



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

BEATRIZ SOUZA CUNHA

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NAS ALTERAÇÕES
METALÚRGICAS E RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM CHAPAS FINAS DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DOS TIPOS AISI 304 E AISI 316L**

FORTALEZA

2018

BEATRIZ SOUZA CUNHA

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NAS ALTERAÇÕES
METALÚRGICA E RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM CHAPAS FINAS DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DOS TIPOS AISI 304 E AISI 316L**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de bacharel em Metalurgia.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA

2018

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

C977e Cunha, Beatriz Souza.

Efeito dos parâmetros de soldagem nas alterações metalúrgicas e resistência à corrosão em chapas finas de aço inoxidável austenítico dos tipos AISI 304 e AISI 316L / Beatriz Souza Cunha. – 2018.
94 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2018.

Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

1. MIG MAG. 2. Aço inoxidável. 3. Precipitação de fase. 4. Corrosão. I. Título.

CDD 669

BEATRIZ SOUZA CUNHA

**EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NAS ALTERAÇÕES
METALÚRGICAS E RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM CHAPAS FINAS DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DOS TIPOS AISI 304 E AISI 316L**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de bacharel em Metalurgia.

Aprovada em: 31 de agosto de 2018.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

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

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar
Universidade Federal do Ceará (UFC)

AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar, à Deus, pois sem Ele nada somos.

À minha mãe, que é o meu melhor exemplo de ser humano e me ensinou, desde sempre, a buscar meus sonhos com força e honestidade.

À minha família, por ser minha base, fonte de apoio e carinho.

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pelo conhecimento compartilhado, pela paciência durante todo o processo de construção desse trabalho e por ter me ajudado no momento que mais precisei.

Ao Prof. Dr. Walney Silva Araújo, por fazer parte dessa banca e por ter confiado em mim nos meus primeiros anos de engenharia.

Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar, por também fazer parte dessa banca e por ter sido tão solícito e atencioso todas as vezes que busquei sua ajuda.

À toda a equipe do LPTS, por todos os dias de convívio, amizade, parceria, incentivo e auxílio nas atividades, vocês todos foram fundamentais para a conclusão desse trabalho.

Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão - LPC, que colaborou prontamente como o desenvolvimento desse estudo.

Às minhas amigas de engenharia e vida, Marília Franco e Ana Larissa, por todos esses anos de amizade e companheirismo, por sempre acreditarem em mim, até mesmo quando eu não acreditava.

A todos que, de alguma forma, contribuíram para a conclusão desse trabalho.

RESUMO

Esse trabalho busca avaliar quais os impactos da energia de soldagem nas características macroscópicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão dos aços AISI 304 e AISI 316L de espessura fina. Para alcançar tais objetivos, foram realizadas soldagens exploratórias a fim de selecionar condições adequadas e estáveis em 5 diferentes níveis de energia. Posteriormente, chapas de aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 316L com 6 mm de espessura foram soldadas (processo MIG MAG) por simples deposição com o metal de adição do tipo AWS ER316LSi. Corpos de prova foram retirados da porção final do cordão de solda, pois nessa região a peça soldada já estava sendo submetida à energia de soldagem por mais tempo. Nesses corpos de prova foram realizadas: análise macroestrutural, microestrutural e ensaios de corrosão (EPR e polarização cíclica). Os resultados obtidos mostraram que a corrente de soldagem e a velocidade de soldagem são fatores de controle que influenciam, com relevância estatística, a geometria do perfil do cordão. A soldagem de maior energia no material AISI 304 foi capaz de provocar uma leve precipitação de carbonetos de cromo na ZAC, mas essa precipitação não foi suficiente para sensibilizar o material. No entanto, as curvas de polarização revelaram que comparando as soldagens de maior e menor energia para o AISI 304, a amostra soldada com menor energia apresentou uma resistência à corrosão um pouco superior a de maior energia. Por fim, o material AISI 316L não apresentou precipitação de carboneto de cromo em nenhuma das 5 condições e não teve alteração na resistência à corrosão pelo aumento da energia de soldagem entre a faixa de 0,30kJ/mm a 1kJ/mm.

Palavras-chave: MIG MAG, aço inoxidável, precipitação de fase, corrosão.

ABSTRACT

This work aims to evaluate which are the impact of welding energy on the macroscopic, metallurgical and corrosion resistance characteristics for these types of steel, AISI 304 and AISI 316L, with thin thickness. To reach these objectives, welding operations were executed as a test to select the adequate and stable conditions for 5 different levels of energy. After that, stainless steel sheets AISI 304 e AISI 316L with 6 mm of thickness were welded by simple deposition, using the filler metal AWS ER316LSi. Specimens were taken from the final region of the weld and were analyzed as to macrostructural, microstructural and corrosion characteristics (EPR and cyclic polarization). The results showed that the welding current and welding speed are control factors that influence, with statistical relevance, the weld bead geometry. The welding with high energy on AISI 304 can induce a slight precipitation of chromium carbides on HAZ, but this precipitation was not enough to sensitize the material. However, the polarization curves revealed that comparing the high and low energy weldings for the AISI 304, the specimen welded in low energy manifested a corrosion resistance slightly higher than specimen welded in high energy. Lastly, the AISI 316L did not show chromium carbide precipitation in any of the specimens and has not shown changes on corrosion resistance by energy welding increase.

Keywords: MIG MAG, stainless steel, phase precipitation, corrosion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Detalhe da soldagem GMAW.	17
Figura 2 – Oscilogramas típicos de tensão e de corrente durante a transferência por curto-circuito em função do comportamento da gota em crescimento e destacamento.....	19
Figura 3 – Na vista superior, um exemplo da transferência metálica no modo globular (2000 quadros por segundo); na vista inferior, oscilogramas típicos deste tipo de transferência (gás de proteção Ar + 5%O ₂ ; arame de aço carbono de 1,0 mm de diâmetro; U _a = 28,0 V; Valim de 5,7 m/min; I _s = 164,7 A; V _s de 30 cm/min; DBCP de 18 mm).	20
Figura 4 – Variações da tensão e da corrente de soldagem em condições da transferência goticular (Fonte eletrônica com CEF Tensão Constante; arame-eletrodo aço-carbono de 1,2 mm de diâmetro; U _a de 30 V; Valim de 6 m/min; V _s de 40 cm/min; DBCP de 18 mm; gás de proteção Ar+2%CO ₂ ; 2000 quadros por segundo.....	21
Figura 5 – Ilustração esquemática da alteração brusca do comportamento da transferência metálica, a qual caracteriza a corrente de transição.....	22
Figura 6 - Distribuição teórica de temperatura no plano xz em torno da poça de fusão para (a) um metal de alta condutividade térmica (cobre) e (b) um de baixa (aço inoxidável austenítico). Espessura: 10 mm. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.	24
Figura 7 - Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapas de diferentes espessuras. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.....	24
Figura 8 - Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapa grossa com diferentes energias de soldagem.	25
Figura 9 - Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com a temperatura de pico (T _p), de fusão (T _f) e crítica (T _c). A - ZF, B - ZAC e C – MB.....	26
Figura 10 – Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial.	27
Figura 11 - Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico AISI 304 visando propriedades especiais.....	29
Figura 12 – Contorno de grão com precipitação de carbonetos e empobrecimento local de cromo.	30
Figura 13 – Curvas de tempo-temperatura mostrando o efeito do teor de carbono na precipitação de carbonetos.....	31

Figura 14 – Mecanismo de corrosão intergranular baseado no empobrecimento de cromo das regiões adjacentes aos contornos de grão.	32
Figura 15 - Imagens de MEV mostrando as microestruturas do SS304 a) soldado com menor energia e não sensitizado e b) soldado com maior energia, apresentando contornos de grão com precipitados.	33
Figura 16 – Relacionamento do tipo de solidificação para um diagrama de fases pseudo-binário.	34
Figura 17 – Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação completamente austenítica (Tipo A).	35
Figura 18– Microestrutura da zona fundida resultante de uma solidificação do Tipo AF.	36
Figura 19 – Micrografias tridimensionais de diferentes morfologias de um aço inoxidável austenítico, do tipo 308, soldado com múltiplos passes: A – ferrita vermicular; B – ferrita em ripas.	37
Figura 20 – Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação F: Austenita de Widmanstätten através do contorno de grão ferrítico. Essa microestrutura é muito incomum em aços inoxidáveis austeníticos.	38
Figura 21 - Curvas esquemáticas de EPR para aço inoxidável AISI 304 sensitizado e não sensitizado.	39
Figura 22 - Diagrama esquemático de um teste DL-EPR.	40
Figura 23 – Célula eletroquímica.	41
Figura 24 – Curvas de polarização potenciodinâmica para aço inoxidável 316L em soluções de 4,9% de CH ₃ COONa e 3,5 % de NaCl com taxa de varredura de 1 mVs ⁻¹	42
Figura 25 – Morfologia da superfície para o aço inoxidável 316L depois polarização potenciodinâmica em solução de (a) 3,5% NaCl e (b) 4,9% de CH ₃ COONa.	43
Figura 26 – Bancada de soldagem robotizada.	45
Figura 27 – Fluxograma geral da metodologia utilizada.	47
Figura 28 – Medições de largura, reforço, penetração e diluição pelo Image Pro.	50
Figura 29 – Esquema de corte e retirada da amostra, especificando a seção escolhida para as análises.	51
Figura 30 – Foto evidenciando a região onde foram realizados os ensaios de DL-EPR.	52
Figura 31 – Célula de DL-EPR portátil.	52
Figura 32 – Bancada de ensaios eletroquímicos com programa de aquisição e célula montada.	53

Figura 33 – Foto evidenciando a região onde foram realizados os ensaios de polarização cíclica.....	53
Figura 34 – Extrapolação de Tafel em curva de polarização para obtenção dos valores de Corrente de corrosão (I_{corr}), Potencial de corrosão (E_{corr}) e Potencial de pite (E_{pite}).....	54
Figura 35 – Oscilograma do teste para corrente de transição.....	56
Figura 36 – Oscilogramas dos cinco parâmetros selecionados. (a) $I = 110$ A; $V_{lim} = 10,5$ m/min; $V_{solda} = 0,5$ m/min. (b) $I = 190$ A; $V_{lim} = 16,5$ m/min; $V_{solda} = 0,5$ m/min. (c) $I = 150$ A; $V_{lim} = 12,5$ m/min; $V_{solda} = 0,25$ m/min. (d) $I = 150$ A; $V_{lim} = 12,5$ m/min; $V_{solda} = 0,5$ m/min. (e) $I = 150$ A; $V_{lim} = 12,5$ m/min; $V_{solda} = 0,75$ m/min.	57
Figura 37 – Aspecto superficial do cordão de solda em chapa de aço inoxidável.	58
Figura 38 – Seções transversais dos cordões de solda com os parâmetros estáveis testados em chapa de aço carbono.....	59
Figura 39 – Efeito da energia de soldagem Tipo I e Tipo V na penetração, na largura e no reforço.....	60
Figura 40 – Macrografias mostrando a geometria dos cordões de solda.....	62
Figura 41 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem na largura no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	64
Figura 42 - Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem no reforço no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	65
Figura 43 - Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem na penetração no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	66
Figura 44 - Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem na diluição no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	67
Figura 45 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem na largura no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	69
Figura 46 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem no reforço no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	70
Figura 47 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem na penetração no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	71
Figura 48 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem na diluição no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.	72
Figura 49 – Micrografias em 200x da zona fundida para a amostra A1 (AISI 304).	73
Figura 50 – Micrografias em 200x da interface ZF - ZAC para a amostra A1 (AISI 304).	74

Figura 51 – Micrografia em 200x da região próxima à linha de fusão para a amostra A1 (AISI 304).....	74
Figura 52 – Micrografias em 200x da zona fundida para a amostra A5 (AISI 304).	75
Figura 53 – Micrografias em 200x da interface ZF – ZAC para a amostra A5 (AISI 304).	75
Figura 54 – Interfaces ZF/ZAC das amostras A1 e A5.	77
Figura 55 - Micrografia, em aumento de 500x, revelando os contornos de grão da ZAC da amostra A1, onde não há precipitação de carbonetos de cromo.....	78
Figura 56 – Micrografias, em aumento de 500x, revelando a presença de precipitação nos contornos de grão da ZAC da amostra A5.	79
Figura 57 – Micrografias em 200x da zona fundida para a amostra B1 (AISI 316L).....	80
Figura 58 – Micrografias em 200x da interface para a amostra B1 (AISI 316L).....	80
Figura 59 – Micrografias em 200x da região próxima à linha de fusão para a amostra B1 (AISI 316L).	81
Figura 60 – Micrografias em 200x da interface para a amostra B5 (AISI 316L).....	81
Figura 61 – Micrografias em 200x da região próxima à linha de fusão para a amostra B5 (AISI 316L).	82
Figura 62 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A1. .	83
Figura 63 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A2. .	84
Figura 64 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A3. .	85
Figura 65 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A4. .	86
Figura 66 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A5. .	87
Figura 67 – Curvas de polarização cíclica para as regiões de ZF e interface ZF – ZAC, das amostras A1e A5.	88
Figura 68 – Curvas de polarização cíclica para as regiões de ZF e interface ZF – ZAC, das amostras B1 e B5.....	89
Figura 69 – Imagens das superfícies das amostras, lixadas até 600 mesh, antes e depois do ensaio de OCP e polarização das regiões de ZF.	91
Figura 70 - Imagens das superfícies das amostras, lixadas até 600 mesh, antes e depois do ensaio de OCP e polarização das regiões de interface ZF – ZAC.....	92

