

CENTRO UNIVERSITÁRIO FEI
GABRIELA THOMAZ SANCHES

**Influência da corrosão seletiva da ferrita e da austenita no comportamento
eletroquímico do aço inoxidável dúplex**

São Bernardo do Campo

2017

GABRIELA THOMAZ SANCHES

Influência da corrosão seletiva da ferrita e da austenita no comportamento eletroquímico do aço inoxidável dúplex

Relatório apresentado ao Centro Universitário FEI, como parte dos requisitos estabelecidos pelo Programa de Bolsas de Iniciação Científica (PBIC). Orientado pelo Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

São Bernardo do Campo

2017

RESUMO

Este projeto de pesquisa procurou avaliar a possibilidade de produzir diferentes eletrodos monofásicos a partir da solubilização de amostras de aço inoxidável dúplex em diferentes temperaturas, a fim de entender o comportamento eletroquímico individual das fases ferrita e austenita. Com o entendimento desses comportamentos, pretende-se verificar se o comportamento à polarização potenciodinâmica de amostras dúplex pode ser entendido como a somatória das curvas de polarização de corpos de prova monofásicos multiplicado pela fração de superfície de cada fase na amostra polifásica, ou se a presença de interfaces entre as fases leva a modificação deste comportamento. O material em estudo foi adquirido como uma chapa laminada com 3 mm de espessura, do qual foram produzidas amostras solubilizadas nas temperaturas de 1000°C, 1100°C e 1200°C por 6 horas na mufla Jung do Laboratório de Materiais da FEI, com resfriamento subsequente em banho de água. Foram cortadas amostras e embutidas em resina termofixa que sofreram lixamento e polimento para ser realizado o ensaio eletroquímico potenciodinâmico a 30°C em meio de HCl 1M. Foi utilizado um potenciostato que fez o levantamento das curvas de polarização potenciodinâmica para verificar dois máximos de densidade de corrente em diferentes potenciais caracterizando a corrosão seletiva de cada fase. Foram realizados ensaios de polarização potencioestática com duração de 1 hora e 3 horas nos potenciais de máximos de densidade de corrente aqui determinados para produção dos eletrodos monofásicos e posterior obtenção das curvas de polarização potencioestática das amostras monofásicas. Concluiu-se que não foi possível a criação dos eletrodos monofásicos devido a corrosão seletiva não ter sido tão profunda a ponto de ser possível introduzir resina em uma das fases, deixando apenas uma fase corroída exposta.

Palavras-chave: Aço inoxidável dúplex. Corrosão seletiva. Polarização potenciodinâmica. Polarização potencioestática.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama ternário Fe-Cr-1000°C	3
Figura 2 - Diagrama ternário Fe-Cr-1100°C	3
Figura 3 - Diagrama ternário Fe-Cr-1200°C	4
Figura 4 - Perda de massa do material em função do potencial aplicado em uma solução 2M H ₂ SO ₄ + 0,1 M HCl a 22°C	7
Figura 5 - a) Curva de polarização potenciodinâmica do aço UNS 31803 em solução de 1M HCl a 60°C; b) Microestrutura obtida após ensaio polarização potencioestática em solução 1M HCl a 60 ± 2°C a -241mV _{Ag/AgCl} por 1800s, demonstrando a dissolução preferencial	8
Figura 6 - Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido. E*: potencial de corrosão. Epp: potencial de início da passivação. Etrans: potencial de início da região anódica transpassiva	9
Figura 7 - Máquina de corte por abrasão.....	11
Figura 8 - Máquina politrizsemi-automática STRUERS ABRAMIN.....	12
Figura 9 - Esquema para ensaios potencioestáticos por 3600s no potencial de corrosão de cada fase.....	13
Figura 10 - Curvas de polarização das amostras de 1000°C	14
Figura 11 - Curvas de polarização das amostras de 1100°C	15
Figura 12 - Curvas de polarização das amostras de 1200°C	15
Figura 13 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1000°C no potencial da austenita.....	17
Figura 14 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1000°C no potencial da ferrita.	18
Figura 15 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 10600s na amostra de 1000°C no potencial da ferrita	18
Figura 16 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 10600s na amostra de 1000°C no potencial da austenita.....	19
Figura 17 -Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1110°C no potencial da austenita.....	19
Figura 18 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1110°C no potencial da ferrita.....	20

Figura 19 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1200°C no potencial da austenita.....	20
Figura 20 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1200°C no potencial da ferrita	21
Figura 21 - Curva potencioestática de 1000°C no potencial da ferrita.....	22
Figura 22 - Curva potencioestática de 1000°C no potencial da austenita.....	22
Figura 23 - Curva potencioestática de 1100°C no potencial da ferrita.....	23
Figura 24 - Curva potencioestática de 1100°C no potencial da austenita.....	23
Figura 25 - Curva potencioestática de 1200°C no potencial da ferrita.....	24
Figura 26 - Curva potencioestática de 1200°C no potencial da austenita.....	24

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Média dos máximos potenciais e desvio padrão de cada temperatura.....	16
--	----

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX.....	2
2.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	4
a) Cromo	5
b) Níquel	5
c) Nitrogênio	5
d) Molibdênio	5
e) Manganês	5
2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS	6
2.4 CORROSÃO	6
2.5 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA.....	8
3 METODOLOGIA	11
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	14
5 CONCLUSÕES	25
REFERÊNCIAS	26

1 INTRODUÇÃO

O aço inoxidável dúplex é uma liga que, por conseguir aliar tanto excelentes propriedades de resistência à corrosão quanto boas propriedades mecânicas, desperta interesse industrial (POTGIETER; CORTIE, 1991). Esses atrativos o fazem bastante empregado nos mais diversos setores industriais como indústria de papel e celulose, de energia nuclear, de processamento, de petróleo e gás entre outras.

O aço inoxidável dúplex caracteriza-se por ser uma liga bifásica, tendo como fases majoritárias ferrita e austenita. Tal microestrutura é alcançada graças à composição química da liga e processamento termo mecânico aos qual esse material é submetido durante sua fabricação (POTGIETER e CORTIE, 1991).

Porém esses aços estão sujeitos a sofrer corrosão seletiva, que ocorre quando há proporções diferentes de composição química das fases provocando a corrosão de uma única fase, devido a efeitos galvânicos. Numa curva de polarização potenciodinâmica a corrosão seletiva é verificada pelo aparecimento de um máximo de densidade de corrente observado no trecho ativo. Para um material bifásico, como os aços inoxidáveis dúplex, se as duas fases corroerem em diferentes potenciais, verifica-se dois máximos de densidade de corrente (SYMNIOTIS-BARRDAHL,1988).

Assim, o presente trabalho tem como objetivo o estudo da corrosão seletiva da ferrita e da austenita nos aços inoxidáveis dúplex, através da criação de eletrodos monofásicos impregnado por resina deixando apenas uma fase corroída exposta. Porém não foi possível chegar nessa etapa devido a corrosão não ter sido suficiente para introdução desta resina, deixando a estrutura interconectada.

2 REVISÃO DA LITERATURA

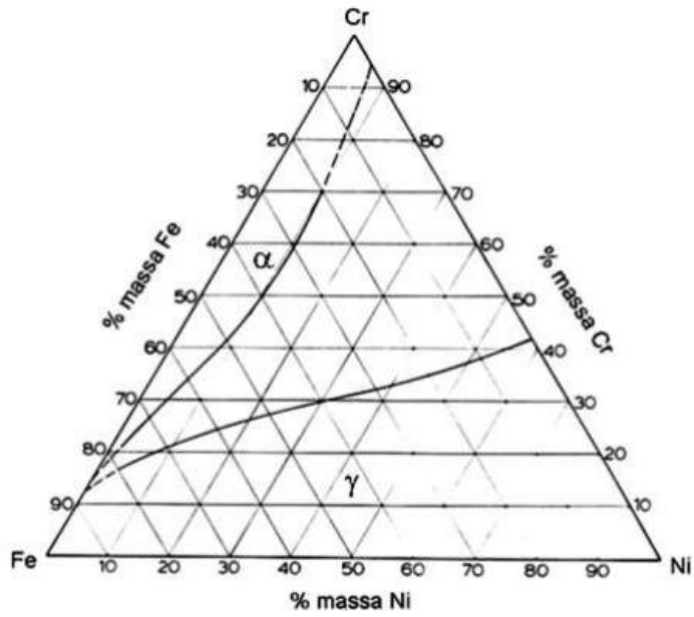
Atualmente, o uso e estudo dos aços inoxidáveis dúplex vêm crescendo cada dia mais, portanto nesse trabalho estão descritas as propriedades mecânicas e físicas do aço inoxidável dúplex, a fim de estudar sobre a resistência a corrosão baseado na técnica de polarização potenciodinâmica.

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX

Os aços inoxidáveis dúplex necessitam de um correto balanço de elementos de liga para constituírem frações iguais de austenita e ferrita. (POTGIETER e CORTIE, 1991). Apresentam tipicamente uma estrutura composta de 45% de ferrita e 55% de austenita, após serem solubilizados em temperaturas de 1000°C a 1200°C seguido de resfriamento brusco (NILSSON, 1992).

