

**INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO
MARANHÃO
COORDENAÇÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM JUNTAS SOLDADAS DO
AÇO ARBL COS AR COR 500**

Jhose Ariam Melo Costa

São Luís
2009

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

FICHA CATALOGRÁFICA

Costa, Jhose Ariam Melo

Avaliação da resistência à corrosão da junta soldada do aço ARBL
COS AR COR 500 / Jhose Ariam Melo Costa. – São Luís, 2009.
62f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Curso de
Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Instituto Federal de
Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão.

**INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO
MARANHÃO
COORDENAÇÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM JUNTAS SOLDADAS DO
AÇO ARBL COS AR COR 500**

Jhose Ariam Melo Costa

Dissertação apresentada ao Programa
de Pós-Graduação em Engenharia de
Materiais como requisito à obtenção do
título de MESTRE EM ENGENHARIA
DE MATERIAIS

Orientador: Pós - Dr. Silvio Rogério de Freitas Batista

Co-orientador: Dr. Kleber Mendes de Figueiredo

Agência Financiadora: FAPEMA/CAPES

São Luís

2009

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho em primeiro lugar à Deus digno de todas as honras e louvores. Aos meus pais, Samuel Martins Costa e Maria José Melo Costa; exemplos de virtude, sinceridade, humildade e perseverança que com muita dedicação, simplicidade e carinho me conduziram a esta trajetória vitoriosa. Ao meu noivo Mauro Sérgio pelo seu apoio nos momentos difíceis. Aos meus irmãos, Lya Fernanda e Samuel Filho, pelo incentivo.

JHOSE ARIAM MELO COSTA

Graduação em Física Licenciatura pela Universidade Federal do Maranhão – UFMA (2005).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

JHOSE ARIAM MELO COSTA

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS, DO INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E
TECNOLOGIA DO MARANHÃO, EM 03 DE ABRIL DE 2009.

BANCA EXAMINADORA:

SILVIO ROGÉRIO DE FREITAS BATISTA
ORIENTADOR
PPGEM/IFMA

KLEBER MENDES DE FIGUEIREDO
CO-ORIENTADOR
PPGEM/IFMA

ANTÔNIO MAIA DE OLIVEIRA
PPGEM/IFMA

JOSÉ MARIA RAMOS DOS SANTOS
DEFIS/UFMA

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar à Deus digno de todas as honras por me conceder saúde, dedicação e muita força de vontade na condução dos meus objetivos.

Aos meus pais e irmãos pelo apoio e incentivo.

Ao meu noivo Mauro Sérgio pelo incentivo e conselhos.

Ao Professor e Orientador Silvio Rogério de Freitas Batista pela orientação e ensinamentos.

Ao Professor e Co-orientador Kleber Mendes de Figueiredo pelo apoio e sugestões para este trabalho.

Ao Professor Valdemar Silva Leal pela amizade e apoio para a realização deste trabalho.

Ao PPGEM por ter concedido tempo para a conclusão deste trabalho.

À COSIPA, pela doação do material usado nesse trabalho.

À ESAB, por ter fornecido os consumíveis, e à WHITE MARTINS, pelo fornecimento dos gases, sem os quais não seria possível o desenvolvimento deste trabalho.

Ao colega de mestrado Waldemir Martins por ceder os corpos de prova para a realização desse trabalho .

Ao Professor Marcelo Moisinho do Laboratório 10/DEQUIM do IFMA por ceder a máquina policorte para corte dos corpos de prova.

Aos técnicos, Nirral e Lenilson, do Departamento de Mecânica do CEFET-MA, pelo apoio e suporte.

Ao Professor Auro Tanaka por ceder o Laboratório de Eletroquímica/ LE-DEQUIM da UNIVERSIDADE FEDERAL DO MARANHÃO – UFMA para a realização dos ensaios de corrosão.

Ao colega de mestrado Wilman Italiano pela ajuda nos ensaios de corrosão.

À Professora Regina Célia do Laboratório de Caracterização Microestrutural de Materiais / LCMM-DEFIS da UNIVERSIDADE FEDERAL DO MARANHÃO – UFMA pela realização do ensaio de microscopia ótica.

Ao professor Jean da UNIVERSIDADE ESTADUAL DO MARANHÃO – UEMA por ceder máquina policorte para corte de corpos de prova.

Ao colega, doutorando da USP, Jaldyr Varela pela participação nos ensaios de corrosão.

Ao Laboratório de Caracterização Microestrutural de Materiais / LCMM-DEFIS da UNIVERSIDADE FEDERAL DO MARANHÃO – UFMA pela realização do ensaio de microscopia ótica.

A todos os amigos do mestrado do IFMA e a todos os professores do PPGEM bem como àqueles que direta e indiretamente contribuíram na elaboração deste trabalho.

Ao IFMA por possibilitar e apoiar a execução deste trabalho.

A FAPEMA/CAPES pelo suporte financeiro.

RESUMO

A resistência à corrosão da junta soldada do aço COS AR COR 500, foi investigada através da técnica Eletroquímica de Reativação Potenciocinética de Ciclo Duplo, em solução eletrolítica 0,5M H₂SO₄ + 0,01M KSCN. O material foi estudado na condição soldado utilizando-se a técnica de soldagem de eletrodo tubular, e o processo multipasso com variação da energia de soldagem. O processo de corrosão foi analisado com base na determinação do grau de sensitização, através da razão entre as máximas densidades de correntes de reativação I_r e de ativação I_a , ou seja, I_r/I_a . Foi possível mostrar que o grau de sensitização, em solução 0,5M H₂SO₄ + 0,01M KSCN, da junta soldada pelo processo multipasso é bastante alto, caracterizando uma estrutura do tipo "ditches". O exame metalográfico das superfícies das amostras via microscopia ótica (MO), revelou que o processo de corrosão é seletivo preferencial na região do metal de solda. A corrosão seletiva preferencial no metal de solda é atribuída à presença de sítios anódicos nesta região, devido ao ciclo térmico gerado durante a soldagem, e da diferença entre as composições químicas que formam par galvânico entre os metais base e de solda. O exame metalográfico constatou também, que o aspecto do processo corrosivo é semelhante ao da corrosão por pite e se distribui quase uniformemente em pontos discretos da microestrutura.

Palavras-chave: Aço ARBL COS AR COR 500, Junta soldada, Corrosão, Microestrutura, Sensitização.

ESTIMATE OF CORROSION RESISTENCE IN WELDED JOINTS OF HSLA COS AR COR 500 STEEL

ABSTRACT

The corrosion resistance of welded joint of HSLA COS AR COR 500 steel, was investigated by the Double Loop – Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL–EPR) technique, in electrolytic solution 0.5M H₂SO₄ + 0.01M KSCN. The material was study in the welded condition to made use of tubular electrode welding technique, and of multistep process with variation from the welding energy. The corrosion process was analyzed with base in the determination of sensitization degree, by the ratio between the reactivation I_r and activation I_a current densities maxima, i. e., I_r/I_a . Was possible shows that the sensitization degree, in 0.5M H₂SO₄ + 0.01M KSCN solution, of welded joint by multistep process is enough high, characterizing a structure of “diches” type. The metallographic inspection from the specimens surfaces by optical microscopy (OM), to reveal that corrosion process is preferential selective in the region of weld metal. Preferential selective corrosion in the weld metal, is attributed the presence of anodic sites in this region, due to thermal cycle generated during the welding, and of difference between the chemical compositions, that form galvanic pair between base and weld metals. The metallographic inspection to verify also, that aspect of corrosive process is similar to that of pitting corrosion, and itself distribute almost uniformly in discreet dots of microstructure.

Key words: HSLA COS AR COR 500 steel, Welded joint, Corrosion, Microestructure, Sentization.

SUMÁRIO

	Pag.
BANCA EXAMINADORA.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO	v
ABSTRACT.....	vii
SUMÁRIO.....	ix
ÍNDICE DE TABELAS.....	xi
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xiii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xvii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVO.....	3
3 REVISÃO DA LITERATURA.....	5
3.1 Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Tubular.....	5
3.1.1 Gases de Proteção.....	6
3.1.2 Transformações Microestruturais durante a Soldagem.....	7
3.2 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL).....	8
3.3 Corrosão.....	9
3.3.1 Mecanismo da Corrosão Eletroquímica.....	10

3.3.2 Passivação de Metais.....	13
3.3.3 Corrosão em Juntas Soldadas.....	15
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
4.1 Materiais Utilizados.....	23
4.2 Parâmetros de Soldagem.....	24
4.3 Preparação das Amostras para os Testes de Corrosão.....	26
4.4 Análise Microestrutural.....	26
4.5 Testes de Corrosão.....	27
4.5.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico e de Perda de Massa.....	30
4.6 Equipamentos.....	31
4.6.1 Equipamentos Utilizados na Soldagem.....	31
4.6.2 Equipamentos Utilizados para os Testes de Corrosão.....	32
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	34
5.1 Ensaio Eletroquímico de Reativação Potenciocinética (DL- EPR).....	34
5.2 Polarização Potenciodinâmica Cíclica.....	44
5.3 Curvas de Perda de Massa.....	50
6 CONCLUSÕES.....	54
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	56
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	59

ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.
Tabela 3.1 – Espontaneidade de uma reação.....	12
Tabela 4.1 – Composição química (em % de peso) do aço ARBL COS AR COR 500.....	25
Tabela 4.2 - Composição química (em % de peso) dos eletrodos de soldagem.....	25
Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem utilizando o eletrodo tubular E81T1-W2	26
Tabela 4.4 - Parâmetros de soldagem utilizando o eletrodo tubular E80C-G ..	27
Tabela 5.1 – Valores dos parâmetros das curvas DL–EPR, obtidas em solução eletrolítica 0,5M H ₂ SO ₄ + 0,01M KSCN.....	39
Tabela 5.2 – Valores dos parâmetros das curvas DL–EPR. Solução eletrolítica 0,5M H ₂ SO ₄	45
Tabela 5.3 – Valores das medições das perdas das massas das amostras.	52

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 3.1 – Processo por eletrodo tubular (FCAW)	5
Figura 3.2 – Modelo esquemático do processo de corrosão eletroquímica	11
Figura 3.3 - Diagrama esquemático de Pourbaix para o ferro.....	12
Figura 3.4 – Representação da seção transversal de uma junta soldada: 1) Metal de Solda; 2) Zona Termicamente Afetada; 3) Metal Base	14
Figura 3.5 – Representação esquemática da evolução do mecanismo de corrosão intergranular de dissolução de precipitados: 1. Precipitação Intergranular; 2. Dissolução de Precipitados; 3. Corrosão Intergranular	16
Figura 3.6 - Corrosão seletiva em torno da fase sigma da microestrutura bruta de fusão de um aço inoxidável dúplex ASTM A890 Gr5A	20
Figura 3.7 - Corrosão seletiva em torno da fase sigma da microestrutura bruta de fusão de um aço inoxidável dúplex ASTM A890 Gr5A	22
Figura 4.1 – Diagrama da técnica DL-EPR mostrando os ciclos anódico e de reativação (reverso)	30
Figura 4.2 – Curvas DL-EPR (a) região não sensibilizada (b) região sensibilizada.....	31
Figura 4.3 - Desenho esquemático de um ensaio de perda de massa por imersão	32
Figura 4.4 - Sistema utilizado para soldagem dos corpos de prova.....	33

Figura 4.5 - Célula eletroquímica de três eletrodos	34
Figura 4.6 - Potenciostato modelo Princeton Applied Research Potenciostat /Galvanostat model 263 A	34
Figura 5.1 – Curva DL–EPR do CP 1. Energia de soldagem 0,925 KJ/mm	35
Figura 5.2 - Curva DL–EPR do CP 2. Energia de soldagem 1,008 KJ/mm	36
Figura 5.3 - Curva DL–EPR do CP 3. Energia de soldagem 0,940 KJ/mm	36
Figura 5.4 – Curva DL–EPR do CP 4. Energia de soldagem 0,940 KJ/mm	37
Figura 5.5 - Curva DL–EPR do CP 5. Energia de soldagem 1,098 KJ/mm	37
Figura 5.6 – Curva DL–EPR do CP 6. Energia de soldagem 1,098 KJ/mm	38
Figura 5.7 – Microestrutura geral das juntas soldadas.	40
Figura 5.8 – Microestrutura do metal de solda	41
Figura 5.9 – Microestrutura do metal base	42
Figura 5.10 – Curva DL–EPR do CP 1, obtida em solução 0,5M H ₂ SO ₄	43
Figura 5.11 - Curva DL–EPR do CP2, obtida em solução 0,5M H ₂ SO ₄	44
Figura 5.12 - Curva DL–EPR do CP3, obtida em solução 0,5M H ₂ SO ₄	44
Figura 5.13 – Curva DL–EPR do CP 4, obtida em solução 0,5M H ₂ SO ₄	45
Figura 5.14 – Curva potenciodinâmica da amostra CP 6	46
Figura 5.15 – Curva potenciodinâmica da amostra CP 13.1	47
Figura 5.16 – Curva potenciodinâmica da amostra CP 13.2	47

Figura 5.17 – Microestrutura geral das juntas soldadas após polarização potenciodinâmica em solução eletrolítica 1%NaCl	49
Figura 5.18 – Microestrutura do metal de solda das juntas soldadas após polarização potenciodinâmica em solução eletrolítica 1%NaCl	50
Figura 5.19 – Diagramas de perda de massa, obtidos em solução 3,5%NaCl.	51
Figura 5.20 – Microestrutura geral das amostras após os testes de imersão em solução 3,5%NaCl por 192 horas	53
Figura 5.21 – Microestrutura do metal de solda das amostras após os testes de imersão em solução 3,5%NaCl por 192 horas.....	54

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

AR COR - Alta Resistência à Corrosão
ARBL - Aço de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM - American Society for Testing and Materials
CFC - Cúbica de Faces Centradas
COS - Cosipa
CP - Corpo de Prova
i - Corrente
 I_a - Densidade de Corrente Anódica
 i_c - Densidade de Corrente Crítica
 i_p - Densidade de Corrente de Passivação
 I_r - Densidade de Corrente Reversa
DL-EPR - Double Loop - Electrochemical Potentiokinetic Reactivation
FCAW - Flux-Cored Arc Welding
 m_i - Massa Inicial
 m_f - Massa Final
MB - Metal Base
MS - Metal de Solda
MO - Microscopia Óptica
n - Número de Elétrons
F - Número de Faraday
 E_A - Potencial Anódico
 E_a - Potencial de Ativação
 E_c - Potencial Catódico
 E_{COR} - Potencial de Corrosão
 E_{PP} - Potencial de Passivação
 E_R - Potencial de Reversão
 E_T - Potencial de Transpassivação

1 INTRODUÇÃO

O grande problema em união de metais e ligas, pelo processo de soldagem por fusão, é o chamado fenômeno da sensitização. Existem atualmente na literatura [1,2,3], várias teorias que sustentam a formação de precipitados nos contornos de grãos de materiais metálicos, devido a tratamentos térmicos, tornando-os bastante susceptíveis à corrosão intergranular.

Em juntas soldadas, durante a fusão, ocorrem aquecimentos e resfriamentos cíclicos não homogêneos nas regiões adjacentes à solda. Estas variações térmicas podem fazer com que a zona termicamente afetada apresente diferenças microestruturais bastante significativas após a soldagem. Tais diferenças podem estar relacionadas, em princípio, à micro-segregação dos elementos de liga, ao tamanho de grão, à transformação de fases, e ao surgimento de novos precipitados.

O aço ARBL COS AR COR 500 é um aço estrutural com adição de elementos de liga como o Manganês (Mn), Fósforo (P), Silício (Si), Alumínio (Al), Cobre (Cu), Cromo (Cr) em sua composição química, que lhes confere combinações de melhores propriedades mecânicas, soldadura e resistência à corrosão em relação aos outros aços convencionais.

Elementos como Cu, Cr e P, proporcionam a formação de um filme de óxidos compacto e aderente à superfície, que funciona como uma barreira entre o aço e o ambiente, protegendo contra a corrosão. Esta característica tem sido o atrativo principal de sua utilização para a fabricação de estruturas de iluminação, torres de transmissão de energia e de telecomunicações, muitas vezes expostos em ambientes de grau corrosivo considerável para os aços estruturais.

Atualmente, o aço ARBL COS AR COR 500 vem sendo utilizado na fabricação de dutos com costura, para o transporte de produtos contendo substâncias altamente corrosivas (soda cáustica, petróleo enriquecido com enxofre, vapor d'água, dentre outros), e estes dutos têm apresentado vida útil bastante prolongada, mesmo quando expostos internamente a estas substâncias e externamente a ambiente salino e atmosfera úmida,

característico das regiões litorâneas, onde estes dutos são instalados. As estruturas tubulares são usadas, devido principalmente à sua grande durabilidade e o baixo custo.

Os danos causados pela corrosão de materiais são bastante significativos, e podem causar prejuízos de aspectos econômico, ambiental e segurança. Por exemplo, perda de produto devido à contaminação através de produtos de corrosão ou vazamento pelos dutos de transportes, contaminação do solo, de rios e mares devido a vazamentos por dutos industriais e rompimento dos cascos das embarcações, e sem dúvida a mais grave é a perda de vida humana conseqüente da explosão de uma caldeira, ou de um acidente terrestre, aéreo ou naval.

É bem conhecido, que a técnica mais utilizada para a união de metais e ligas é a técnica de soldagem por fusão. Portanto, diante das discussões já anteriormente reportadas, é de grande importância o estudo das juntas soldadas por fusão de metais e ligas metálicas, para ter-se maior confiabilidade na sua seleção e aplicação.

2 OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo estudar quantitativamente a resistência à corrosão localizada, de uma junta soldada, pelo processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo tubular, em um aço ARBL COS AR COR 500, através da técnica Eletroquímica de Reativação Potenciocinética de Ciclo Duplo (DL-EPR).

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Tubular

A soldagem com eletrodo tubular (FCAW) trata-se de um processo que produz a junção de materiais metálicos pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular contínuo, consumível e a peça de trabalho [4].

Segundo Joaquim [5] e Machado [6], a utilização deste processo garante boas características do arco, maior taxa de deposição e alto rendimento, melhor controle da geometria do cordão, além de diminuir o número de respingos e a possibilidade de solda em todas as posições, tendo ganho popularidade para soldagem de aços carbono e baixa liga, em chapas de espessura grossa e fina.