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Tipos de solidificação, reações e microestruturas resultantes.	34
Tabela 2 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos usados como metal base.	44
Tabela 3 – Composição química do eletrodo ER316LSi usado como metal de adição.	44
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem estáveis selecionados para o estudo.	49
Tabela 5 - Identificação dos parâmetros finais utilizados nas soldagens.	49
Tabela 6 – Identificação das chapas de aço inoxidável considerando tipo de material e espessura.	50
Tabela 7 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos usados como metal base medidas com espectrometria por emissão óptica.	55
Tabela 8 – Resultados das medições realizadas em análise macroscópica.	59
Tabela 9 – Parâmetros da soldagem feita nas chapas de aço inoxidáveis.	61
Tabela 10 – Resultado da análise macroestrutural: medições de largura, reforço, penetração e diluição.	63
Tabela 11 – Valores de potencial de pite obtidos pela extrapolação de taffel nas curvas de polarização.	90

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	Objetivos geral	16
1.2	Objetivos específicos	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1	Processo de soldagem MIG MAG	17
2.1.1	<i>Transferência metálica</i>	18
2.2	Fluxo de calor e o ciclo térmico de soldagem.....	22
2.2.1	<i>Condutividade térmica da peça</i>	23
2.2.2	<i>Espessura da peça</i>	24
2.2.3	<i>Energia de soldagem</i>	25
2.3	Macroestruturas resultantes da soldagem	25
2.4	O aço inoxidável	26
2.4.1	<i>Aço inoxidável austenítico</i>	28
2.4.2	<i>Sensitização do aço inoxidável austenítico</i>	29
2.5	Efeito dos parâmetros de soldagem na sensitização	31
2.6	Análise metalúrgica	33
2.6.1	<i>Solidificação do Tipo A</i>	34
2.6.2	<i>Solidificação do Tipo AF</i>	35
2.6.3	<i>Solidificação do Tipo FA</i>	36
2.6.4	<i>Solidificação do Tipo F</i>	37
2.7	Análise de um aço sensitizado	38
2.8	Ensaio de polarização eletroquímica.....	40
3	MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1	Materiais	44
3.1.1	<i>Metal de Base</i>	44

3.1.2	<i>Metal de Adição</i>	44
3.1.3	<i>Gás de Proteção</i>	44
3.1.4	<i>Equipamentos</i>	45
3.2	<i>Metodologia</i>	47
3.2.1	<i>1ª Etapa: Caracterização do metal base</i>	48
3.2.2	<i>2ª Etapa: Soldagem exploratória</i>	48
3.2.3	<i>3ª Etapa: Soldagem final</i>	49
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	55
4.1	<i>Caracterização do metal base</i>	55
4.2	<i>Soldagem exploratória</i>	55
4.3	<i>Soldagem final</i>	61
4.3.1	<i>Caracterização microestrutural</i>	73
4.3.2	<i>Avaliação da resistência à corrosão</i>	82
5	CONCLUSÕES	94

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis têm ampla aplicabilidade no dia atuais, que vai desde utensílios domésticos, móveis, até equipamentos e estruturas do setor industrial que necessitam de alto desempenho das propriedades mecânicas oferecidas por esse tipo de material, como tubulações, vasos de pressão, autoclaves, etc.

A resistência à corrosão é uma das propriedades mais notórias dos aços inoxidáveis, garantido a eles uma maior vida em serviço, sem que o material se deteriore por reações de oxidação com o meio em que foi exposto, pois esse tipo de aço tem a capacidade de formar uma camada de proteção rica com óxidos de cromo, chamada de camada passiva. Entretanto, existem condições de trabalho, manutenção ou reparo que podem limitar essa característica.

A soldagem, quando não planejada e prevista de forma correta, pode gerar alterações metalúrgicas que reduzem o desempenho do aço inoxidável. Com exemplo, pode-se citar a ocorrência, pós soldagem, do fenômeno denominado sensitização nos aços inoxidáveis austeníticos, que acontece quando carbonetos de cromo precipitam devido a ação dos ciclos térmicos de soldagem sobre metal base.

A velocidade de soldagem e o resfriamento do material soldado, de uma forma geral, são rápidos para provocar essa precipitação, entretanto, em soldagem multipasses ou em peças de pequenas paredes, pode ser suficiente para provocar a alteração na resistência à corrosão.

Essa precipitação acontece, preferencialmente, nos contornos de grão da matriz austenítica e causa, de forma imediata, o empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes. Essa região empobrecida é suscetível à corrosão pois não há cromo suficiente para garantir a estabilidade da camada protetora.

O material sensitizado pela soldagem, quando retorna ao serviço, fica suscetível à corrosão intergranular nas regiões vizinhas a solda, o que pode com o tempo, danificar e até mesmo inutilizar o equipamento ou estrutura.

Dessa forma, percebe-se a importância do desenvolvimento de estudos que visam determinar o efeito dos parâmetros de soldagem nas alterações microestruturais e na resistência à corrosão nesse tipo de aço. Portanto, o presente trabalho propõe avaliar se, em condições normais de realização de soldagem nos aços AISI 304 e AISI 316L com espessura pequena, há a ocorrência de sensitização e quais são as alterações metalúrgicas advindas dessa operação devido aos diferentes aportes térmicos utilizados.

1.1 Objetivos geral

Avaliar o efeito dos parâmetros de soldagem nas alterações metalúrgicas e na resistência à corrosão dos aços AISI 304 e AISI 316L.

1.2 Objetivos específicos

- Analisar o efeito da mudança de energia pela alteração da corrente de soldagem e pela alteração da velocidade de soldagem nas características macroestruturais dos cordões de solda.
- Analisar o efeito da mudança da energia de soldagem nas alterações metalúrgicas e na resistência à corrosão dos aços AISI 304 e 316L, por meio de análise microestrutural, ensaios de EPR e ensaios de polarização.

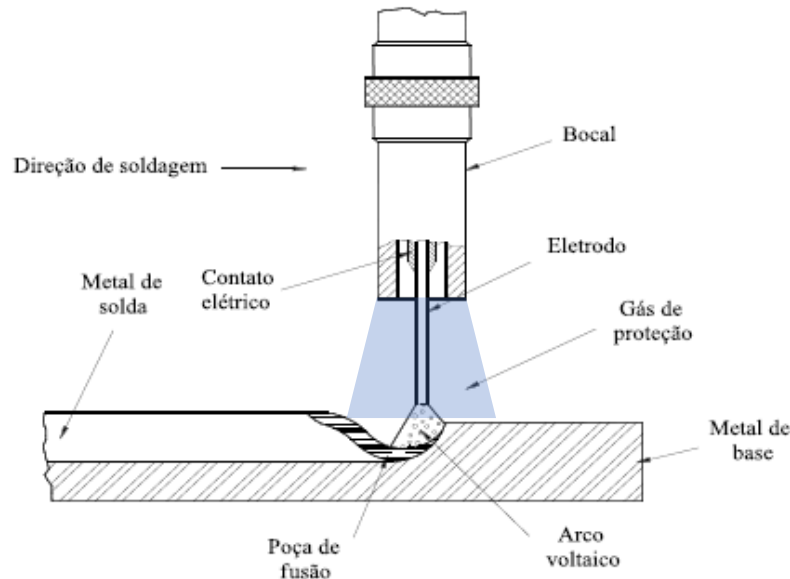
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Processo de soldagem MIG MAG

MIG/MAG é um dos processos de soldagem por fusão no qual, um arco elétrico, utilizado como fonte de calor, é estabelecido entre a extremidade de um eletrodo consumível e a peça que se deseja soldar. O arame-eletrodo tem a função de condutor elétrico e é continuamente alimentado por dentro da tocha, em direção a peça. A tocha, por sua vez, pode ser movimentada de duas formas diferentes, podendo ser feita por uma máquina, denominando o processo como automático, ou manualmente pelo próprio soldador, o que categoriza o processo como semiautomático (MIRANDA, 2002).

Outra característica particular desse processo é o tipo de proteção gasosa, que pode ser ativa, inerte ou uma mistura, justificando assim a nomenclatura que denomina o processo, MIG (*Metal Inerte Gas*)/MAG (*Metal Active Gas*). Outra nomenclatura usada é *Gas Metal Arc Welding*, de sigla GMAW, adotada pela *American Welding Society* (MIRANDA, 2002). A Figura 1 descreve esquematicamente esse processo de soldagem.

Figura 1 – Detalhe da soldagem GMAW.



Fonte: LUZ, 2002.

A possibilidade de usar gases puros e misturas de gases, inertes ou ativos, garante ao processo a capacidade de soldar diferentes tipos de materiais. Em geral, metais e ligas não ferrosas são soldados com uma proteção gasosa inerte e pura, para aços ligados é mais adequado usar misturas de gases inertes com baixos percentuais de gases ativos, enquanto que misturas com maior quantidade de gases ativos ou até mesmo CO₂ puro são usadas como proteção gasosa

de aços carbono (MODENESI & MARQUES, 2000). O gás de proteção tem grande importância na soldagem MIG/MAG, pois sua principal função é impedir a contaminação do eletrodo, do metal transferido e da poça de fusão, garantindo assim a estabilidade do arco e a eficiência da soldagem (MIRANDA, 2002).

É um processo versátil e de maior produtividade, se comparado a outros processos de soldagem por fusão. Pode ser aplicado em diferentes posições (plana, horizontal, vertical e sobre-cabeça) e para diferentes operações, como por exemplo, união, reparo ou revestimento de equipamentos e peças metálicas, desde pequena à grande escala com alto nível de responsabilidade (SANTOS et al, 2001).

Entretanto sua principal dificuldade é a grande sensibilidade às alterações dos parâmetros elétricos, que influenciam diretamente na estabilidade do arco e na qualidade final do cordão de solda. A forte interdependência desses parâmetros dificulta a determinação da condição ideal, por isso é necessário conhecer como regulá-los para alcançar a estabilidade do processo (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2005).

2.1.1 Transferência metálica

Neste processo de soldagem, dependendo do ajuste dos parâmetros operacionais, pode-se controlar a forma como o metal de adição será transferido através do arco para a poça de fusão, por meio de gotas que podem ter diferentes tempos de crescimento, dimensões e frequência de destacamento. Basicamente, existem 3 tipos de transferência: curto-circuito, globular e goticular, que podem variar entre si com base no nível de corrente, polaridade, diâmetro e composição do eletrodo e tipo de gás de proteção utilizado no processo (MODENESI & MARQUES, 2000).

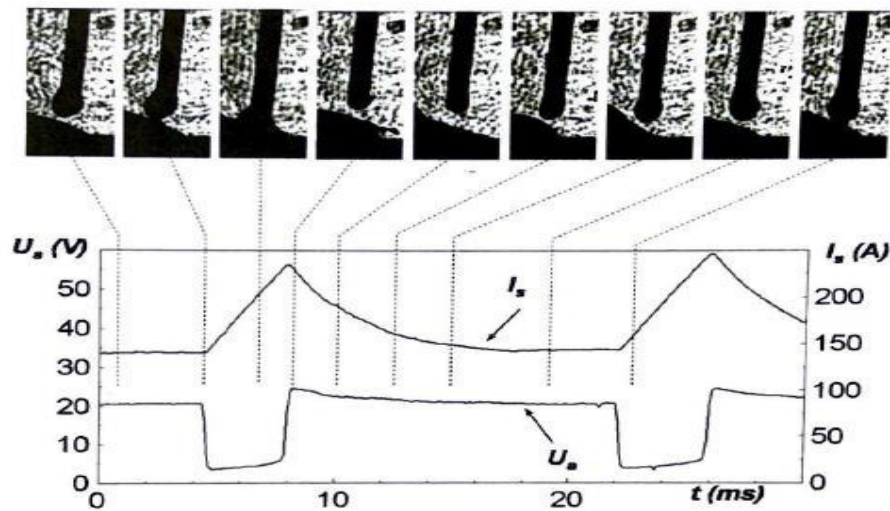
O tipo de transferência interfere diretamente na estabilidade do processo, podendo gerar mais ou menos respingos, tornando possível a soldagem fora de posição ou não, influenciando na qualidade, geometria e aparência do cordão de solda (MIRANDA, 2002).