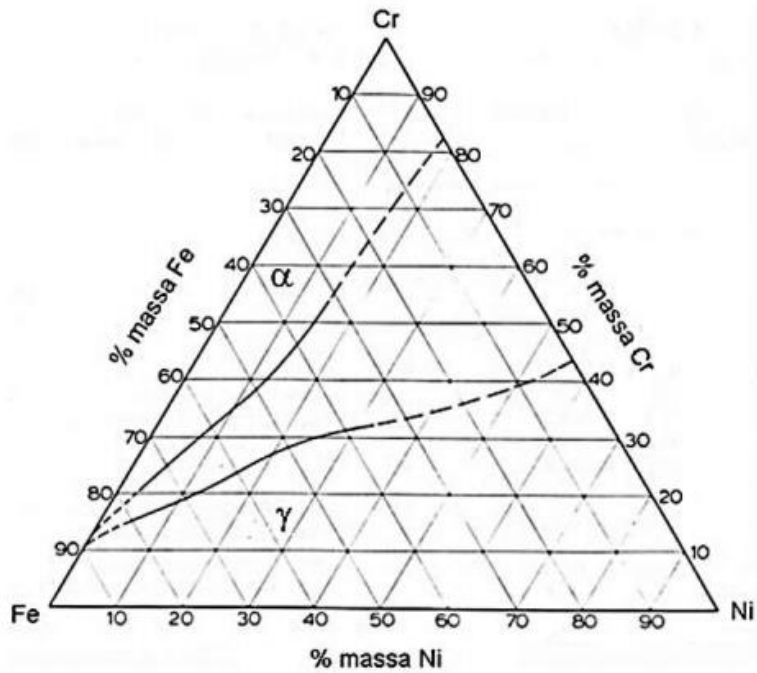
A porcentagem de cada fase está diretamente relacionada com a temperatura de tratamento e com sua composição química. (CHARLES, 2008). Esses aços podem formar uma estrutura bifásica dependendo dos teores adicionados de seus principais constituintes sendo o ferro, o cromo e o níquel, como pode ser visto nos diagramas isotérmicos de 1000°C, 1100°C e 1200°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni apresentados nas figuras 1 a 3, respectivamente.

Figura 1 - Diagrama ternário Fe-Cr-1000°C



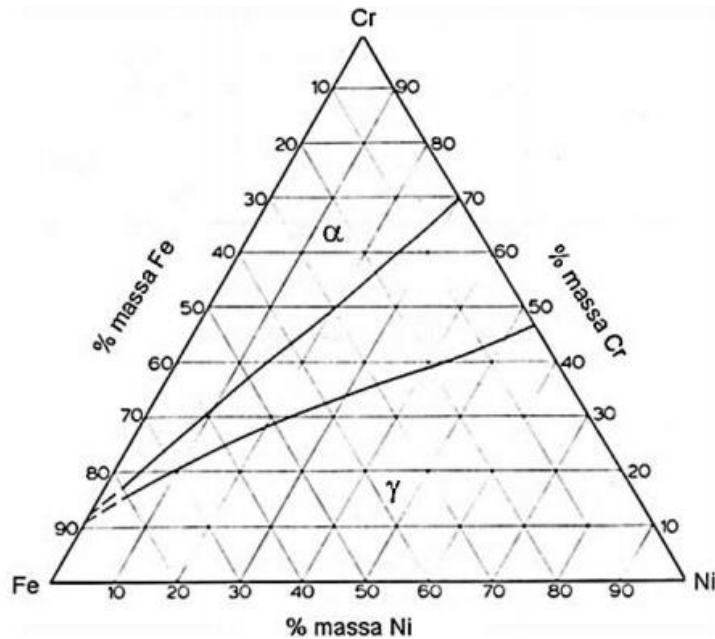
Fonte: Santos, 2010 adaptado de Raynor e Rivlin, 1988

Figura 2 - Diagrama ternário Fe-Cr-1100°C



Fonte: Santos, 2010 adaptado de Raynor e Rivlin, 1988

Figura 3 - Diagrama ternário Fe-Cr-1200°C



Fonte: Santos, 2010 adaptado de Raynor e Rivlin, 1988

Assim é possível verificar que quanto maior a temperatura de tratamento, maior será a fração volumétrica de ferrita (fase alfa) para uma liga que tenha, como composição no sistema Fe-Cr-Ni as fases ferrita e austenita estáveis nas temperaturas entre 1000°C e 1200°C (CHARLES, 2008).

A presença de elementos de liga também tem influência nas frações volumétricas das fases ferrita e austenita dos aços inoxidáveis dúplex. Alguns elementos são estabilizadores da fase ferrita, como cromo, silício, molibdênio e alumínio e outros estabilizadores da fase austenita, como níquel, carbono, manganês e nitrogênio (SOLOMON, DEVINE, 1982; SEDRIKS, 1996; PADILHA, PLAUT, 2009).

2.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As propriedades dos aços inoxidáveis dúplex são diretamente influenciadas com a composição química. Verifica-se esta influência em diversos pontos, entre eles a porcentagem da fase austenítica e ferrítica, assim como também as fases secundárias que possam existir (STAINLESS, 2001).

Cada elemento de liga desempenha certa influência sobre as características do aço dúplex. A seguir estão apresentados os principais elementos de liga que influenciam nas características dos dúplex (STAINLESS, 2001).

a) **Cromo**

O teor de cromo presente na liga condiciona a sua resistência a corrosão, pois forma uma camada protetora, auto regenerativa e aderente, chamada de película passiva. Um aço inoxidável deve conter um teor de cromo mínimo de 12%. O cromo presente na liga estabiliza a fase ferrita, e quanto maior o teor de cromo, maior a porcentagem dessa fase (STAINLESS, 2001).

b) **Níquel**

É um elemento presente na liga, com teores de 4% a 7%, que aumenta o teor da fase austenítica. Com isso melhora a ductilidade, resistência mecânica, soldabilidade, e também a resistência a corrosão (STAINLESS, 2001).

c) **Nitrogênio**

Tem grande poder de estabilizar a fase austenita em teores comuns de 0,15% a 0,45%, que é o limite de solubilidade típico de austenita nesta fase. Tem a capacidade de dificultar a formação de fases secundárias quando combinado com grandes frações de cromo e molibdênio. Aumenta a resistência mecânica sem fragilizar o material e sua resistência a corrosão (STAINLESS, 2001).

d) **Molibdênio**

Melhora a resistência a corrosão na presença de cloretos. Utilizado comumente na faixa de 4% estabiliza a fase ferrita. Combinado com cromo estabiliza a película passiva e quando combinado com cobre melhora a resistência a corrosão em meio na presença de cloretos e sulfitos. Contudo deve ser usado de forma controlada, pois pode facilitar a formação de fases secundárias (STAINLESS, 2001).

e) **Manganês**

Utilizado como estabilizador da fase austenita, garante uma vantagem econômica, já que reduz o teor de níquel necessário, que tem um custo elevado. É encontrado em teores de 1% a 3%, podendo chegar até 8%. Provoca maior solubilidade de nitrogênio em solução sólida e melhora a resistência a deformação em altas temperaturas (STAINLESS, 2001).

2.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

A resistência mecânica é uma propriedade que deve ser destacada nos aços inoxidáveis dúplex, devido ao fato de combinar o efeito da fase ferrita em aumentar a resistência ao escoamento e a fase austenita em aumentar o limite de resistência devido ao endurecimento por deformação.

A tenacidade é indiretamente proporcional a quantidade de ferrita presente no material, assim quanto maior a porcentagem da fase ferrítica menor será a tenacidade tendo como consequência temperaturas de transição dúctil frágil mais alta. Quanto à ductilidade pode se dizer que é semelhante aos aços austeníticos e ferríticos, sendo diminuída conforme adição de elementos de liga, especialmente nitrogênio, e a resistência a tração é consideravelmente alta sendo aumentada com esta adição. O aço inoxidável dúplex em estudo tem limite de escoamento próximo de 520 MPa limite de resistência a tração de 760 MPa, (SEDRIKS, 1996), sendo estes valores duas vezes maiores do que os encontrados em aços inoxidáveis austeníticos e alongamento em 50 mm superior a 32% (MAGNABOSCO, 2001).

2.4 CORROSÃO

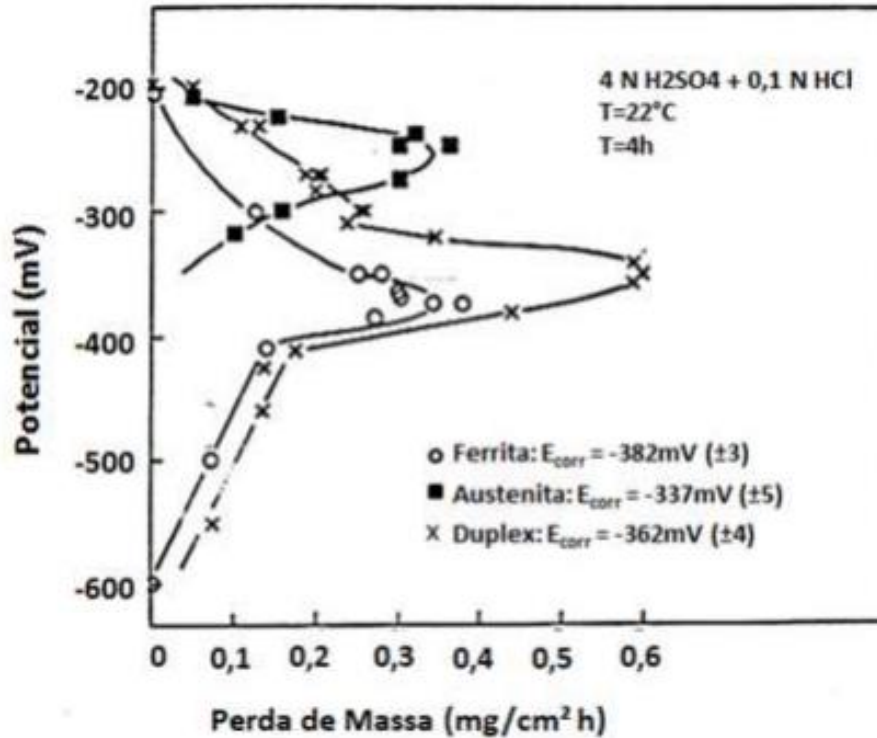
Pode-se observar que a diferença na composição das fases do aço inoxidável dúplex influencia diretamente sua resistência a corrosão, que é uma reação química ou eletroquímica do meio ambiente provocando a deterioração do material (Gentil, 1996 Roberge, 1999). Geram-se custos elevados com problemas de corrosão, por isso seu estudo se torna importante.