A proteção do arco e do cordão de solda é feita através de um fluxo de soldagem contido no interior do eletrodo, e que pode ter como suplemento um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Tal fluxo apresenta funções como desoxidar e refinar o metal de solda, adicionar elementos de liga, estabilizar o arco, dentre outros. A Figura 3.1 ilustra o processo FCAW [4].

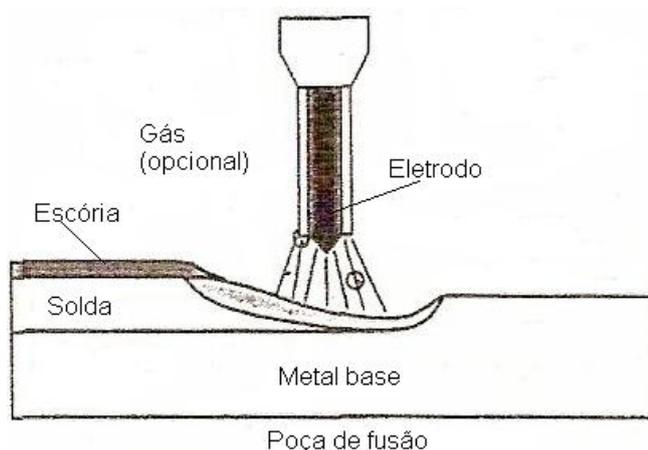


Figura 3.1 – Esquema do processo de soldagem por eletrodo tubular (FCAW) [4].

Segundo Marques et. al. [4], Joaquim [5] e Figueiredo [7], existem duas variantes no processo de soldagem por eletrodo tubular, uma delas é que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo

denominado de arame auto-protegido (innershield), ou seja, sem o uso de gases de proteção. No modo auto-protegido somente a escória e os gases produzidos pela decomposição de alguns de seus elementos protegem o metal de solda da atmosfera, em especial de O_2 e N_2 . A outra variante é a proteção complementada por um gás adicionado intencionalmente, geralmente o CO_2 , ou mistura desse gás com argônio.

A soldagem com eletrodo tubular e proteção gasosa permite: possibilidade de escorificação de impurezas; te estabilização do arco; adição de elementos de liga; obtenção de proteção eficiente com menores vazões de gás; menor quantidade de respingos; e cordões com melhor aspecto [4].

3.1.1 Gases de Proteção

Os gases de proteção desempenham um papel importante no processo de soldagem, pois eles são responsáveis por proteger contra oxidações o metal fundido.

Segundo Marques et. al. [4], esses gases podem: aumentar o desempenho e a produtividade do material; reduzir a ocorrência de defeitos (porosidade, falta de fusão, trincas e outros); influenciar no custo do processo, nas características do arco e transferência do metal, na penetração, largura e formato do cordão de solda, velocidade máxima de soldagem, como também pode surgir mordeduras no material.

No processo de soldagem por eletrodo tubular com proteção gasosa a queima e vaporização do recheio promove estabilização do arco elétrico, como também melhora as características do metal depositado. Como a quantidade de recheio é pouca, a sua queima não permite obter volume suficiente de gases para proteção geral do banho de fusão, sendo necessário fazer uso de uma proteção adicional de gás. Tal gás pode ser inerte (argônio, hélio), ativo (dióxido de carbono) ou mesmo a mistura destes [5].

No presente trabalho o processo de soldagem por eletrodo tubular foi utilizado com proteção gasosa, tendo como gases de proteção o dióxido de

carbono (CO_2) e uma mistura de Argônio (Ar) com dióxido de carbono, neste último, tal mistura propicia maior eficiência na transferência de desoxidantes que estão no fluxo do arame.

O Argônio é um gás que se caracteriza por possuir uma baixa condutividade térmica, baixo potencial de ionização (produzindo um cordão de solda mais estreito e uma penetração maior, como também ajuda a manter o arco estável e suave) e baixo potencial de oxidação. Já o CO_2 se caracteriza por permitir uma maior velocidade de soldagem e penetração, desta forma, pode-se obter boas propriedades mecânicas a partir deste gás [8].

De acordo com Machado [6], quando o dióxido de carbono é utilizado como gás de proteção, alguns fatores devem ser levados em consideração na formulação do fluxo e composição do metal envolvido: surgimento de porosidade; a sua tendência oxidante, acarretando na diminuição da tenacidade do metal de solda; e variação de carbono no metal de solda, a qual depende do carbono original do metal de base e aquele do eletrodo. Caso seu teor seja menor que cerca de 0,05% o metal de solda tende a absorver mais carbono. Entretanto, se o carbono for maior do que aproximadamente 0,10%, o carbono tende a migrar do metal de solda para o metal base.

3.1.2 Transformações Microestruturais durante a Soldagem

No processo de soldagem, a chamada ZTA ou ZAC, apesar de manter a mesma composição química do metal base, sofre mudanças na sua microestrutura.

A ZTA é a região não fundida do metal de base que tem uma microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem.

A microestrutura e a largura da ZTA sofrem influência da temperatura máxima, isto é, a temperatura de pico, diminui com a distância ao centro da solda até a chamada temperatura crítica, ou seja, a temperatura mínima necessária para ocorrer alterações microestruturais.

A ZTA é a região mais crítica de uma junta soldada, devido ao crescimento de grãos, que deve ser o mínimo possível, pois se for muito grande ocorrerá redução da resistência mecânica e tenacidade do material. Além disso, a presença de martensita e de precipitados devem ser evitados, pois estes contribuem para fragilização da ZTA [9].

Pode surgir na junta soldada, em especial, na ZTA, vários tipos de processos corrosivos que podem contribuir para a degradação da junta como, por exemplo, corrosão sob tensão devido às tensões residuais. Além disso, pode ocorrer variações microestruturais tanto na ZTA quanto no metal de solda. Tais variações podem estar relacionadas com o aporte de calor e com o processo de soldagem utilizado, sendo que o metal de solda também pode sofrer influência dos metais de adição. Geralmente, a ZTA é mais susceptível à corrosão do que o metal de solda.

3.2 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

O termo baixa liga refere-se ao baixo teor de carbono e às baixas porcentagens de elementos de liga. Tais aços possuem baixos teores de liga com altos limites de resistência das ligas.

Os aços ARBL apresentam micro-adições de elementos de liga como o nióbio, titânio e/ou vanádio e associados com tratamentos termomecânicos possuem microestrutura com grãos finos. Eles se caracterizam por serem mais resistentes e tenazes, dúcteis, conformáveis e soldáveis [10].

O limite de escoamento mínimo do aço ARBL é da ordem de 294 MPa (30 kgf/mm²) e, elementos de liga como manganês, níquel, cromo, fósforo, molibdênio e cobre melhoram o refinamento da microestrutura proporcionando um aumento da resistência mecânica desse tipo de aço.

Segundo o CIMM [10], a composição química de um aço ARBL varia de um produto para outro. Um aço típico possui normalmente menos que 0,15% de carbono, 1,65% de manganês e baixos níveis de fósforo (abaixo de 0,035%), enxofre e outros elementos. O baixo teor de carbono garante boa

conformação e soldabilidade, sendo que a resistência destes aços é aumentada pela adição de pequenas quantidades de elementos de liga.

O COS AR COR é uma marca comercial bastante conhecida no Brasil. A palavra COS vem da palavra Cosipa, e AR COR de alta resistência à corrosão [11].

De acordo com a COSIPA [11], esse tipo de aço apresenta pequenos teores de elementos de liga como cobre, cromo e fósforo que propiciam a formação de uma película de óxidos (pátina) compacta e aderente em sua superfície. Esta última funciona como uma espécie de barreira entre o aço e o meio corrosivo protegendo assim o material contra a corrosão.

3.3 Corrosão

A corrosão é um fenômeno que pode ocorrer nos metais e suas ligas e nos materiais não-metálicos, como os polímeros e as cerâmicas. Por exemplo, a corrosão do ferro no ar e/ou na água, dos plásticos em solventes orgânicos, dos vidros em ácido fluorídrico, da madeira soterrada e/ou submersa.

Existem na literatura várias teorias para definir a corrosão. Entretanto, a mais geral é: A corrosão é a degradação do material devido à interação química ou eletroquímica do material com o meio resultando em produto de corrosão mais energia.

Conforme já reportado anteriormente, muitos dos problemas tecnológicos atuais estão relacionados à corrosão e ocorrem com bastante frequência, de uma forma geral, na indústria, nos meios de comunicação, na medicina, e em várias outras atividades, podendo causar danos de diversos aspectos como econômico, ambiental e segurança.

Segundo Gentil [12], as perdas econômicas com corrosão atingem os mais diversos setores de forma direta e/ou indireta. Por exemplo, de forma direta: substituição de peças ou equipamentos que sofreram um processo corrosivo; manutenção e custos de processos de proteção como pinturas e recobrimentos, etc.; de forma indireta: contaminação pelos produtos de

corrosão, perda de produto (óleo, soluções, gás e outros); paralisações acidentais, e limpeza de trocadores de calor ou caldeiras.

A corrosão em materiais metálicos pode assumir duas formas gerais bastantes diferentes: a corrosão eletroquímica, e a corrosão química, resultante da ação direta do agente agressivo sobre o metal [13].

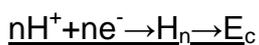
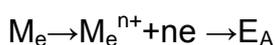
Os processos de corrosão eletroquímica, segundo Pimenta [14], são mais freqüentes na natureza e se caracterizam por: necessariamente na presença de um eletrólito, a formação de uma pilha ou célula de corrosão, com a movimentação de elétrons na superfície metálica. Já os processos de corrosão química são menos freqüentes na natureza, envolvendo operações onde as temperaturas são elevadas. Tais processos se caracterizam por: ausência de água líquida; e interação direta entre o metal e o meio corrosivo.

3.3.1 Mecanismo da Corrosão Eletroquímica

A maioria dos casos de corrosão metálica em meio aquoso, é entendido pela teoria eletroquímica da corrosão. Nesta teoria, são envolvidas reações de transferência de carga que ocorrem na interface metal/solução. Por exemplo, em solução ácida, a corrosão de um metal envolve as reações parciais anódica de dissolução do metal e catódica de evolução de hidrogênio na solução, como mostra as equações 3.1 e 3.2 [15].



A soma destas duas equações parciais 3.1 e 3.2, resulta na reação global de transferência de carga (3.3).



E_A , E_c e E_{rg} , são respectivamente os potenciais anódico, catódico e da reação global.

A Figura 3.2 mostra um modelo esquemático do processo de corrosão eletroquímica [15]. Neste modelo, os elétrons (e^-) produzidos no processo anódico, são consumidos pelos íons de hidrogênio (H^+) no processo catódico resultando na evolução do hidrogênio gasoso (H_2). Os íons metálicos (M_e^{n+}) produzidos também no processo anódico, são consumidos pelos íons de oxigênio (O^{2-}) da água, para a formação de óxido metálico. Portanto, em corrosão eletroquímica, o processo anódico é caracterizado pela dissolução do metal com produção de elétrons que ficam no próprio metal e de íons metálicos para a solução, e o processo catódico é caracterizado pelo consumo de elétrons. Desta forma, é possível concluir que o mecanismo da corrosão eletroquímica é caracterizado pela existência de dois processos distintos, um anódico e outro catódico [15].

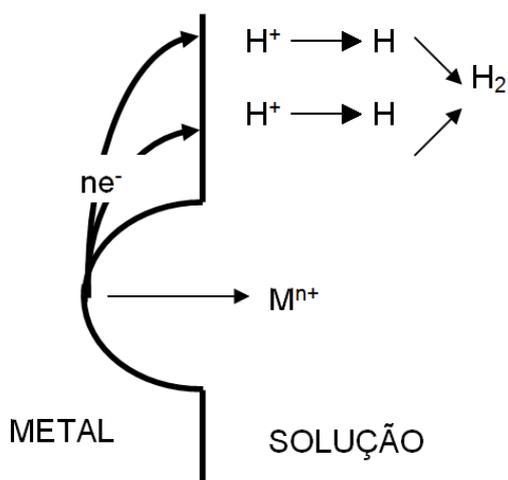


Figura 3.2 – Modelo esquemático do processo de corrosão eletroquímica [15].

A tendência à corrosão ou espontaneidade das reações é controlada pelas leis da termodinâmica segundo a equação 3.4 da variação da energia livre de Gibbs.

$$\Delta G = - nFE \quad (3.4)$$

ΔG é a variação da energia livre de Gibbs, n é o número de elétrons envolvidos na reação, F é o número de Faraday e E é o potencial da reação. A Tabela 3.1 mostra a espontaneidade ou não de uma reação [15].

Tabela 3.1 – Espontaneidade de uma reação [15].

ΔG	E	Espontaneidade
< 0	> 0	Reação espontânea
> 0	< 0	Reação não espontânea
$= 0$	$= 0$	Reação em equilíbrio

O comportamento termodinâmico de metais em meio aquoso é estudado através dos diagramas de Pourbaix (potencial-pH). Estes diagramas mostram as regiões onde o metal é imune à corrosão, onde o metal sofre corrosão e onde o metal sofre passivação. Por exemplo, no diagrama de Pourbaix para o ferro, a região onde o íon (Fe^{2+}) é a espécie estável, representa a região onde ocorre a corrosão do ferro, a região onde o óxido (Fe_2O_3) é estável, representa a região onde ocorre passivação do ferro, e a região onde o metal (Fe) é estável, representa a região onde o ferro é imune à corrosão. A Figura 3.3 mostra um diagrama esquemático de Pourbaix para o ferro [16].

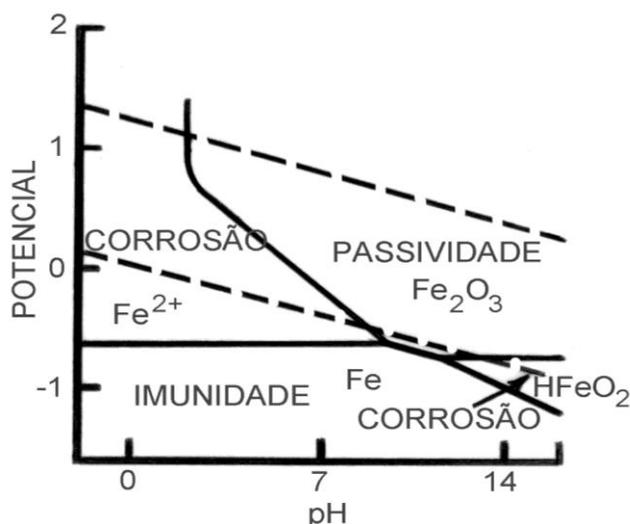


Figura 3.3 - Diagrama esquemático de Pourbaix para o ferro [16].

3.3.2 Passivação de Metais

Um metal é passivo ou está passivado quando ele apresenta em sua superfície uma camada protetora fina de óxido ou hidróxido da ordem de 2nm a 3nm. Esta camada é chamada de filme passivo e separa o metal do ambiente corrosivo (eletrólito). Evitando desta forma, a corrosão do metal base ou tornando-a muito lenta [17].

Como consequência da presença do filme passivo sobre a superfície metálica, a dissolução passiva ocorre a um determinado potencial, característico do metal base, e é mais lenta do que a dissolução ativa. A dissolução passiva depende das propriedades do filme passivo, especificamente da sua solubilidade no eletrólito [15]. Segundo Gemelli [17], durante o processo de passivação (transição do estado ativo para o estado passivo), ocorre redução da velocidade de corrosão.

Em alguns casos, a velocidade de corrosão atinge valores tão pequenos, que pode ser considerado desprezível. Ligas de alumínio, de titânio, dentre outros, por exemplo, apresentam como produto de corrosão filme de óxido que possui propriedades protetoras e aderente à superfície do metal [15].

Para que a passivação seja estabelecida no metal base, o filme passivo deve apresentar as seguintes propriedades: baixa condutividade iônica (o que acelera a passivação e dificulta a difusão de cátions metálicos para o ambiente

e de ânions para o metal); boa condutividade eletrônica (reduz a diferença de potencial através do filme); baixa solubilidade no eletrólito e lenta dissolução; estabilidade sobre uma ampla faixa de potencial; e boa resistência mecânica e aderência ao metal [15].

Ao contrário dos metais passivos, os ativos estão em parte ou totalmente em contato direto com a solução. Além disso, a densidade de corrente dos metais ativos aumenta continuamente com o aumento do potencial. Já os metais passivos, apresentam densidades de corrente constante em todo o trecho da região passiva do metal [17].

A curva de polarização de um metal passivo apresenta três estágios de potencial: ativo, passivo e transpassivo [17], conforme a Figura 3.4.

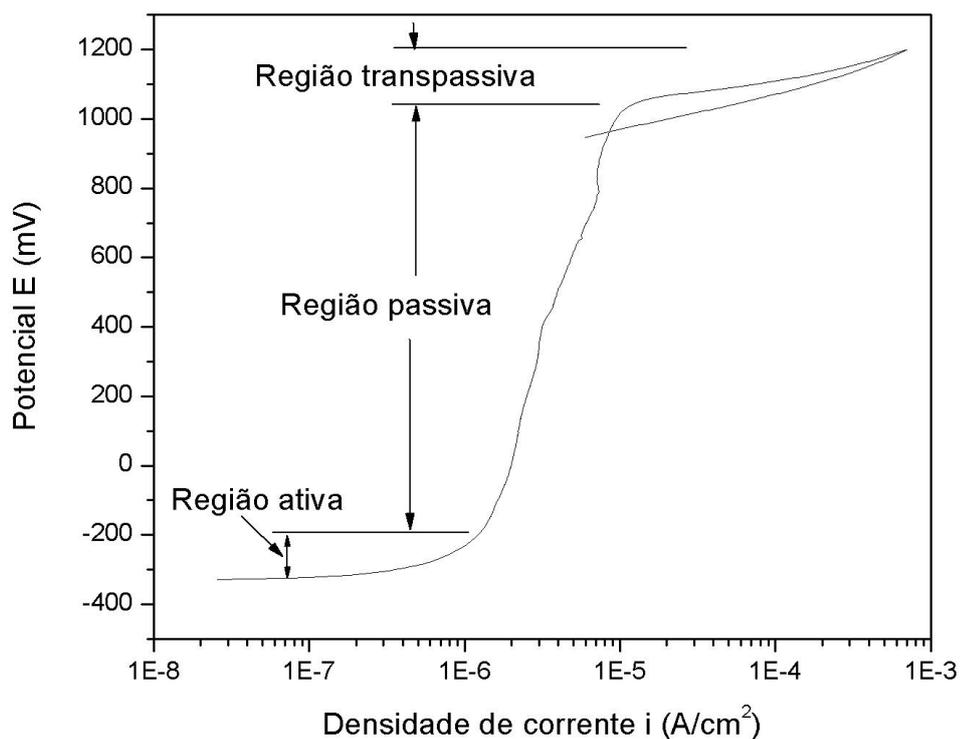


Figura 3.4 – Estágios de potencial de uma curva de polarização [15].

