por Fe, Mo e Ni, enquanto que o carbono pode ser parcialmente substituído pelo N e B. Possui estrutura cristalina CFC. Esse carboneto geralmente não possui mais que 5% de Ni, apesar disso ele pode absorver grandes quantidades de elementos metálicos. Esse carboneto precipita durante o envelhecimento ou quando submetido a elevadas temperaturas; sua precipitação pode ser inibida pela presença do nitrogênio. Os contornos de grão são locais onde a precipitação deste carboneto é favorecida, evidenciando a característica mais indesejada desse carboneto, que é a sensitização ou corrosão intergranular. Propriedades mecânicas como tenacidade e ductilidade também são afetadas por esse carboneto.

- **M₆C**: São conhecidos como carbonetos-η, o M poder ser Cr, Mo, Fe, W, V e Nb. Ele possui estrutura cristalina CFC (diamante). Na sua estrutura existe mais de um tipo de elemento metálico, sendo sua fórmula geralmente A₃B₃C e A₄B₂C, onde A e B representam os elementos metálicos. O N e o Mo favorecem a formação desse carboneto, por isso, ele provavelmente estará presente em maior quantidade nos superausteníticos do que nos austeníticos.

- **Fase Sigma (σ)**: Esta fase aparece em sistemas binários, terciários e quaternários do tipo Fe-Cr, Fe-Mo, Fe-Mn, Fe-V, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni e Fe-Cr-Ni-Mo. Possui estrutura cristalina Tetragonal (TCC), ela é dura e frágil. Ela precipita na faixa entre 550 e 900°C, e de acordo com seu diagrama ttt ela possui um tempo de precipitação longo.

A cinética de sua precipitação é lenta por três motivos principais:

- O carbono e o nitrogênio são insolúveis na fase σ. Logo seu aparecimento só ocorre após a precipitação do C e N, e a matriz está empobrecida da presença desses dois elementos.
- A sua nucleação é dificultada pela sua estrutura cristalina complexa e diferente da matriz austenítica.
- Ela é repleta de elementos substitucionais, dessa maneira o tempo para a difusão ocorrer será maior.

A sua precipitação ocorre nos contornos de grãos e nas junções triplas. Essa fase causa o empobrecimento da matriz em cromo e molibdênio (CARDOSO, 2011).

- **Fase Chi (χ):** Essa fase possui uma composição similar a fase σ , com o diferencial de dissolver carbono. Sua precipitação será em função do teor de Mo e ocorrerá nos contornos de grãos. Devido a sua capacidade de dissolver o carbono e possuir uma nucleação mais favorável, quando sua precipitação ocorre, está, realiza-se antes da precipitação da fase σ . Possui estrutura cristalina do tipo CCC, e sua presença esta associada ao desfavorecimento das propriedades anticorrosivas e suas propriedades mecânicas.

- **Fase Laves (η):** A fase Laves que mais ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos é a fase η Hexagonal compacta do tipo $MgZn_2$. Geralmente aparecem na forma Fe_2Mo , Fe_2Nb , Fe_2Ti ou uma combinação da três, como $Fe_2(Mo, Nb, Ti)$. É uma fase estável abaixo de $815^\circ C$. Na Forma Fe_2Nb favorece o endurecimento por precipitação (PADILHA, 2002).

4. MATERIAL E MÉTODOS

O material usado nessa pesquisa foi o aço inoxidável superaustenítico CN3MN. Na tabela 1, logo abaixo, é possível ver a composição química do aço de acordo com a norma (ASTM, 2013).

Tabela 1- Tabela com a composição química da norma (ASTM, 2013).

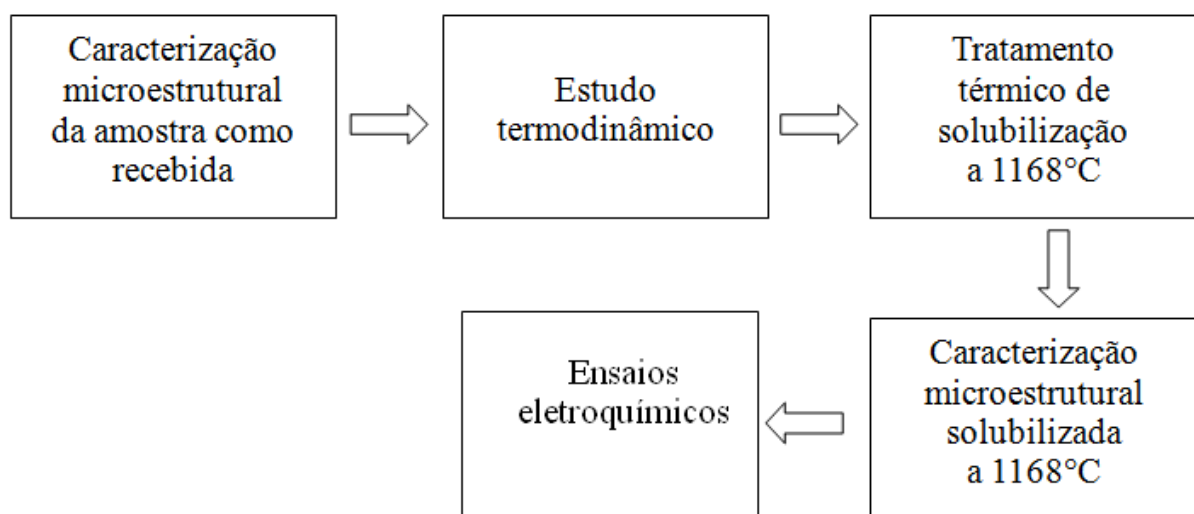
	Carbono Máx.	Manganês Máx.	Silício Máx.	Fósforo Máx.	Enxofre Máx.	Cromo	Níquel	Cobre	Nitrogênio
CN3MN	0.03	2.00	1.00	0.040	0.010	20.0-22.0	23.5- 25.5	0.75 máx.	0.18-0.26

Fonte: (ASTM, 2013)

Cada fase na realização desse trabalho teve uma função específica. O estudo termodinâmico foi usado para prever a presença de fases deletérias. A temperatura do tratamento térmico de solubilização buscou dissolver os precipitados. A caracterização microestrutural revelou a microestrutura do material estudado. Os ensaios eletroquímicos em suas respectivas soluções simularam a variação de pH do meio, e logo, como o material comportou-se com essa mudança.

Para realização do trabalho foram realizadas as seguintes etapas de acordo com a figura 4 abaixo.

Figura 4- Imagem contendo fluxograma das etapas dos processos realizados no trabalho



Fonte: Autor.

4.1 Caracterização microestrutural da amostra como recebida

A amostra foi recebida no formato de um pequeno tarugo com diâmetro de 10,20 mm e comprimento de 145,00 mm. As amostras foram cortadas aproximadamente com 7,00 mm de comprimento, e embutidas em baquelite. Em seguida foi feito o lixamento até a granulometria de 1200 μm , seguido de um polimento com pasta de diamante na granulometria de 6 μ até 1 μ . Para revelar a microestrutura foi utilizado como reagente água régia modificada (60 mL HCl, 20 mL HNO e 20 mL de HC₂H₃O₂) por aproximadamente 80 segundos. A aquisição de imagem das amostras foi realizada com o microscópio ótico LEICA DMI300 M, também foi utilizado o microscópio eletrônico (MEV) para uma maior riqueza de detalhes. Foi feita uma análise química através da técnica de EDX.

4.2 Estudo termodinâmico

Para essa etapa, foi utilizado o software ThermoCalc® para determinar as fases presentes em torno de 1168°C, faixa essa próxima da solubilização de compostos intermetálicos do aço ASTM A 744 Grau CN3MN (ASTM, 2013).

4.3 Tratamento térmico de solubilização a 1168°C

O tratamento térmico utilizado de solubilização, teve por objetivo dissolver os compostos intermetálicos, deixando a matriz austenítica livre desses contaminantes. O tratamento térmico foi realizado em um forno mufla EDG série INOX 300, a permanência no forno foi por 25 minutos de acordo com (RITONI;MARTINS;MEI, 2007). Logo depois, as amostras foram resfriadas em água; a intenção do resfriamento rápido foi impedir a precipitação de fases e microestruturas deletérias.

4.4 Caracterização microestrutural da amostra solubilizada

Para efeitos de comparação com a amostra como recebida, foram realizados os mesmo procedimentos anteriores. No microscópio eletrônico de varredura foi evidenciada a efetividade do tratamento térmico, através da diferença de microestrutura entre a amostra como recebida e solubilizada. Seguindo o método de caracterização proposto por VOORT;LUCAS e MANILOVA.(2004), as amostras como recebidas foram lixadas até a

granulometria de 1200 μm . O polimento foi realizado com pasta de diamante nas granulometrias 6,3 e 1 μm . Devido à dificuldade no polimento em um aço superaustenítico, optou-se por realizar o lixamento da amostra tratada termicamente até a lixa com granulometria de 2500 μm .

4.5 Ensaios Eletroquímicos

Para a realização dos ensaios eletroquímicos, foram utilizados um potenciostato/galvanostato da marca AUTOLAB modelo PGSTAT302N, juntamente com um computador para obtenção de dados através do software NOVA 1.10, conectado a uma célula eletroquímica convencional de três eletrodos, de corpo de vidro com capacidade para aproximadamente 200 mL de solução.