As manifestações químicas e eletroquímicas podem levar a diferentes tipos de corrosão, como a generalizada e a localizada. A generalizada acontece em toda superfície do material que está exposta, enquanto a localizada ocorre somente em alguns pontos específicos do material exposto, sendo mais difícil de controlar (PEREZ, 2004). Dentre as corrosões generalizadas, há a corrosão atmosférica, em altas temperaturas, biológica e corrosão seletiva.

Segundo Solomon e Devine (1982), a corrosão seletiva ocorre nos aços inoxidáveis dúplex, estando relacionada a efeitos galvânicos devido às diferenças na composição química das duas fases, ferrita e austenita. É definida como uma reação eletroquímica que gera um fluxo de corrente da região mais nobre para a menos nobre da superfície do material, devido à diferença de potencial eletroquímico entre estas regiões. (PEREZ, 2004). Quando ocorre dissolução preferencial de uma das fases do material é denominada corrosão seletiva, e esta

pode ser vista em uma curva de polarização como a da figura 4, através de dois máximos de corrente (SYMNIOTIS-BARRDAHL, 1988).

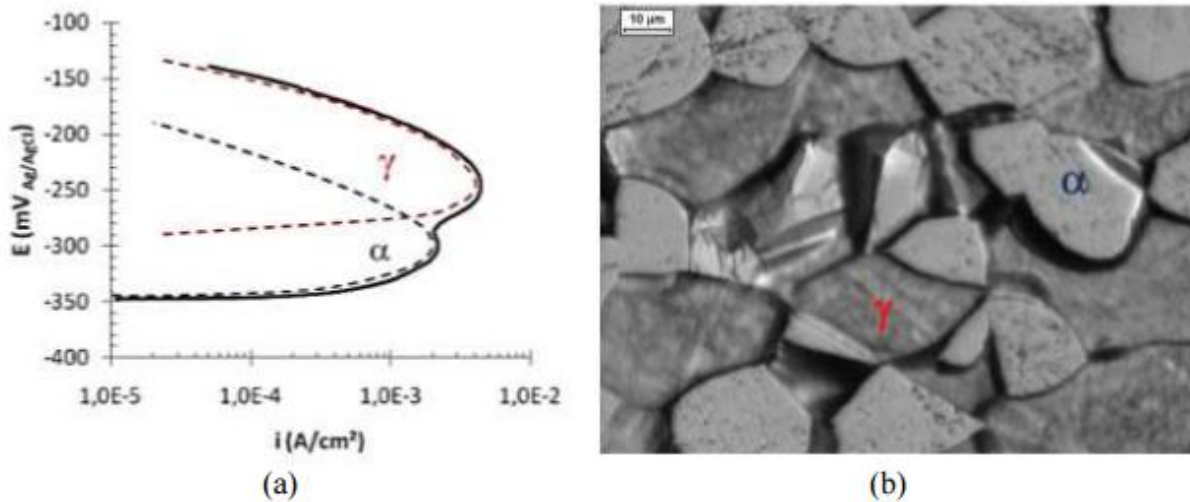
Figura 4 - Perda de massa do material em função do potencial aplicado em uma solução 2M H_2SO_4 + 0,1 M HCl a 22°C



Fonte: Autora “adaptado de Symniotis-Barrdahl”, 1988

Estudo feito por Santos e Magnabosco em 2008, relata o fenômeno denominado corrosão seletiva, através da observação do aço UNS S31803 numa solução 1M HCl a 60°C que apresentou dissolução preferencial de apenas uma fase. Verificou-se que a 60°C a ferrita é dissolvida preferencialmente no potencial de corrosão de $-300 \text{ mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$, menos nobre que o da austenita, de aproximadamente $-240 \text{ mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$. A figura 5 apresenta os resultados desses estudos.

Figura 5 - a) Curva de polarização potenciodinâmica do aço UNS 31803 em solução de 1M HCl a 60°C; b) Microestrutura obtida após ensaio polarização potencioestática em solução 1M HCl a $60 \pm 2^\circ\text{C}$ a $-241\text{mV}_{\text{Ag}/\text{AgCl}}$ por 1800s, demonstrando a dissolução preferencial



Fonte: Magnabosco e Santos, 2008.

2.5 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

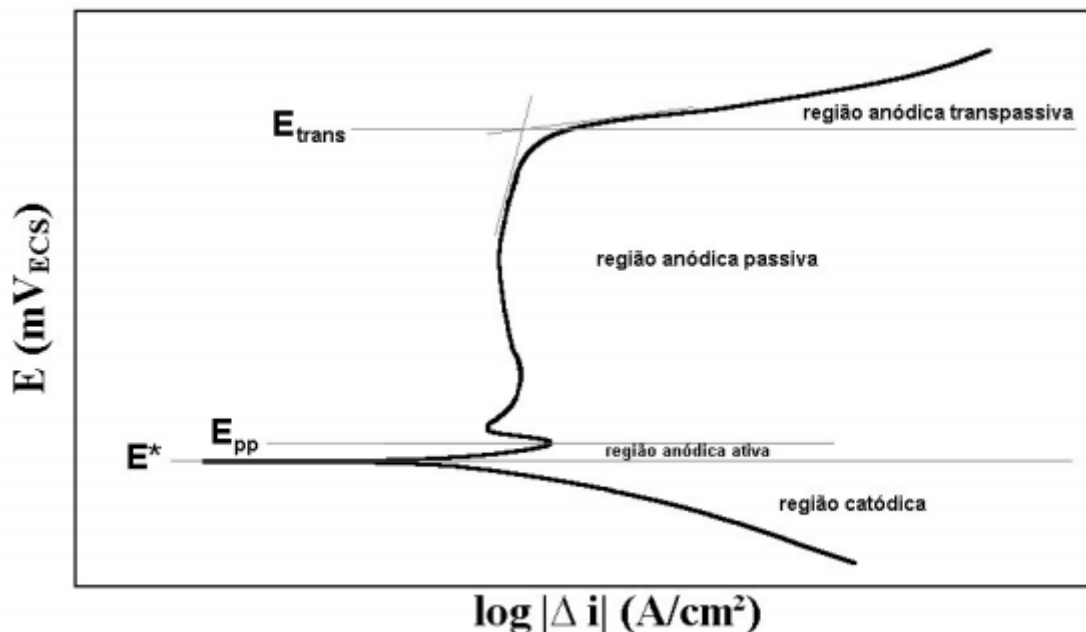
Para obtenção das curvas de polarização é utilizada uma técnica chama polarização potenciodinâmica podendo ser iniciada em dois potenciais diferentes, sendo ou no potencial de corrosão, também chamado de potencial de circuito aberto, ou em potenciais menores que os potenciais de corrosão, onde predominam reações catódicas.

As curvas de polarização são de tensão, em milivolts, em função da densidade de corrente sendo a corrente, em valores absolutos, dividida pela área do material exposto às reações. Na figura 6 é possível observar um exemplo de curva de polarização de aço inoxidável típico em meio ácido. Na região catódica é possível observar que os potenciais estão abaixo do potencial de corrosão (E^*), onde a taxa de dissolução do metal é baixa, devido, por exemplo, a reação do hidrogênio ($2\text{H}^+ + 2e \rightarrow \text{H}_2$). O início do trecho anódico se dá com o aumento do potencial, havendo reversão de corrente no potencial de corrosão, e nesse trecho é onde pode ocorrer a corrosão do metal. (MAGNABOSCO, 2001)

Pela figura 6 é possível observar que a medida de densidade corrente é diretamente proporcional a taxa de corrosão, até ser atingido o potencial de crítico de passivação (E_{pp}) onde ocorre a transição ativo-passivo nesta região, entre o potencial de corrosão (E^*) e o potencial de passivação (E_{pp}), tem-se denominadas reações anódicas ativas de dissolução do metal (WOLYNEC, 2003).

Na região chamada de passiva dos aços inoxidáveis há a formação de uma película de óxido sobre a superfície do metal fazendo com que ocorra um equilíbrio dinâmico entre a velocidade de formação desta película e a velocidade de dissolução desta. Essa região ocorre até o potencial transpassivo (E_{trans}) apresentando uma densidade de corrente mínima de passivação. Ao atingir o E_{trans} , o equilíbrio dinâmico é quebrado e o metal volta a apresentar dissolução devido à ruptura da película passivadora superficial, denominada região anódica transpassiva (WOLYNEC, 2003).

Figura 6 - Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido. E^* : potencial de corrosão. E_{pp} : potencial de início da passivação. E_{trans} : potencial de início da região anódica transpassiva



Fonte: Magnabosco, 2001

Existem dois tipos de polarização, sendo potenciodinâmica ou potenciostática. No método potenciodinâmico, varia-se continuamente o potencial de eletrodo e registra-se a variação da corrente, também continua. Enquanto que no método potenciostático os potenciais são constantes e a cada potencial determina-se a corrente correspondente. (Wolyneec, 2003).