Em alguns meios corrosivos, certos metais e ligas ativos são capazes de passivar durante a varredura anódica, em um potencial específico chamado de potencial de passivação anódica. A partir de um dado valor de potencial, a densidade de corrente diminui de forma brusca para alguns $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ e se

mantém constante caracterizando assim, a passivação do metal base. O patamar da densidade de corrente é chamado de patamar de passivação, o qual se estende até valores de potenciais mais elevados, quando atinge então, o chamado de potencial de transpassivação, caracterizado pelo aumento brusco da densidade de corrente [17].

A transpassivação permite verificar até onde o material pode resistir a um determinado ambiente sem que se desenvolva qualquer processo de dissolução do metal.

Segundo Song [18], a transpassivação é sempre acompanhada por um aumento da densidade de corrente anódica. Na maioria dos casos, o aumento da corrente anódica com o aumento do potencial do eletrodo é considerado como um indicador do início da transpassivação. Tal fenômeno está intimamente associado com as características do metal e da solução.

A transpassivação pode ocorrer devido a três motivos distintos:

1) Devido a um processo corrosivo qualquer (corrosão por pite, dissolução seletiva, etc.);

2) Dissolução do filme passivo, que pode ocorrer se for utilizado uma solução ácida, como por exemplo, ácido sulfúrico;

3) Evolução de oxigênio, devido à decomposição da água. Neste caso, tem-se ausência de processo corrosivo e dissolução do filme passivo, e o metal fica intacto. O material é mais resistente (mais catódico) que a solução, e a degradação ocorre na solução devido a potenciais superiores ao potencial de evolução do oxigênio, em torno de 1200mV.

3.3.3 Corrosão em Juntas Soldadas

A soldagem por fusão é a técnica de junção mais usada na fabricação de equipamentos e estruturas. Entretanto, esta técnica de soldagem é responsável durante a fusão pelos aquecimentos e resfriamentos cíclicos e não homogêneos nas regiões próximas à solda. Desta forma, tanto a região de solda como a ZTA, podem apresentar diferenças significativas em sua

microestrutura após a soldagem do material. Tais diferenças estão relacionadas à composição química, à microsegregação de elementos de liga, ao tamanho de grão, à transformação de fases e ao aparecimento de novos precipitados [19]. A Figura 3.4 ilustra esquematicamente a seção transversal de uma junta soldada com a evolução do seu ciclo térmico, em função da distância ao centro do cordão de solda.

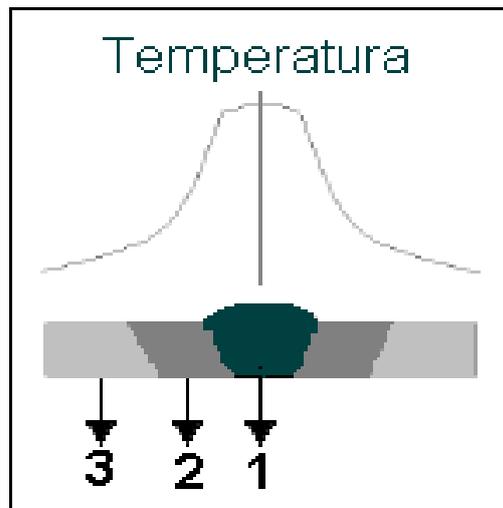


Figura 3.5 – Representação da seção transversal de uma junta soldada:
1) Metal de Solda; 2) Zona Termicamente Afetada; 3) Metal Base [19].

Segundo Fedele [19], a região da junta soldada pode apresentar além da diversidade microestrutural, uma distribuição heterogênea de tensões residuais.

Estas tensões podem ter origem térmica ou mecânica. O primeiro caso, tensões térmicas, está relacionado ao efeito da variação de volume do metal (dilatação–contração) durante o processo de soldagem. Além disso, estas tensões térmicas, podem também resultar da formação de fases que promovem o aumento ou a diminuição de volume localizado na microestrutura do material. Já as tensões de origem mecânica, resultam de uma causa geométrica, sendo provenientes da restrição externa às distorções da junta soldada [19]. Portanto, a diversidade das transformações microestruturais que ocorrem durante a soldagem, diminui significativamente a resistência à

corrosão das juntas soldadas, tornando-as susceptíveis a vários ataques corrosivos. Por exemplo, preferencialmente, ataque intergranular, devido a precipitação de carbonetos e/ou nitretos; galvânico, devido as diferenças das composições químicas; e ataque seletivo, em torno dos precipitados.

A diferença microestrutural de grãos aumenta a quantidade de regiões de mais baixa energia (contornos de grãos). Além disso, a diferença de composição e a formação de precipitados favorecem o surgimento de zonas catódicas e anódicas na microestrutura.

O que caracteriza a sensitização de um metal ou liga, é a formação de precipitados (carbonetos e/ou nitretos) e/ou de fases secundárias diferentes da solução sólida inicial na microestrutura. Este fenômeno ocorre mais seletivamente nas regiões dos contornos dos grãos, devido as heterogeneidades causadas pelos desarranjos atômicos nestas regiões. Entretanto, este fenômeno pode também ocorrer no interior do próprio grão. Geralmente, as regiões adjacentes a estes precipitados apresentam potencial eletroquímico (anódico) diferente do restante da microestrutura (catódico). E como consequência, o ataque corrosivo ocorre preferencialmente em torno dos precipitados mais nobres em relação às suas adjacências, segundo Batista e Kuri [20].

O grau de sensitização de um aço, numa isoterma em determinado tempo, depende bastante do teor de carbono do aço. Valores acima de 0,1%C aumenta bastante a susceptibilidade à sensitização, mesmo em temperaturas relativamente baixas, em torno de 600°C. E, é bem conhecido que durante o processo de soldagem, o metal de solda pode atingir valores de temperaturas acima de 1650°C.

3.3.3.1 Corrosão Intergranular

A corrosão intergranular é a forma mais comum de corrosão localizada que ocorre em juntas soldadas, preferencialmente, na região da interface entre o cordão de solda e metal base, a chamada ZTA.

O processo de corrosão intergranular ocorre devido ao empobrecimento de elementos (Cr, Mo, Si, P, dentre outros) que proporcionam resistência à corrosão da liga, causado pela precipitação de carbonetos e/ou nitretos nos contornos de grãos. Estes precipitados são geralmente mais nobres que a matriz e suas adjacências, e atuam como catôdo, tornando a região adjacente mais anódica e susceptível à corrosão intergranular.

Segundo Pimenta [14], a corrosão intergranular ocorre quando existe um caminho preferencial para a corrosão na região dos contornos de grãos devido a presença de células de ação local nas vizinhanças dos contornos dos grãos. O ataque inicia nos contornos e cresce para dentro dos grãos. Nesse tipo de corrosão localizada, segundo Fedele [19, 21], a dissolução do metal ocorre devido a perda da força de coesão entre os grãos, causando diminuição nos valores das propriedades mecânica do material, como alongamento e resistência à tração, mesmo que apenas um pequeno volume desse material tenha sofrido dissolução.

As observações experimentais dos mecanismos de corrosão intergranular, deram origem a várias teorias que os correlacionam com a formação de precipitados nos contornos de grãos. Para Fedele [21], em juntas soldadas a corrosão intergranular pode ocorrer devido três mecanismos: 1) Dissolução de precipitados; (2) Microsegregação de fósforo; (3) Sensitização.

1) Dissolução de precipitados.

A dissolução de precipitados pode ocorrer devido à precipitação de fases secundárias, favorecidos pelos ciclos térmicos de soldagem nas regiões dos contornos de grãos da ZTA. Tais precipitações podem também, em alguns casos, exercer uma forte influência na resistência à corrosão dos componentes soldados. A Figura 3.5 mostra a evolução da corrosão intergranular devido à dissolução de precipitados [21].

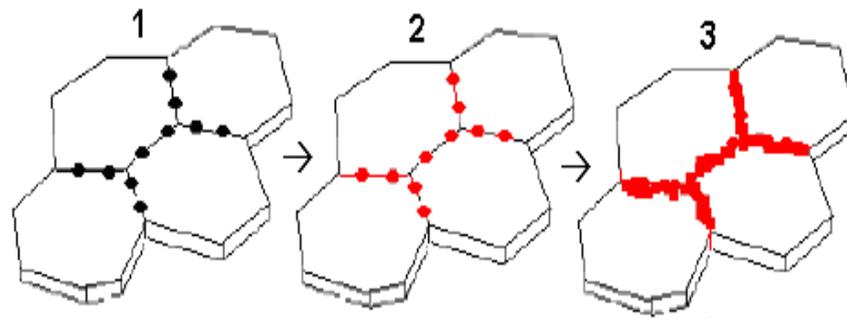


Figura 3.6 – Representação esquemática da evolução do mecanismo de corrosão intergranular de dissolução de precipitados: 1. Precipitação Intergranular; 2. Dissolução de Precipitados; 3. Corrosão Intergranular [21].

Quando fases secundárias apresentam comportamento anódico em relação à matriz metálica, ou então ativo, em relação ao meio corrosivo, estas fases podem favorecer o ataque nos contornos dos grãos da ZTA. Tal processo corrosivo ocorre devido a fenômenos de corrosão superficial e de micro corrosão galvânica dos precipitados, onde este último é ativado pela formação de um par galvânico anôdo–catôdo (precipitado - centro do grão).

Segundo Fedele [21], o que caracteriza a dissolução dos precipitados é a absorção de íons metálicos, que deixam a superfície das fases secundárias, pelo eletrólito. Neste caso, a corrosão intergranular está associada à degradação das próprias fases secundárias formadas nos contornos de grãos.

Como consequência da dissolução de fases secundárias pode ocorrer a fragilização das regiões intergranulares da ZTA, devido a perda de volume nestas regiões, tornando-as pontos de concentrações mecânicas que levam ao colapso a junta soldada.

2) Microsegregação de fósforo.

Independentemente da formação de fases secundárias algumas ligas metálicas podem apresentar em sua microestrutura corrosão intergranular. De uma forma geral, estas ligas possuem reticulados cristalinos do tipo CFC e composições químicas ricas em fósforo.

Em estruturas cristalinas do tipo CFC, a solubilização do fósforo é bastante reduzida. Dessa forma, os primeiros núcleos sólidos formados durante a solidificação de um material metálico, possuem baixos teores de fósforo. Entretanto, à medida que estes sólidos crescem, suas camadas externas tendem a ter altos teores de fósforo. Assim, os contornos dos grãos em algumas situações, chegam a apresentar teores de fósforo até cem vezes maiores do que as regiões centrais dos grãos.

A microsegregação ocorre no final da solidificação do material metálico, onde quantidades significativas de fósforo podem permanecer nas regiões intergranulares do metal para formar um filme contínuo. Nesta teoria, o que provoca a susceptibilidade à corrosão intergranular nas ligas metálicas é o gradiente de concentração de fósforo formado entre o centro e a periferia dos grãos. Isto é devido o filme contínuo de fósforo tender a apresentar um comportamento anódico em relação aos grãos, podendo eventualmente ativar o mecanismo de micro corrosão galvânica.

3) Sensitização.

A sensitização é um dos grandes problemas em metais unidos por solda. Trata-se de um fenômeno causado pela grande variação de temperatura por longos períodos que pode gerar zonas de diferentes microestruturas e composição química, tornando a região soldada bastante susceptível a vários tipos de corrosão localizada.

Em algumas situações, a sensitização não é observada, embora ocorra precipitação de novas fases nos contornos de grão da ZTA. Isto ocorre devido os elevados teores de elementos passivadores (cromo, molibdênio, dentre outros) presentes na liga. Este mecanismo promove o empobrecimento das regiões adjacentes às fases secundárias formadas e não à degradação delas como o que ocorre no mecanismo de dissolução de precipitados.

3.3.3.2 Corrosão Galvânica

Os metais podem apresentar uma diferença de potencial quando imersos em uma solução corrosiva ou condutora. Quando a diferença de potencial entre metais (colocados em contato eletricamente) for grande o suficiente para produzir um fluxo de corrente, o metal menos resistente será corroído. Assim, o metal mais resistente será o cátodo e o menos resistente o ânodo. Este par cátodo-ânodo caracteriza corrosão do tipo galvânica, também chamada de corrosão bimetálica [22].

Uma situação que pode resultar em corrosão numa junta soldada é quando a área do cátodo é muito maior que a área do ânodo. Uma diferença significativamente grande entre as áreas catódica e anódica, pode favorecer um ataque corrosivo mais intenso, devido a mais alta densidade de corrente na área anódica [22].

Pode-se então concluir que os potenciais eletroquímicos de corrosão de dois materiais, as áreas superficiais de contato com o eletrólito, a condutividade do eletrólito, e as reações catódicas e anódicas e suas cinéticas nas superfícies dos metais mais positivos e mais negativos, são parâmetros importantes no mecanismo de dissolução galvânica.

No caso específico de juntas soldadas, o ataque galvânico pode ocorrer entre duas das três regiões da junta, isto é, entre o metal base e o metal de solda, entre o metal base e ZTA e entre o metal de solda e ZTA, e também dentro de uma das três regiões isoladas devido às diferenças químicas e/ou microestruturais causadas pelo ciclo térmico durante a soldagem. Qual dos casos ocorrerá, vai depender do comportamento eletroquímico das três regiões dentro do eletrólito.

3.3.3.3 Corrosão Seletiva

A corrosão seletiva é um processo que também se desenvolve em juntas soldadas, uma vez que seleciona regiões preferenciais de ataque nas interfaces entre o metal base e o metal de solda, e nas interfaces entre os grãos. É um processo corrosivo que envolve a remoção seletiva, ou então, a

corrosão de um dos elementos de liga sem promover o surgimento de pites ou trincas visíveis no material.

Quando um elemento é removido de forma seletiva diz-se que ele é eletroquimicamente mais ativo em relação à matriz. Nesse tipo de corrosão a região externa do material aparenta estar intacta, porém, observa-se que o metal muda de coloração e tem suas propriedades mecânicas perdidas. Em outras palavras, o metal apresenta-se frágil e com um baixo limite de resistência à tração [22]. A Figura 3.6 mostra a corrosão seletiva em torno da fase sigma da microestrutura de um aço inoxidável dúplex ASTM A890 Gr5A [20]. No caso das juntas soldadas o fenômeno da corrosão seletiva pode ocorrer preferencialmente nos contornos de grãos da ZTA.

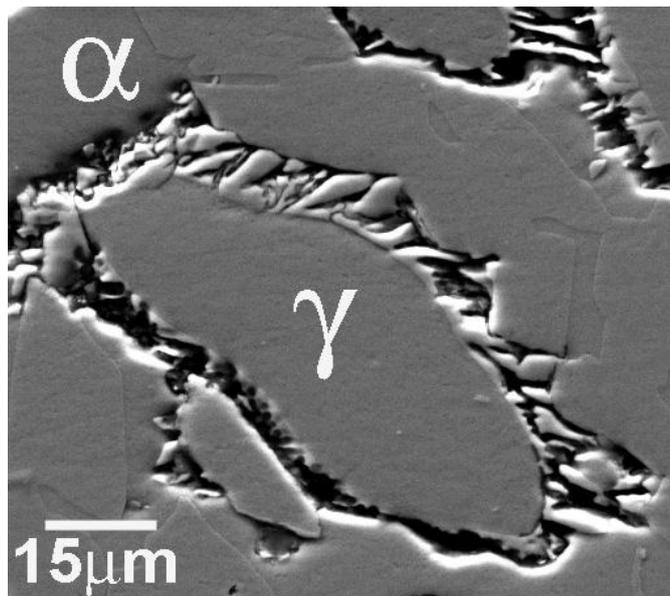


Figura 3.7 - Corrosão seletiva em torno da fase sigma da microestrutura bruta de fusão de um aço inoxidável dúplex ASTM A890 Gr5A [20].

3.3.3.4 Corrosão Puntiforme ou por Pites (Pitting)

O pite é uma forma de ataque extremamente localizado que resulta em buracos no metal. Esses buracos internamente podem atingir tamanhos

grandes ou pequenos em diâmetro, mas na maioria dos casos eles são relativamente pequenos, da ordem de poucos micrômetros. Os pites podem se apresentarem algumas vezes isolados ou tão unidos que a superfície do material exibe uma aparência rugosa e áspera. O pite é uma das mais destrutivas e perigosas formas de corrosão. Detectar esse processo corrosivo é bastante difícil devido seu pequeno tamanho [22].

Os pites geralmente ocorrem sobre superfícies metálicas imersas em soluções ou solos. As cavidades dos pites podem ou não ser preenchidas com os produtos de corrosão, ou estes produtos podem se formar sobre as cavidades dos pites na forma de nódulos ou tubérculos [23].

A morfologia dos pites varia muito. Eles normalmente apresentam-se nas formas de pires, cônica ou hemisférica. Diferentemente do mecanismo de algumas outras formas de corrosão, na nucleação e no crescimento de pites as regiões atacadas são determinadas pelas características microscópicas ou submicroscópicas, sobre a película passiva que cobre a superfície metálica [23].

De uma forma geral, todos estes mecanismos de corrosão em juntas soldadas, são bastante difíceis de serem observados, pois, na maioria dos casos vezes só são detectados por microscopia ou quando da ruptura do material. Portanto, é de grande importância um estudo mais aprofundado e específico sobre corrosão em juntas soldadas.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais Utilizados

No presente trabalho utilizou-se para estudo o aço ARBL COS AR COR 500 (ASTM A588 Gr CG), fornecido pela COSIPA, na forma de chapa com dimensões de 100mmx190mmx12,7mm (comprimento x largura x espessura). A composição química nominal dos elementos constituintes deste aço, em porcentagem de peso, é mostrada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química (em % de peso) do aço ARBL COS AR COR 500.