2.1.1.1 Transferência metálica por curto-circuito

É uma transferência de contato, onde a ponta do eletrodo fundida encosta repetidas vezes na poça de fusão, gerando curtos-circuitos e apagando rapidamente o arco a cada contato, o que justifica o nome dessa transferência. Esse modo é possível com baixos valores de correntes e tensões de soldagem, pois nessa condição o arco formado é curto o suficiente para que não haja desprendimento da gota antes que essa, toque a poça (MIRANDA, 2002).

No momento em que a ponta do eletrodo encosta na poça de fusão, o valor da tensão cai de forma brusca, ao mesmo tempo que o valor da corrente sobe rapidamente, o que pode ser visto de forma clara nos oscilogramas de tensão e corrente registrados nesse tipo de transferência. A Figura 2 mostra o momento de ocorrência do curto-circuito e o seu típico comportamento dos sinais de corrente e tensão (MIRANDA, 2002).

Figura 2 – Oscilogramas típicos de tensão e de corrente durante a transferência por curto-circuito em função do comportamento da gota em crescimento e destacamento.



Fonte: MIRANDA, 2002.

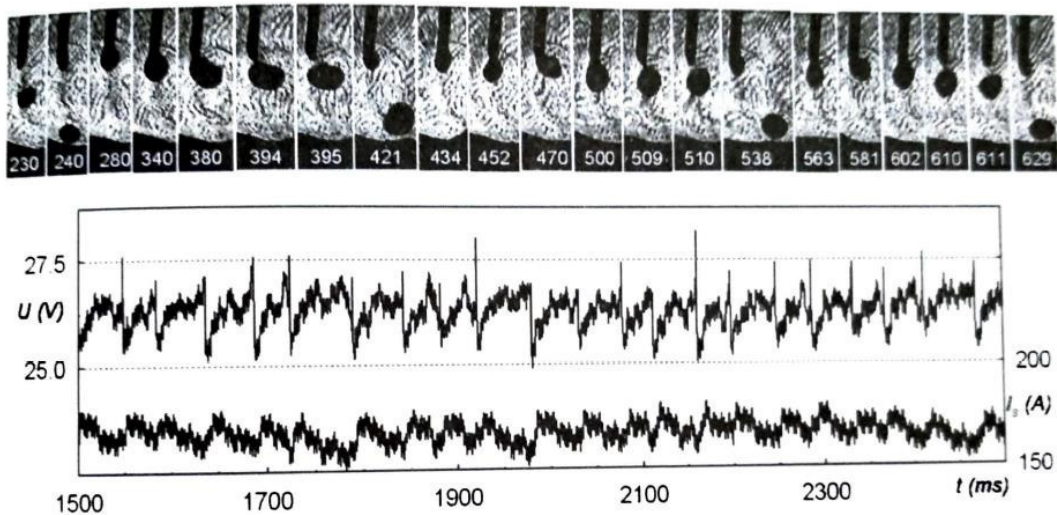
A extinção do arco durante o curto-circuito e o uso de baixas correntes e tensões reduzem a quantidade de calor que é transferido para a peça, portanto esse modo é bastante indicado para chapas delgadas e para soldagens fora de posição, por exemplo, sobrecabeça. Entretanto, por esse mesmo motivo, não é aconselhável a utilização em chapas espessas ou em metais com condutibilidade térmica elevada, pois pode acontecer falta de fusão e defeitos, como porosidade (MIRANDA, 2002).

2.1.1.2 Transferência metálica globular

É caracterizada pela transferência irregular de gotas com grandes dimensões e com baixa frequência de destacamento, devido aos valores de tensões relativamente altos, o que proporciona arcos longos o suficiente para que não ocorra curto-circuito, e valores baixos de correntes. Além do valor da tensão e da intensidade da corrente, o gás de proteção, o diâmetro do eletrodo e composição do mesmo, também influenciam na transferência globular (MIRANDA, 2002).

Durante um processo de soldagem com transferência globular, a ponta do eletrodo é fundida e a gota metálica cresce continuamente até que seu peso seja suficientemente grande para que a gota se desprenda da ponta do eletrodo, atravessando o arco e atingindo a poça de fusão. A Figura 3 mostra um exemplo da transferência metálica no modo globular (MIRANDA, 2002).

Figura 3 – Na vista superior, um exemplo da transferência metálica no modo globular (2000 quadros por segundo); na vista inferior, oscilogramas típicos deste tipo de transferência (gás de proteção Ar + 5%O₂; arame de aço carbono de 1,0 mm de diâmetro; U_a = 28,0 V; V_{alim} de 5,7 m/min; I_s = 164,7 A; V_s de 30 cm/min; DBCP de 18 mm).



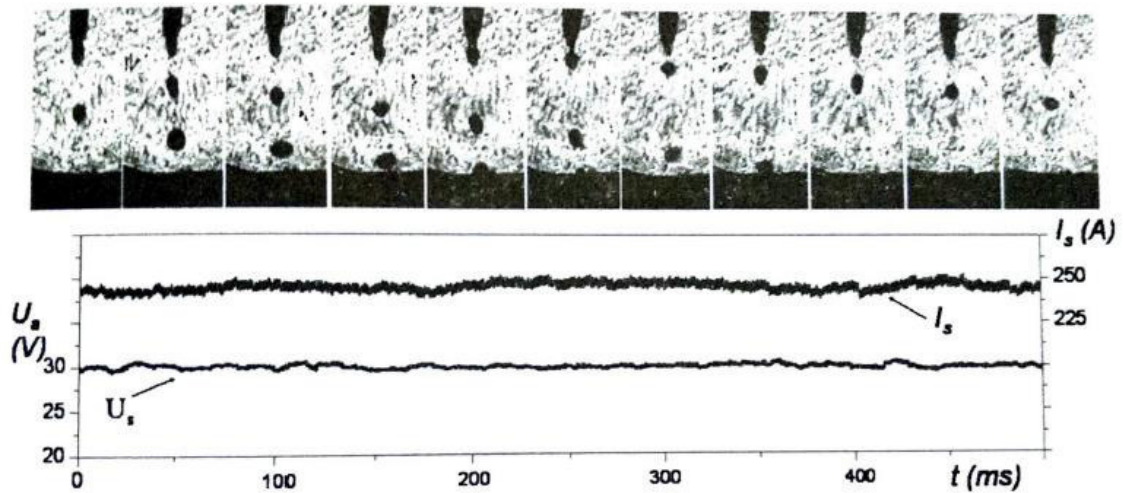
Fonte: MIRANDA, 2002.

Como o tempo de crescimento da gota é relativamente grande, a taxa de transferência é baixa. Além disso, a baixa intensidade de corrente restringe a taxa de deposição, que é baixa na transferência globular e a dimensão da gota também limita a soldagem com esse modo à posição plana, uma vez que em outras posições a gota pode cair sem acompanhar a direção do arco. Portanto, esses aspectos fazem com que essa transferência não seja desejada na soldagem MIG/MAG (MIRANDA, 2002).

2.1.1.3 Transferência metálica goticular

Ao contrário da transferência globular, no modo goticular as gotas são pequenas e transferidas continuamente com elevada frequência (Figura 4), para isso são necessários elevados valores de corrente e tensão. É importante comentar que, além de uma corrente alta, é essencial que a corrente de soldagem seja maior que uma faixa crítica de valores, chamada de corrente de transição (MIRANDA, 2002).

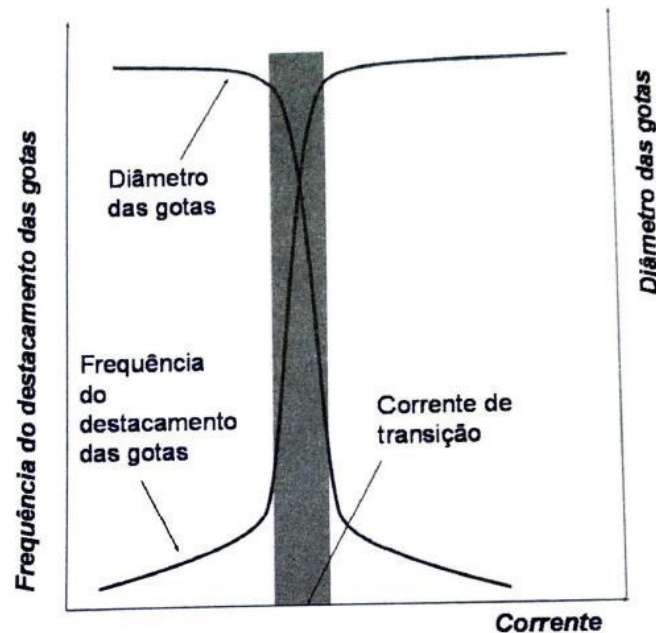
Figura 4 – Variações da tensão e da corrente de soldagem em condições da transferência goticular (Fonte eletrônica com CEF Tensão Constante; arame-eletrodo aço-carbono de 1,2 mm de diâmetro; U_a de 30 V; V_{alim} de 6 m/min; V_s de 40 cm/min; DBCP de 18 mm; gás de proteção Ar+2%CO₂; 2000 quadros por segundo).



Fonte: MIRANDA, 2002.

A medida que o valor da corrente aumenta, se aproximando da corrente de transição, as gotas metálicas que estão sendo transferidas reduzem as suas dimensões e a frequência da transferência aumenta, de forma progressiva. Quando a corrente de soldagem supera a corrente de transição, o tempo de crescimento da gota se reduz abruptamente, elevando a taxa de transferência das gotas, que agora passam a ter pequenas dimensões. A Figura 5 traz um esquema que demonstra a alteração do comportamento da transferência em relação ao valor da corrente (MIRANDA, 2002).

Figura 5 – Ilustração esquemática da alteração brusca do comportamento da transferência metálica, a qual caracteriza a corrente de transição.



Fonte: MIRANDA, 2002.

Devido ao seu tamanho reduzido, as gotas metálicas conseguem alcançar alta velocidade durante a transferência, por esse motivo, elas obedecem a trajetória do arco não importando inclinação do eletrodo, o que nos leva a pensar que esse modo pode ser aplicado fora em qualquer posição de soldagem, entretanto, a elevada intensidade de corrente gera um grande aporte de calor, produzindo uma poça de soldagem volumosa, o que limita a transferência goticular à posição plana, caso contrário a poça poderá escorrer, dificultando a soldagem (MIRANDA, 2002).

Essa alta intensidade de corrente garante a esse modo de transferência uma alta taxa de deposição, bom molhamento da poça e boa penetração. A ausência de respingos, o ruído homogêneo do arco durante a soldagem e a boa aparência final do cordão de solda, também caracterizam a transferência goticular (MIRANDA, 2002).

2.2 Fluxo de calor e o ciclo térmico de soldagem

Nos processos de soldagem por fusão, como é o caso da soldagem MIG/MAG, a temperatura necessária para fundir o material pode chegar a um elevado valor, portanto a fonte de calor usada para alcançar essa temperatura, atua de maneira concentrada e intensa, transferindo calor para o metal base. Essa intensidade é quantificada de forma alternativa pela energia de soldagem (H), que é um parâmetro simples, relativo à quantidade de energia gerada

pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda, podendo ser calculada pela seguinte razão (onde I corresponde ao valor da corrente, U corresponde ao valor da tensão V_{solda} é a velocidade de soldagem), definida pela Equação 1 (MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012).

$$H = \frac{U \times I}{V_{solda}} \quad \text{Eq. 1}$$

Entretanto, a energia de soldagem não é transferida em sua totalidade para a peça soldada, existem perdas de calor por convecção, radiação, entre outras, o que diminui o rendimento do processo (MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012). Existem estudos teóricos e modelos matemáticos que tentam prever como se distribui o fluxo de calor na soldagem, mas esses não serão abordados no presente trabalho.

O calor eficiente que flui pela peça, além de alterar a temperatura na região da solda e fundir localmente o material, pode provocar modificações metalúrgicas e mecânicas, como efeito dos ciclos térmicos (WAINER, BRANDI, DE MELLO, 1992). Essas modificações podem causar efeitos negativos, como a degradação de propriedades mecânicas, físicas e químicas, tensões residuais, distorções e trincas (MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012).