O eletrodo de referência utilizado para medir o potencial do eletrodo de trabalho foi o de Ag/AgCl. O contra eletrodo ou eletrodo auxiliar utilizado foi um de platina. Durante os ensaios o contra eletrodo ficou próximo ao eletrodo de trabalho, permitindo a corrente circular entre o eletrodo de trabalho e o contra eletrodo.

Para realização dos experimentos foram utilizadas quatro soluções, NaCl 1mol/L com pH 6,5, NaCl 1mol/L adicionada de HCl até o pH 4, NaCl 1mol/L adicionada de HCl até o pH 2 e HCl 1M com pH 1,0. O pH das soluções foram medidos utilizando o pHmetroTECNAL. A temperatura mantida para os ensaios foi em torno de 25°C. As amostras foram embutidas em resina epóxi com fio de cobre recapado para servirem de eletrodo de trabalho.

Os ensaios eletroquímicos realizados foram:

- **Monitoramento do potencial de circuito aberto:** A amostra foi imersa na em cada solução, logo após, foram realizadas as respectivas medidas do potencial com relação ao tempo. O ensaio foi realizado na temperatura ambiente e teve duração de 2 horas para que o potencial de circuito aberto fosse estabilizado.
- **Polarização potenciodinâmica (anódica):** Para realização desse ensaio, primeiro foi realizado o ensaio de monitoramento de circuito aberto. Depois de 2 horas, quando o potencial estabilizou iniciou-se o ensaio de polarização potenciodinâmica. A velocidade de varredura do ensaio foi de 1mV, o potencial inicial foi o de circuito aberto, o ensaio estava programado para parar quando a corrente atingisse 10⁻³ A.
- **Espectroscopia de impedância eletroquímica:** Da mesma maneira que a polarização potenciodinâmica, antes do ensaio começar, foi realizado um

monitoramento de potencial de circuito aberto e esperou-se por duas horas até a estabilização do material. As medições de impedância ocorreram na faixa de frequência de 40 kHz– 2,5 MHz. Foi utilizada uma onda senoidal com amplitude de 15 mV sobre o potencial de circuito aberto, totalizando 50 pontos medidos.

Todos os ensaios foram realizados em triplicatas, para cada respectiva solução.

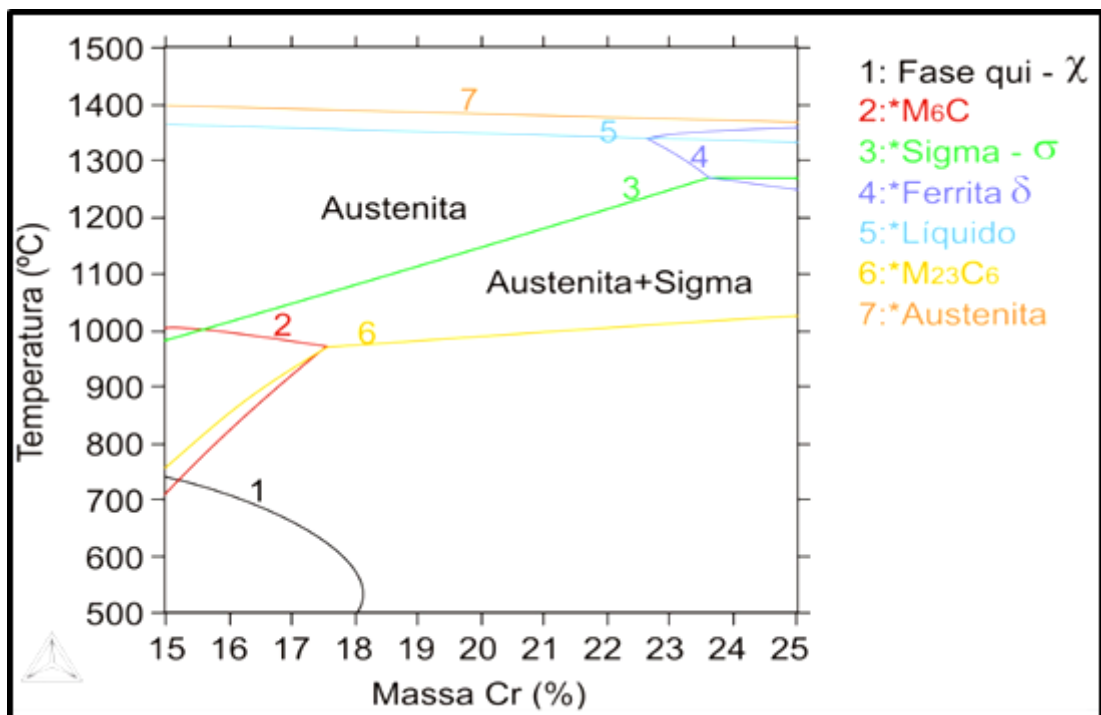
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Estudo termodinâmico do aço ASTM A 744 Grau CN3MN

Inicialmente foi feito um estudo termodinâmico da liga utilizada no trabalho com o intuito de prever as possíveis fases presentes na temperatura de solubilização. As amostras foram mantidas no forno a temperatura 1168° por 25 minutos, seguindo de um resfriamento rápido com a intenção de manter a estrutura austenítica e teoricamente livre de contaminantes.

A figura 5 traz o resultado obtido com o software Thermocalc®. Diferente de RITONI, (2011). A figura 5 prevê ,em torno da temperatura de 1168°C, a formação apenas da fase sigma e da austenita.

Figura 5- Diagrama de fases do aço ASTM A 744 previsto pelo software Thermocalc®.



Fonte: Thermocalc®.

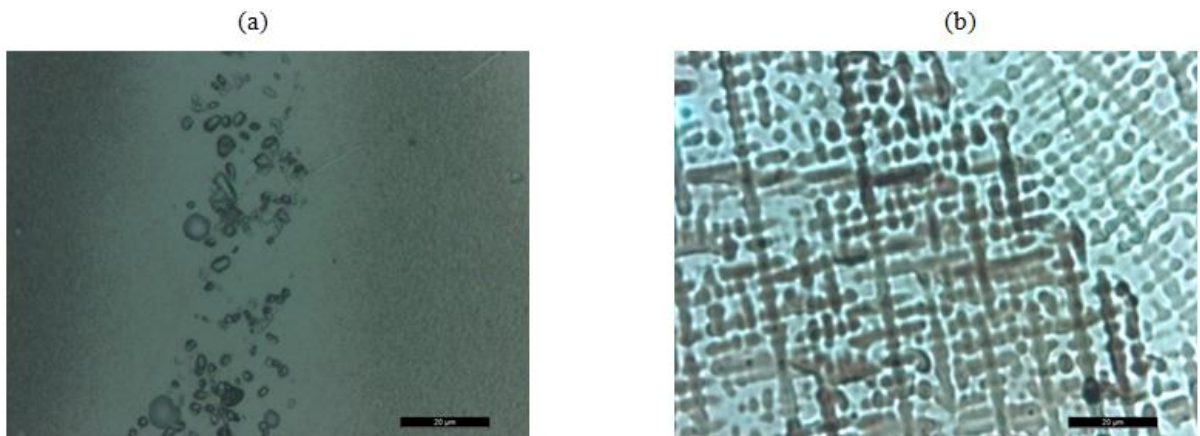
5.2 Caracterização microestrutural do material

Como foi citado anteriormente o material no estado como recebido foi cortado e realizado um tratamento térmico de solubilização por 25 min na temperatura de 1168°C. Para apurar a efetividade do tratamento térmico foi realizada a caracterização microestrutural tanto do material como recebido, como também o material após o tratamento térmico.

O ataque químico foi realizado com o reagente água régia modificada (60mlHCl, 20 ml HNO e 20 ml de HC₂H₃O₂) por aproximadamente 80 segundos. Foram usados tanto a microscopia óptica e eletrônica com mesmo os modelos de equipamentos anteriormente descritos no trabalho.

Na figura 6, podemos ver a imagens de obtidas pelo microscópio óptico, na condição como recebida.

Figura 6- Imagens obtidas via microscopia óptica.(a)Aumento de 200X;(b)aumento de 500X.Reagente água régia modificada (60mlHCl, 20 ml HNO e 20 ml de HC₂H₃O₂).