C	Mn	P	S	Si	Al	Cu	Cr	Nb+V+Ti
0.18	1.50	0.03	0.02	0.50	0.02	0.20/0.50	0.40/0.70	0.15

$$C_{eq.} = C + Mn/6 = 0.45$$

As chapas foram soldadas em múltiplos passos por simples deposição plana, utilizando-se a técnica de soldagem ao arco elétrico com eletrodo tubular e proteção gasosa. Nesta técnica, foram utilizados arames tubulares com diâmetros de 1,6mm, dos tipos E81T1- W2, tendo como gás de proteção 100%CO₂ (dióxido de carbono), e o E80C-G, tendo como gás de proteção uma mistura de gases (75%Ar + 25%CO₂), ambos a uma vazão de 21L/min. Os arames foram fornecidos pela ESAB e os gases de proteção pela White Martins. A composição química dos elementos constituintes do eletrodo de soldagem é mostrada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição química (em % de peso) dos eletrodos de soldagem

Eletrodo de Soldagem	Composição Química					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
E 81T1-W2	0,06	0,5	1	0,6	0,75	0,6
E 80C-G	0,03	0,55	1,1	0,5	0,45	0,55

4.2 Parâmetros de Soldagem

Para a definição dos parâmetros de soldagem (velocidade, tensão, corrente, etc.) foram realizados vários testes de simples deposição em chapas de aço COS AR COR 500. Este procedimento é necessário para a obtenção de juntas soldadas livres de descontinuidades, e de cordões de solda com boas dimensões e acabamentos (homogeneidade do cordão, quantidade de respingos e forma da escória), de tal forma que se adaptem ao passo de raiz.

A corrente, a tensão e a velocidade de soldagem foram monitoradas utilizando-se um equipamento para a aquisição de dados da marca STRUNK MERSSAMATIK e modelo H5/2, conectado ao equipamento de soldagem. Todo o sistema foi monitorado através de sensores instalados na fonte de soldagem, no alimentador de arame e no carrinho de avanço de soldagem.

Os parâmetros de soldagem selecionados para os eletrodos de soldagem dos tipos E81T1-W2 e E80C-G, são mostrados respectivamente nas Tabelas 4.3 e 4.4.

Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem utilizando o eletrodo tubular E81T1-W2

Corpo de prova	Passo	Tpa (°C)	Tip(°C)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Tensão (V)	Corrente (A)	Energia de soldagem (KJ/mm)
Soldagem sem pré-aquecimento							
CP 1	1	-	140	580	27	204	0,57
	2			450	27	208	0,75
	3			350	27	212	0,98
	4			250	27	216	1,4
CP 2	1	-	140	580	27	204	0,57
	2			420	27	208	0,8
	3			320	27	212	1,07
	4			220	27	216	1,59
Soldagem com pré-aquecimento							
CP 3	1	75	140	580	27	224	0,63
	2			480	27	228	0,77
	3			380	27	232	0,99
	4			280	27	236	1,37
CP 4	1	125	140	580	27	224	0,63
	2			480	27	228	0,77
	3			380	27	232	0,99
	4			280	27	236	1,37

Tpa: Temperatura de pré-aquecimento e Tip: Temperatura de inter-passo.

Tabela 4.4 - Parâmetros de soldagem utilizando o eletrodo tubular E80C-G

Corpo de Prova	Passo	T _{pa} (°C)	T _{ip} (°C)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Tensão (V)	Corrente (A)	Energia de Soldagem (KJ/mm)
Soldagem com pré-aquecimento							
CP 5	1	30	80	580	27	262	0,73
	2			480	27	268	0,9
	3			380	27	272	1,16
	4			280	27	276	1,6
CP 6	1	75	80	580	26	262	0,73
	2			480	27	268	0,9
	3			380	26	272	1,16
	4			280	27	276	1,6

T_{pa}: Temperatura de pré-aquecimento e T_{ip}: Temperatura de inter-passo.

4.3 Preparação das Amostras para os Testes de Corrosão

As amostras foram preparadas de acordo com as normas ASTM G 5 [24] e ASTM G 61 [25]. Após a soldagem, as chapas foram cortadas no sentido transversal do cordão de solda, através de serra mecânica. Prosseguindo, os corpos de prova foram novamente cortados por meio de máquina poli-corte para a retirada de amostras com dimensões de 5mm.

Posteriormente, as amostras foram embutidas em resina poliéster, com a superfície que fica em contato com a solução eletrolítica medindo 1cm². Em seguida, foram lixadas até a grama 1200 e polidas com suspensão de alumina 1µm de acordo com a norma ASTM E 3 [26].

4.4 Análise Microestrutural

Após os testes de corrosão, as amostras foram atacadas por imersão com os reagentes nital a 5% como pré-ataque e metabissulfito de potássio [K₂S₂O₅ (10g) + água destilada H₂O (100mL)] como ataque final, de acordo com a norma ASTM E 407 [27] e Behara e Shpigler [28], para revelar as microestruturas das regiões da junta soldada (MB, ZTA e MS).

A técnica de microscopia óptica (MO) foi utilizada para analisar microestruturalmente as amostras antes e depois dos testes de corrosão.

Através desta técnica é possível verificar fases, precipitados, morfologia e homogeneidade dos grãos na microestrutura, e também o aspecto do processo corrosivo. Nesta técnica foi utilizado um microscópio ótico OLYMPUS, modelo BX51 TRF com luz polarizada e aumentos de até 1000X. As fotomicrografias foram obtidas através de um sistema de aquisição de imagem For Windows Olympus PM C35DX, vinculado ao software “Image-Pro Plus” versão 4.5. Este sistema está disponível no Laboratório de Caracterização Microestrutural do Departamento de Física da UFMA.

4.5 Testes de Corrosão

A técnica Eletroquímica de Reativação Potenciocinética de Ciclo Duplo, do inglês Double Loop – Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR), foi utilizada para avaliar quantitativamente o grau de sensitização das amostras, o qual está relacionado com a susceptibilidade à corrosão intergranular, segundo a norma ASTM G 108 [29]. Embora esta norma seja designada para aços austeníticos, ela pode também, ser utilizada para outros aços com bons resultados.

A vantagem em utilizar o teste DL-PR é devido esta técnica não depender do polimento da superfície e, portanto, os resultados não dependem do acabamento superficial do material. Pois, os parâmetros das medidas eletroquímicas por meio de bases comparativas entre os picos de ativação e reativação, permitem a obtenção de resultados não muito sensíveis às condições de testes e à morfologia do material, incluindo a influência da porosidade, segundo Garcia [30].

Os testes de corrosão foram realizados no MS, na ZTA e no MB, em solução 0,5M H_2SO_4 (27,8%) + 0,01M KSCN (0,972g), como eletrólito, à temperatura ambiente de 25°C e pressão de 1atm, de acordo com a norma ASTM G 108 [29].

Atualmente, a Técnica Eletroquímica de Reativação Potenciocinética (EPR) pode ser realizada em três versões: Ciclo Simples ou Single Loop (SL-

EPR), padronizado pela norma ASTM G 108 [29]; Simplificado (S-EPR); e Ciclo Duplo ou Double Loop (DL-EPR).

O ensaio SL-EPR consiste no levantamento de uma curva de polarização, numa solução ácida, por meio da técnica potencinética a partir da região passiva até o potencial de corrosão. Já o ensaio S-EPR, trata-se de um ensaio de ciclo simples, entretanto, é um método que exige um polimento eletrolítico prévio no potencial de pico da polarização anódica por aproximadamente 2 minutos. A medida do grau de sensitização é geralmente feita através do valor de I_r .

A técnica DL-EPR foi desenvolvida para simplificar o teste SL-EPR, sendo que a composição da solução, os componentes da célula, e a temperatura são os mesmos do teste SL-EPR. Entretanto, a seqüência da polarização, o polimento superficial, e os parâmetros usados para medir o grau de sensitização são todos diferentes [31].

Segundo Wolyneec [32], neste tipo de ensaio a amostra é polarizada potencineticamente a partir do potencial de corrosão até um potencial em que a mesma fica passivada. As curvas obtidas a partir deste ensaio são: curva de polarização anódica (a partir do potencial de corrosão até o potencial de passivação, sendo I_a pico de corrente anódica); e a curva de polarização catódica (reativação, sendo I_r pico de corrente reversa).

Na técnica DL-EPR, o material é polarizado anodicamente através da região ativa, em seguida, a varredura de reativação na direção reversa é alcançada. Quando polarizada anodicamente a uma dada taxa de potencial de corrosão a um potencial específico na área passiva, esta polarização leva à formação de uma camada passiva sobre toda a superfície [33].

Finalmente, quando a direção é revertida e o potencial é diminuído com a mesma taxa de varredura até o potencial de corrosão, isto leva à quebra do filme passivo (produto de corrosão que adere à superfície) em áreas com mais baixos teores de cromo (áreas mais ativas). Isto pode ser observado na Figura 4.1, onde dois ciclos são gerados, um ciclo anódico e um ciclo de reativação [33].

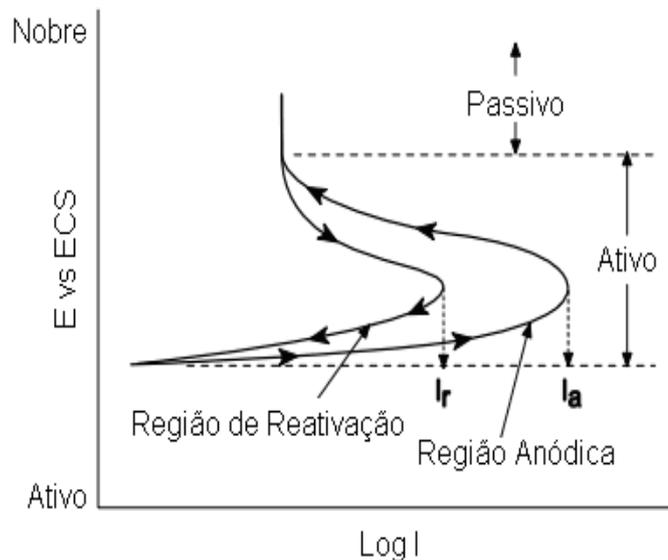


Figura 4.1 – Diagrama da técnica DL-EPR mostrando os ciclos anódico e de reativação (reverso) [33].

Sobre a polarização anódica, pode-se dizer que, além desta não exigir um polimento mais aprimorado da amostra, ela dissolve inclusões não-metálicas que podem induzir a corrosão por pite [32].

A medida do grau de sensitização, no método do ciclo duplo, é feita através da razão entre as duas densidades de correntes de pico, I_r/I_a . Razão das densidades de correntes com valores menores que 0,001 correspondem à estrutura do tipo “step” isentas de precipitação, isto é, o material não sensitiza. Razões entre 0,001 e 0,05 indicam uma estrutura “dual”, na qual podem ser observados alguns precipitados, mas não circundam por completo o grão (material não sensitiza totalmente) [34]. Finalmente, para taxas maiores que 0,05 correspondem a estrutura “ditches”, onde os grãos são completamente circundados por carbonetos de cromo (material sensitiza) [35].

Segundo Rovere [36], quanto maior for o quociente entre as densidades de corrente, maior será a quantidade de região anódica no material que é reativada devido à presença de regiões com deficiência de elementos que conferem resistência à corrosão ao material, como o cromo, por exemplo. As

Figuras 4.2.a e 4.2.b ilustram típicas curvas DL-EPR com regiões sensitizadas e não sensitizadas [37].

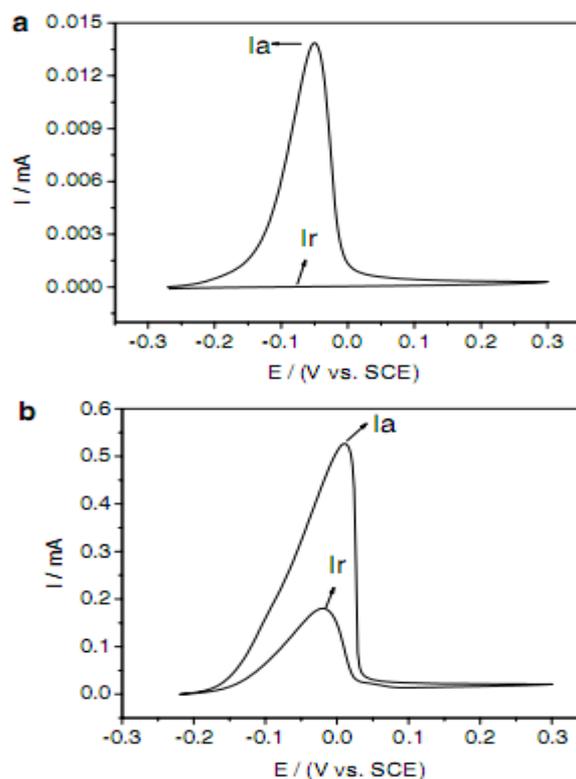


Figura 4.2 – Curvas DL-EPR (a) região não sensitizada (b) região sensitizada [37].

4.5.1 Ensaio Potenciodinâmicos Cíclicos e de Perda de Massa

Foram também realizados ensaios complementares de polarização potenciodinâmica cíclica em solução 1%NaCl, como recomendado pela norma ASTM G 61 [25], e de perda de massa em solução 3,5%NaCl (34g de NaCl + 920mL de água destilada), correspondente à salinidade natural da água do mar segundo a norma ASTM D 1141 [38].

No ensaio de perda de massa as amostras foram lixadas e polidas, e imersas na solução. Após cada período de 24 horas as amostras foram lavadas, secadas e em seguida, pesadas em balança de precisão, para medir a

variação da massa em cada período. A Figura 4.3 mostra esquematicamente um ensaio de perda de massa por imersão de uma amostra.

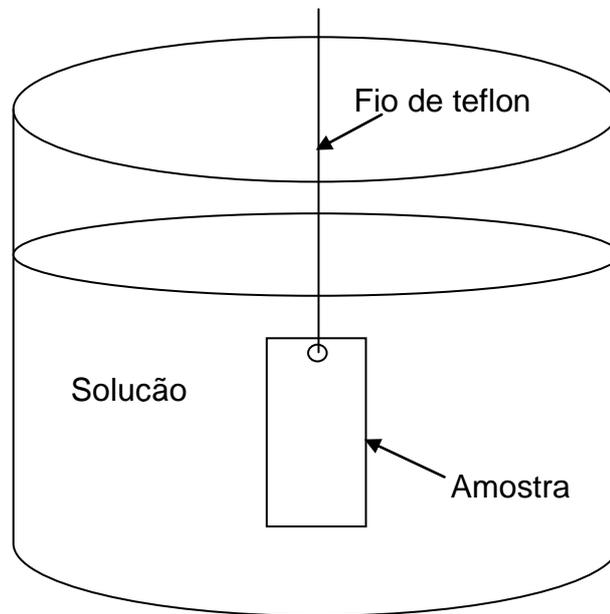


Figura 4.3 – Desenho esquemático de um ensaio de perda de massa por imersão.

4.6 Equipamentos

4.6.1 Equipamentos Utilizados na Soldagem

Para a soldagem dos corpos de prova foi utilizada uma máquina de solda convencional semi-automática do tipo LAI 400, específica para a soldagem MIG/MAG e arames tubulares com proteção gasosa ou auto-protegidos. Os corpos de prova foram soldados utilizando-se um suporte para a tocha de alimentação do arame tubular, fixado em um mecanismo de deslocamento horizontal do tipo MR 36 (fabricado pela White Martins). As chapas (metais de base) ficaram dispostas em um gabarito fixo sobre a mesa de soldagem, conforme mostra a foto da Figura 4.4. Este sistema encontra-se disponível no Laboratório de Fundição do IFMA.



Figura 4.4 - Sistema utilizado para soldagem dos corpos de prova.

4.6.2 Equipamentos Utilizados para os Testes de Corrosão

Para os testes de corrosão foi utilizada uma célula eletroquímica de três eletrodos (foto da Figura 4.5), como recomendado pela norma ASTM G 61 [26]: um eletrodo de referência de calomelano saturado ($\text{Hg}/\text{Hg}_2\text{Cl}_2$), empregando capilar de Luggin; um contra-eletrodo de platina (Pt); e o eletrodo de trabalho (amostra medindo 1cm^2 de superfície de contato com a solução eletrolítica). A célula eletroquímica foi conectada a um potenciostato PRINCETON APPLIED RESEARCH, modelo 263A, disponível no Laboratório de Eletroquímica do Departamento de Química da UFMA. Este equipamento possui um programa de aquisição de dados, que permite a realização controlada de ensaios eletroquímicos. A foto da Figura 4.6 mostra o sistema experimental utilizado para a realização dos testes de corrosão.

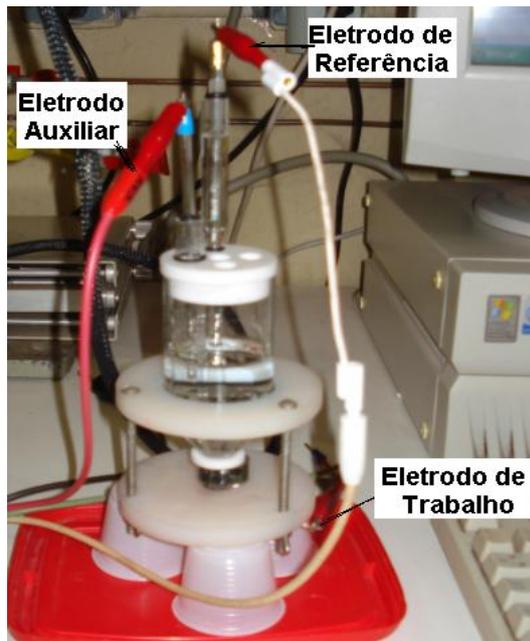


Figura 4.5 – Célula eletroquímica de três eletrodos.