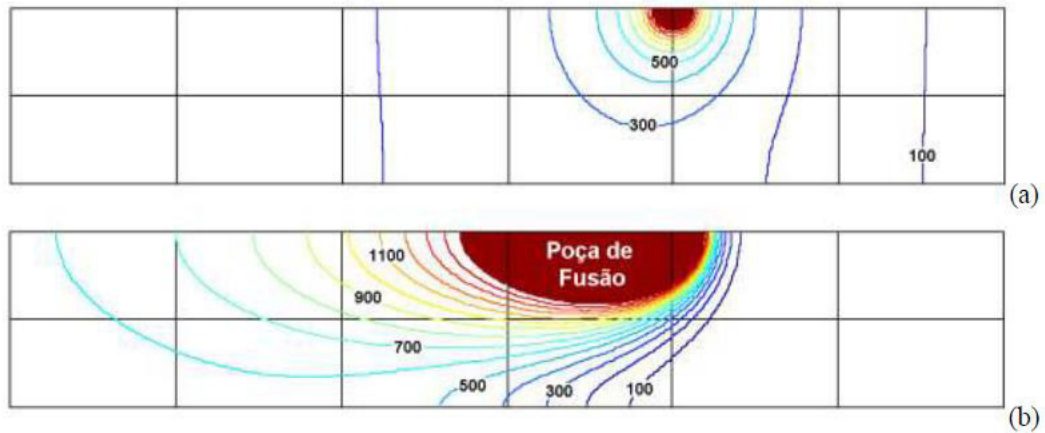
Os ciclos térmicos descrevem como a temperatura varia durante a soldagem, onde cada ponto possui uma evolução de temperatura específica, dependendo da distância desse em relação à solda (MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012). Sendo assim, os ciclos térmicos têm fundamental importância na previsão de possíveis transformações microestruturais, bem como para o entendimento dos efeitos da soldagem nas propriedades do material.

O fluxo de calor gerado na soldagem é influenciado por diversos parâmetros operacionais, o que pode, portanto, alterar os ciclos térmicos relacionados à soldagem. (MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012).

2.2.1 Condutividade térmica da peça

Materiais de maior condutividade tem condução de calor facilitada e, portanto, apresentam maiores velocidades de resfriamento, enquanto materiais menos condutores dissipam o calor com menor velocidade. Comparando soldagens de mesma energia e em chapas de mesma espessura, sendo uma chapa de cobre e a outra de aço inoxidável austenítico (Figura 6) podemos observar a chapa de cobre retém menos calor e é submetida a menores temperaturas, devido a elevada condutibilidade térmica do material.

Figura 6 - Distribuição teórica de temperatura no plano xz em torno da poça de fusão para (a) um metal de alta condutividade térmica (cobre) e (b) um de baixa (aço inoxidável austenítico). Espessura: 10 mm. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.

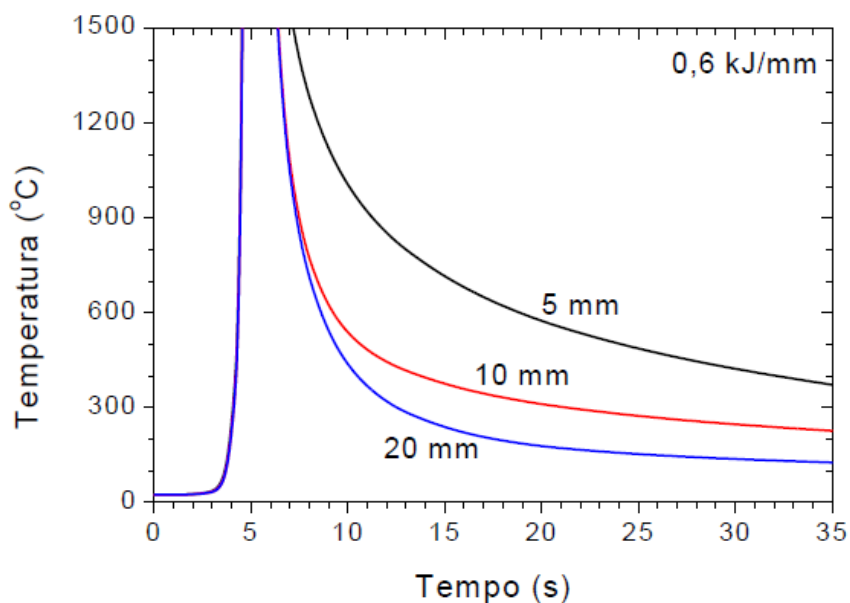


Fonte: MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012.

2.2.2 Espessura da peça

Peças de maiores espessuras tendem a resfriar mais rapidamente, devido à maior perda por condução, quando comparadas a uma peça menos espessa em mesma condição de soldagem. A Figura 7 ilustra os ciclos térmicos de mesma energia de soldagem em chapas com diferentes espessuras.

Figura 7 - Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapas de diferentes espessuras. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.

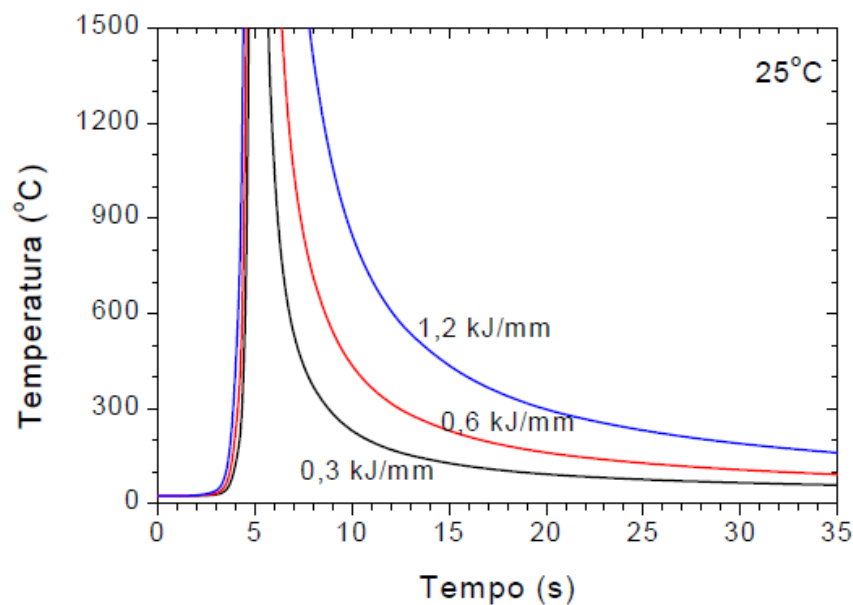


Fonte: MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012.

2.2.3 Energia de soldagem

Quanto maior for a energia de soldagem a tendência é que menor seja a velocidade de resfriamento da solda. A Figura 8 representa os ciclos térmicos de soldagens em uma chapa grossa com diferentes energias de soldagem.

Figura 8 - Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapa grossa com diferentes energias de soldagem.



Fonte: MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012.

Portanto, a depender desses parâmetros, diferentes ciclos térmicos podem ser observados, assim como diferentes transformações de fases, uma vez que a velocidade de resfriamento é um dos fatores determinantes.

2.3 Macroestruturas resultantes da soldagem

Devido aos ciclos térmicos e as diferentes mudanças microestruturas ocorridas durante um processo de soldagem por fusão, pode-se identificar a existência de três áreas distintas após uma operação de soldagem (MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012).

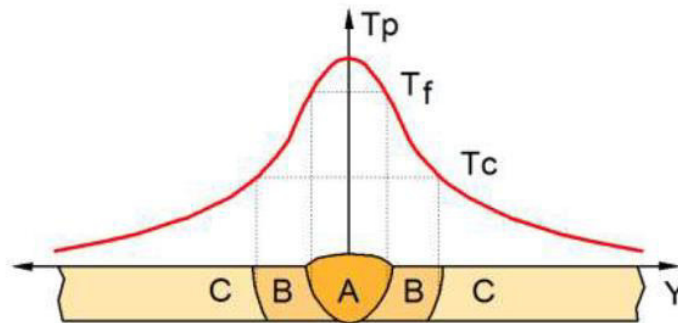
Zona Fundida (ZF): Região onde as temperaturas alcançam valores muito altos, acima na temperatura de fusão do material, corresponde a área onde o material fundiu durante a operação.

Zona afetada pelo calor (ZAC): Região adjacente a zona fundida, onde as temperaturas alcançadas são capazes de alterar metalurgicamente o material sem fundi-lo, mudando as microestruturas e/ou propriedades do metal base.

Metal base (MB): Região onde o ciclo térmico não ocasiona alterações metalúrgicas, são as áreas mais distantes da solda.

A Figura 9 representa esquematicamente essas diferentes regiões da solda e a distribuição das temperaturas durante o processo.

Figura 9 - Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com a temperatura de pico (T_p), de fusão (T_f) e crítica (T_c). A - ZF, B - ZAC e C – MB.

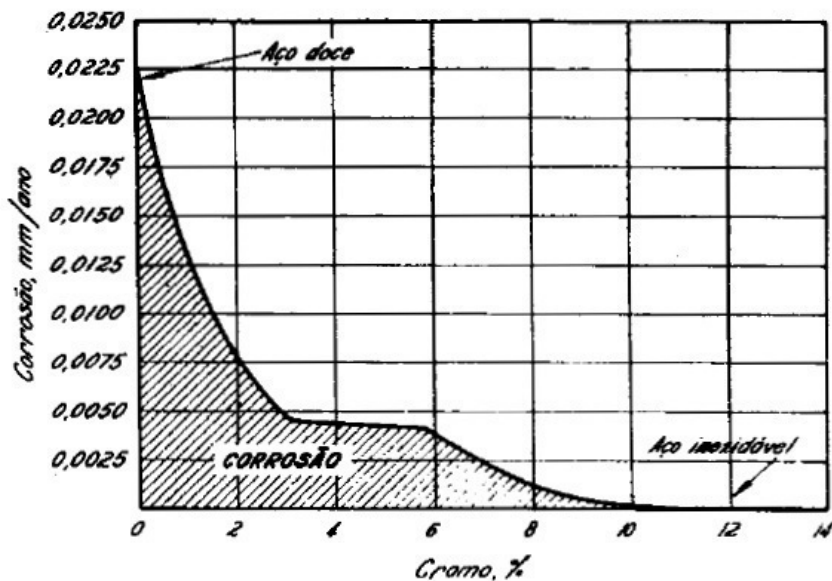


Fonte: MODENESI, MARQUES, SANTOS, 2012 (adaptado pelo autor).

2.4 O aço inoxidável

Os aços denominados como inoxidáveis são ligas de ferro carbono com pelo menos 11% de cromo, sendo esse último, o elemento responsável por aumentar a resistência à corrosão do aço (Figura 10). Essa composição química homogênea lhe garante a capacidade de formar uma película muito fina, aderente e superficial de óxidos ricos em cromo, chamada de camada passiva, que protege o material quando em contato com um meio corrosivo, esse fenômeno é conhecido como passivação (SILVA, MEI, 2010).

Figura 10 – Gráfico ilustrando a passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial.



Fonte: CHIAVERINI, 1988.

A composição química dessa família de aços, além de conter ferro, carbono e cromo, pode ser alterada por outros elementos, o que contribui com efeitos distintos nas microestruturas e propriedades mecânicas. São alguns deles (CHIAVERINI, 1988):

- Níquel (Ni): Favorece a formação da fase austenita, contribui com um aumento na tenacidade e na resistência a corrosão em ambientes neutros.
- Molibdênio (Mo): Estabiliza a fase ferrita e forma carboneto, contribui com um aumento da resistência mecânica em altas temperatura e reduz a ocorrência de corrosão localizada, por exemplo, corrosão por pites.
- Manganês (Mn): Formador de austenita e melhora a ductilidade a quente dos aços inoxidáveis.
- Titânio (Ti): Forte formador de carbonetos, nitretos e fase ferrita. Melhora a resistência à corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos e melhora a resistência mecânica em altas temperaturas.
- Nióbio (Nb): Favorece a formação de ferrita e forma carbonetos. Possui efeitos similares ao Titânio, sendo adicionado para os mesmos fins.

Combinando as boas propriedades mecânicas a essa característica de autoproteção contra a corrosão, os aços inoxidáveis garantem uma alta aplicabilidade em diversos tipos de finalidade, como tubulações de petróleo e gás, vasos de pressão, instrumentos cirúrgicos,

utensílios domésticos, equipamentos para indústria química, naval, farmacêutica, etc (MODENESI, 2001).

Entretanto, algumas condições de trabalho ou reparo, as quais esse tipo de aço é exposto, podem favorecer a degradação das propriedades do material (SILVA, MEI, 2010). O processo de soldagem é um bom exemplo, pois essa operação provoca mudanças na microestrutura e como resultado disso, há a possibilidade de fragilizar o material.