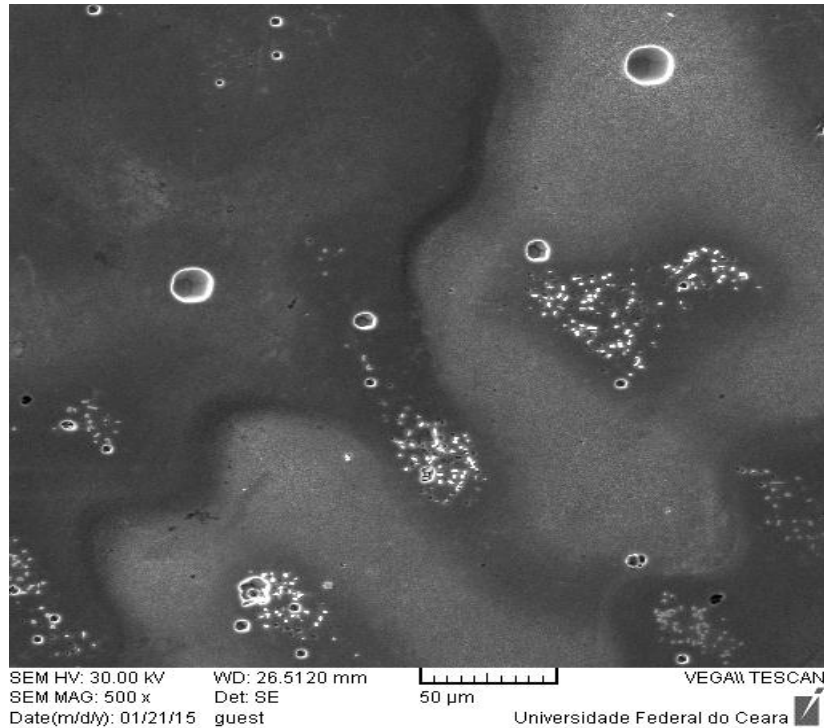


Fonte: Autor

A imagem (a) se encontra de acordo com imagem obtida em (FARREN, 2007), e a figura (b) demonstra uma estrutura dendrítica característica do estado bruto de fusão. Esse material possui característica dendrítica, pois é resultada da solidificação fora do equilíbrio e por causa do superesfriamento. Assim, a microestrutura observada está de acordo com o esperado.

Na Figura 7 pode ser observado a micrografia do material como recebido realizado com microscopia eletrônica de varredura.

Figura 7- Imagem obtida via microscopia eletrônica. Aumento de 500X.

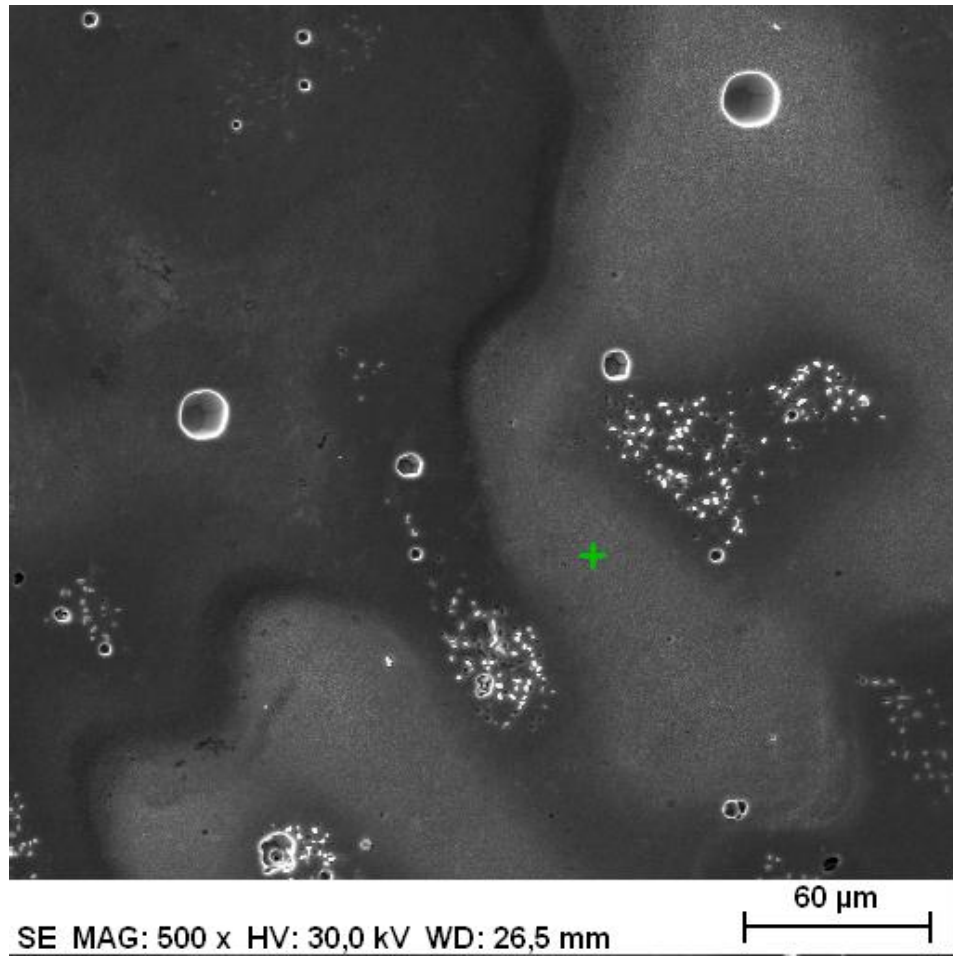


Fonte: Autor.

A figura possui semelhança com as imagens presentes em (RITONI, *et al.*, 2011).

Para análise da composição química do material foram realizados EDX da figura 8 e 10, nas regiões marcadas com uma cruz verde.

Figura 8- Imagem da técnica de EDX realizado no local de cruz verde.



Fonte: Autor

Figura 9- Resultado do EDX realizado no local da cruz verde da imagem 8.

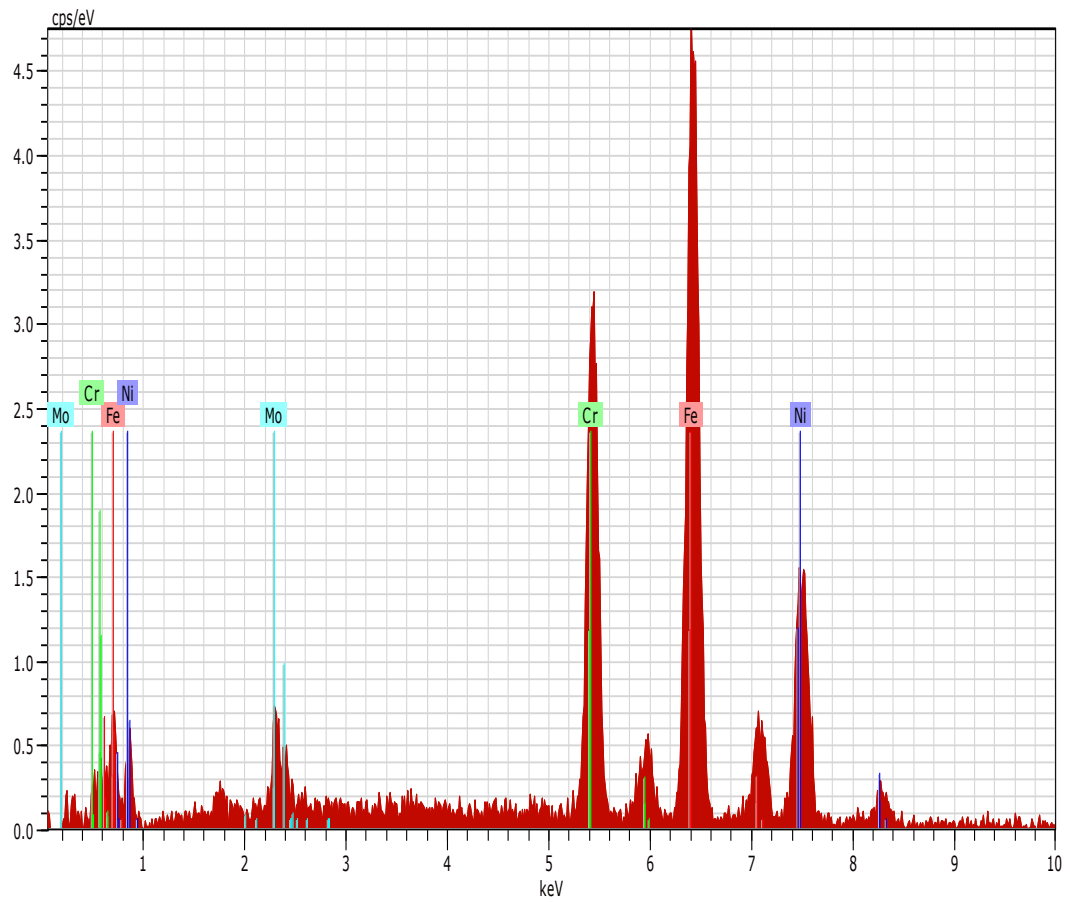
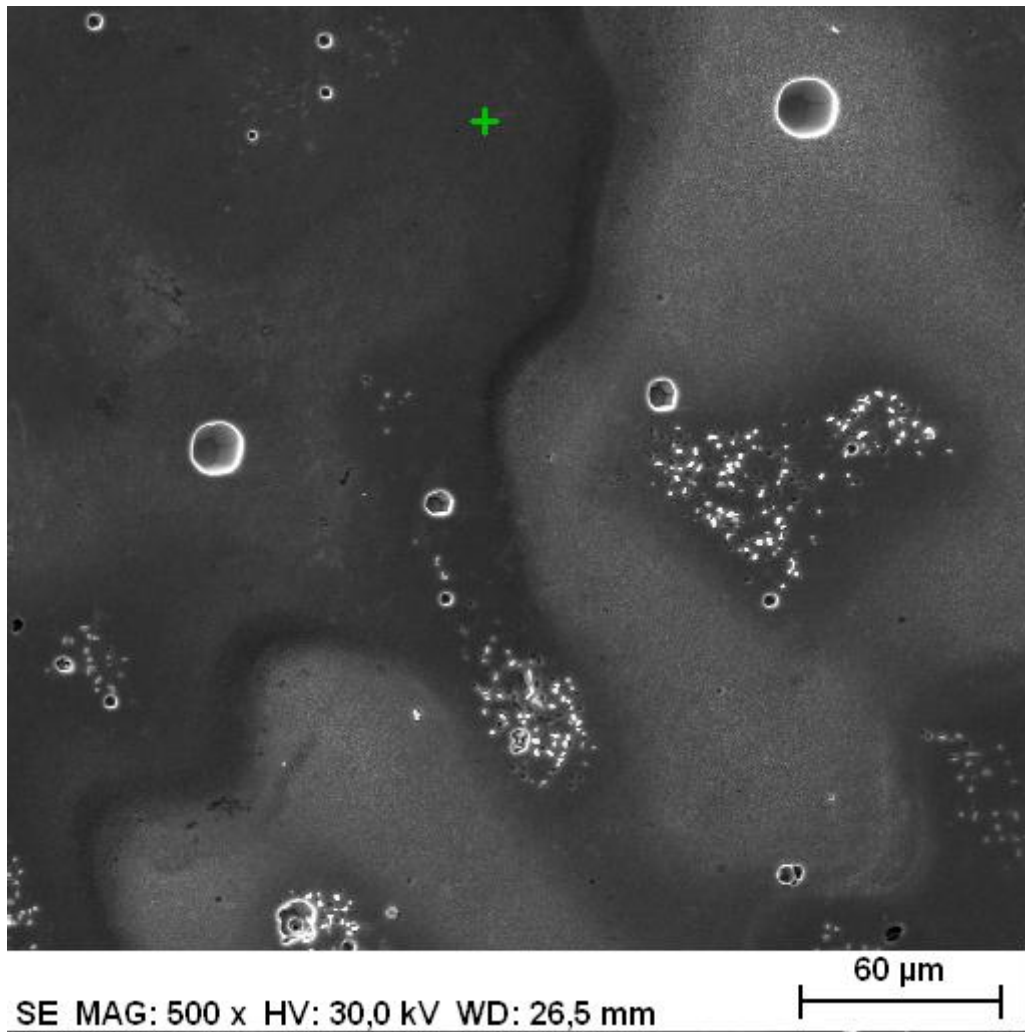