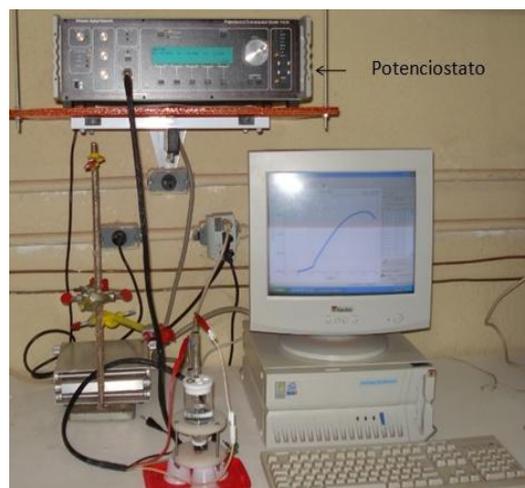


Figura 4.6 – Potenciostato modelo Princeton Applied Research Potenciostat/Galvanostat model 263A.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Ensaio Eletroquímico de Reativação Potenciocinética (DL– EPR)

Nas Figuras 5.1–5.6 observa-se as curvas DL–EPR das juntas soldadas (MB, ZTA e MS), obtidas em solução eletrolítica 0,5M H₂SO₄ + 0,01M KSCN. Segundo Majidi e Streicher [31], a solução de ácido sulfúrico com adição de tioceanato de potássio facilita a reativação do processo.

Observa-se, que na varredura do potencial no sentido anódico, as juntas soldadas apresentam valores máximos das densidades de correntes anódicas i_a , as quais estão relacionadas com a ativação das juntas soldadas, e em seguida sofrem passivação. Estes resultados mostram a sensibilidade da junta soldada do aço ARBL COS AR COR 500 (ASTM A588 Gr CG), à corrosão intergranular.

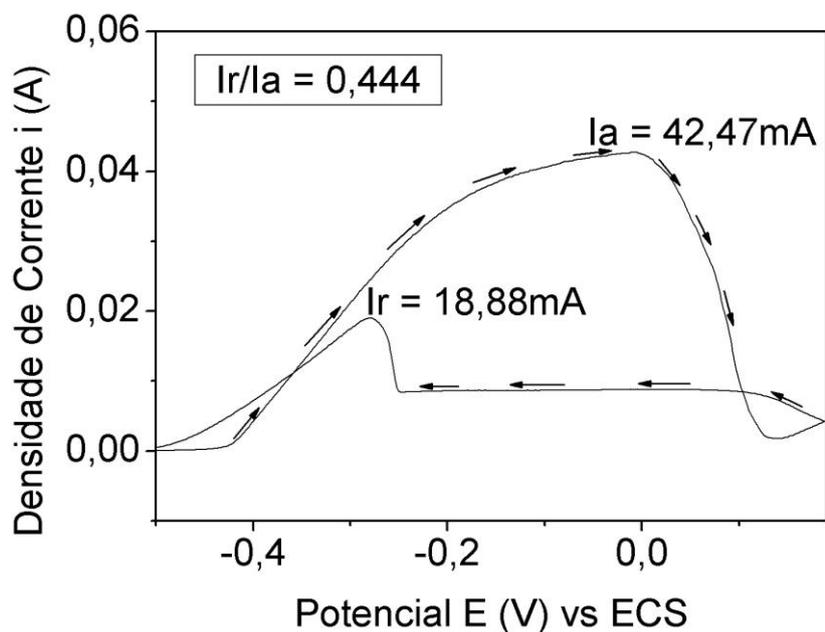


Figura 5.1 – Curva DL–EPR do CP 1. Energia de soldagem 0,925 KJ/mm.

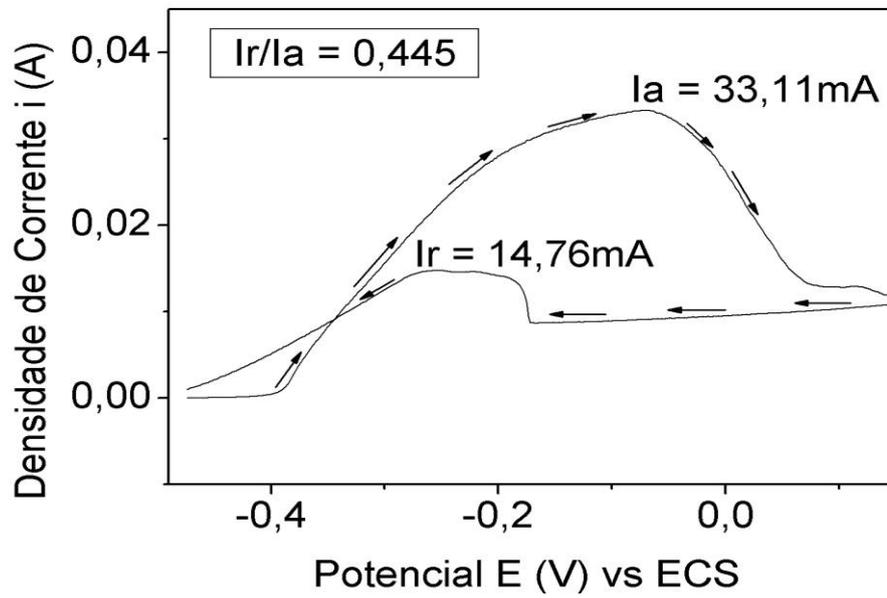


Figura 5.2 – Curva DL–EPR do CP 2. Energia de soldagem 1,008 KJ/mm.

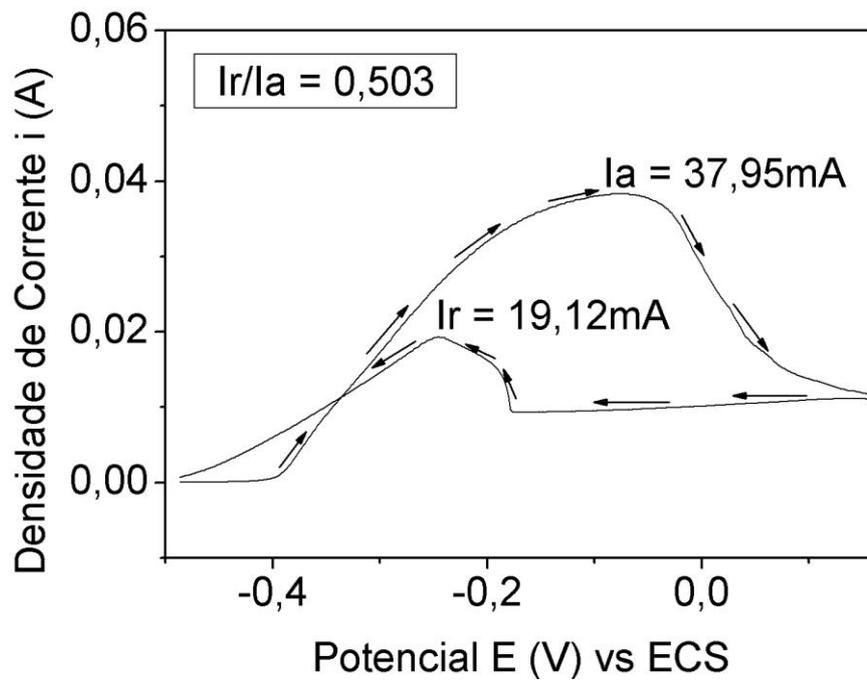


Figura 5.3 – Curva DL–EPR do CP 3. Energia de soldagem 0,940 KJ/mm.

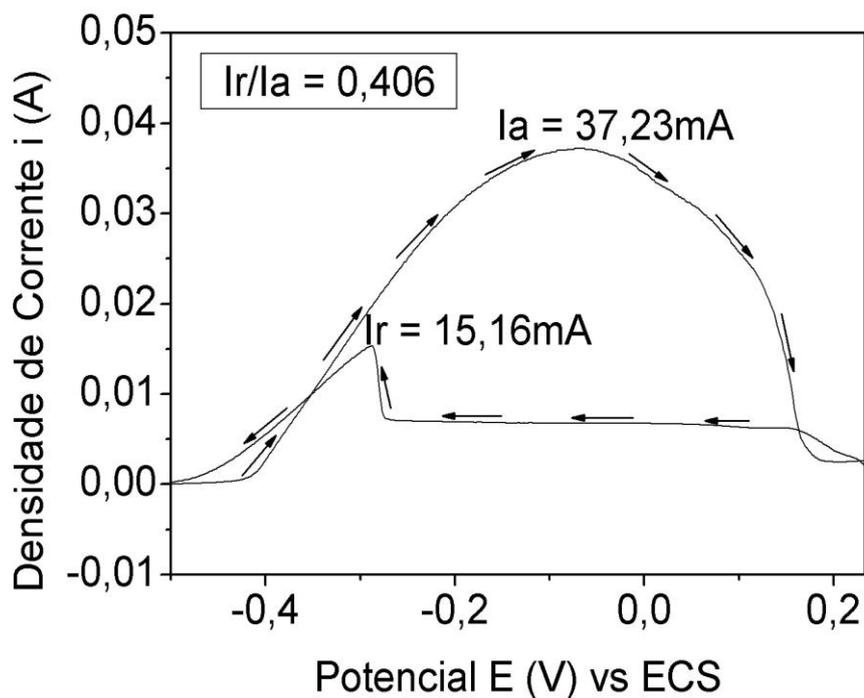


Figura 5.4 – Curva DL–EPR do CP 4. Energia de soldagem 0,940 KJ/mm.

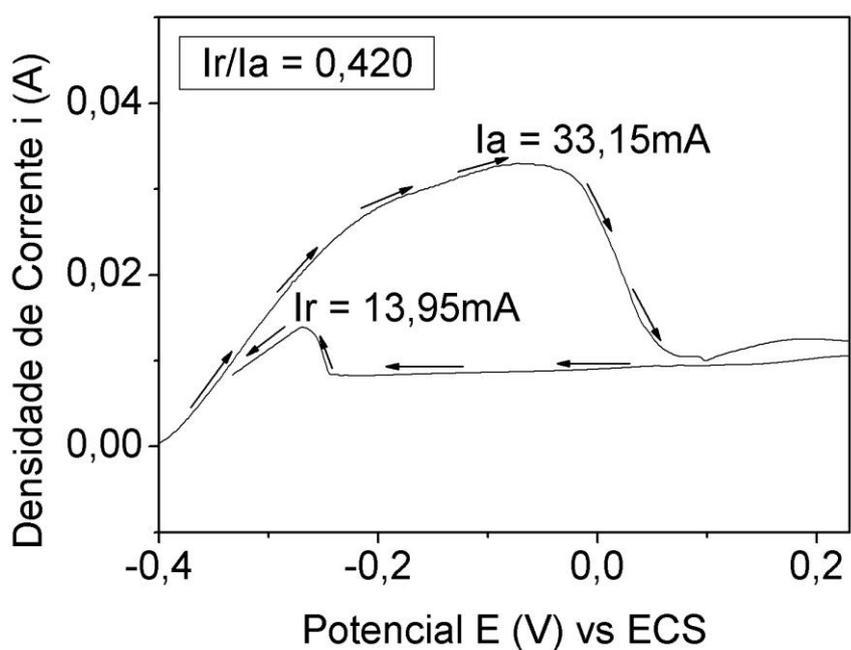


Figura 5.5 – Curva DL–EPR do CP 5. Energia de soldagem 1,098 KJ/mm.

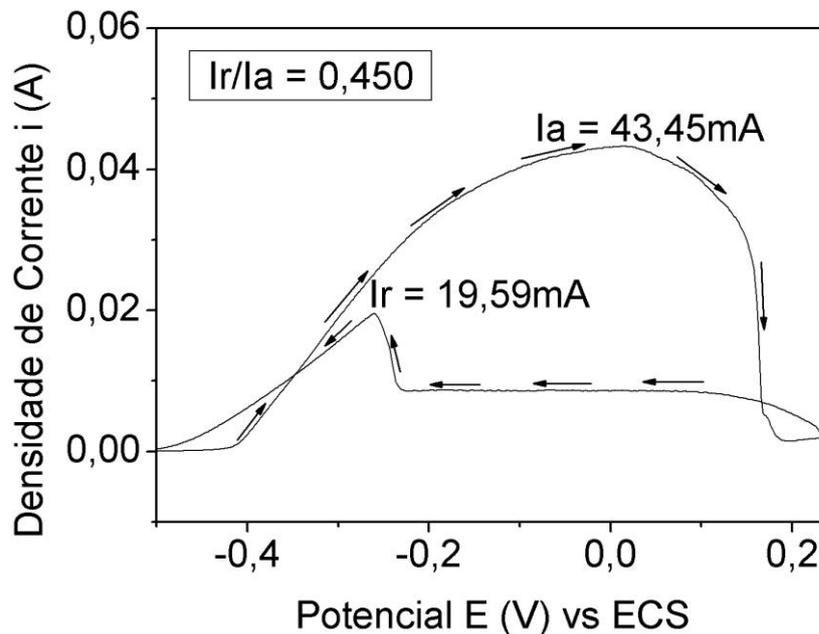


Figura 5.6 – Curva DL–EPR do CP 6. Energia de soldagem 1,098 KJ/mm.

Nas curvas DL–EPR, o surgimento dos picos de densidades de correntes anódicas, é atribuído à presença de regiões com diferentes comportamentos eletroquímicos nas microestruturas, isto é, regiões anódicas (menos nobre) em relação ao restante das microestruturas das amostras. A Tabela 5.1 mostra os valores das densidades de corrente de ativação e de reativação, e os valores dos potenciais de ativação e de reativação obtidos através dos ensaios DL-EPR.

Durante a varredura anódica dos potenciais (ativação), em aproximadamente -400mV até 100mV , ocorre a corrosão do ferro, podendo formar produtos solúveis (Fe^{2+} , Fe^{3+} e íons hipoferrosos FeO_2H^-) ou produtos insolúveis como o hidróxido ferroso branco $\text{Fe}(\text{OH})_2$ instável, de acordo com o diagrama de Pourbaix para o ferro [16]. Após atingir o valor do potencial de ativação (E_a), como mostram as Figuras 5.1–5.6, o ferro passiva com os óxidos insolúveis Fe_2O_3 e Fe_3O_4 , que são aderentes e impermeáveis. Ao atingir o valor de potencial de 250mV , foi realizada a reversão do potencial catodicamente, até o potencial de corrosão.

Tabela 5.1 – Valores dos parâmetros das curvas DL–EPR, obtidas em solução eletrolítica 0,5M H₂SO₄ + 0,01M KSCN.

Corpo de prova	Densidade de corrente I_a (mA)	Densidade de corrente I_r (mA)	Potencial de ativação E_a (V)	Potencial de reativação E_r (V)	I_r/I_a
CP 1	42,47	18,88	-0,0138	-0,279	0,444
CP 2	33,11	14,76	-0,073	-0,255	0,445
CP 3	37,95	19,12	-0,079	-0,245	0,503
CP 4	37,23	15,16	-0,070	-0,289	0,406
CP 5	33,15	13,95	-0,066	-0,268	0,420
CP 6	43,45	19,59	0,00838	-0,259	0,450

Durante a reativação, no sentido catódico, as regiões anódicas (mais ativas) são atacadas novamente, e geram o pico máximo de densidade de corrente de reativação I_r . Este pico representa a quantidade de região anódica presente na microestrutura, segundo a norma ASTM G 108 [29].

A comparação entre os valores dos potenciais de ativação (E_a) e de reativação (E_r), listados na Tabela 5.1 indicam que os fenômenos da ativação e da reativação ocorrem a potenciais bem diferentes. Isto sugere que as regiões anódicas das juntas são mais ativas na reativação do que na ativação, caracterizado pelos valores de potenciais de reativação menores que os valores de potenciais de ativação ($E_r < E_a$), como indicado também nas Figuras 5.1–5.6 das curvas DL–EPR.

Os valores dos graus de sensibilização das amostras, determinados pela razão I_r/I_a (Tabela 5.1), segundo a norma ASTM G 108 [29], atingiram um valor médio em torno 0,423. Este resultado indica um grau de sensibilização significativamente alto ($I_r/I_a > 0,05$), caracterizando uma estrutura do tipo “ditches” (material sensibilizado), segundo Majidi e Streicher [31]. Entretanto, a sensibilização não ocorre seletivamente nos contornos de grãos, observa-se que

a mesma está distribuída de forma dispersa na matriz ferrítica. Isto confirma, que a junta soldada do aço ARBL COS AR COR 500 (ASTM A588 Gr CG) sensitiza, quando soldada pelo processo de eletrodo tubular com proteção gasosa, utilizando a mistura argônio (Ar) e dióxido de carbono (CO₂), e apenas CO₂, como mostra os parâmetros de soldagem descritos nas Tabelas 4.3 e 4.4 (soldagem em múltiplos passos, com variação da energia de soldagem).

Observou-se também desses resultados, que o processo de corrosão seletiva na junta soldada deste aço é galvânico nas regiões de comportamento eletroquímico mais anódico. O processo de corrosão seletiva da junta soldada é mostrado na micrografia da Figura 5.7.

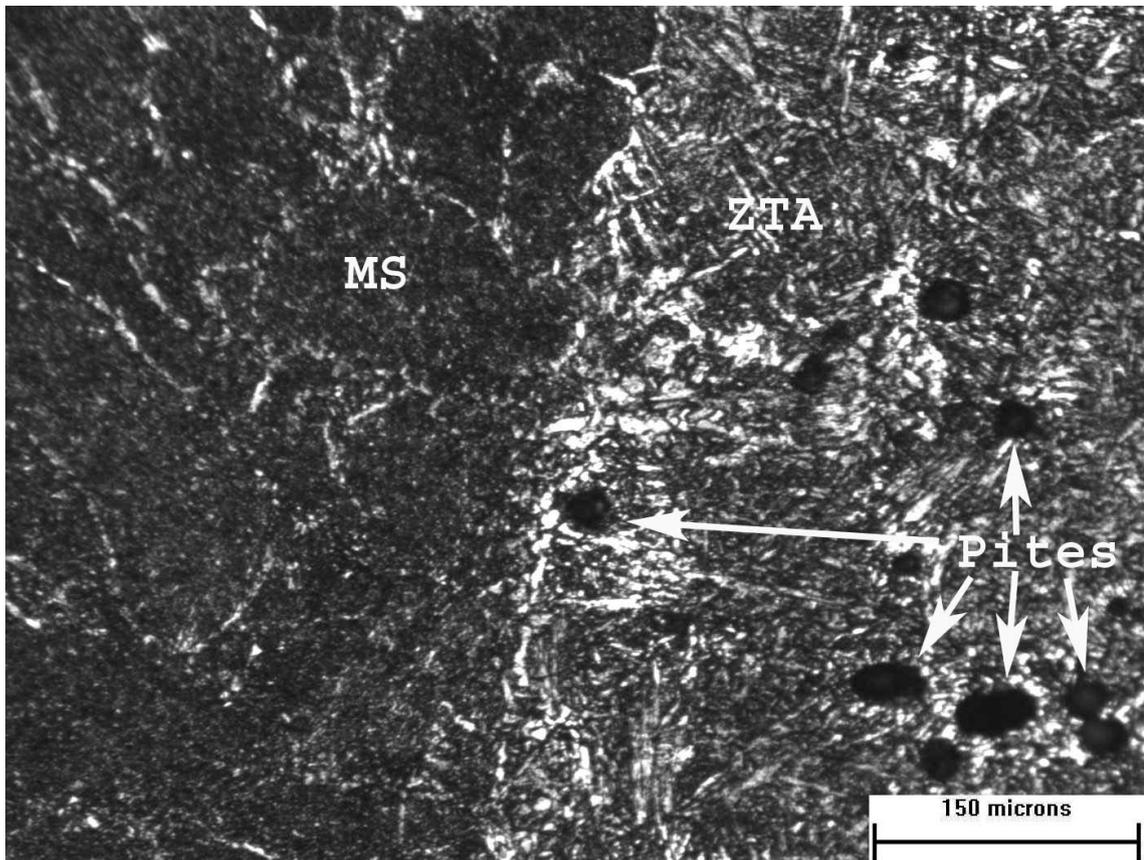


Figura 5.7 – Microestrutura das juntas soldadas.