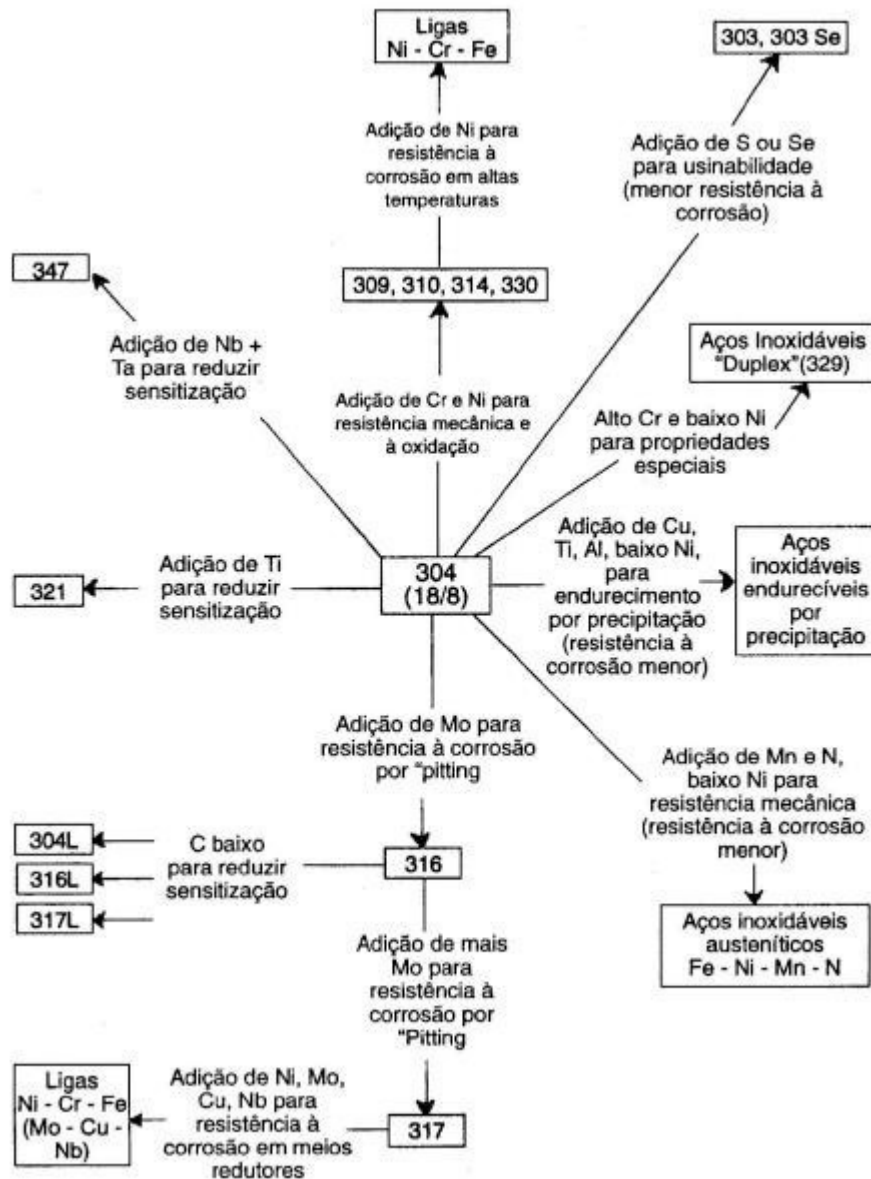
2.4.1 Aço inoxidável austenítico

Os aços inoxidáveis podem ser classificados com base na microestrutura estável à temperatura ambiente, portanto, o aço inoxidável austenítico tem esse nome porque apresenta a fase austenita estabilizada nessa condição. (CHIAVERINI, 1988).

Dentro da família dos aços inoxidáveis, os austeníticos correspondem ao maior grupo, seja pela numerosa quantidade de ligas desenvolvidas ou pelas suas vastas aplicações. São ligas que apresentam excelente ductilidade, tenacidade e dureza, até mesmo em temperaturas muito baixas. Não possuem propriedades magnéticas e não são endurecíveis por tratamento térmico, entretanto apresentam um aumento significativo da dureza quando trabalhados a frio (ASM INTERNATIONAL, 1994, CHIAVERINI, 1988).

De forma geral, esse tipo de aço apresenta uma composição química balanceada entre elementos formadores de austenita, como níquel, carbono e cobre, e elementos formadores de ferrita, como cromo, molibdênio, nióbio, titânio. Genericamente, apresentam as seguintes faixas de variação da composição química: Cromo variando entre 16% e 26%, Níquel até 35% e Manganês no máximo 15,5%, sendo mais conhecidos grupo 18-8, no qual as ligas possuem o teor médio de cromo e níquel em 18% e 8%, respectivamente (ASM INTERNATIONAL, 1994). A Figura 11 mostra as relações entre algumas das variações desse tipo de aço.

Figura 11 - Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico AISI 304 visando propriedades especiais.



Fonte: PADILHA, 1994.

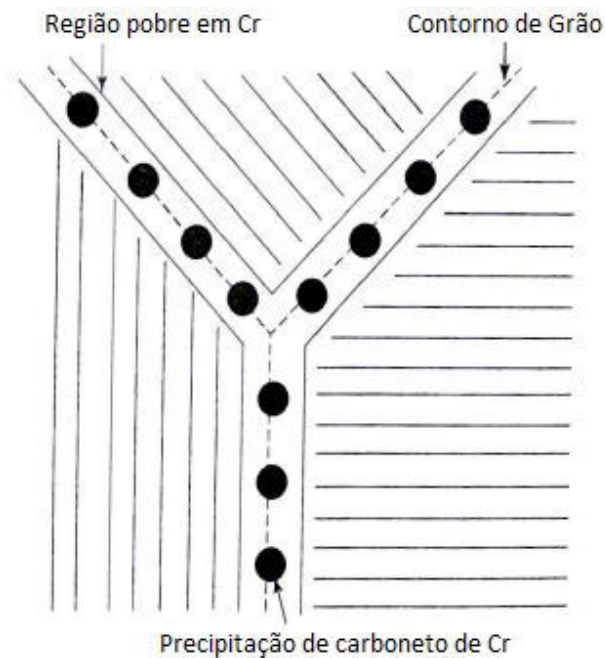
2.4.2 Sensitização do aço inoxidável austenítico

O carbono que compõem essas ligas favorece a formação de austenita e apresenta alta solubilidade nessa fase em elevadas temperaturas (superiores a 1000°C), entretanto, a solubilidade do carbono decresce à medida que se reduz a temperatura, podendo então, ligar-se a outros elementos. Quanto maior for o teor de carbono do aço, mais notório é esse efeito (MODENESI, 2001, FOLKHARD, 1988).

Portanto, quando o aço inoxidável austenítico é submetido à uma temperatura entre a faixa de 425°C até 870°C por algum período de tempo, pode haver a precipitação de carboneto ricos em cromo nos contornos de grão, esse fenômeno é bastante conhecido e chamado de sensitização (ASM INTERNATIONAL, 1994).

A precipitação de carboneto de cromo (sensitização) de forma preferencial nos contornos de grãos ocasiona de forma imediata o empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes (Figura 12), devido a esse desequilíbrio na composição química, o material passa a ser mais suscetível a corrosão, principalmente a do tipo intergranular (ASM INTERNATIONAL, 1994).

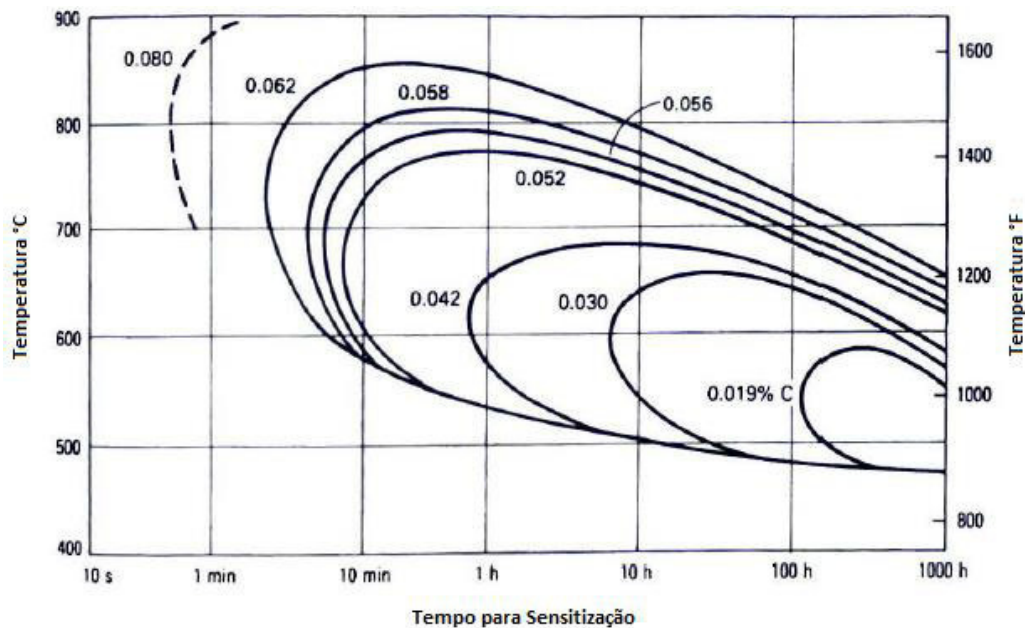
Figura 12 – Contorno de grão com precipitação de carbonetos e empobrecimento local de cromo.



Fonte: LIPPOLD, KOTECKI, 2005 (adaptado pelo autor).

A quantidade de precipitado formado tem relação direta com o tempo de exposição à temperatura, e a cinética está relacionada com o teor de carbono e a temperatura a qual o material foi exposto. A Figura 13 mostra curvas de tempo-temperatura-sensitização para aços com diferentes teores de carbono (ASM INTERNATIONAL, 1994).

Figura 13 – Curvas de tempo-temperatura mostrando o efeito do teor de carbono na precipitação de carbonetos.



Fonte: ASM INTERNATIONAL, 1994 (adaptado pelo autor).

Quanto maior for o tempo de exposição, maior quantidade de precipitado será formado, portanto, diz-se que mais sensibilizado será o material, e quanto maior o teor de carbono e a temperatura, em menos tempo ocorrerá o início da precipitação.

Buscando maneiras de evitar a sensibilização do aço inoxidável austenítico, foram desenvolvidas novas ligas desse material. Algumas tiveram o teor de carbono reduzido em sua composição química (teores menores que 0,03%), identificadas com a letra L na sigla do grau do aço, tendo como intuito dessa alteração, retardar o início da formação de precipitados reduzindo o carbono disponível para a formação de carbonetos (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Outras ligas, conhecidas como aços inoxidáveis austeníticos estabilizados, receberam pequenas adições de elementos formadores de carbonetos, como o titânio e o nióbio, com o objetivo de favorecer a formação de carbonetos de titânio e nióbio, ao invés de carbonetos de cromo, preservando assim a camada passiva e consequentemente a resistência a corrosão (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

2.5 Efeito dos parâmetros de soldagem na sensibilização

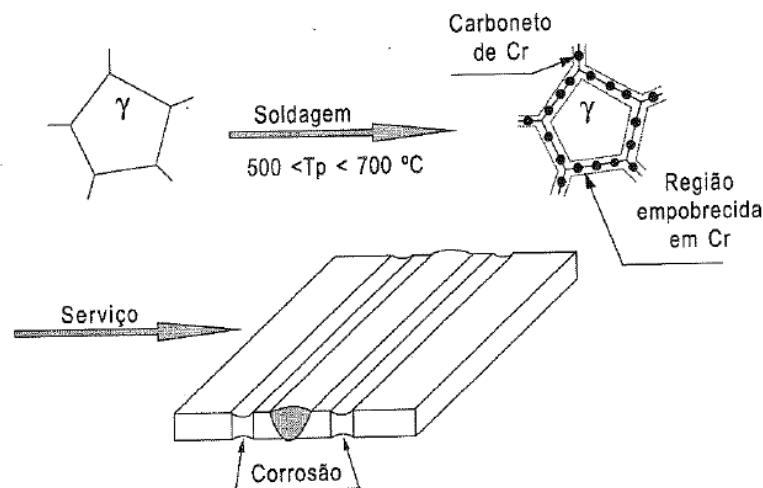
Durante uma operação de soldagem, o ciclo térmico ao qual o material é exposto pode ocasionar a precipitação de carbonetos na ZAC, uma vez que essa região é submetida a

uma variação de temperatura, que vai desde a temperatura ambiente até uma temperatura próxima a de fusão da liga (FOLKHARD, 1988).

A duração e intensidade desse ciclo térmico, bem como o tamanho da região afetada pelo calor (ZAC) são influenciados, principalmente, pelos parâmetros de soldagem e pela espessura da peça soldada. A espessura da peça também determina, dependendo da quantidade de energia imposta na peça, a velocidade de resfriamento do material (FOLKHARD, 1988).

Como a precipitação de carbonetos tem relação direta com o tempo de exposição a uma determinada faixa de temperatura, os parâmetros de soldagem têm efeito sob a sensitização do material, que quando sensitizado após uma operação de soldagem (Figura 14) pode vir a sofrer ataques por corrosão intergranular quando colocado em serviço (FOLKHARD, 1988).