Com o uso de uma célula eletroquímica, composta por um eletrodo de trabalho que é o material a ser estudado, um contra eletrodo normalmente de platina e um eletrodo de referência são produzidas as curvas de polarização (Metals Handbook, 1987).

A amostra em estudo é imersa na célula eletrolítica que é preenchida com um eletrólito, o meio no qual o material será empregado. Através do uso do potenciostato que

mantém automaticamente o potencial desejado a polarização é executada de forma potencioestática ou potenciodinâmica, ou seja, na forma de degraus ou continuamente. Na polarização potencidinâmica é gerado um gráfico de potencial aplicado em função do logaritmo da densidade de corrente, enquanto que na polarização potencioestática registra-se a densidade de corrente em função do tempo de polarização num dado potencial (Uhlig, 1985).

3 METODOLOGIA

O material em estudo (UNS S31803) foi adquirido como chapas de 3 mm de espessura.

Com o objetivo de obter uma estrutura homogênea com aproximadamente 50% de ferrita e 50% austenita, as três chapas de estudo de 3 mm de espessura foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização na mufla Jung do Laboratório de Materiais da FEI nas temperaturas de 1000°C, 1100°C e 1200°C, por um tempo de 6 horas, com resfriamento subsequente em água.

Em seguida, as chapas foram submetidas a um lixamento com granulometria de 80 mesh, para retirar o óxido formado na superfície em decorrência da solubilização. Então, foram cortadas 6 amostras de cada temperatura com o auxílio da máquina de corte por abrasão, mostrada na Figura 7, em dimensões de 15mm de largura e 18mm de comprimento aproximadamente.

Figura 7 - Máquina de corte por abrasão.



Fonte: Autora

Essas amostras foram embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos de prova metalográficos onde a superfície de observação correspondente à seção longitudinal da chapa, com relação à direção de laminação.

Os corpos de prova metalográficos sofreram lixamento até a granulometria de 600 mesh, utilizando água como lubrificante, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de diâmetros 6 μm , 3 μm , e 1 μm , utilizando como lubrificante álcool etílico. Para ambas as etapas, foi utilizada a politriz semi-automática STRUERS ABRAMIN, mostrada na figura 8.

Figura 8 - Máquina politrizsemi-automática STRUERS ABRAMIN



Fonte: Autora

Finalmente, os corpos de prova lixados e polidos foram perfurados com um furo de profundidade que perfure somente o baquelite, até que se atingisse a chapa em estudo para permitir o contato elétrico necessário, gerando os eletrodos de trabalho usados nos ensaios eletroquímicos potenciodinâmicos a 30°C em meio de HCl 1M.

Foi utilizado um potenciostato que fez o levantamento das curvas de polarização potenciodinâmica para verificar dois máximos de densidade de corrente em diferentes potenciais caracterizando a corrosão seletiva. Utilizou-se HCL 1M a 30°C, eletrodo de trabalho consistido pelas amostras como descritas anteriormente, um eletrodo de referência Ag/AgCl, e como contra-eletrodo fio de platina em formato espiral.

Após a polarização potenciodinâmica, foi possível confirmar os potenciais da região anódica ativa correspondente a corrosão seletiva de ferrita ou austenita, identificados pelos máximos de densidade de corrente que ocorrem nestas regiões.

Em seguida foram feitos ensaios potencioestáticos por 3600 s e por 10600 s no potencial de dissolução da austenita, e outras no potencial de dissolução da ferrita nas temperaturas de 1000°C, 1100°C e 1200°C, utilizando o mesmo potencioestado e montagem da etapa anterior, vistos na figura 9.

Figura 9 – Montagem da célula eletroquímica para ensaios potenciodinâmicos e potencioestáticos na solução de HCl 1M a 30°C



Fonte: Autora

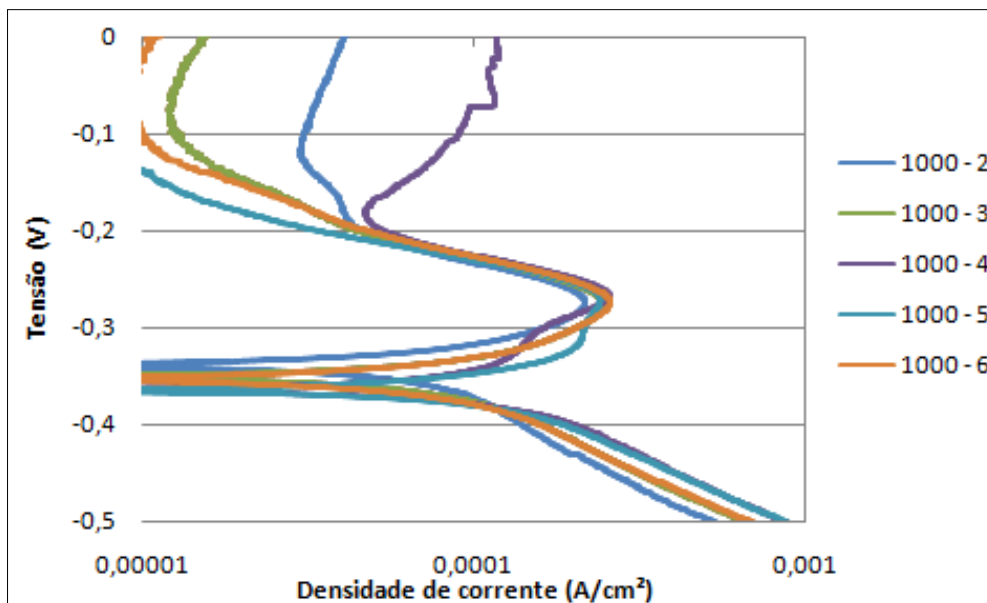
Por último, as amostras que sofreram o ensaio potencioestático foram observadas através do MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados das polarizações potenciodinâmicas obtidos são apresentados nas Figuras 8 a 10, que trazem as curvas de polarização levantadas para cada amostra nas temperaturas de 1000°C, 1100°C e 1200°C. Observa-se que o trecho ativo tem dois máximos diferentes de corrente anódica, associados a corrosão seletiva das fases ferrita e austenita.

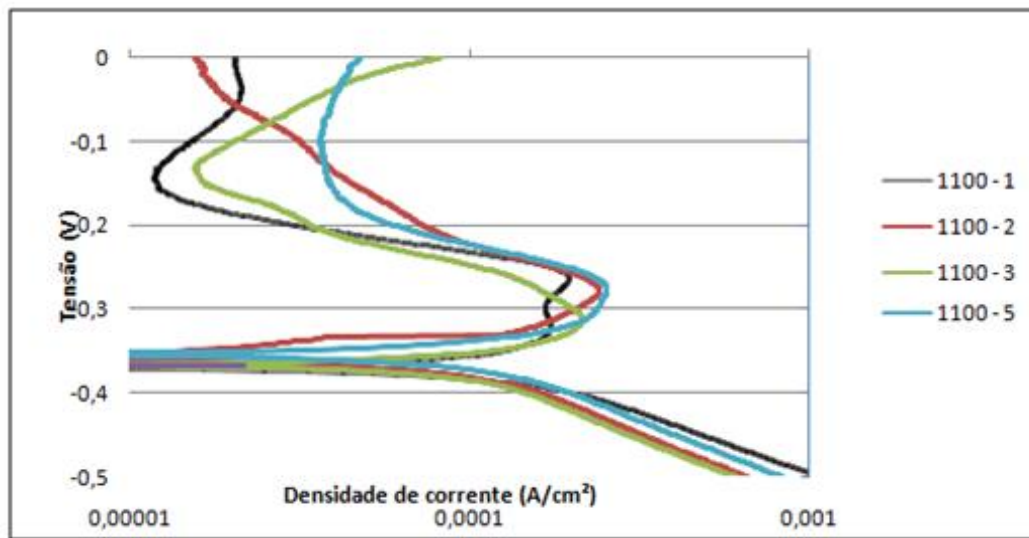
Foi possível observar que com o aumento da temperatura há um aumento dos potenciais em casa fase. Os potenciais de cada um destes máximos, resumidos na Tabela 1 para cada temperatura em estudo, foram utilizados na polarização potencioestática das amostras, sendo reduzidos 10 mV, para garantir que a polarização potencioestática acontecesse na região anódica ativa característica daquela fase.