A Figura 5.7 mostra a microestrutura da junta soldada do aço ARBL COS AR COR 500 (ASTM A588 Gr CG), obtida via microscopia ótica (MO). Nesta figura, é possível distinguir as regiões: ZTA e MS. As microestruturas destas regiões são compostas de ferrita de contorno proeutetóide ($Fe-\alpha$, regiões brancas) e de perlita (Fe_3C +Ferrita eutetóide, regiões escuras), para aços hipoeutetóides (%C inferior a 0,77%). É possível também, observar, que o processo de corrosão seletiva, ocorre intensamente na região do metal base.

Os resultados sugerem que a região do metal de base é a região de comportamento eletroquímico mais anódico, em relação ao restante da microestrutura da junta. A Figura 5.8 mostra a microestrutura da região do metal de base. Nota-se que o aspecto do processo de corrosão é semelhante ao do pite, e está distribuído em pontos discretos da microestrutura. Isto pode ser atribuído, à formação de sítios preferenciais de corrosão, devido o tratamento térmico durante o processo de soldagem.

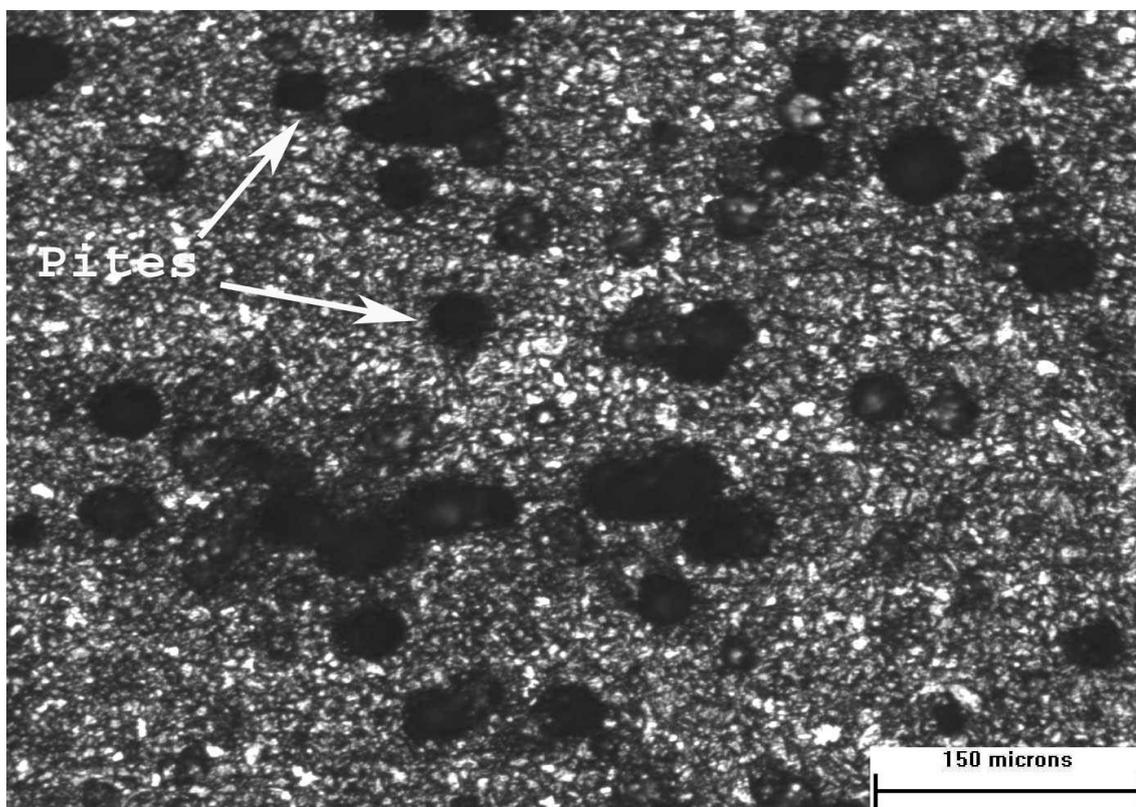


Figura 5.8 – Microestrutura do metal de base.

A corrosão no metal de base é atribuída à diferença entre as composições químicas dos metais de base e de solda, formando um par galvânico, segundo Solomon e Devine [39], caracterizando o fenômeno conhecido como “efeito pilha”.

A comparação entre os componentes das Tabelas 4.1 e 4.2, mostra que a composição química dos metais base e de solda apresenta resistência à corrosão bastante semelhante. A adição dos elementos Nb, V e Ti no metal base tem como objetivo evitar a precipitação de carbonetos, devido estes elementos terem maior afinidade pelo carbono (em maior teor no metal base do que no metal de solda) comparado aos elementos Cr, Mo e Si.

A microestrutura do metal de solda é notada ser isenta de qualquer processo corrosivo. Isto é devido esta região ter comportamento eletroquímico catódico dentro da junta soldada. A Figura 5.9 mostra a microestrutura do metal de solda.

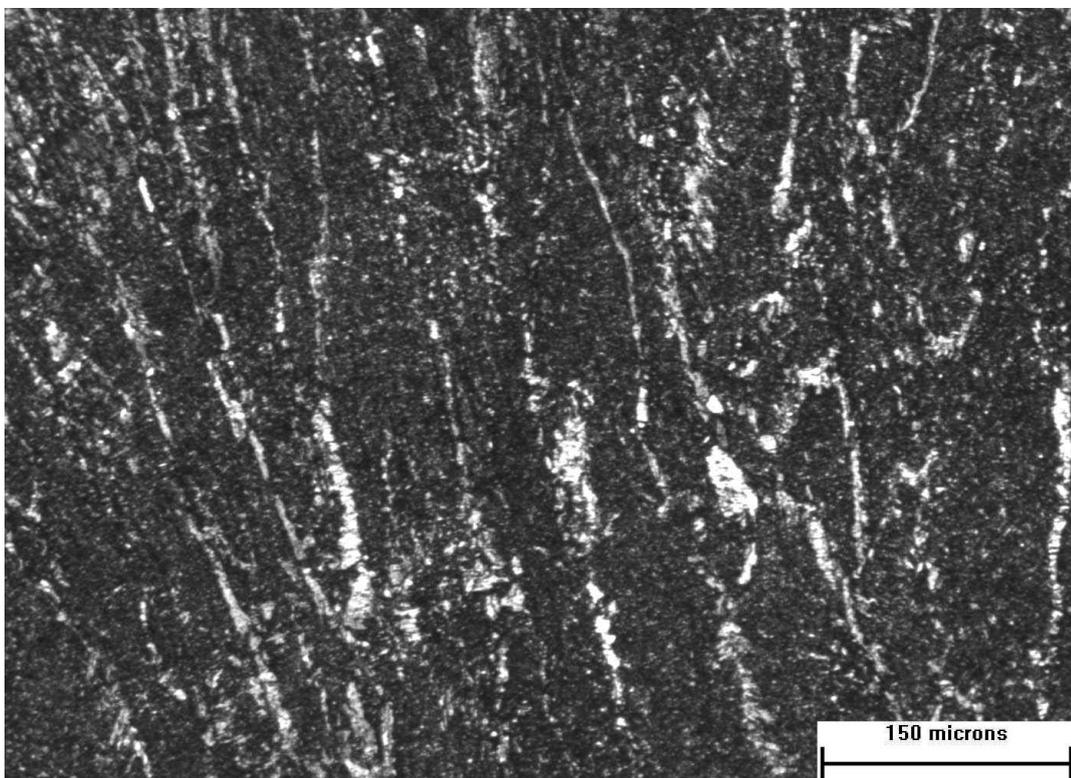


Figura 5.9 – Microestrutura do metal de solda.

Os ensaios de reativação potencioquinética também foram realizados em solução eletrolítica contendo apenas H_2SO_4 a 0,5M. As Figuras 5.10–5.13 mostram os resultados das curvas DL–EPR das amostras, obtidas em solução 0,5M H_2SO_4 . Nota-se neste caso, que não há pico de reativação quando o potencial é varrido no sentido catódico. Este resultado ocorre porque o H_2SO_4 isoladamente a baixos potenciais, não é capaz de reativar as regiões sensitizadas da microestrutura. Este composto, só é capaz de dissolver eletroquimicamente o filme passivo a potenciais relativamente elevados, deixando a microestrutura do metal de base novamente exposta ao meio corrosivo. A Tabela 5.2 mostra os valores dos parâmetros das curvas DL–EPR obtidas em solução 0,5M H_2SO_4 .

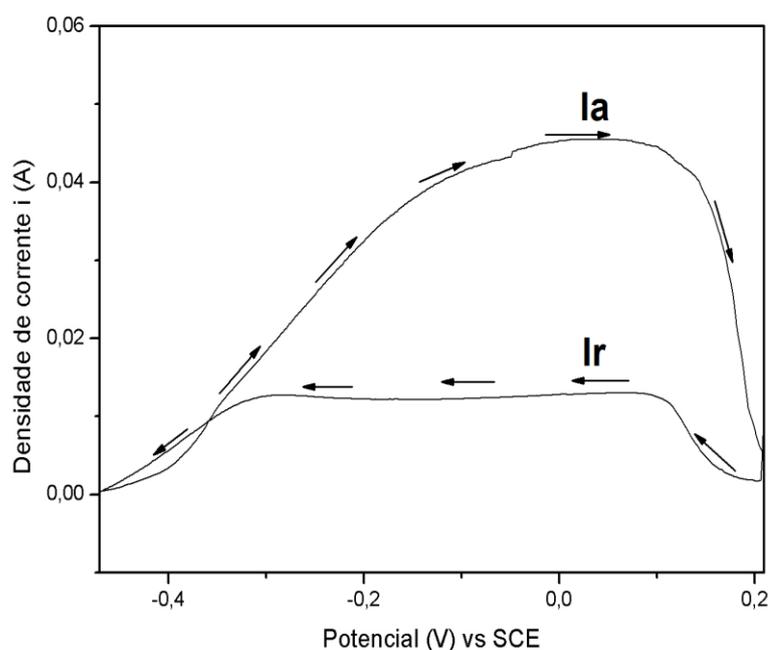


Figura 5.10 – Curva DL–EPR do CP 1, obtida em solução 0,5M H_2SO_4 .

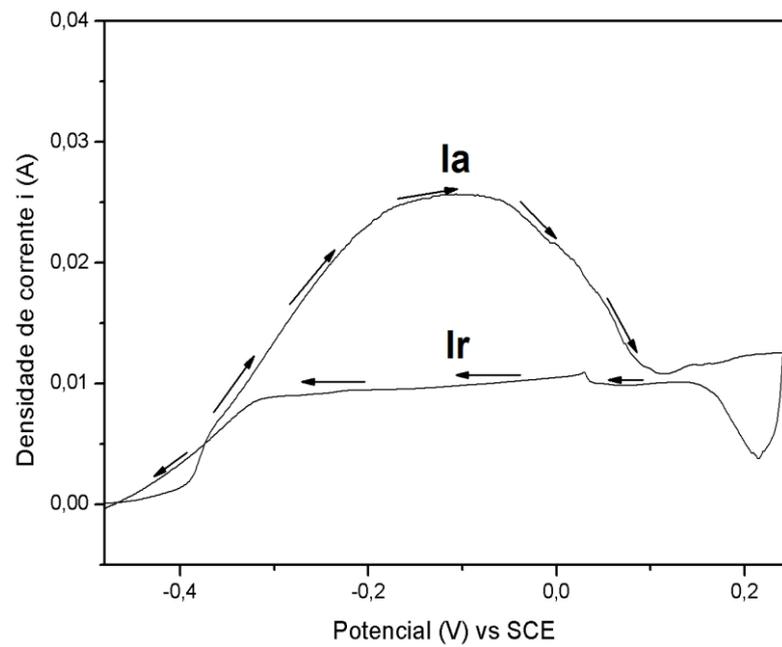


Figura 5.11 – Curva DL-EPR do CP 2, obtida em solução 0,5M H_2SO_4 .

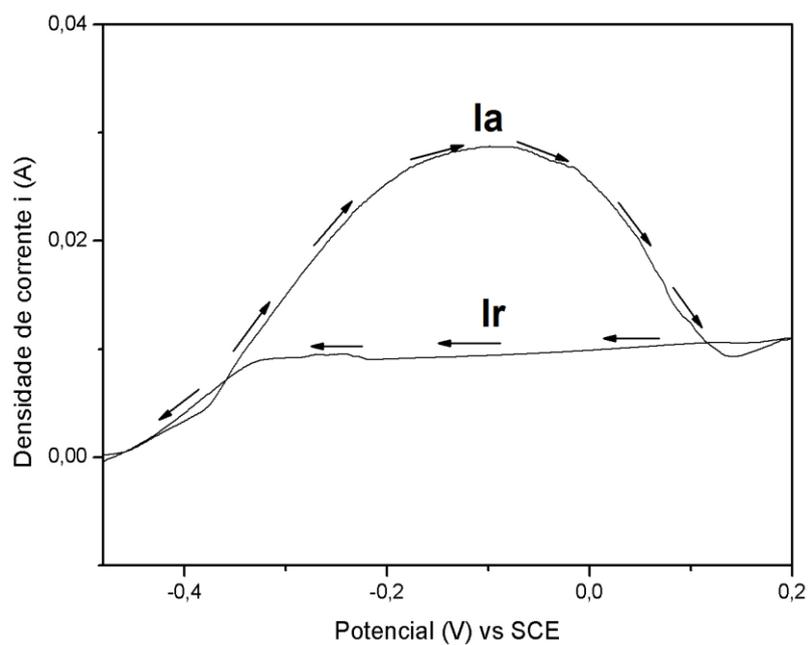


Figura 5.12 – Curva DL-EPR do CP 3, obtida em solução 0,5M H_2SO_4 .

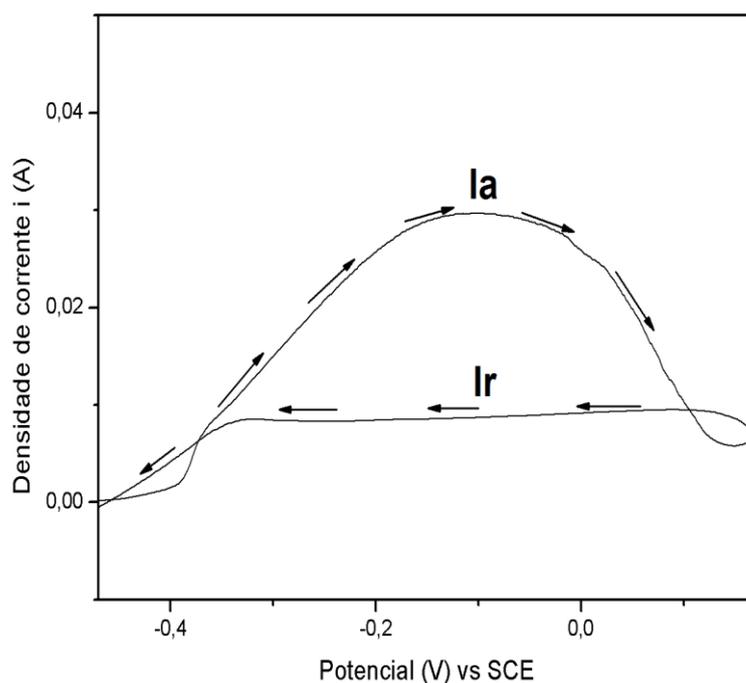


Figura 5.13 – Curva DL–EPR do CP 4, obtida em solução 0,5M H₂SO₄.

Tabela 5.2 – Valores dos parâmetros das curvas DL–EPR. Solução eletrolítica 0,5M H₂SO₄.

Corpo de prova	Densidade de corrente I_a (mA)	Densidade de corrente I_r (mA)	Potencial de ativação E_a (V)	Potencial de reativação E_r (V)	I_r/I_a
CP 1	41,34	9,2	0,04871	0,04871	0,22
CP 2	25,5	9,73	-0,1077	-0,1077	0,38
CP 3	28,59	9,51	-0,0981	-0,0981	0,33
CP 4	29,65	8,38	-0,103	-0,103	0,28

5.2 Polarização Potenciodinâmicas Cíclicas

A técnica potenciodinâmica cíclica é um método que além de determinar o potencial de pite, pode também fornecer o potencial de repassivação (ou de proteção), onde este corresponde ao potencial em que a curva descendente

cruza o eixo dos potenciais de eletrodo, isto é, quando a densidade de corrente assume valor nulo [40].

As Figuras 5.14–5.16 mostram as curvas de polarização potenciodinâmica das juntas soldadas, obtidas em solução eletrolítica 1%NaCl. Todas as curvas são semelhantes e apresentam um padrão típico de curvas de polarização de aços carbono: uma região ativa inicial, entre os potenciais de corrosão (E_{COR}) e de passivação (E_{PP}), onde ocorre a formação e crescimento do filme passivo; uma região passiva entre os potenciais de passivação (E_{PP}) e de transpassivação (E_T), onde o filme permanece estável e protetor; e uma região transpassiva entre os potenciais de transpassivação (E_T) e de reversão (E_R), onde ocorre a danificação do filme passivo e o desenvolvimento do processo corrosivo.