Tabela 2-Tabela contendo resultados da análise por EDX realizado no local demonstrado na imagem 8.

Elemento	p/p	p/a	Erro
Cr	23,11	21,52	0,7
Fe	51,60	48,04	1,5
Ni	25,23	23,49	0,8
Mo	7,47	6,95	0,4
Total	107,41	100,00	

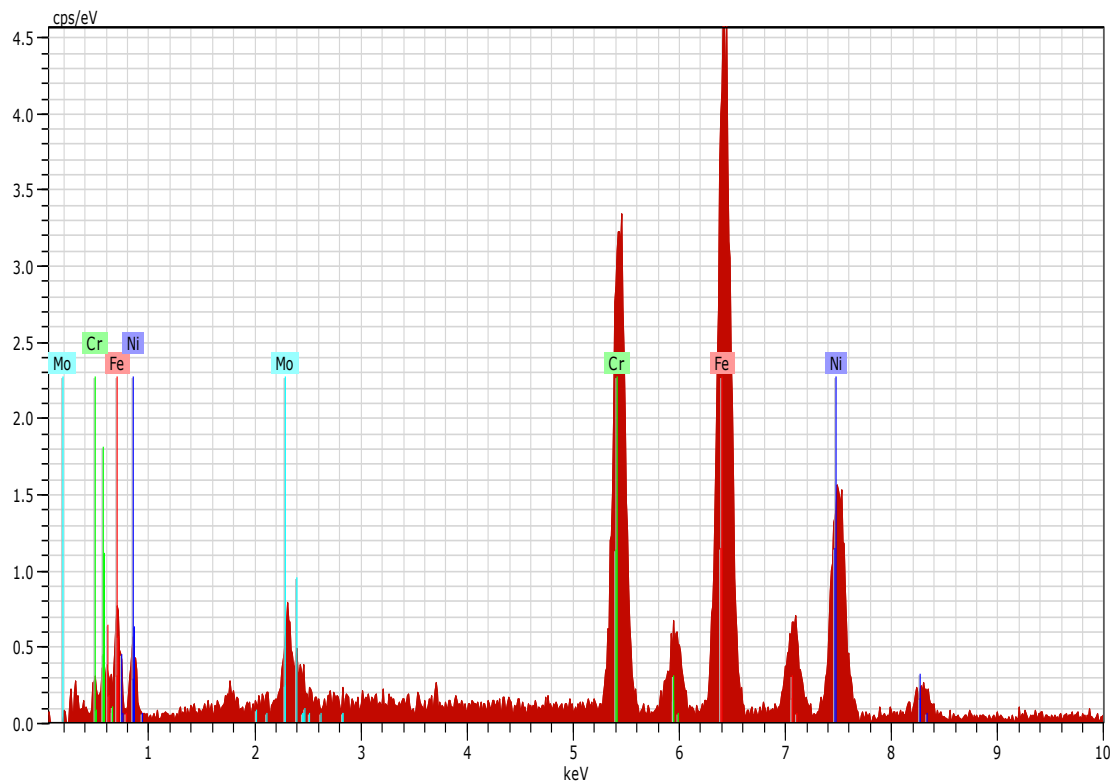
Fonte: Autor

Figura 10- Imagem da técnica de EDX realizado no local de cruz verde



Fonte: Autor

Figura 11- Resultado do EDX realizado no local da cruz verde da imagem 10.



Fonte: Autor

Tabela 3 - Tabela contendo resultados da análise por EDX realizado no local demonstrado na imagem 10.

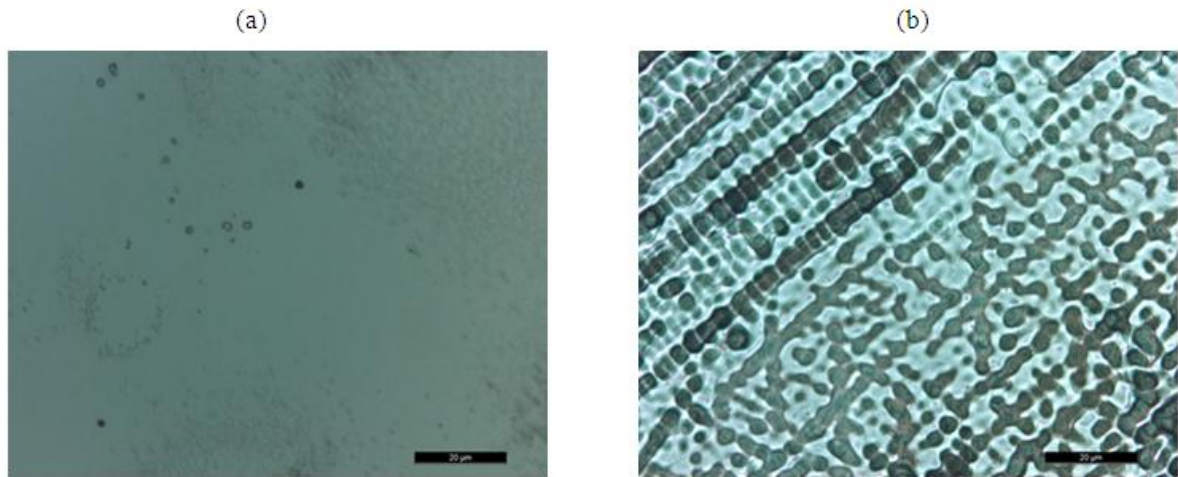
Elemento	p/p	p/a	Erro
Cr	23,99	23,03	0,7
Fe	48,79	46,85	1,4
Ni	23,96	23,01	0,8
Mo	7,40	7,11	0,4
Total	104,14	100,00	

Fonte: Autor

Apesar de a figura apresentar diferenciação de cores, e ser esperada uma composição química diferente em razão disso, pelas análises não existe diferenciação na composição química entre as fases. As duas regiões possuem composição química que está de acordo com a norma.

A figura 12 mostra a microestrutura obtida na amostra solubilizada.

Figura 12- Imagens obtidas via microscopia óptica. (a) Aumento de 200X; (b) aumento de 500X. Reagente água régia modificada (60mL HCl, 20 mL HNO e 20 mL de $\text{HC}_2\text{H}_3\text{O}_2$).