Figura 10 - Curvas de polarização das amostras de 1000°C



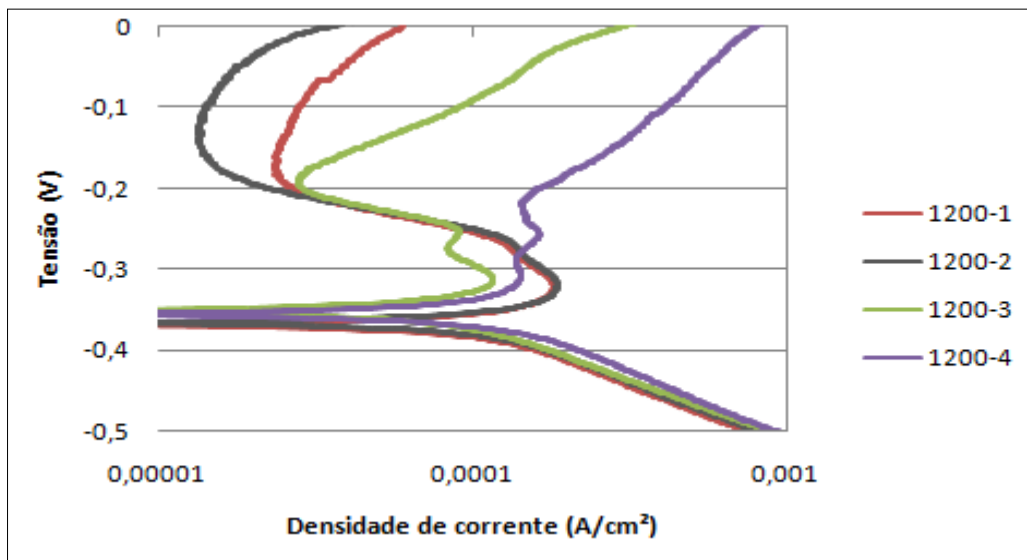
Fonte : Autora

Figura 11 - Curvas de polarização das amostras de 1100°C



Fonte: Autora

Figura 12 - Curvas de polarização das amostras de 1200°C



Fonte: Autora

Tabela 1 - Média dos máximos potenciais e desvio padrão de cada temperatura

Temperatura (°C)	E₁ (V_{Ag/AgCl})	E₂ (V_{Ag/AgCl})
1000	-0,328±0,018	-0,275±0,014
1100	-0,311±0,010	-0,258±0,006
1200	-0,303±0,002	-0,255±0,009

Fonte: Autora

Os potenciais de corrosão de cada fase obtidos na tabela 1 comparados com os resultados dos autores das figuras 4 e 5 deve se esperar que a fase com potencial mais alto é a austenita e a com menor potencial é a fase ferrítica.

Com os ensaios potenciostáticos por 3600s e de 10600s nos potenciais da Tabela 1 foi possível observar a corrosão seletiva de uma ou outra fase através do MEV, porém não de maneira satisfatório para realizar a produção do eletrodo monofásico. É possível observar através das figuras 13 a 20 que as estruturas estão interconectadas não sendo possível introduzir a resina para observar apenas uma fase corroída. Nas Figuras 21 a 26, nota-se que durante a polarização potenciostática nos potenciais da Tabela 1, obteve-se curvas de densidade de corrente por tempo com queda da densidade de corrente até um valor aproximadamente constante, onde ocorreu o ataque potenciostático a cada uma das fases, dependendo do potencial aplicado. A única exceção foi a da amostra de 1200°C no potencial da austenita (Figura 26), na qual a densidade de corrente foi crescente com o tempo de polarização. Sugerem-se novos ensaios para verificação deste comportamento e busca por explicações para tal ocorrência.

Na amostra que sofreu ataque potencioestático por mais tempo há a corrosão mais acentuada sendo explícita na figura 15. Nessa figura é possível observar claramente a presença das maclas, uma característica da austenita evidenciada com as setas, na fase não corroída. Enquanto isso, nota-se que a fase ferrítica foi mais aprofundada que no tempo de 3600s.

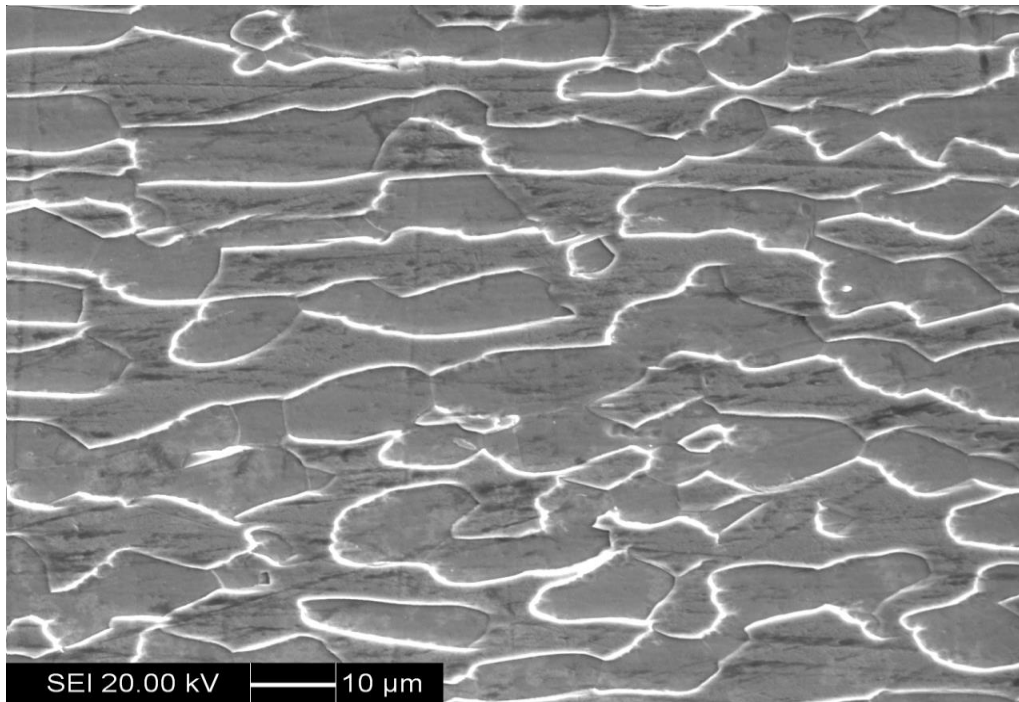
Na figura 16 ocorre a corrosão da fase austenita visto que as maclas agora estão na fase aprofundada da estrutura, comprovando que a fase austenita tem um potencial mais alto que a ferrita, como esperado pelos autores das figuras 4 e 5. A fase ferrítica por ser contínua corroeu deixando um “filme” sobre os buracos da austenita. Comparando com a figura 15 é possível observar que quando a ferrita corrói as “bordas finas” não aparecem, pois a austenita é que está na forma de ilhas na matriz contínua de ferrita.

Na figura 17 as maclas, mais uma vez, aparecem bem evidentes na fase corroída mostrando a corrosão seletiva da austenita. As maclas percorrem os grãos de fora a fora.

Nas amostras de 1200°C fica evidente que a corrosão é bem superficial, como mostram as figuras 19 e 20.

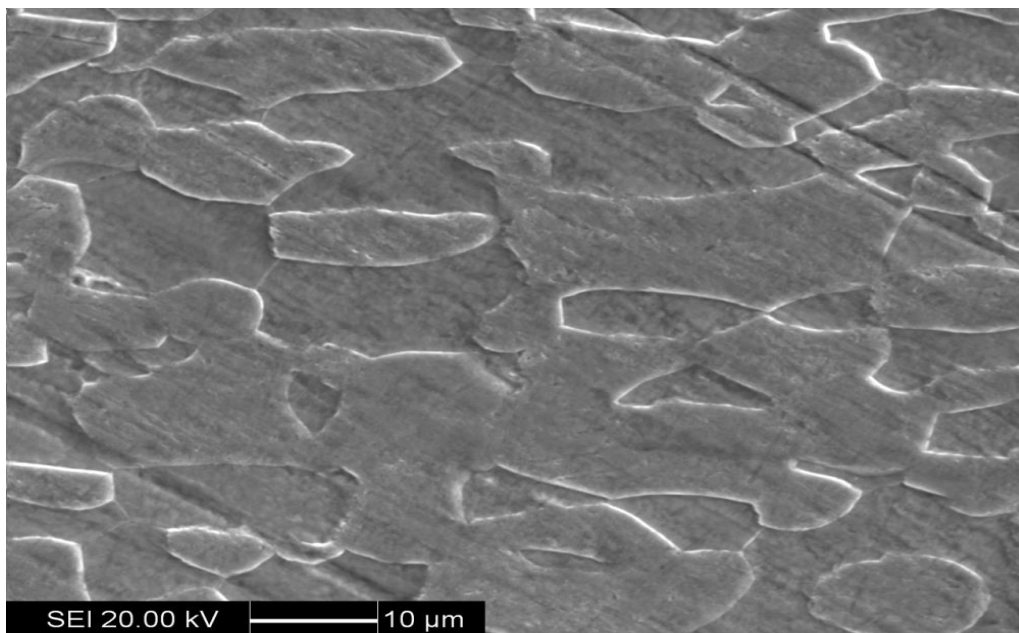
De acordo com as figuras obtidas no MEV, foi possível associar o potencial mais baixo a ferrita e o mais alto a austenita como esperado. Porém não foi possível gerar os eletrodos monofásicos, dada à baixa taxa de remoção que mesmo em 3h não foi suficiente para aprofundar a corrosão, o que só seria possível se as estruturas não estivessem interconectadas para colocar resina na fase que não foi corroída.