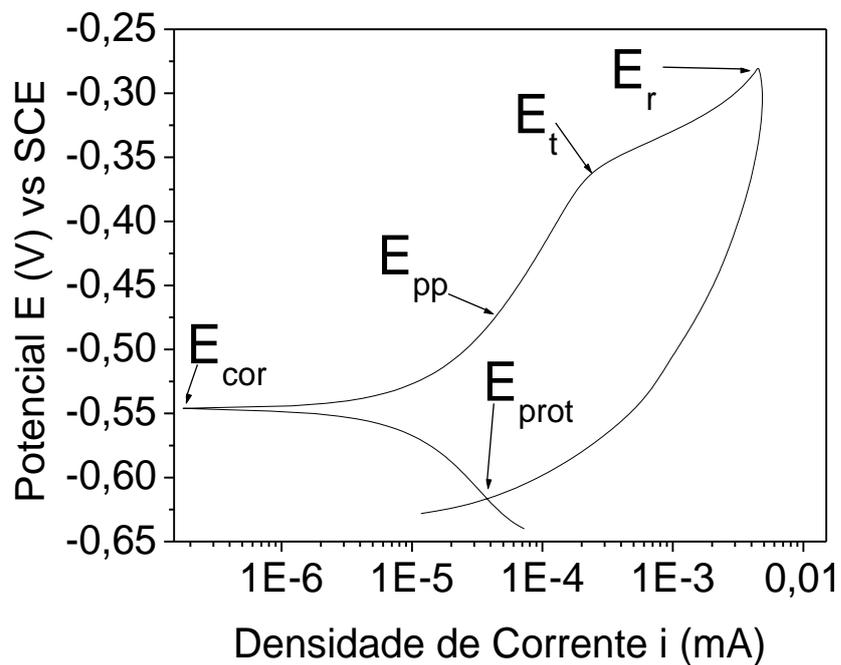


Figura 5.14 – Curva potenciodinâmica da amostra CP 6.

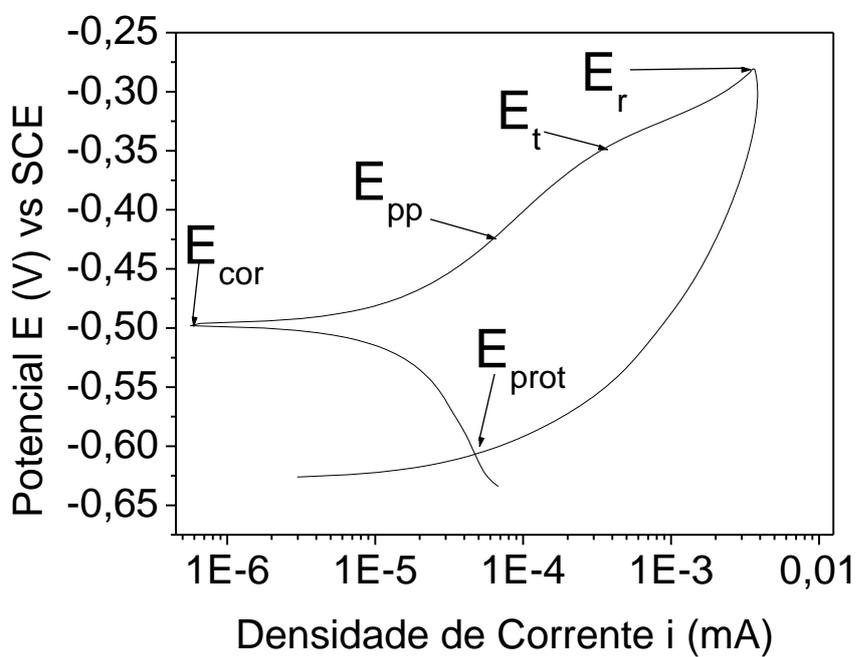


Figura 5.15 – Curva potenciodinâmica da amostra CP 13.1.

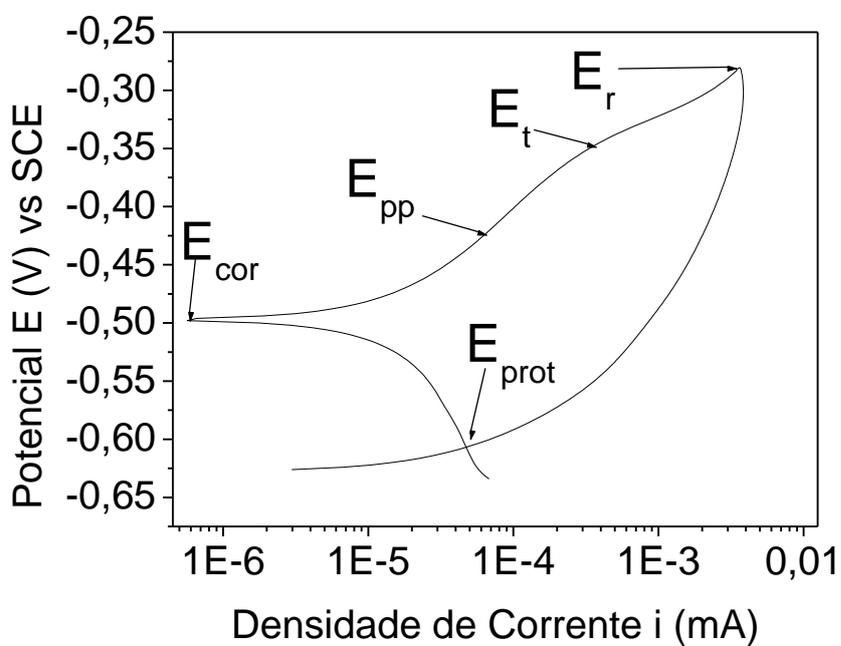


Figura 5.16 – Curva potenciodinâmica da amostra CP 13.2.

Todas as curvas apresentaram também o ponto de transição ativo-passivo, a uma densidade de corrente crítica i_c bastante conhecida como densidade de corrente de passivação i_p . Nota-se também que o filme não é completamente protetor, caracterizado pelas inclinações das regiões passivas das curvas com pequenas variações das densidades de correntes. Isto é, o filme passivo permite a corrosão de forma bastante lenta até o potencial de transpassivação. Isto ocorre, segundo Szklarska-Smialowska [41], porque o filme tem pouca resistência elétrica e permite a difusão iônica, segundo Frenkel [42], mesmo que de forma muito lenta.

Outro resultado também importante notada nas curvas é a alta susceptibilidade à corrosão caracterizada pela grande área do laço de histerese sob as curvas, o qual está relacionado com a susceptibilidade à corrosão segundo a norma ASTM G 61 [25]. De acordo com a literatura [43], isto ocorre devido o baixo teor de elementos passivantes (Cr, P, Al) na microestrutura, insuficiente para conferir completa proteção ao metal de base.

Considerando que os aços carbono são ligas a base principalmente de ferro, a reação anódica que ocorre na superfície metálica é:



e a ação do $NaCl$ sobre o metal ocorre de acordo com as reações:



Desta forma o cloreto metálico F_eCl_2 é continuamente formado e hidrolizado dando continuidade ao processo corrosivo.

As fotomicrografias das Figuras 5.17 e 5.18, obtidas via MO mostram as microestruturas das juntas soldadas após os testes de corrosão em solução eletrolítica 1%NaCl (polarização potenciodinâmica cíclica). Os vários planos no

fundo dos pites profundos dificultam bastante o foco pelo microscópio ótico, gerando uma imagem turvas das microestruturas, caso da Figura 5.18 do metal de base.

Neste caso também, a corrosão seletiva ocorreu mais ativamente na região do metal de base. De acordo com a literatura [44, 45, 46], isto ocorre devido o filme passivo formado nessas regiões ser de baixa resistência em relação ao restante do filme, e pode mais facilmente ser danificado pela ação de íons cloretos adsorvidos na superfície metálica. O mecanismo neste caso é o aumento da densidade de carga promovida pelos íons cloretos nestes locais, que favorece a iniciação do processo corrosivo quando as condições para a nucleação (E_T) são atingidas, segundo Okamoto [47].

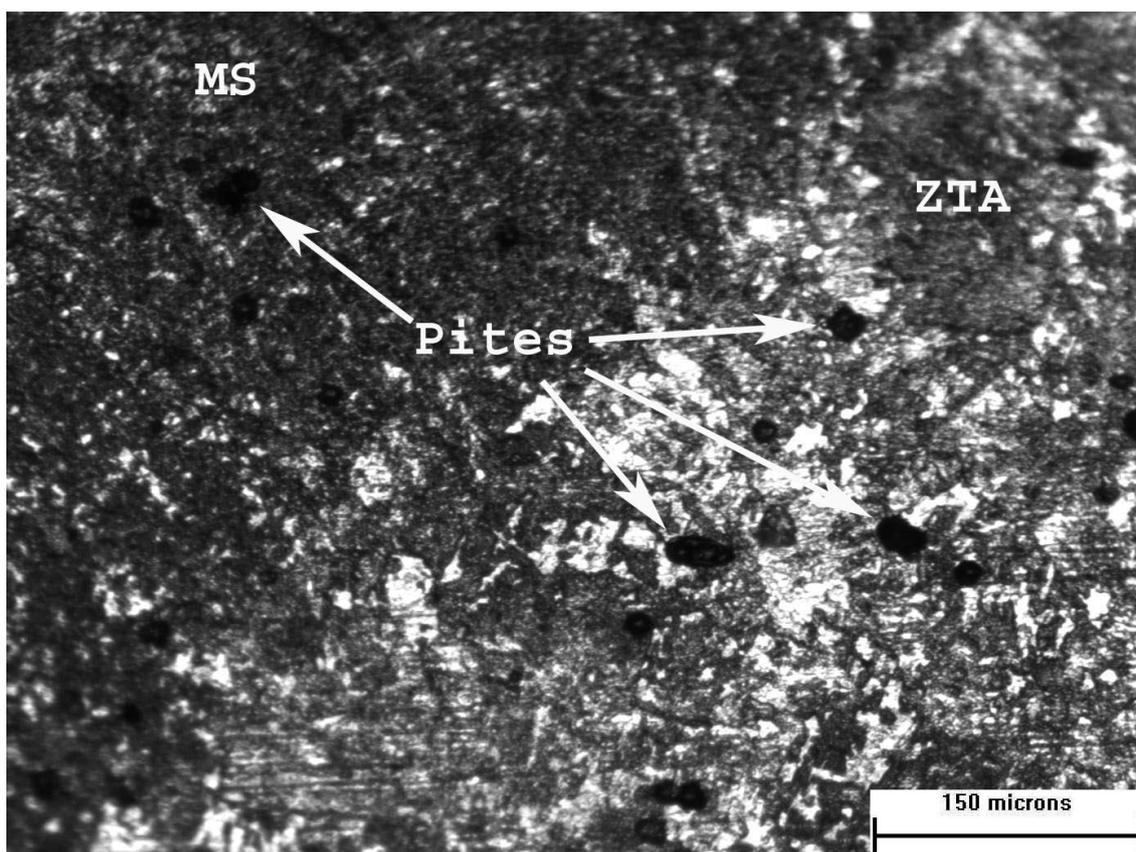


Figura 5.17 – Microestrutura das juntas soldadas após polarização potenciodinâmica em solução eletrolítica 1%NaCl.

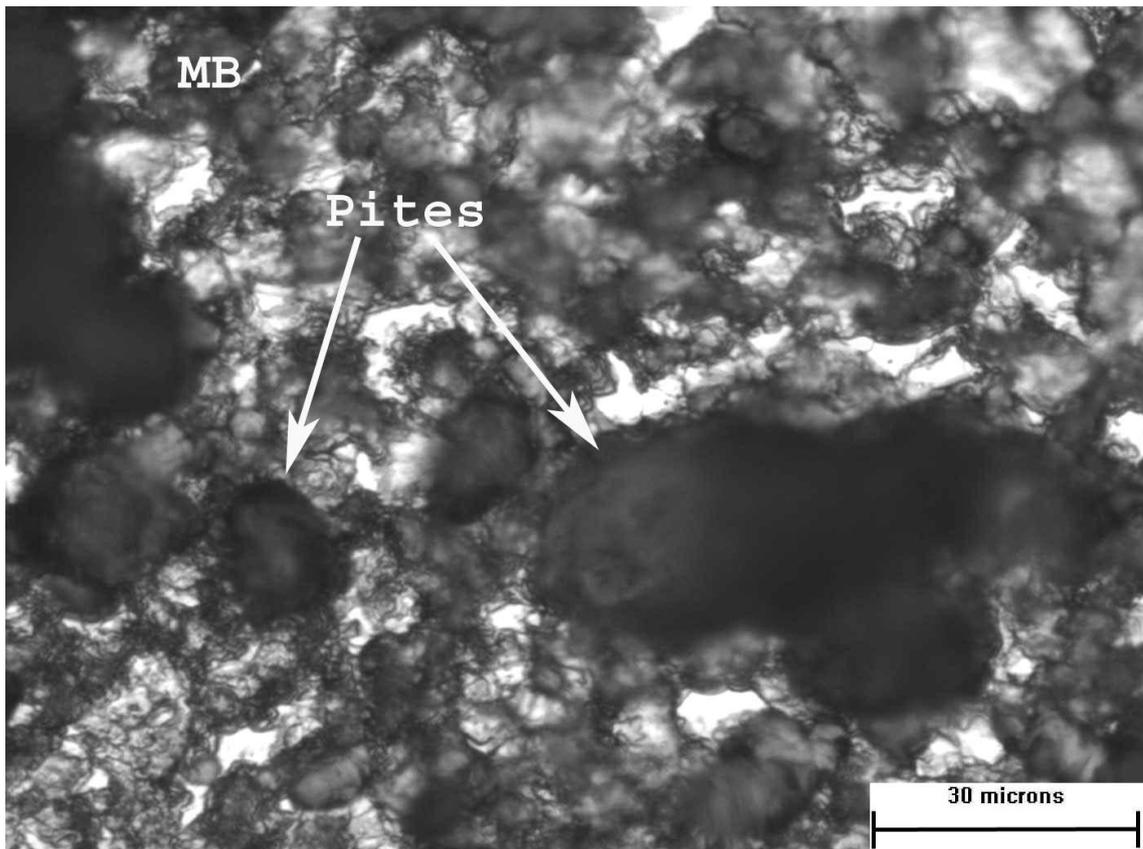


Figura 5.18 – Microestrutura do metal de base das juntas soldadas após polarização potenciodinâmica em solução eletrolítica 1%NaCl.

5.3 Curvas de Perda de Massa

A Figura 5.19 mostra os diagramas de perda de massa das amostras, obtidos em solução 3,5%NaCl. Os valores das medições das perdas das massas das amostras estão listadas na Tabela 5.3. Nota-se, através dos resultados, que todos os diagramas são semelhantes e apresentam um comportamento linear da variação das perdas das massas com o tempo.

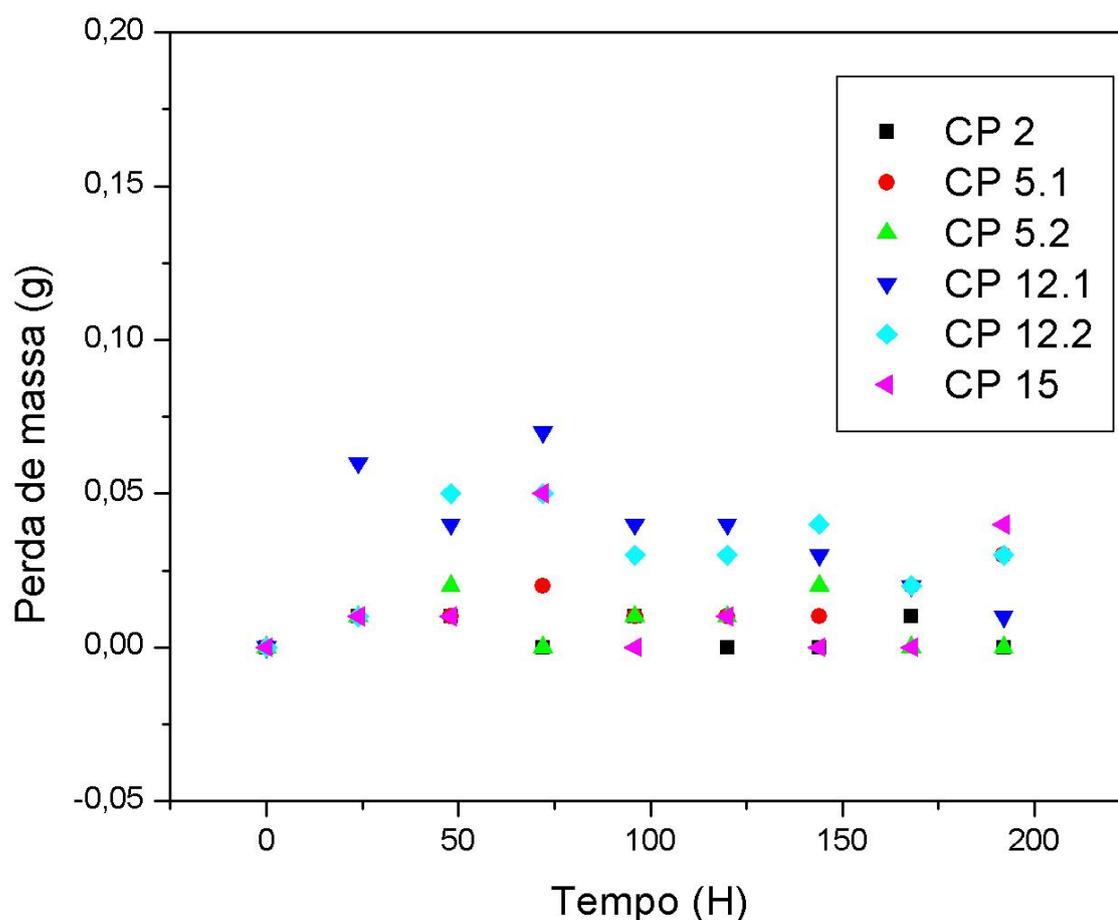


Figura 5.19 – Diagramas de perda de massa, obtidos em solução 3,5%NaCl.