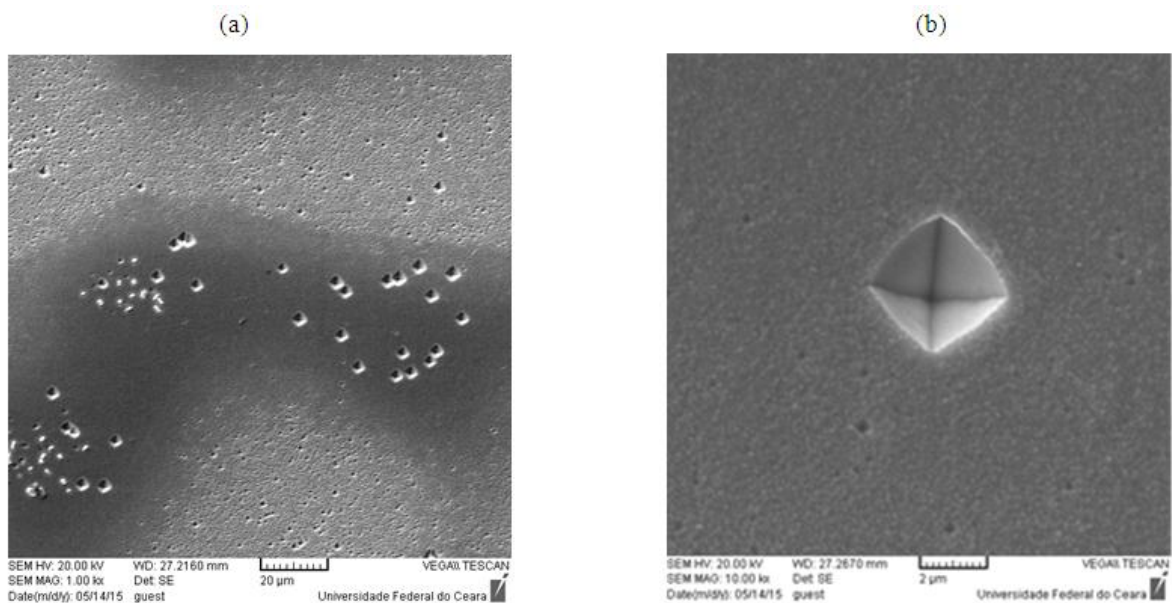


Fonte: Autor

Comparando a figura 6 e a figura 12, é possível observar que não existe uma diferença significativa entre a microestrutura como recebida e a solubilizada. Assim, é provável que o material como recebido tenha sofrido processamento semelhante

Na figura 13 observa-se as imagens obtidas via microscopia eletrônica da amostra solubilizada.

Figura 13- Imagem obtida via microscopia eletrônica. (a), imagens obtidas da amostra solubilizada. (b) Aumento de 1000X. Imagem da região de interesse aumento de 10000X.



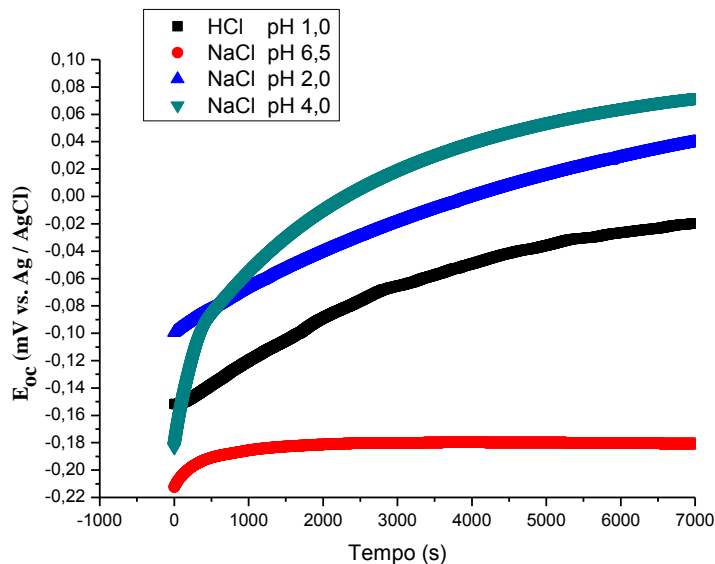
Fonte: Autor

Um tetragonal está presente na estrutura (Figura 13). De acordo com CALLISTER, (2012). a estrutura cristalina da sílica é tetragonal. Este aço possui silício em sua composição, é provável que o tetrágono da imagem seja sílica.

5.3 Ensaio eletroquímico

Na figura 14, podem ser observados os resultados do monitoramento do potencial de circuito aberto para os diferentes eletrólitos utilizados.

Figura 14- potenciais de circuito aberto das amostras solubilizadas a 1168°C por 25min.



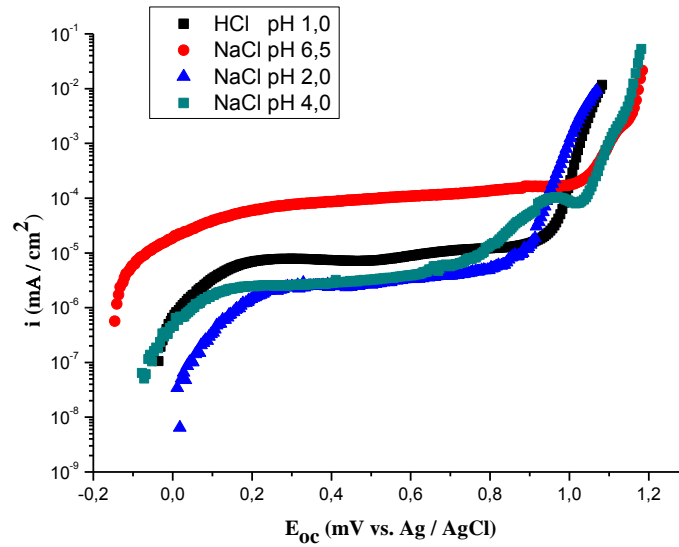
Fonte: Autor

Como observado na figura 14, o material imerso nas soluções HCl, NaCl pH 4,0 e 2,0 apresenta uma tendência de elevação de potencial, alcançando uma tendência a estabilização próximo a duas horas. Na solução NaCl pH 6,5 ocorre um aumento inicial do potencial, mas, ela rapidamente demonstra uma tendência a estabilização da curva.

A amostra imersa na solução NaCl 4,0 apresentou o maior potencial. A solução com NaCl pH 2,0 ficou com um potencial muito próximo da solução com NaCl pH 4,0. A solução HCl pH 1,0 apresentou um potencial menor que as 2 soluções anteriores, mas, ainda possui um potencial mais nobre que o ensaio realizado no meio NaCl pH 6,5.

Na figura 15 logo abaixo pode ser observado o resultado dos ensaios da curva de polarização potenciodinâmica região anódica.

Figura 15- curvas de polarização potenciodinâmica anódica das amostras solubilizadas a 1168°C por 25min.

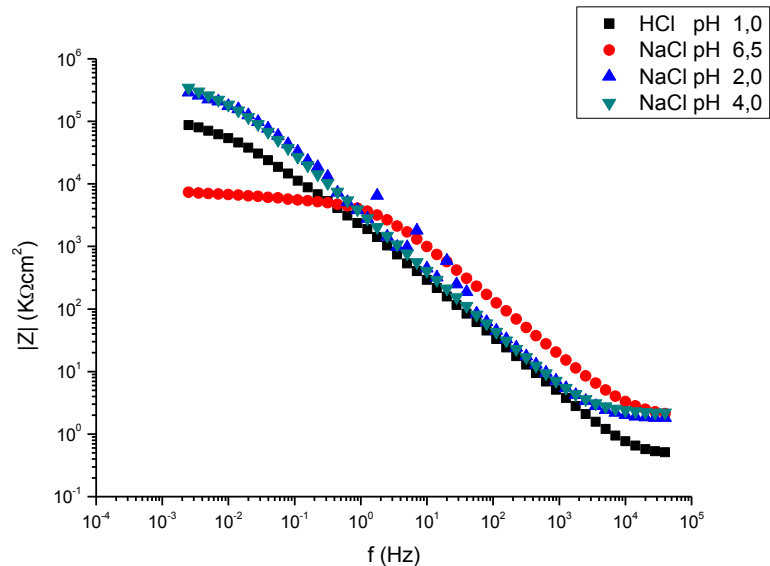


Fonte: Autor.

Como pode ser observado na figura 15, as soluções HCl, NaCl pH 2,0 e 4,0 apresentam a corrente de passivação muito próximas. A solução NaCl pH 6,5 apresenta uma corrente de passivação maior que os ensaios realizados nas outras soluções, demonstrando que o filme de passivação das três soluções anteriores possui uma tendência de formar o filme passivo primeiro que esta. O potencial de corrosão apresentado nos ensaios são próximos uns dos outros, e é possível ver que a partir desse potencial ocorre uma certa estabilidade para todas as soluções.

Na figura 16, é apresentado o diagrama de Bode para espectroscopia de impedância eletroquímica realizado em todas as soluções.

Figura 16-Diagrama de Bode das amostras solubilizadas a 1168°C por 25 min.