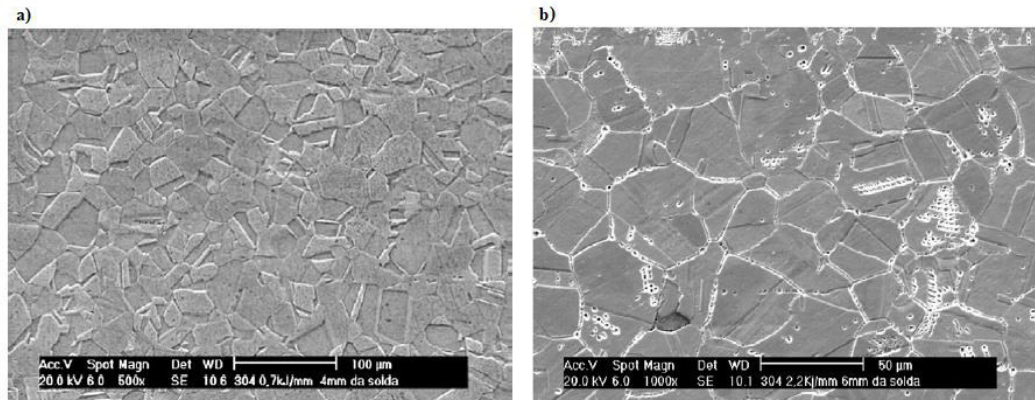
Figura 14 – Mecanismo de corrosão intergranular baseado no empobrecimento de cromo das regiões adjacentes aos contornos de grão.



Fonte: MODENESI, 2001.

Segundo o estudo realizado por DE LIMA-NETO et al (2008), onde foi analisada a influência da energia de soldagem na sensitização, comparando duas condições diferentes de parâmetros, não houve sensitização na amostra soldada com corrente de 92 A e velocidade de soldagem de 200 mm/min (Figura 15a), entretanto, uma segunda amostra soldada com uma maior corrente (132 A) e uma velocidade de soldagem reduzida pela metade (100 mm/min) apresentou a sensitização em uma extensão de 6 mm na ZAC (Figura 15b).

Figura 15 - Imagens de MEV mostrando as microestruturas do SS304 a) soldado com menor energia e não sensitizado e b) soldado com maior energia, apresentando contornos de grão com precipitados.



Fonte: DE LIMA-NETO et al, 2008 (adaptado pelo autor).

Pela equação 1, o efeito do aumento da corrente somado a redução da velocidade de soldagem aumenta a energia imposta no material e, portanto, favorece a ocorrência de precipitação de carbonetos, além disso, a redução da velocidade de soldagem aumenta o tempo de exposição do material aos ciclos térmicos, o que também colabora para sensitizar a peça.

2.6 Análise metalúrgica

Após a soldagem, a microestrutura resultante na zona fundida, depende da forma como se comporta a solidificação nessa região e das transformações difusionais que acontece durante o estado sólido. Dependendo da composição química do aço inoxidável austenítico, a solidificação pode se iniciar formando primeiro a fase austenita, ou então, primeiro a fase ferrita (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

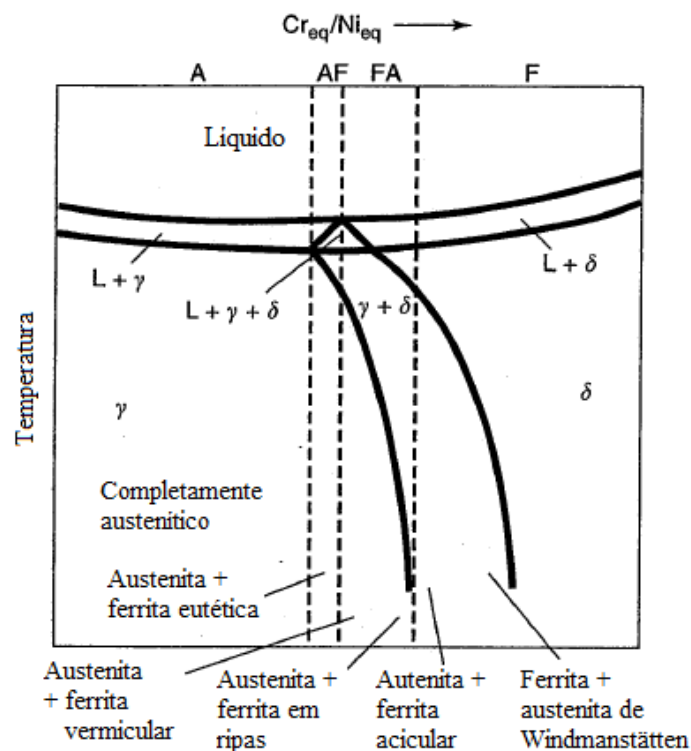
Basicamente, pode-se citar 4 possíveis formas de solidificação e transformações difusionais causadas pela soldagem desse tipo de material. A Tabela 1 resume os 4 tipos, mostrando as reações promovidas e as microestruturas resultantes e a Figura 16 apresenta em um diagrama de fases do sistema Fe-Cr-Ni, as faixas de ocorrência de cada tipo (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Tabela 1 – Tipos de solidificação, reações e microestruturas resultantes.

Tipo de Solidificação	Reação	Microestruturas
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Completamente austenítica, estrutura de solidificação bem definida.
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita na célula e limites dendríticos.
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita vermicular e/ou ferrita em ripas, resultante da transformação de ferrita para austenita.
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular ou matriz ferrítica com austenita ou austenita de Widmanstätten nos contornos de grão.

Fonte: LIPPOLD, KOTECKI, 2005 (adaptado pelo autor).

Figura 16 – Relacionamento do tipo de solidificação para um diagrama de fases pseudo-binário.

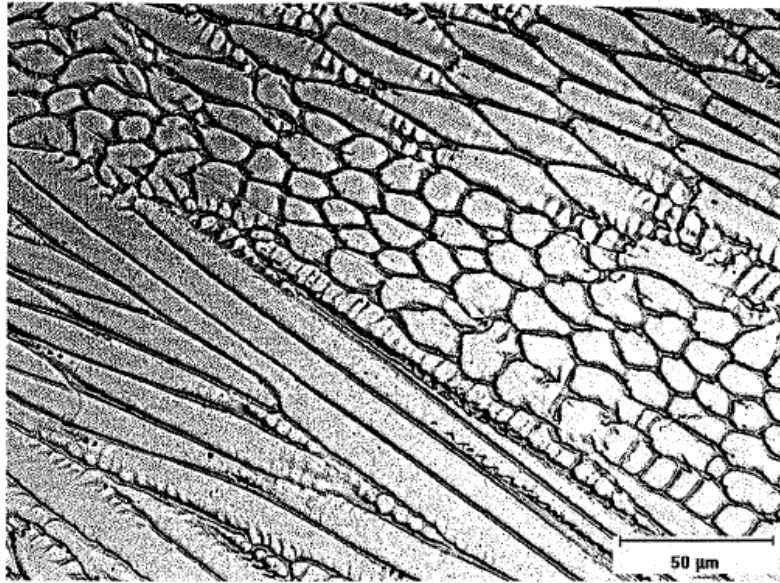


Fonte: LIPPOLD, KOTECKI, 2005 (adaptado pelo autor).

2.6.1 Solidificação do Tipo A

A primeira fase a se formar é a austenita e ela se mantém bem definida até o fim do resfriamento da liga, gerando, portanto, uma microestrutura completamente austenítica caracterizada por uma morfologia em células e dendritas (Figura 17).

Figura 17 – Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação completamente austenítica (Tipo A).



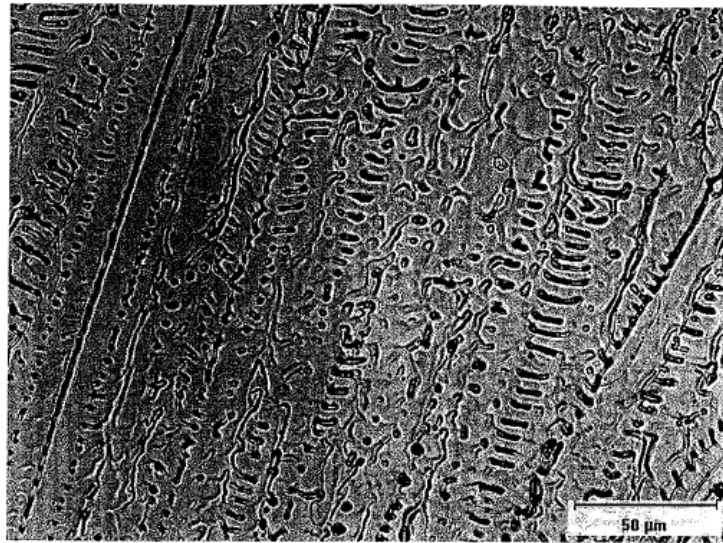
Fonte: (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

2.6.2 Solidificação do Tipo AF

Nesse caso, a austenita continua sendo a primeira fase a nuclear e crescer, entretanto, diferente do tipo A, ao fim do processo de solidificação, quantidades de ferrita eutética são formadas nos contornos de grão (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Esse tipo de solidificação acontece nos aços que contem quantidades suficientes de elementos que favorecem a formação de ferrita, por exemplo, Cr e Mo. A segregação desses elementos durante o resfriamento do material, enriquece os contornos de grão e estabilizam, nessa região, a fase ferrita. A Figura 18 apresenta uma microestrutura de uma zona fundida que passou pela solidificação do tipo AF (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Figura 18– Microestrutura da zona fundida resultante de uma solidificação do Tipo AF.



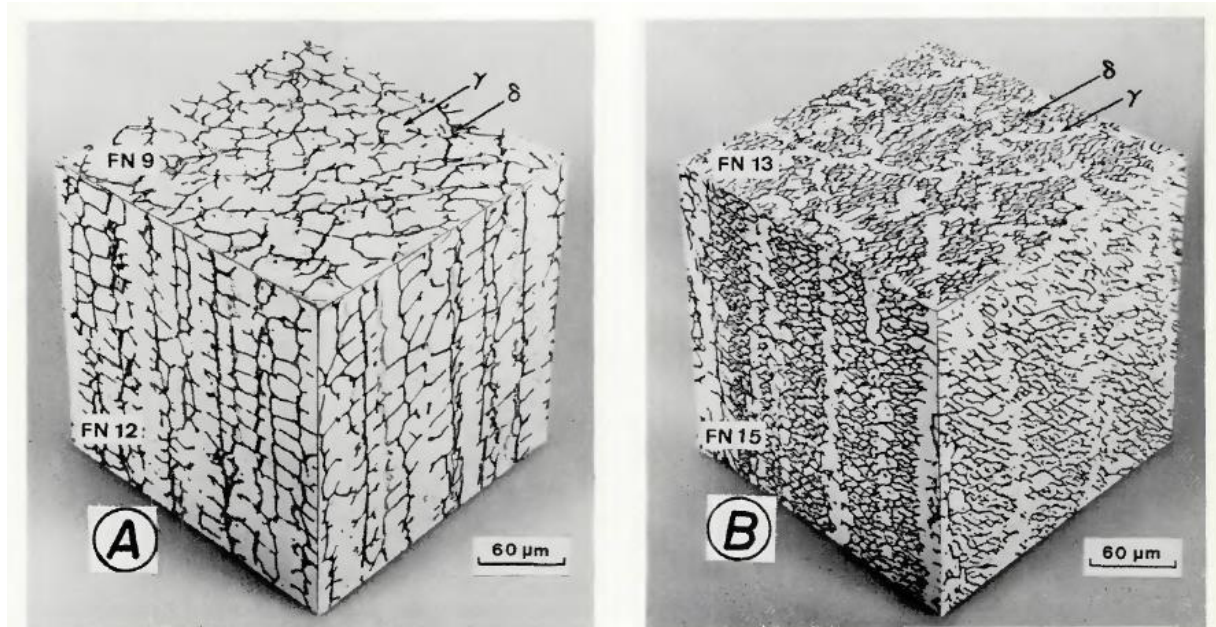
Fonte: (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

2.6.3 *Solidificação do Tipo FA*

Nesse tipo de solidificação, a primeira fase a se formar é a ferrita e a partir dela ocorre a formação de austenita. Segundo LEONE, KERR (1982), a formação de austenita pode se dar de duas formas, ou através da própria ferrita sólida, ou pelo líquido que ainda resta após a solidificação parcial da ferrita. A quantidade de austenita formada depende da composição química da liga, mais especificamente dos teores de cromo e níquel.

A morfologia da ferrita também é afetada pela energia de soldagem. Baixas energias implicam em rápidos resfriamentos o que produz uma a ferrita mais refinada (Figura 19B), e na situação inversa, ou seja, altas energias, a tendência é que, comparativamente, o espaçamento entre as dendritas seja maior (Figura 19A) (ARATA, MATSUDA, KATAYAMA, 1976.). A Figura 19 representa dois tipos diferentes de morfologia da ferrita que podem ocorrer na zona fundida após uma operação de soldagem.

Figura 19 – Micrografias tridimensionais de diferentes morfologias de um aço inoxidável austenítico, do tipo 308, soldado com múltiplos passes: A – ferrita vermicular; B – ferrita em ripas.



Fonte: DAVID, 1981 (adaptado pelo autor).