Tabela 5.3 – Valores das medições das perdas das massas das amostras.

Tempo de imersão (H)	Variação de massa Δm^* (g)					
	CP 2	CP 5.1	CP 5.2	CP 12.1	CP 12.2	CP 15
24	0,01	0,01	0,01	0,06	0,01	0,01
48	0,01	0,01	0,02	0,04	0,05	0,01
72	0,0	0,02	0,0	0,07	0,05	0,05
96	0,01	0,01	0,01	0,04	0,03	0,0
120	0,0	0,01	0,01	0,04	0,03	0,01
144	0,0	0,01	0,02	0,03	0,04	0,0
168	0,01	0,02	0,0	0,02	0,02	0,0
192	0,0	0,03	0,0	0,01	0,03	0,04

* $\Delta m = m_f - m_i$, onde m_f é a massa final e m_i é a massa inicial

Os resultados mostram também, que os valores das variações das perdas das massas, ocorrem principalmente nas primeiras 24 horas após o início do ensaio, e depois se repete em quase todas as outras medições, conforme indicado na Tabela 5.3. Este resultado sugere que o filme passivo se forma e cresce logo nas primeiras 24 horas e não permite mais a passagem de espécies agressivas da solução para contato com o metal base e conseqüente formação de óxidos do filme passivo.

As fotomicrografias das Figuras 5.20 e 5.21 mostram as microestruturas das amostras após os testes de imersão em solução 3,5%NaCl por 192 horas. Os resultados mostram que o ataque ocorre na região da ZTA, do metal de

solda e do metal de base. Este resultado, ocorre devido à distribuição não uniforme e preferencial dos precipitados na microestrutura.

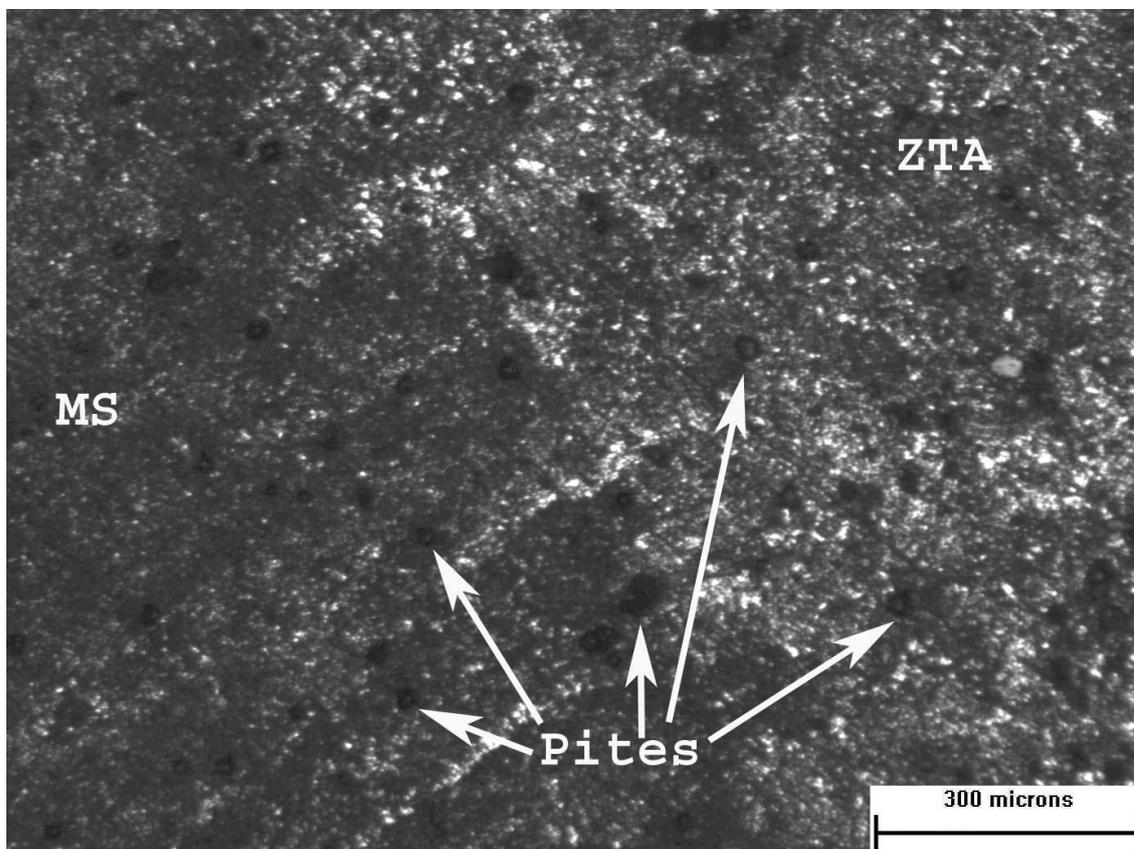


Figura 5.20 – Microestrutura geral das amostras após os testes de imersão em solução 3,5%NaCl por 192 horas.

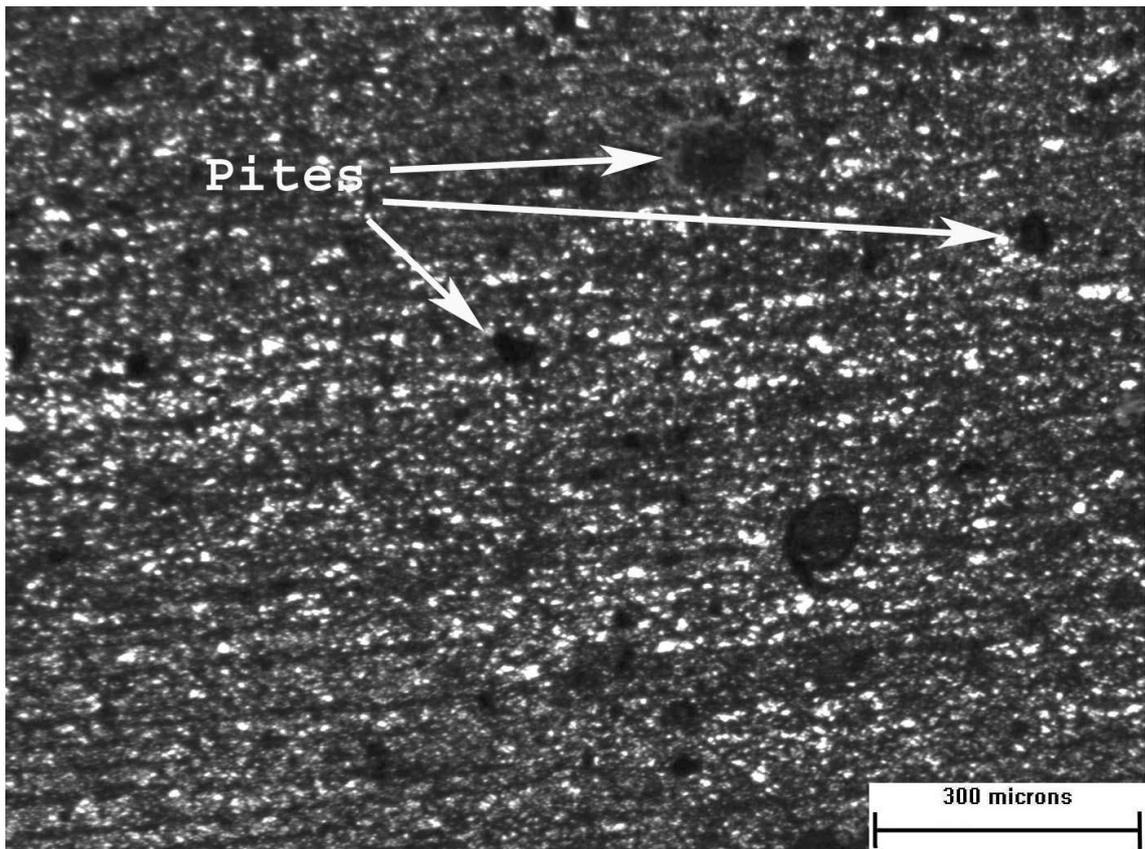


Figura 5.21 – Microestrutura do metal de base das amostras após os testes de imersão em solução 3,5%NaCl por 192 horas.

6 CONCLUSÕES

1) Os fenômenos da ativação e da reativação ocorrem a potenciais específicos bem diferentes.

2) A sensitização da junta ocorre seletivamente nos contornos de grãos e também na matriz ferrítica.

3) A junta soldada do aço ARBL COS AR COR 500 (ASTM A588 Gr CG) sensitiza, quando soldada pelo processo de eletrodo tubular com proteção gasosa, utilizando a mistura argônio (Ar) e dióxido de carbono (CO_2), e apenas CO_2 .

4) O processo de corrosão da junta é galvânico e ocorre mais intensamente nas regiões de comportamento eletroquímico mais anódico do metal de base e na ZTA.

5) O ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica mostrou através das curvas alta susceptibilidade à corrosão caracterizada pela grande área do laço de histerese, o qual está relacionado com a susceptibilidade à corrosão.

6) O aspecto do processo de corrosão é semelhante ao do pite, e está distribuído em pontos discretos da microestrutura do metal de base e da ZTA.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1) Estudar a resistência à corrosão das juntas soldadas do aço COS AR COR 500 utilizando outros processos de soldagem.

2) Avaliar a resistência à corrosão das juntas soldadas do aço COS AR COR 500 em ambientes com diferentes teores de CO₂ e da mistura Argônio e dióxido de carbono.

3) Avaliar a composição química do filme passivo, através da técnica de XPS.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BOND, A. P. **Mechanism of Intergranular Corrosion in Ferritic Stainless Steels**. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 245, p. 2127-2134, 1969.
- [2] STREICHER, M. A. **The Role of Carbon, Nitrogen and Heat Treatment in the Dissolution of Iron-Chromium Alloys in Acids**. Corrosion, v. 29, n. 9, p. 337-360, 1973.
- [3] LEE, J. B., et al. **An Analytical Electron Microscope Examination of Sensitized AISI 430 Stainless Steel**, v. 41, n. 2, p. 76-80, 1985.
- [4] MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem Tecnologia e Fundamentos**. Belo Horizonte: Editora UFMG, p.362, 2005.
- [5] JOAQUIM, Roberto. **Processo de Soldagem por Arame Tubular**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/61ddu.pdf>>. Acesso em: 25 de agosto de 2008.
- [6] MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre, Editado pelo autor, p. 491, 1996.
- [7] FIGUEIREDO, Kléber Mendes. **Aplicação de Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado no Estudo da Tenacidade à Fratura Dinâmica nas Soldas a Arco Submerso em Aços para Caldeiras**. Tese de Doutorado, USP, São Paulo, 2004.
- [8] FORTES, Cleber. **Soldagem MIG/MAG**. ESAB, 25 jan. 2005. Seção Literatura Técnica – Apostilas. Disponível em: <http://www.esab.com.br/literatura_op.html>. Acesso em: 18 março 2007.

[9] FONSECA, Marcelo Alves; LACERDA, José Carlos; MEDEIROS, Camila Silva. et. al. **Efeito do Insumo de Calor na Microestrutura da Solda do aço NTU – SAR 50 pelo Processo a Arco Submerso**. Disponível em: <http://unilestemg.br/revistaonline/volumes/02/downloads/artig_10.pdf>. Acesso em: 15 abril 2007.

[10] CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica. **Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL, BLAR ou HSLA)**. Disponível em: <http://www.cimm.com.br/cimm/construtordepaginas/htm/3_24_10490.htm>. Acesso em: 13 de fevereiro de 2008.

[11] COSIPA. **Aços de Maior Resistência à Corrosão Atmosférica COS AR COR**. Disponível em: <<http://esp.cosipa.com.br/Share/17/ARQUIVO/13/21/3349/cosarcor.pdf>>. Acesso: 8 de fevereiro de 2008.

[12] GENTIL, Vicente. **Corrosão**. 4 ed. Rio de Janeiro: Editora LTC, p. 341, 2003.

[13] RIBEIRO, Celso Roberto. **Corrosão em Juntas Soldadas de Aços Aclimáveis**. Dissertação de Mestrado, UFsCAR, São Carlos, 1999.

[14] PIMENTA, Gutemberg de Souza. **O que é Corrosão**. IOPE Instrumentos de Precisão. Disponível em: <http://iope.com.br/3i_corrosão.htm>. Acesso: 17 de abril de 2007.

[15] BATISTA, S. R. F. **Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Dúplex Fundidos, em Ambientes Contendo Íons Cloretos e CO₂**. Tese de Doutorado, UFSCar, São Paulo, 2002

[16] SCULLY, J. C. **The Fundamentals of Corrosion**. 3^a ed., Pergamon Press, 1990.

- [17] GEMELLI, Enori. **Corrosão de Materiais Metálicos e sua Caracterização**. Rio de Janeiro: Editora LTC, p.183, 2001.
- [18] SONG, Guangling. **Transpassivation of Fe-Cr-Ni Stainless Steel**. Corrosion Science, v. 47, p.1953-1987, 2004.
- [19] FEDELE, Ricardo. **Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas – Parte I**. Revista Soldagem & Inspeção, N°3, Ano 6.
- [20] BATISTA, S. R. F., Kuri, S. E. **Aspects of Selective and Pitting Corrosion in Cast Duplex Stainless Steels**. Anti-corrosion Methods and Materials, Vol. 51, n. 3, pp. 205-208, 2004.
- [21] FEDELE, Ricardo. **Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas – Parte II**. Revista Soldagem & Inspeção, N°4, Ano 6.
- [22] FONTANA, Mars G. **Corrosion Engineering**. 3th ed. Singapore: McGraw-Hill International Editions, p. 556, 1986.
- [23] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. G 46: **Standard Practice for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion**, 1986, vol. 03.03, p.166-172.
- [24] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. G 5: **Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements**, 1991, vol. 03.02, p. 73-79.
- [25] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. G 61: **Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron, Nickel, or Cobalt based Alloys**. 1991, vol. 03.02, p. 223-227.

[26] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 3: **Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens**. 1995, vol. 03.01, p. 1-8.

[27] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 407: **Standard Test Methods for Microetching Metals and Alloys**, 1991, vol. 03.01, p. 516-533.

[28] BEHARA, E.; SHPIGLER, B. **Color Metallography**. American Society For Metals, 5th ed., Metals Park, Ohio, p. 22-34, 1977.

[29] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. G 108: **Standard Test Method for Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels**, 1999, vol.01.03, p. 1-9;

[30] GARCIA, C.; MARTIN, F.; TIEDRA, P.; BLANCO Y.; RUÍZ-ROMAN, J.M.; APARICIO, M. **Electrochemical Reactivation Methods Applied to PM Austenitic Stainless Steels Sintered in Nitrogen-Hydrogen Atmosphere**. Corrosion Science, v.50, p. 687-697, 2008.

[31] MAJIDI, A. P., Streicher, M. A. **Four Nondestructive Electrochemical tests for detecting sensitization in type 304 and 304L Stainless Steels**. Nuclear Technology, v. 75, p. 356-369, 1986.

[32] TEODORO, C. A.; WOLYNEC, S. **Estudo da Cinética de Sensitização dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304, 347 e 371, através da Técnica de Reativação Potenciocinética**. In: XI CBECIMAT, Águas de São Pedro, São Paulo, p. 11-14, 1994.

[33] AYDOGDU, G.H.; Aydinol, M.K. **Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion and Electrochemical Reactivation Behaviour of**

AISI 316L Type Stainless Steel. Corrosion Science, v.48, p. 3565-3583, 2006.

[34] STREICHER, M. A. **Intergranular Corrosion Test and Standards: Application and Interpretation**, ASTM, p. 197-217, 1995.

[35] SILVA, Cleiton Cravalho; Machado, J.P.S.E.; Ana, H.B.S.; Farias, J.P. **Estudo da Sensitização Causada pelo Ciclo Térmico de Soldagem no Aço Inoxidável Superferrítico AISI 444.** In: 3 Congresso Brasileiro de P&D Petróleo e Gás. Anais do 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, Salvador, 2005.

[36] ROVERE, C.A.D.; Ribeiro, C.R.; Kuri, S.E. **Susceptibilidade à Corrosão Intergranular de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Super 13Cr.** In: 17 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT. Anais do 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu, 2006.

[37] NETO, Pedro de Lima; Farias, J.P.; Herculano, L.F.G.; Miranda, H.C.; Araújo, W.S.; Jorcin, J.B.; Pébère, N. **Determination of the Sensitized Zone Extension in Welded AISI 304 Stainless Steel Using Non-destructive Electrochemical Techniques.** Corrosion Science, v. 50, 1149-1155, 2007.

[38] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D 1141: Standard Specification for Substitute Ocean Water**, 1991, vol. 11.01, p. 423-424.

[39] SOLOMON, H. D.; DEVINE, Jr. T. M. **Duplex Stainless Steels – A Tale of Two Phases.** ASTM, Metals Park, Ohio (R. A. Lula, ed.), p. 693–756.

[40] WOLYNEC, Stephan. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão.** São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, p. 166, 2003.

[41] SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z. **Mechanism of Pit Nucleation by Electrical Breakdown of the Passive Film**. Corrosion Science, vol. 44, p. 1143-1149, 2002.

[42] FRENKEL, G. S. **Pitting Corrosion of Metals**. A Summary of the Critical Factors, 2002.

[43] TRUMAN, J. E.; PIRT, K. R. **Properties of a Duplex Austenitic-Ferritic Stainless Steel and Effects of Thermal History**. In: Lula, R. A., ed. Duplex Stainless Steel, p. 113-142, 1983.

[44] SUZUKI, T. **Passivity and its Breakdown on Iron and Iron Base Alloys**. National Association of Corrosion Engineers, p. 26, 1976.

[45] SZKLARSKA-SMIALOWAKA, Z. **Pitting Corrosion of Metals**. Nace, p. 347, 1986.

[46] NEWMAN, R. C. **The Dissolution and Passivation Kinetic of Stainless Alloys Containing Molybdenum – I**. Corrosion Science, vol. 25, p. 331-339, 1985.

[47] OKAMOTO, G.; SHIBATA, T. **Passivity of Metals**. The Electrochemical Society, Pennington, NJ, p. 646, 1978.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)