Fonte: Autor

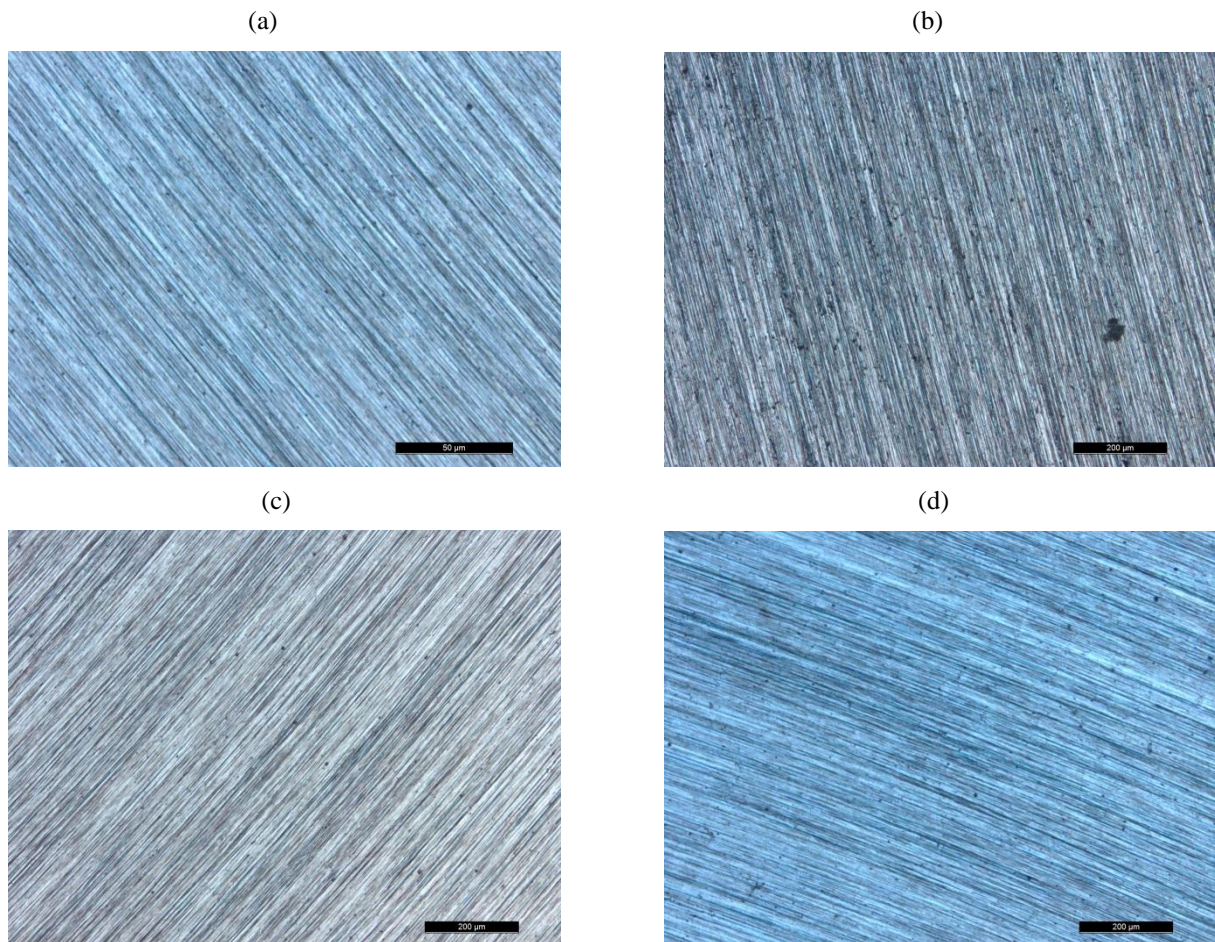
Analisando a imagem acima se percebe que, as soluções NaCl pH 4,0 e 2,0 apresentam uma maior resistência que as outras; sendo até mesmo difícil de diferenciar entre as duas. O ensaio realizado em solução HCl pH 1, apresentou uma resistência menor, mas próxima as duas anteriores. A solução NaCl pH 6,5 apresentou a menor resistência.

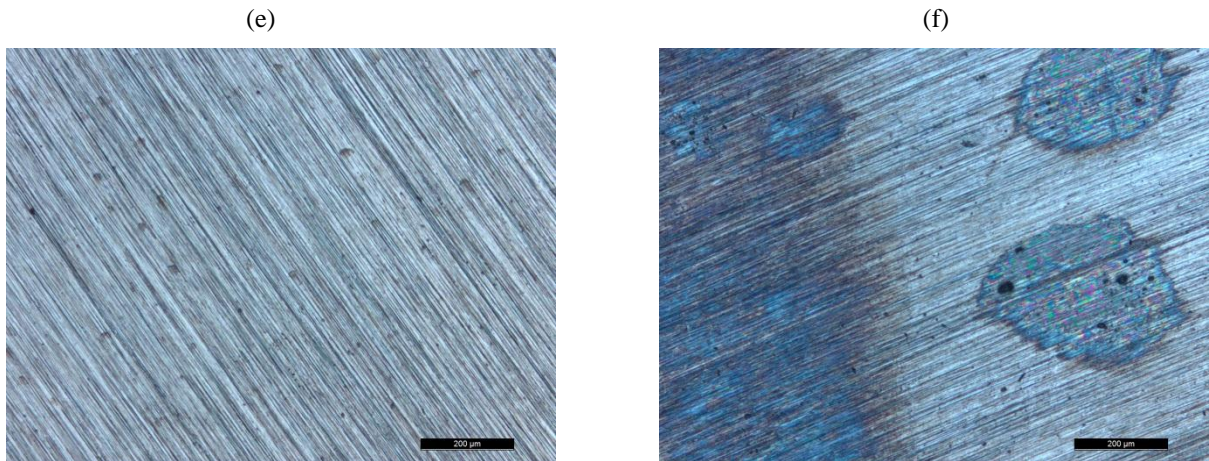
Pelo que foi analisado com os ensaios eletroquímicos, é notável que existe uma homogeneidade nos resultados obtidos. Onde a soluções NaCl com pH 4,0 e 2,0 possuem comportamento muito semelhante, as vezes sendo até difícil a diferenciação das duas. A solução no meio HCl se mostrou mais agressiva que as anteriores, apesar de muitas vezes ter comportamento próximo. A solução no meio NaCl pH 6,5 sempre comportou-se como o meio mais agressivo de todos, possuindo uma agressividade destacável em relação às outras soluções.

5.4 Caracterização pós-ensaio de polarização anódica

Micrografias das amostras foram obtidas antes e depois dos ensaios de polarização anódica em cada eletrólito usado. A Figura 17 mostra a superfície das amostras antes e depois dos ensaios de polarização cíclica realizadas com eletrólito NaCl 1M adicionado de HCl, tendo a solução pH 2. As imagens foram obtidas via microscopia óptica.

Figura 17- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 μm . A coluna da esquerda refere-se às amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se as amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi NaCl 1M pH2. (microscopia óptica com aumento de 500X).