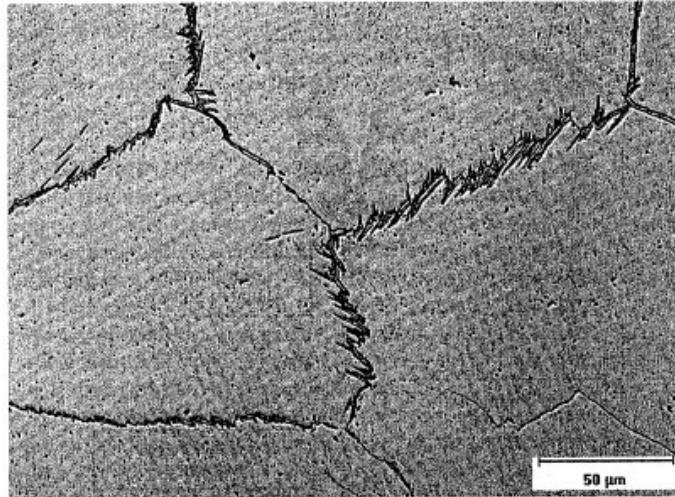
2.6.4 Solidificação do Tipo F

A fase ferrita é completamente formada ao final da solidificação, podendo gerar microestruturas inteiramente ferríticas, entretanto, em alguns casos, dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento, pode ocorrer a formação de austenita no contorno de grão da ferrita, devido a mudança na solubilidade da ferrita durante o resfriamento, mas em todos os casos, a estrutura final é majoritariamente ferrítica (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

A transformação da ferrita em austenita se inicia em temperaturas mais altas quando a composição química é rica em elementos formadora de austenita (níquel), formando uma microestrutura final composta por ferrita acicular e austenita. Já em composições com teores maiores de elementos como o cromo, essa transformação somente se inicia em temperaturas mais baixas e forma ao final do resfriamento, grãos de ferrita com austenita de Widmanstätten nos contornos (Figura 20) (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Quão mais rápido for o resfriamento, mais limitada será a difusão e, portanto, uma menor quantidade de austenita será formada se comparada a uma situação com resfriamento lento ou moderado, onde haverá mais tempo para a austenita consumir a fase ferrita (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Figura 20 – Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação F: Austenita de Widmanstätten através do contorno de grão ferrítico. Essa microestrutura é muito incomum em aços inoxidáveis austeníticos.



Fonte: LIPPOLD, KOTECKI, 2005.

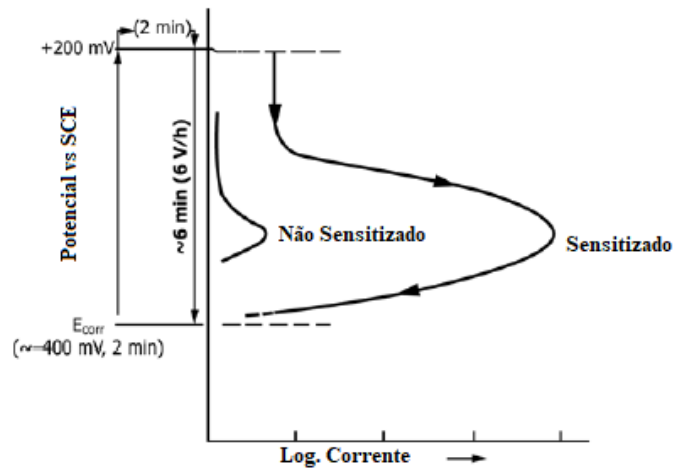
2.7 Análise de um aço sensitizado

A quantificação do grau de sensitização (DOS) de um aço inoxidável pode ser feita pela técnica de EPR, *Electrochemical Potentionkinetic Reactivation*, que é um método de análise rápido, não destrutivo (ASTM INTERNATIONAL, 2015) e amplamente usado em estudos onde os efeitos da sensitização na corrosão intergranular, em diferentes tipos de materiais, é observado (LOPEZ et al.,1997, SILVA et al., 2005, DE ASSIS et al, 2012, IACOVIELLO, DI COCCO, D'AGOSTINO, 2017).

Esse teste é realizado a partir de uma varredura potenciodinâmica na superfície da amostra, que ao conter regiões passivas (ricas em cromo) e regiões ativas (pobres em cromo), para um potencial eletroquímico e um eletrólito específico, apresenta mudanças na densidade de corrente, chamadas de reativação (ASTM INTERNATIONAL, 2015).

Durante o ensaio, o rápido aumento da densidade de corrente representa que as regiões empobrecidas em cromo estão sendo atacadas e corroídas. Aços sensitizados apresentam uma curva típica de EPR, alcançando elevados valores de corrente, enquanto que aços não sensitizados apresenta curvas com densidades de corrente mais baixas, como mostra a Figura 21 (ASTM INTERNATIONAL, 2015).

Figura 21 - Curvas esquemáticas de EPR para aço inoxidável AISI 304 sensitizado e não sensitizado.

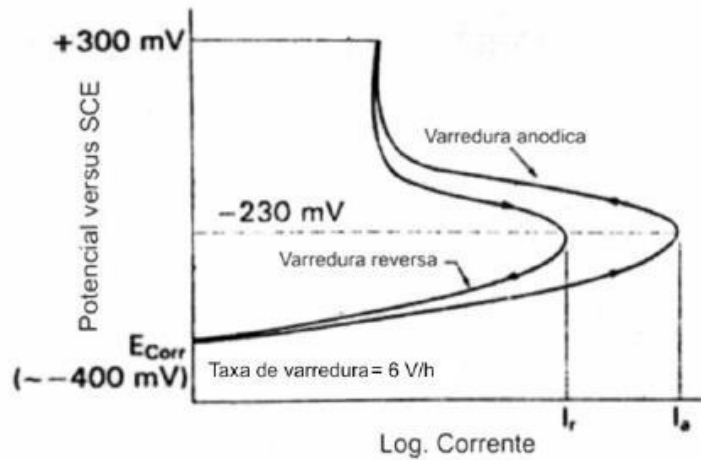


Fonte: ASTM INTERNATIONAL, 2015.

Existem diferentes normas e variações dessa técnica, uma delas é a metodologia chamada de Double Loop (DL-EPR), que diferente do EPR de curva simples, apresenta duas curvas, uma anódica e uma reversa, onde o potencial de corrosão sofre variações de forma cíclica. A varredura anódica se estende até o potencial onde a peça inicia a passivação, a partir daí o potencial reverte, retornando ao potencial inicial, produzindo a segunda curva (LUZ, 2002, CAETANO, 2016).

A curva reversa do potencial pode apresentar um pico na densidade de corrente e quanto maior for o valor de corrente alcançado, menos estável é a camada passiva formada durante a varredura anódica, ou seja, mais suscetível a corrosão o material está (LUZ, 2002). A Figura 22 mostra um esquema da sequência de polarização com as curvas características do ensaio de DL-EPR.

Figura 22 - Diagrama esquemático de um teste DL-EPR.



Fonte: LUZ, 2002.

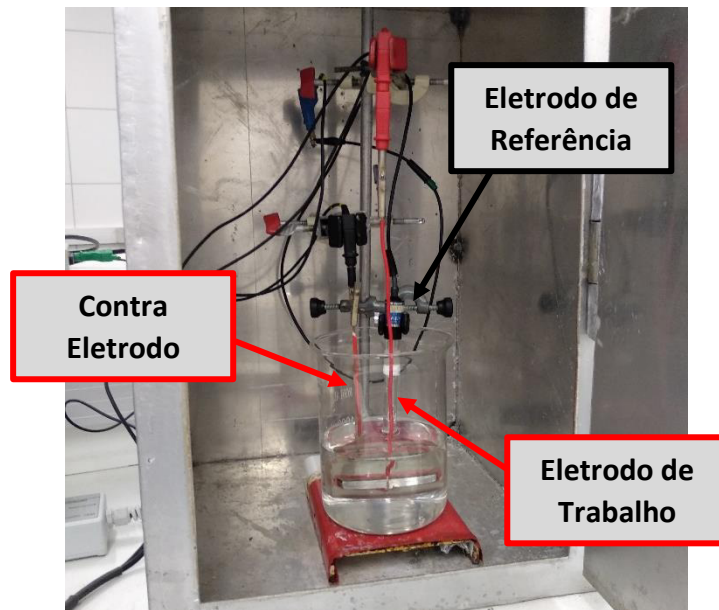
Dessa forma, pode-se quantificar o nível de sensibilização pela razão entre o valor da corrente de pico da curva reversa (I_r) pelo valor da corrente de pico da curva anódica (I_a), sendo então, I_r / I_a .

2.8 Ensaios de polarização eletroquímica

Os ensaios eletroquímicos contribuem para o conhecimento do comportamento da corrosão de um metal em um eletrólito específico. A partir desse tipo de ensaio, pode-se obter parâmetros de relevante interesse teórico e prático, como o potencial de corrosão, corrente de corrosão, taxa de corrosão, corrente de passivação e potencial de pite (ROCHA FILHO, 2015).

Para realização desse ensaio é necessária uma célula eletroquímica (Figura 23), composta de um eletrodo de referência, um contra-eletrodo e o eletrodo de trabalho que é a amostra que se deseja conhecer, e também um potenciostato, que é responsável por aplicar uma varredura de potencial e medir a corrente de polarização. Então, esses valores são registrados por um software que plota a curva do experimento, que nada mais é do que os valores de I_{corr} versus os valores de E_{corr} (ROCHA FILHO, 2015).

Figura 23 – Célula eletroquímica.



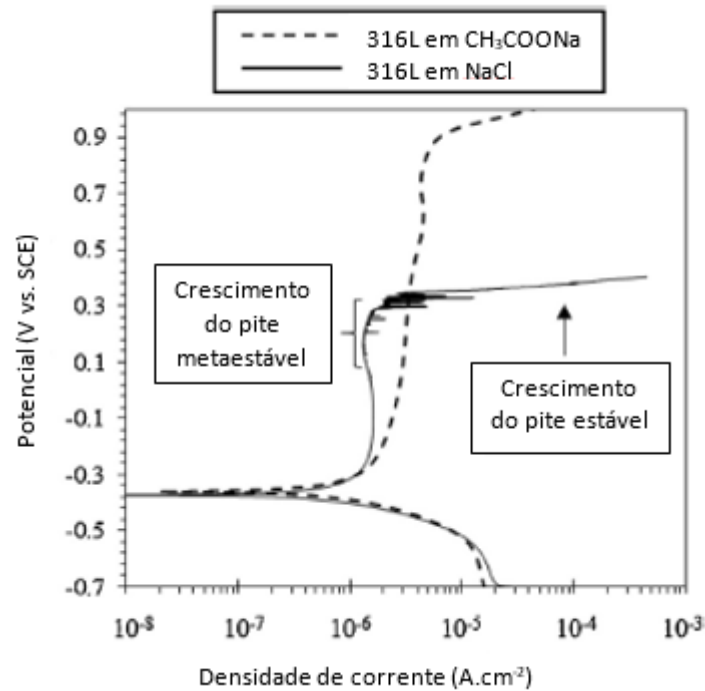
Fonte: (Autoria Própria).

A varredura do potencial vai desde valores menores que o potencial de corrosão do eletrodo de trabalho, até valores além dele, produzindo regiões de polarização anódica e catódica. Esse tipo de ensaio produz uma corrosão localizada, geralmente por pites, que pode começar a se formar durante a polarização catódica sem que haja o rompimento da camada passiva, esse tipo de pite é chamado de metaestável, pois são repassivados e não chegam a se desenvolver (ROCHA FILHO, 2015).

A partir do momento que a varredura atinge potenciais mais ativos pode ser registrado um rápido crescimento no valor da densidade de corrente, o que caracteriza o rompimento da camada passivadora e o crescimento do pite estável. O potencial aplicado no instante que ocorre essa quebra é conhecido como potencial de pite e quanto maior esse potencial, diz-se que mais resistente é o material para aquelas condições de ensaio (ROCHA FILHO, 2015).

A Figura 24 mostra curvas de polarização em diferentes meios, evidenciando o momento onde há nucleação de pites metaestáveis e crescimento do pite estável.