Figura 13 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1000°C no potencial da austenita



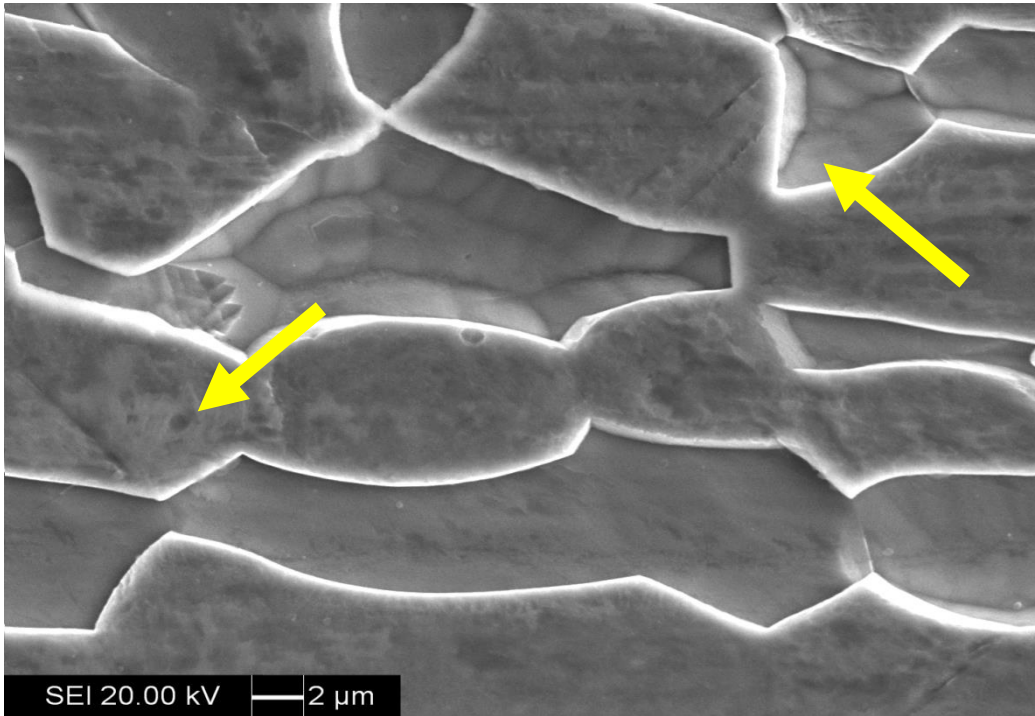
Fonte: Autora

Figura 14 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1000°C no potencial da ferrita.



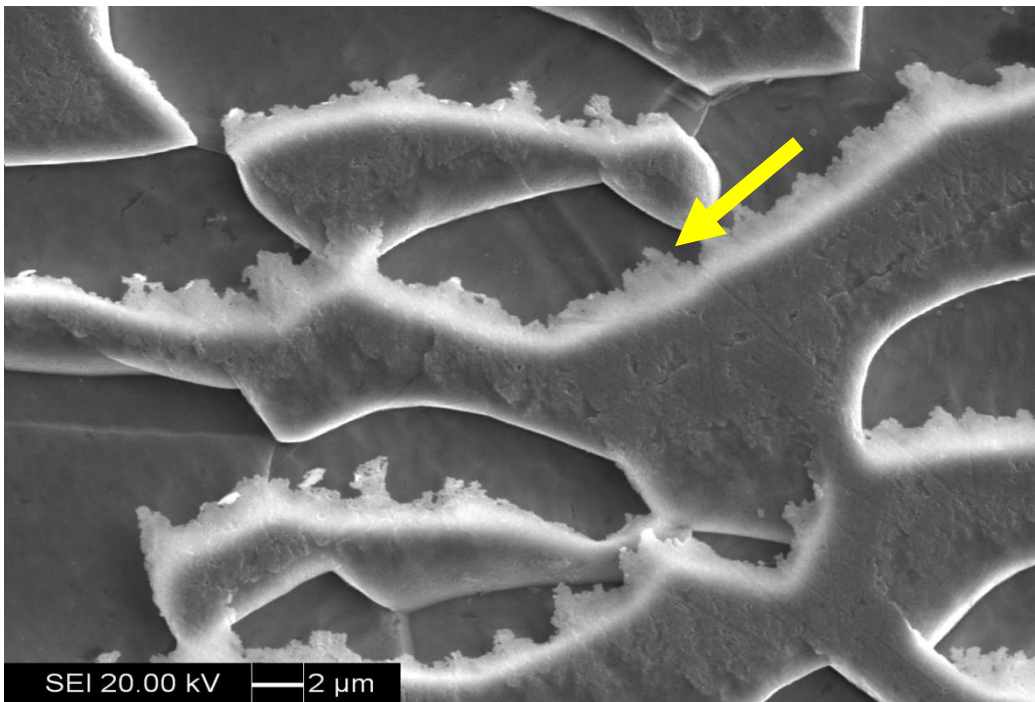
Fonte: Autora

Figura 15 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 10600s na amostra de 1000°C no potencial da ferrita. As setas amarelas indicam maclas na austenita, não corroída.



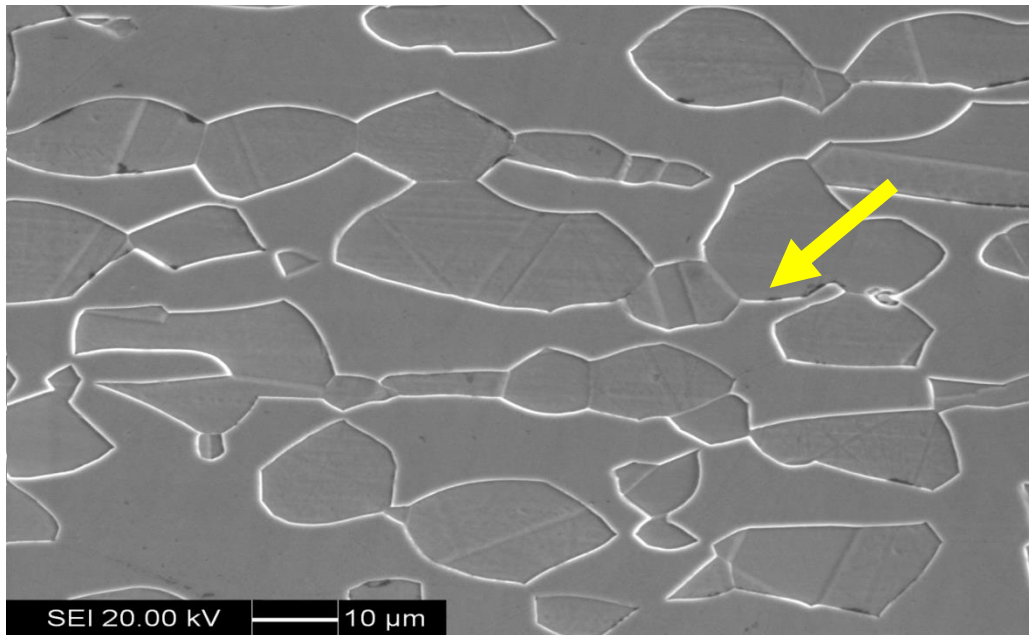
Fonte: Autora

Figura 16 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 10600s na amostra de 1000°C no potencial da austenita. A seta amarela indica maclas na austenita, corroída.



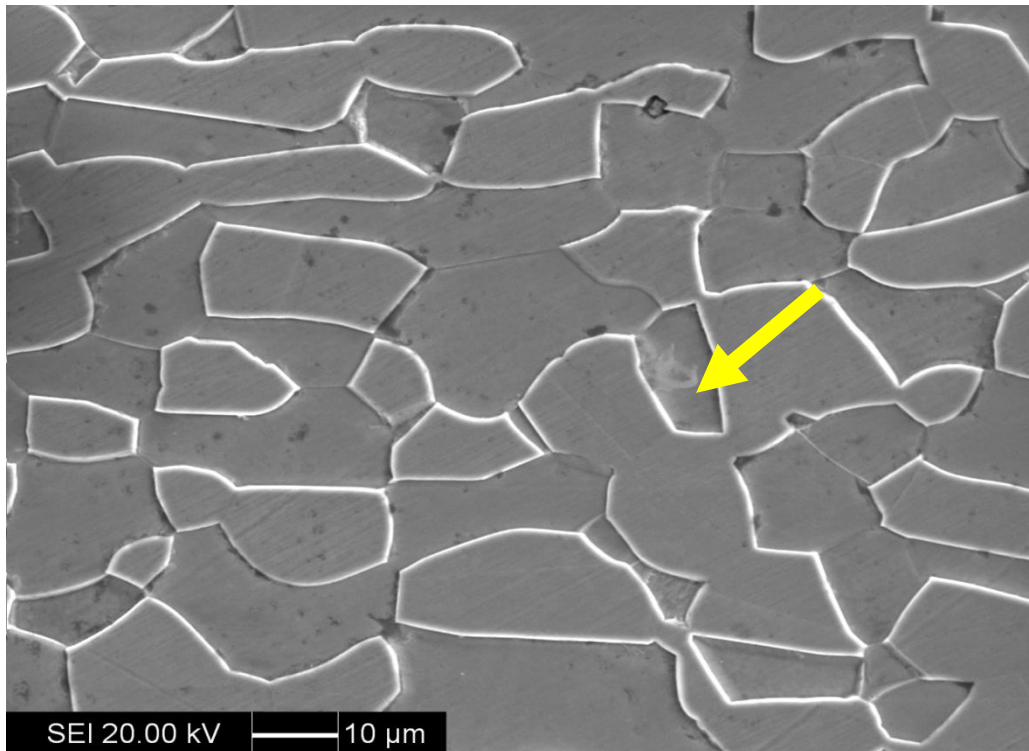
Fonte: Autora

Figura 17 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1110°C no potencial da austenita. A seta amarela indica maclas na austenita, corroída.