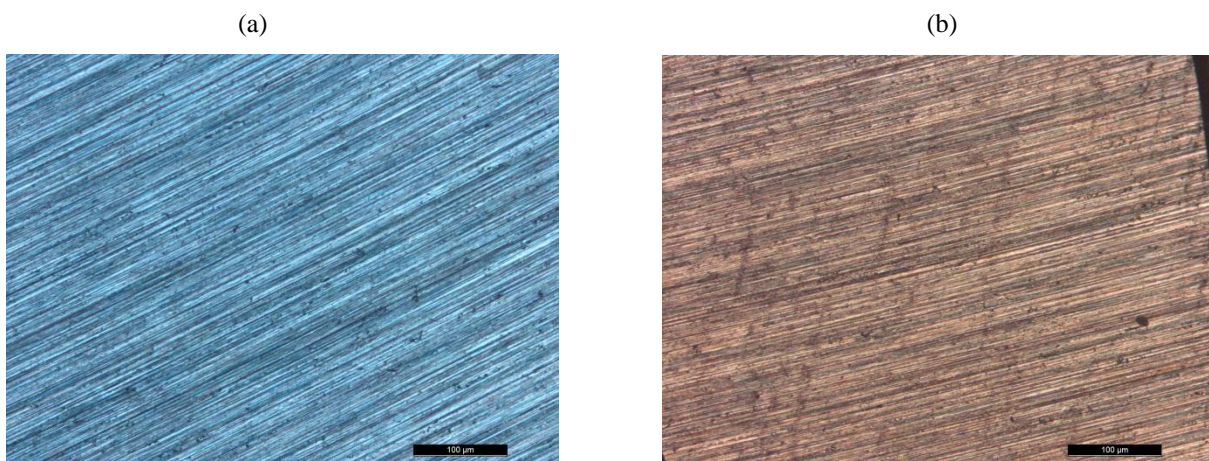


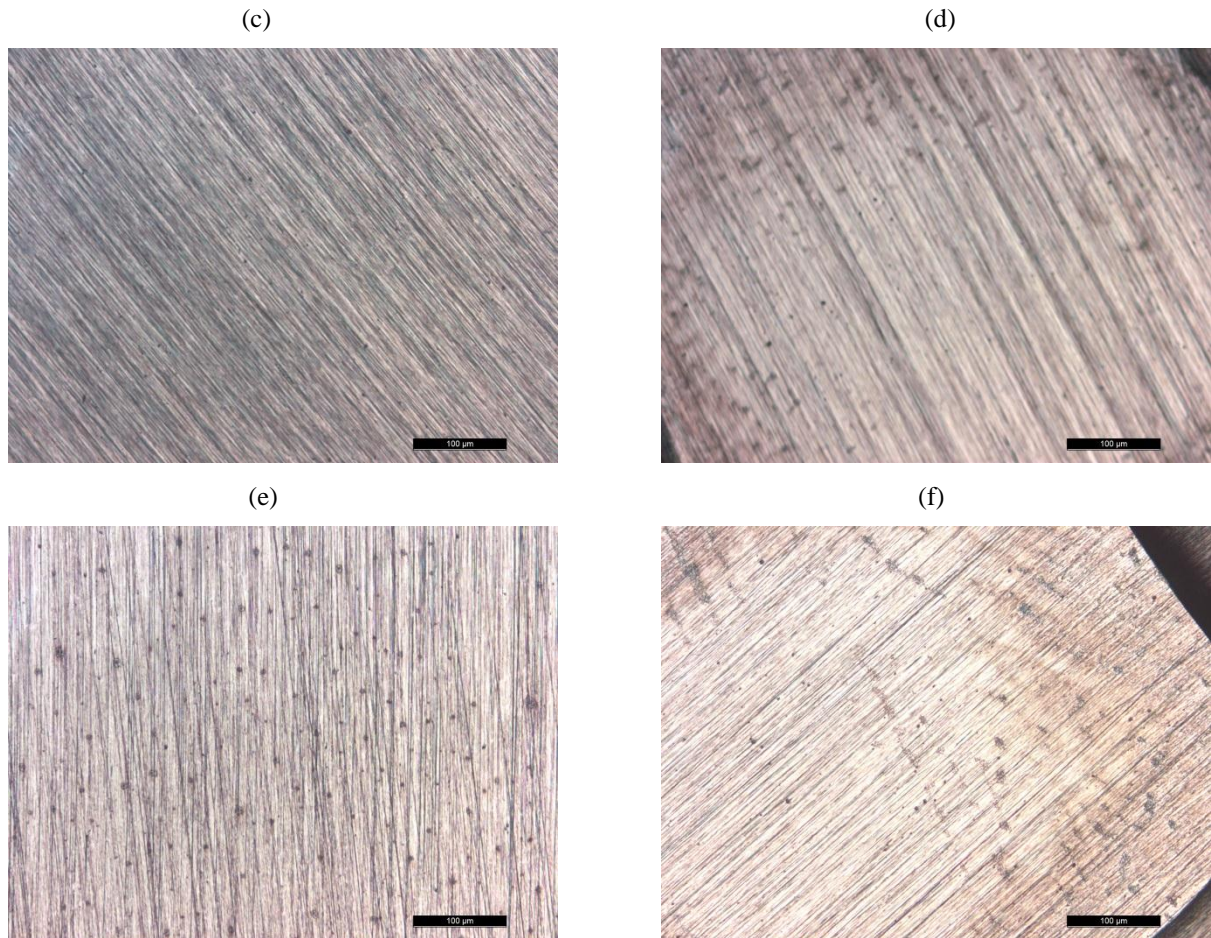
Fonte: Autor

Percebe-se pela figura 17 que, as 3 amostras demonstraram comportamento semelhante. Nas amostras antes do ensaio percebemos pontos pretos e ranhuras características do lixamento, e também percebemos que no eletrólito de NaCl 1M ocorreu pouca alteração na superfície após a polarização. Existe o aparecimento de uma maior quantidade de pontos pretos, embora, a diferenciação entre a amostra como recebida e a polarizada seja difícil de ser realizada.

A Figura 18 mostra a superfície das amostras antes e depois dos ensaios de polarização cíclica realizadas com eletrólito NaCl 1M adicionada de HCl, possuindo um pH 4.

Figura 18- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 µm. A coluna da esquerda refere-se às amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se às amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi NaCl 1M pH4. (microscopia óptica com aumento de 500X).



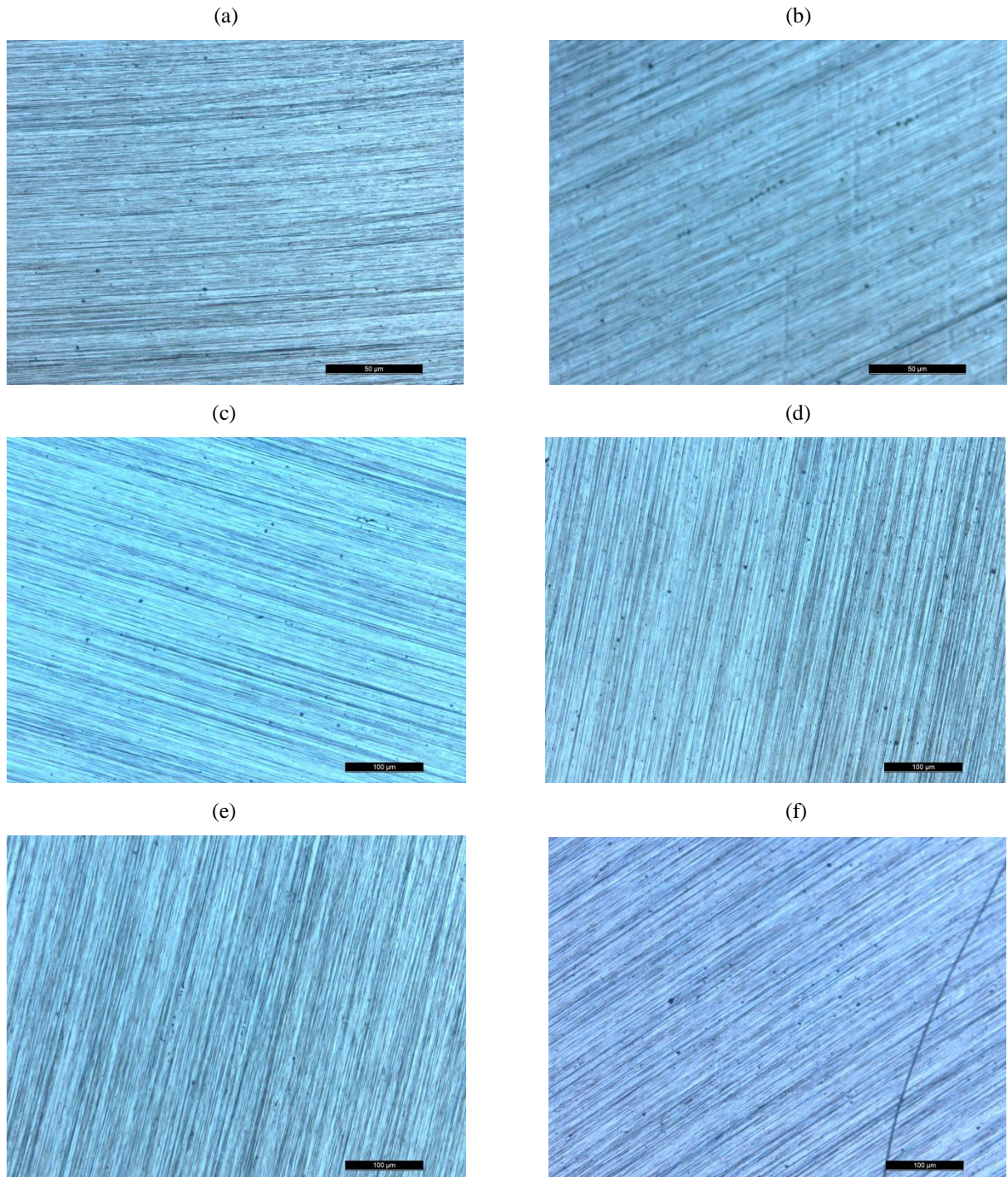


Fonte: Autor

Nos ensaios realizados em solução com pH 4 existe uma diferenciação maior entre superfície antes do ensaio e pós-polarização. Existe uma maior quantidade de linha e pontos após o ensaio de polarização, visualmente é possível perceber que não se trata de defeito de lixamento, más que a alteração superficial foi causada pela polarização.

A Figura 19 mostra a superfície das amostras antes e depois dos ensaios de polarização cíclica realizadas com eletrólito HCl 1M, possuindo um pH 1.

Figura 19- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 µm. A coluna da esquerda refere-se as amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se as amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi HCl 1M pH1. (microscopia óptica com aumento de 500X).