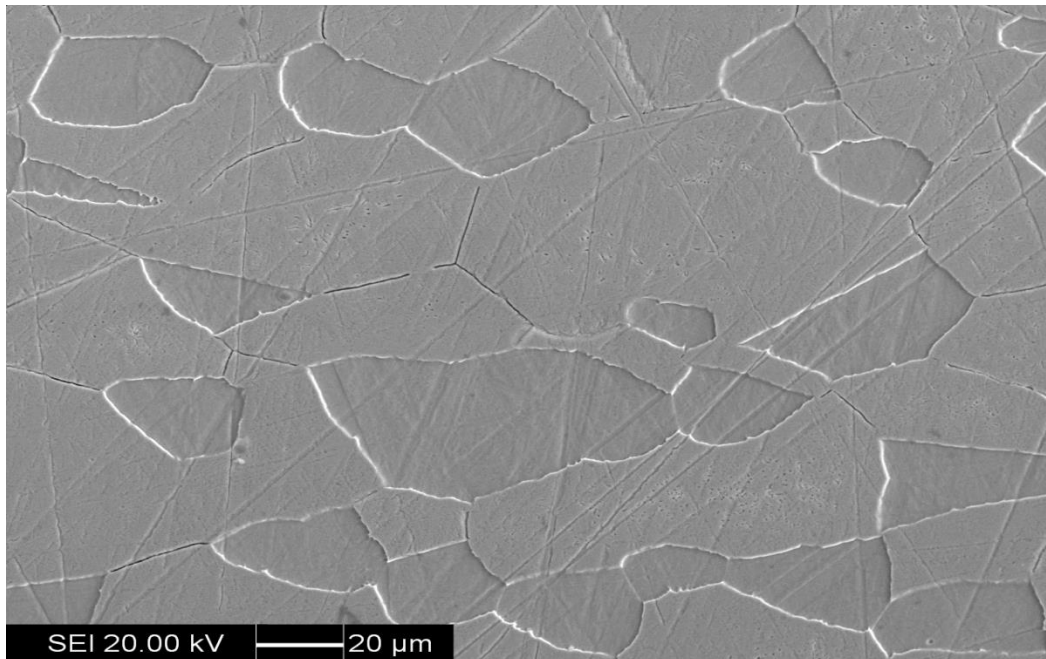
Fonte: Autora

Figura 18 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1110°C no potencial da ferrita. A seta amarela indica macla na austenita, não corroída.



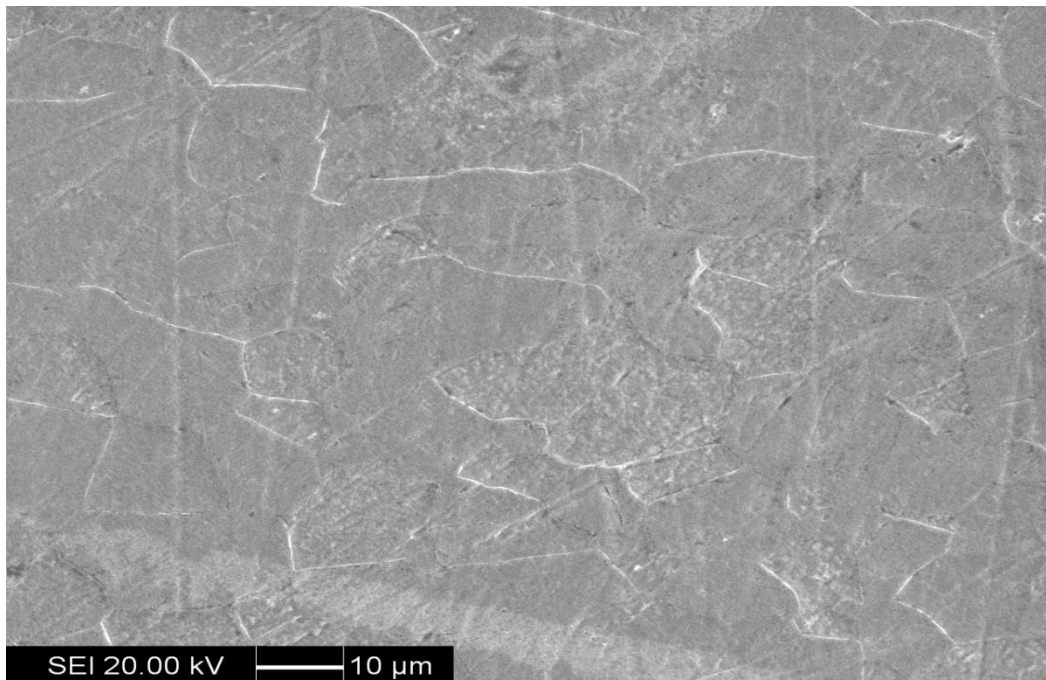
Fonte: Autora

Figura 19 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1200°C no potencial da austenita



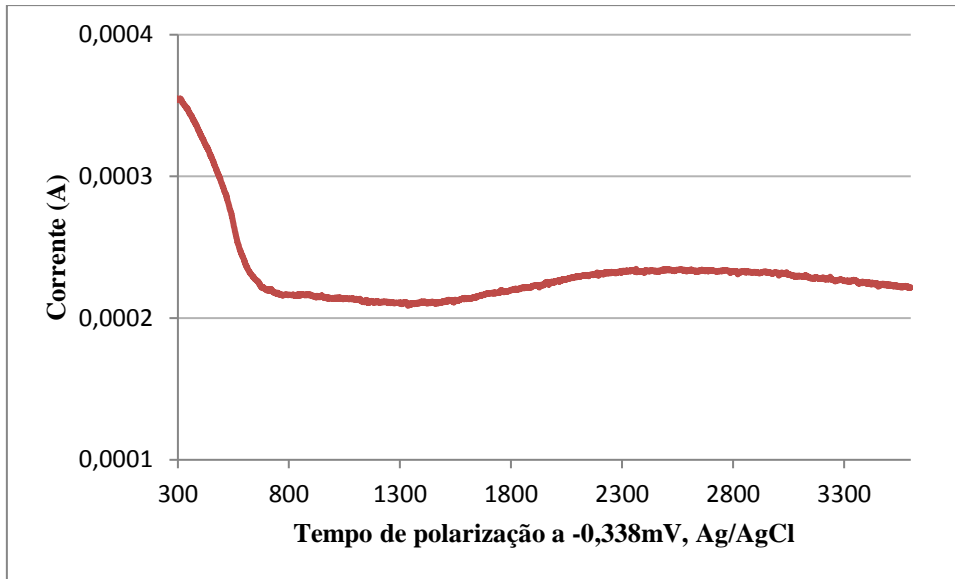
Fonte: Autora

Figura 20 - Microestrutura após o ensaio potencioestático por 3600s na amostra de 1200°C no potencial da ferrita



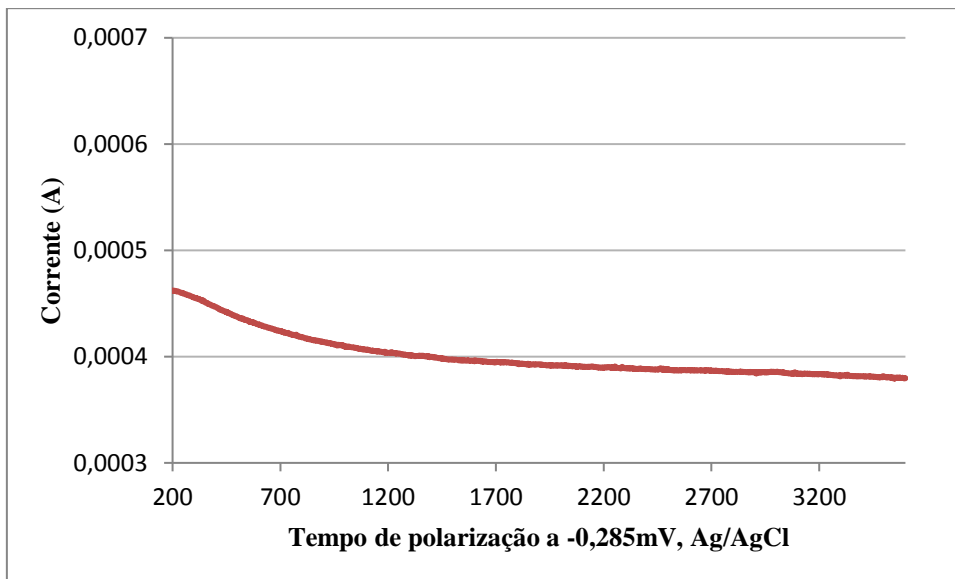
Fonte: Autora

Figura 21 – Curva potenciostática de 1000°C no potencial da ferrita



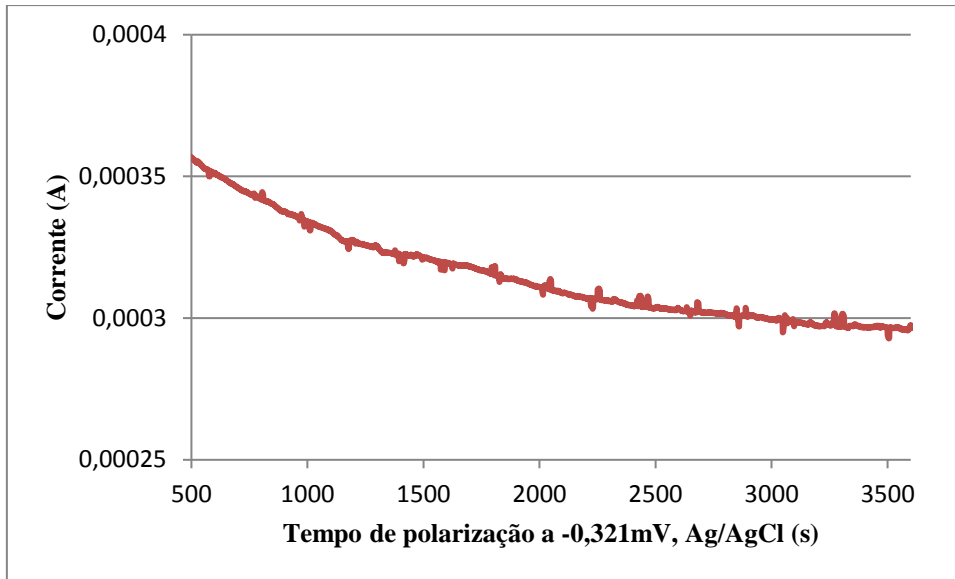
Fonte: Autora

Figura 22 – Curva potenciostática de 1000°C no potencial da austenita



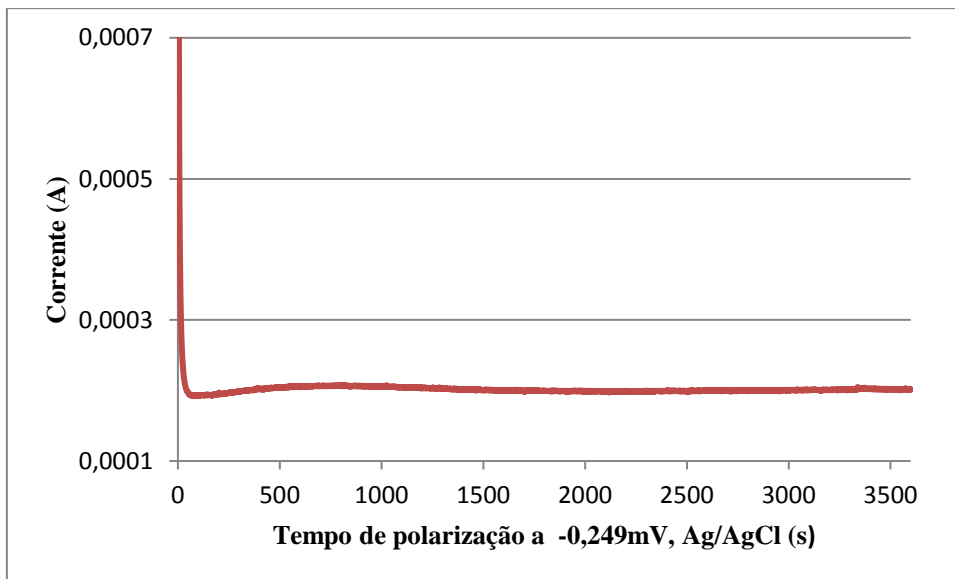
Fonte: Autora

Figura 23 – Curva potenciostática de 1100°C no potencial da ferrita



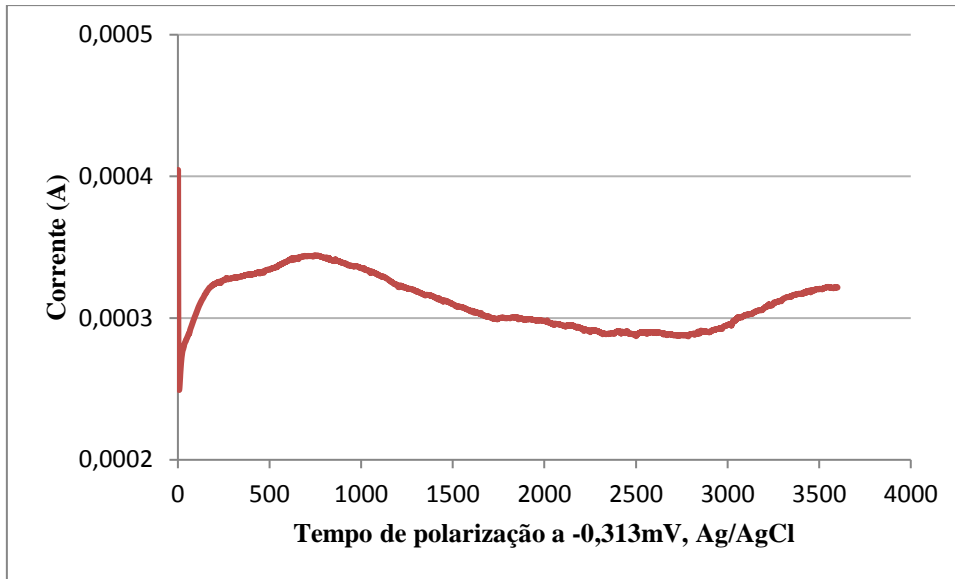
Fonte: Autora

Figura 24 – Curva potenciostática de 1100°C no potencial da austenita



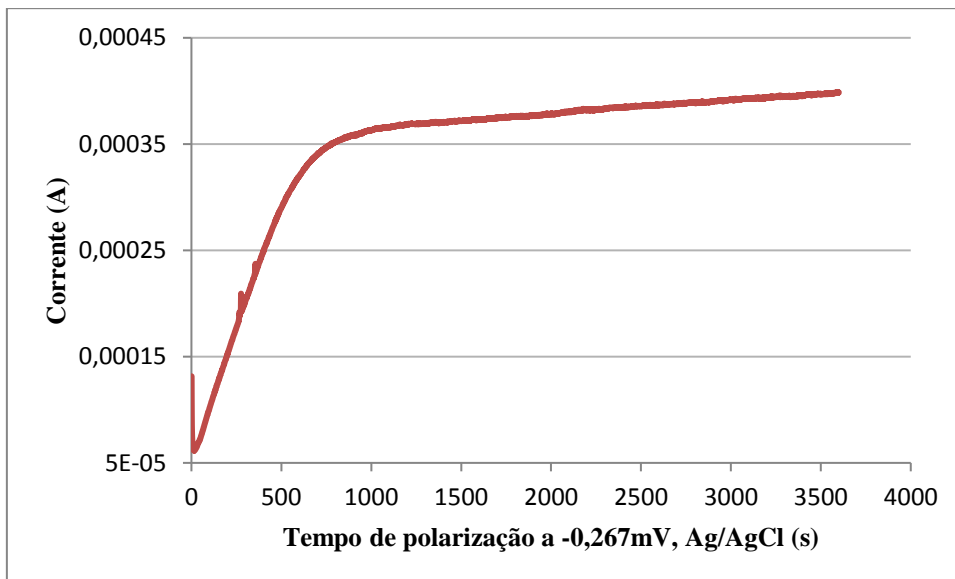
Fonte: Autora

Figura 25 – Curva potenciostática de 1200°C no potencial da ferrita



Fonte: Autora

Figura 26 – Curva potenciostática de 1200°C no potencial da austenita



Fonte: Autora

5 CONCLUSÕES

Foi possível verificar a ocorrência de dois picos de densidade de corrente em diferentes potências, indicando a corrosão seletiva das fases ferrita e aútenita através do levantamento das curvas de polarização.

Estes potenciais foram utilizados para realização do ensaio de polarização potencioestática, visando o estudo da corrosão das fases, observando a microestrutura com o microscópio eletrônico de varredura (MEV).

No MEV foi possível observar que a corrosão seletiva ocorreu de forma mais acentuada conforme a temperatura diminuiu. Somente nas amostras de 1000°C foi feito ensaio potencioestático por 3h, sendo o melhor resultado, então pode-se dizer que com maior tempo de ataque, no potencioestato, mais visível será a corrosão seletiva.

Nas amostras de 1200°C o tempo de 3600s de ensaio potencioestático não foi suficiente para observar de forma clara a corrosão seletiva de uma ou outra fase.

Esse projeto obteve bons resultados, porém não foi possível realizar a produção dos eletrodos monofásicos que haviam sido designados no objetivo, devido à microestrutura apresentar grãos bem definidos não sendo possível a entrada da resina.

REFERÊNCIAS

CHARLES, Jacques. **DUPLEX STAINLESS STEELS, A REVIEW AFTER DSS '07 held in GRADO**. 2008. 105 v.p. 155-171.

GENTIL, Vicente. **Corrosão**. 3. ed. Rio de Janeiro: LTC, 1996.

MAGNABOSCO Rodrigo. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 1995. 181 p. Tese (Doutorado em Engenharia), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 1995.

PADILHA, Angelo Fernando; PLAUT, Ronald Lesley. **Duplex Stainless Steels**. London: Iste Wiley, 2009.

PEREZ, Nestor. **Electrochemistry and Corrosion Science**. Springer Us, 2004, p. 1-5.
ROBERGE, Pierre. **Handbook of Corrosion Engineering**. McGraw Hill Education, 2000, p. 1-12

SANTOS, Daniella Caluscio dos; MAGNABOSCO, Rodrigo. **Estudo da corrosão seletiva em aço UNS S31803 (SAF 2205) em solução 1M HCl**. In: IX SEMINÁRIO BRASILEIRO DE AÇO INOXIDÁVEL, 9, 2008, São Paulo, *Anais...* 2008. p. 114-119.

SANTOS, Daniella Caluscio dos. **Estudo da formação de sigma e sua influência no potencial de pite em solução 0,6M cloreto de sódio do aço UNS S31803 envelhecido a 850 e 900°C**. 2010. 205 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Universitário da Fei, São Bernardo do Campo, 2010.

SEDRIKS, John. **Corrosion of Stainless Steels**. 2. ed. New York: Wiley-interscience, 1996.
SOLOMON, Harvey; DEVINE, Thomas Martin. **Duplex stainless steels: a tale of two phases**. Ohio: Metals Park, 1982.

STAINLESS, Tmr. **Practical guideline for the fabrication of duplex of stainless steels**. London: International Molybdenum Association, 2001.

SYMNIOTIS-BARRDAHL, **Selective corrosion of duplex stain less steels**. Stainless Steels Conference Proceedings, 1988.

WOLYNEC, Stephan. **Técnicas eletroquímicas sem corrosão**. São Paulo: USP, 2003.