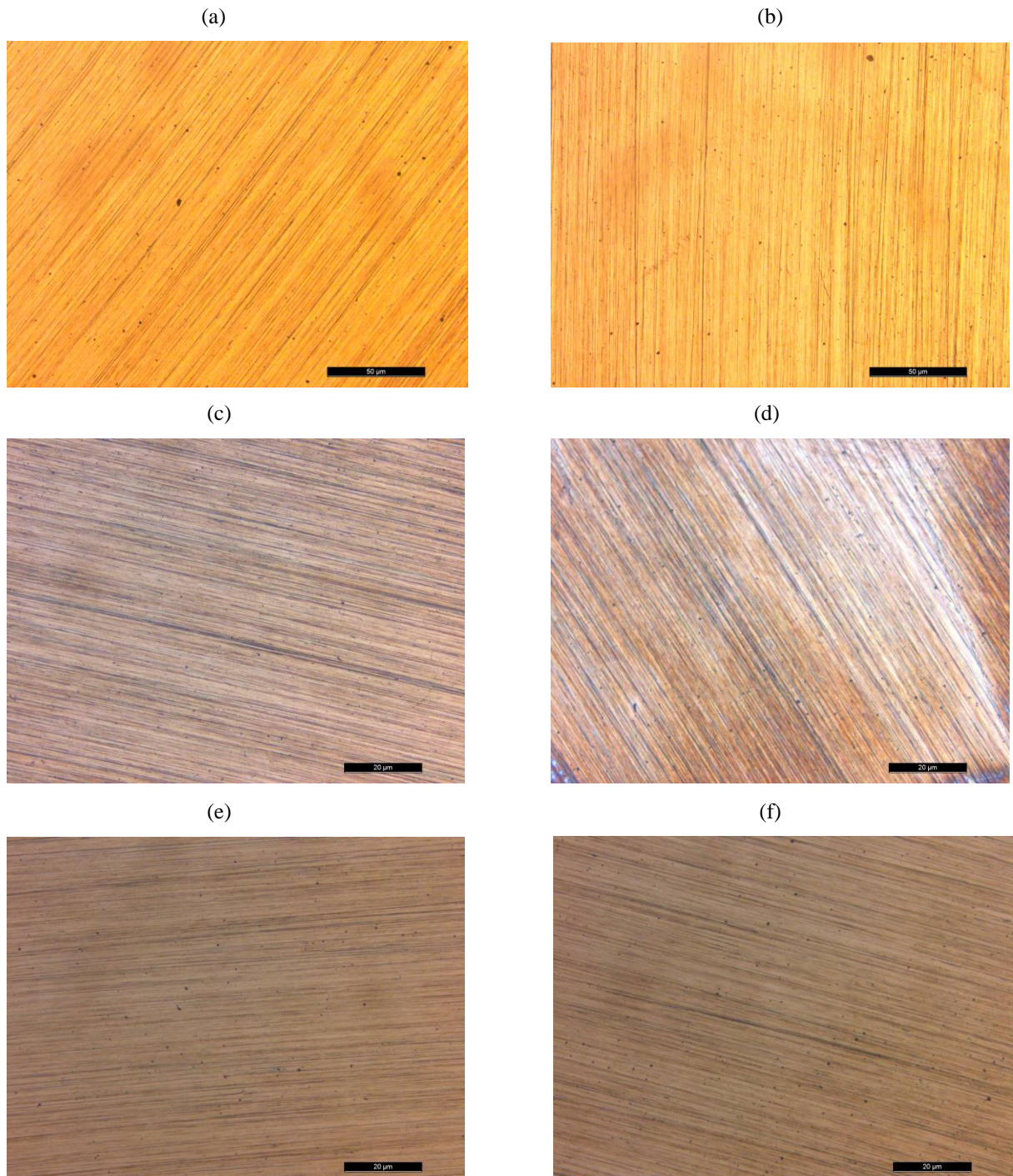


Fonte: Autor.

Nos ensaios em solução HCl 1M, mesmo possuindo o pH próximo a 1, também não ocorreu alteração significativa da superfície. Podemos perceber que, nas imagens antes dos ensaios existem características superficiais associadas ao lixamento; e mesmo depois do ensaio de polarização a superfície não sofre mudança significativa. As três amostras seguem o mesmo padrão.

A Figura 20 mostra a superfície das amostras antes e depois dos ensaios de polarização realizadas com eletrólito NaCl 1M, possuindo um pH 6.5

Figura 20- Micrografias das superfícies das amostras na condição solubilizada até 1168°C lixadas até a granulometria de 600 μm . A coluna da esquerda refere-se as amostras antes do ensaio de polarização anódica, a coluna da direita refere-se as amostras após o ensaio de polarização anódica. A figura (a) e (b) referem-se a amostra 1, (c) e (d) referem-se a amostra 2 e (e) e (f). O eletrólito usado foi NaCl 1M pH6.5. (microscopia óptica com aumento de 500X).



Fonte: Autor

Nos ensaios realizados no meio de NaCl 1M também não ocorreu alteração significativa da superfície. Pode-se perceber a mesma seqüência de padrão que ocorreu nas soluções anteriores.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados nos seguinte trabalho sobre a influência do pH sobre a resistência a corrosão do aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 Gr° CN3MN, foi possível concluir que:

- As soluções com pH 2,0 e pH 4,0 apresentaram as melhores propriedades anticorrosivas. Pelo ensaio de potencial de circuito aberto e polarização anódica, a solução com pH 4,0 teve um desempenho melhor que a com pH 2,0, mas, é fácil observar que esse desempenho não é significativo. A Solução com pH 1,0 apesar de sua elevada acidez, teve um comportamento anticorrosivo superior a solução com pH 6,5. A solução com pH 6,5 apresentou o pior desempenho anticorrosivo.
- Após os ensaios de polarização não ocorreu alteração significativa das superfícies observadas. Logo, através das imagens, não possível afirmar que as amostras foram danificadas após os ensaios de polarização anódica.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a influência de soluções mais agressivas nas propriedades anticorrosivas desse aço. Devido à sua elevada resistência à corrosão as soluções utilizadas causaram pouco ou nenhum dano aparente à sua superfície. O estudo sobre o comportamento desse material em ambientes mais agressivos seria interessante, já que, existem poucos estudos sobre esse material, apesar de seu uso ser de extrema importância.

- Estudar a resistência a corrosão sobre diferentes tipos de tratamento térmico. Variando-se a temperatura de solubilização, e de posteriores revenimentos é possível obter o aço sob diferentes condições. O objetivo é descobrir em quais condições ele seria mais bem utilizado.

- Aprofundar a correlação entre suas propriedades mecânicas e suas propriedades anticorrosivas. Sabe-se que o material não é escolhido apenas por possuir elevada resistência à corrosão. O estudo de qual seria o melhor processamento para esse tipo de material é essencial, pois como foi visto, apesar de ser usado para ambientes na presença do íon cloreto, na condição solubilizado ele apresentou o pior desempenho na solução com a menor quantidade desse íon. Um estudo mais aprofundado de seu processamento é de urgência para melhor uso.

- Realizar um estudo de maneiras mais aprofundada sobre como os diferentes microconstituintes afetam suas propriedades. Com o material processado em diferentes condições, fases e precipitados diversos irão influenciar sua utilização de diferentes maneiras. Ter domínio sobre o comportamento desse aço pode ser de grande valor para a indústria do petróleo.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM. 2013. A744/A744M – 13. Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for Severe Service.

CALLISTER, William D. Jr. Ciência e engenharia de materiais- Uma introdução. 8ªEd-LTC, 2012.

CARDOSO, Jorge Luiz. Avaliação e comparação da resistência à corrosão por pites do aço superaustenítico AL 6XN PLUSTM e dos aços inoxidáveis da série AISI 304L, 316L e 317L. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza 2011.

CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM) 7ªEd, 2005.

Da COSTA e SILVA, André Luiz V.; MEI, Paulo Roberto. Aços e Ligas Especiais. Ed. Blucher São Paulo, 2010 3ªed.

FARREN, Jeffrey D. Heat treatment optimization of high alloy steel castings and welds. Lehigh University. 2007

FONTANA, Mars G. Corrosion Engineering. Edição internacional , editora: McGraw-Hill, Singapura 1987.

GRAVALOS, Márcio Tadeu et al . Influência da rugosidade na resistência à corrosão por pite em peças torneadas de aço inoxidável superaustenítico. Rem: Rev. Esc. Minas, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 77-82, Mar. 2010.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, Practical Guidelines for the Fabrication of High Performance Austenitic Stainless Steel, ISBN 978-1-907470-10-3.

LIMA, Maryangela G. de Lima; MORELLI, Fabiano. Caracterização do ambiente marinho as estruturas de concreto. SEMENGO 2004.

MORROW, Stephan J.. Materials selection for seawater pumps. Pennsylvania, 2007.

NASCIMENTO, Aline Araújo do; et al. Análise comparativa do petróleo bruto e seus derivados: relação entre as cadeias carbônicas com a densidade. CONEPI, Palmas, 2012.

NÚCLEO INOX. Coletâneas de informações técnicas- Aço Inoxidável.

NUNES, L.d.P. Fundamentos de Resistência a Corrosão. Rio de Janeiro: ABRACO, 2007.

PADILHA, A.F.; RIOS, P.R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. ISIJ International, Vol. 42 (2002), No. 4, pp. 325 - 337.

PORTE, Howard A. The effect of environment on the on the corrosion of metals in seawater. Port Hueneme, California, 1967.

RITONI, Márcio; MARTINS, Marcelo; F.C Nascimento; MEI, Paulo Roberto. Phase transformation on ASTM A 744 Gr. CN3MN superaustenitic stainless steel after heat treatment. 2011.

RITONI, Márcio; MARTINS, Marcelo; MEI, Paulo Roberto. Efeito do tratamento térmico na estrutura e nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável superaustenítico. Rem: Rev. Esc. Minas, Ouro Preto, v. 60, n. 1, p. 155-161, Mar. 2007.

RITONI, Márcio; MEI, Paulo Roberto and MARTINS, Marcelo. Efeito do tratamento térmico de envelhecimento na microestrutura e nas propriedades de impacto do aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 Gr. CN3MN. Rem: Rev. Esc. Minas. 2010, vol.63, n.1 [cited 2015-06-11], pp. 21-26.

UHLIG, Herbert Henry; Revie, R.Winston. Corrosion and Corrosion Control. An introduction to corrosion science and engineering. New Jersey, 4^o edição John Wiley and Sons, 2008.

VOORT;LUCAS;MANILOVA. Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels. ASM Handbook, volume 9, p. 670-700. 2004.

WINK, Licurgo Borges. Influência da Nitretação a Plasma No Comportamento em Fadiga do aço ASTM 744 tipo CA6NM. Dissertação de Mestrado, Universidade Nacional de Brasília. Distrito Federal 2011.

WOLYNEC, Stephan. Técnicas eletroquímicas em Corrosão. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2003.