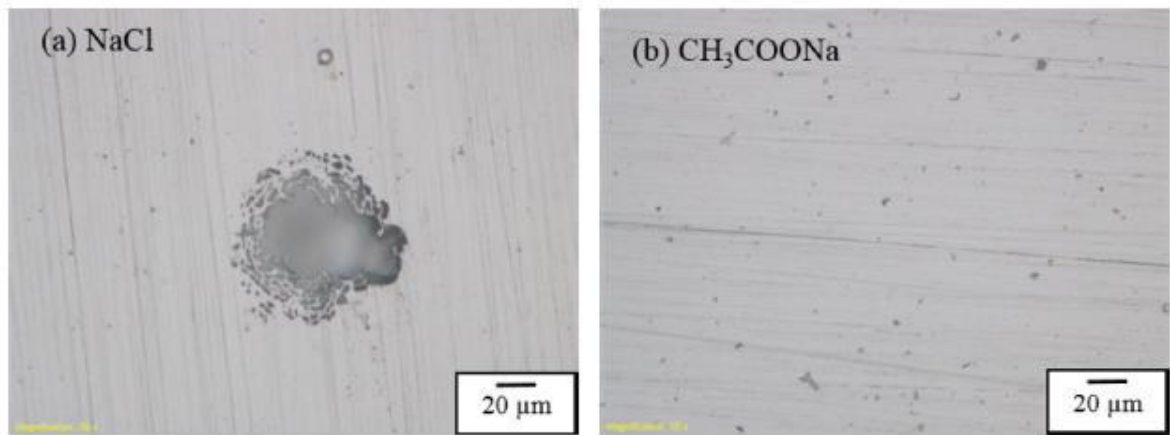
Figura 24 – Curvas de polarização potenciodinâmica para aço inoxidável 316L em soluções de 4,9% de CH_3COONa e 3,5 % de NaCl com taxa de varredura de 1 mVs^{-1} .



Fonte: AL SAADI et al., 2016.

O estudo realizado por AL SAADI et al., mostra que o comportamento de quebra da passivação para um mesmo material pode mudar a depender do eletrólito utilizado e que a presença de íons cloretos aceleram esse processo de rompimento da camada passivadora. As curvas apresentadas na Figura 24 são resultados desse estudo e a partir delas percebe-se que, de fato, a corrente aumenta abruptamente primeiro para o ensaio realizado em solução de NaCl . A Figura 25 mostra a presença de pite somente na amostra que foi imersa na solução rica em cloretos.

Figura 25 – Morfologia da superfície para o aço inoxidável 316L depois polarização potenciodinâmica em solução de (a) 3,5% NaCl e (b) 4,9% de CH₃COONa.



Fonte: AL SAADI et al., 2016.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Metal de Base

Os materiais utilizados como metal base são os aços inoxidáveis austeníticos das séries AISI 304 e AISI 316L cedidos pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS), na espessura de 6 mm para ambos. A Tabela 2 traz os valores de composição química para cada um desses materiais, segundo a norma ASTM A 240/A 240M.

Tabela 2 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos usados como metal base.

AISI 304									
C	Mn	P (máx)	S (máx)	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu
0,08	2,00	0,045	0,03	0,75	18,0 – 20,0	8,00 – 10,5	-	0,10	-

AISI 316L									
C (máx)	Mn	P (máx)	S (máx)	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu
0,03	2,00	0,045	0,03	0,75	16,0 – 18,0	10,0 – 14,0	2,00 – 3,00	0,10	-

Fonte: ASTM International, 2004.

3.1.2 Metal de Adição

O material de adição utilizado no processo de soldagem foi o eletrodo maciço AWS ER316LSi com diâmetro de 0,8 mm. A composição química é mostrada na Tabela 3, segundo o catálogo da LINCOLN ELECTRIC®.

Tabela 3 – Composição química do eletrodo ER316LSi usado como metal de adição.

AWS ER316LSi - Composição Química Típica (%)						
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	
0,01	1,8	0,8	18,5	12,2	2,5	

Fonte: LINCOLN ELECTRIC.

3.1.3 Gás de Proteção

Foi utilizada a mistura de gases binária Argônio-Dióxido de Carbono nas proporções 96% Ar e 4% CO₂. Essa mistura foi escolhida por ser recomendada para soldagem em aço inoxidáveis, além disso, a adição de CO₂ à mistura, aumenta a oxidação do arco

melhorando a condutividade elétrica e, portanto, provoca uma maior penetração no metal base (PEDROSA, 2008).

3.1.4 Equipamentos

Para realizar as soldagens, foi utilizada uma bancada com robô industrial automático, mostrado na Figura 26, para movimentação da tocha MIG/MAG e acionamento do processo, dispondo também de um sistema de alimentação de arame e uma fonte multiprocessos configurada no modo MIG/MAG com corrente constante. Durante a operação, fez-se uso de um sistema de aquisição de dados para análise das características dinâmicas do arco (corrente e tensão de soldagem).

Figura 26 – Bancada de soldagem robotizada.



Fonte: (Autoria Própria).

Para a determinação da composição química e para a caracterização microestrutural das amostras retiradas dos cordões, utilizou-se os seguintes equipamentos:

- a) Analisador portátil de metais por FRX
- b) Espectrômetro de emissão ótica
- c) Serra fita
- d) Esmerilhadeira

- e) Lixadeira rotativa
- f) Politriz
- g) Fonte de corrente contínua para ataque eletrolítico
- h) Máquina fotográfica digital
- i) Microscópio ótico (MO)

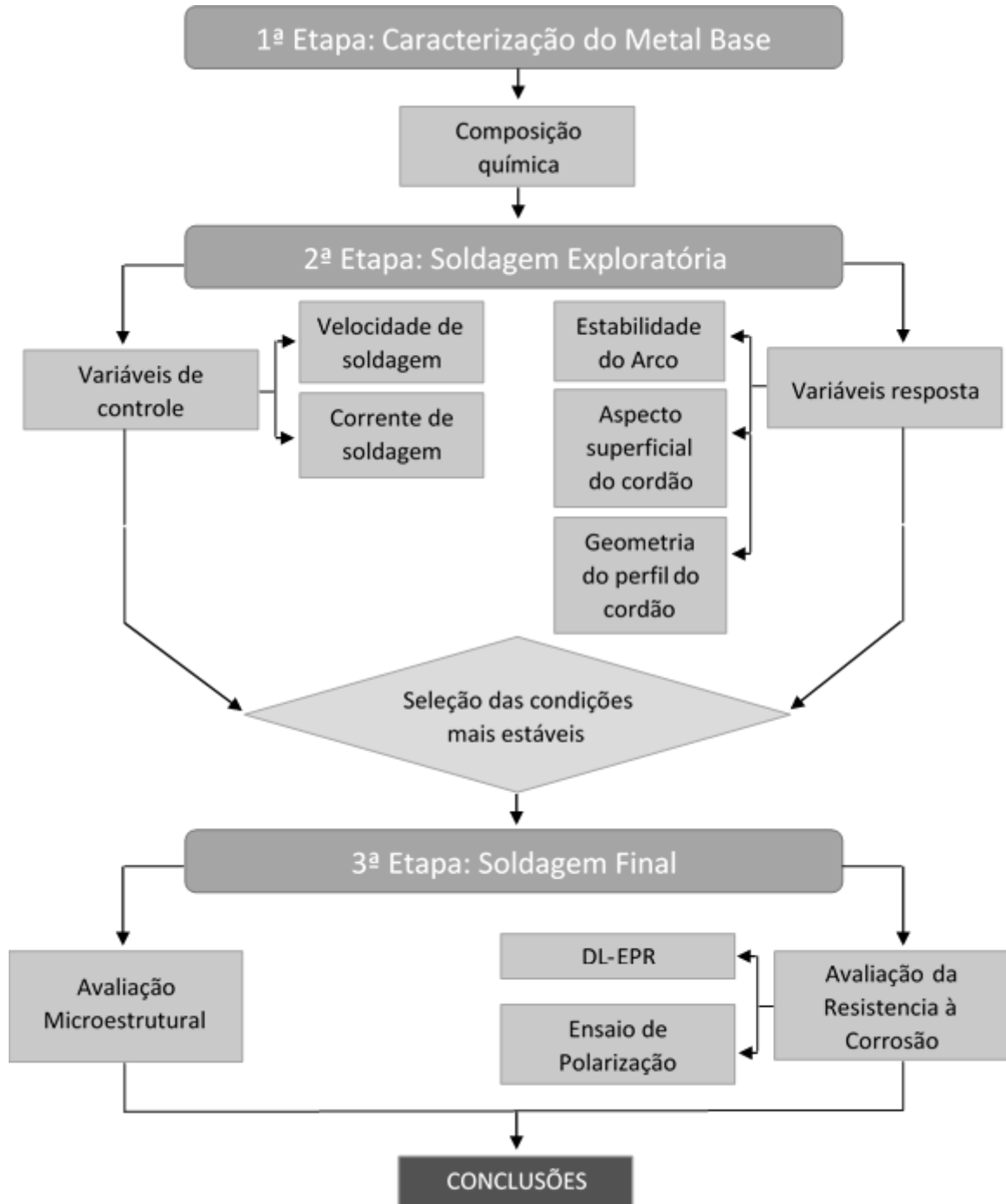
E, por fim, para os ensaios de corrosão foram usados:

- a) Célula de EPR portátil
- b) Potenciostato

3.2 Metodologia

A Figura 27 mostra um fluxograma da metodologia desenvolvida para o presente estudo, dividida em etapas.

Figura 27 – Fluxograma geral da metodologia utilizada.



Fonte: (Autoria Própria).

3.2.1 1ª Etapa: Caracterização do metal base

A primeira caracterização do material foi feita com uma pistola portátil de análise química por FRX (Fluorescência de Raio X), a fim de estimar de forma rápida o tipo do aço e a série de classificação dele.

Em seguida uma amostra de cada material foi cortada e preparada com lixamento até 320 mesh para realização da análise de composição química por espectrometria de emissão ótica, com o objetivo de quantificar de forma mais precisa a composição química e medir o teor de carbono do material que não é fornecido na análise por FRX. A quantidade de carbono é de suma importância para o desenvolvimento desse trabalho, pois define se o aço inoxidável austenítico é do tipo L ou não.

3.2.2 2ª Etapa: Soldagem exploratória

A fim de conhecer melhor o eletrodo ER316LSi e definir as condições estáveis de trabalho, foi proposto um estudo exploratório dos parâmetros de soldagem em chapas de aço carbono, devido ao seu menor custo em relação aos aços inoxidáveis.

Foram realizados vários testes, o primeiro deles teve o intuito de investigar qual a corrente de transição do eletrodo, por meio de uma soldagem no modo tensão constante onde a velocidade de alimentação do arame foi progressivamente aumentada até que fosse percebida a mudança no tipo de transferência metálica, de globular para goticular.

A ideia inicial seria utilizar três níveis de corrente, todos acima da corrente de transição (150A, 190A e 230A), mas pelo arame ter somente 0,8 mm de diâmetro, o sistema de alimentação limitou a corrente por não alcançar valores superiores a 20 m/min para a velocidade de alimentação, portanto a corrente de 230A se tornou impraticável.

Dessa forma, determinou-se 190A como o nível mais alto de corrente, 150A como a corrente média e 110A como o menor nível, sendo esse último no modo de transferência por curto circuito e as outras no modo goticular.

As energias de soldagem foram ajustadas de duas maneiras, pela variação da velocidade de soldagem mantendo a corrente constante, o que chamaremos de parâmetros do Tipo V, e pela variação da própria corrente de soldagem, dessa vez mantendo a velocidade de soldagem constante, que são os parâmetros do Tipo I, conforme a Tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem estáveis selecionados para o estudo.

Parâmetros Finais (Tipo I)						
Ir (A)	Valim (m/min)	Vsold (m/min)	DBCP (mm)	Im (A)	Um (V)	E (kJ/mm)
110	10,5	0,50	20	112	25,9	0,348
150	12,5	0,50	20	146	34,2	0,599
190	16,5	0,50	20	185	36,4	0,808

Parâmetros Finais (Tipo V)						
Ir (A)	Valim (m/min)	Vsold (m/min)	DBCP (mm)	Im (A)	Um (V)	E (kJ/mm)
150	12,5	0,75	20	144	35	0,403
150	12,5	0,50	20	146	34,2	0,599
150	12,5	0,25	20	147	32,5	1,146

Fonte: (Autoria Própria).

3.2.3 3ª Etapa: Soldagem final

Nessa etapa as soldagens foram feitas em chapas de aço inoxidável com as seguintes dimensões:

- AISI 304: aproximadamente 130 mm x 65 mm x 6 mm.
- AISI 316L: aproximadamente 140 mm x 65 mm x 6 mm.

Os parâmetros de soldagem foram numerados em ordem crescente de energia, sendo, portanto, os números 1 e 5, a menor energia e a maior energia, respectivamente. Cada chapa recebeu uma marcação como identificação, levando em consideração o tipo de material, a espessura e o parâmetro de soldagem utilizado. A Tabela 5 e a Tabela 6 apresentam a nomenclatura utilizada.

Tabela 5 - Identificação dos parâmetros finais utilizados nas soldagens.

Identificação dos parâmetros de soldagem					
Parâmetro	Ir (A)	Valim (m/min)	Vsold (m/min)	DBCP (mm)	E (kJ/mm)
1	110	10,5	0,50	20	0,348
2	150	12,5	0,75	20	0,403
3	150	12,5	0,50	20	0,599
4	190	16,5	0,50	20	0,808
5	150	12,5	0,25	20	1,146

Fonte: (Autoria Própria).

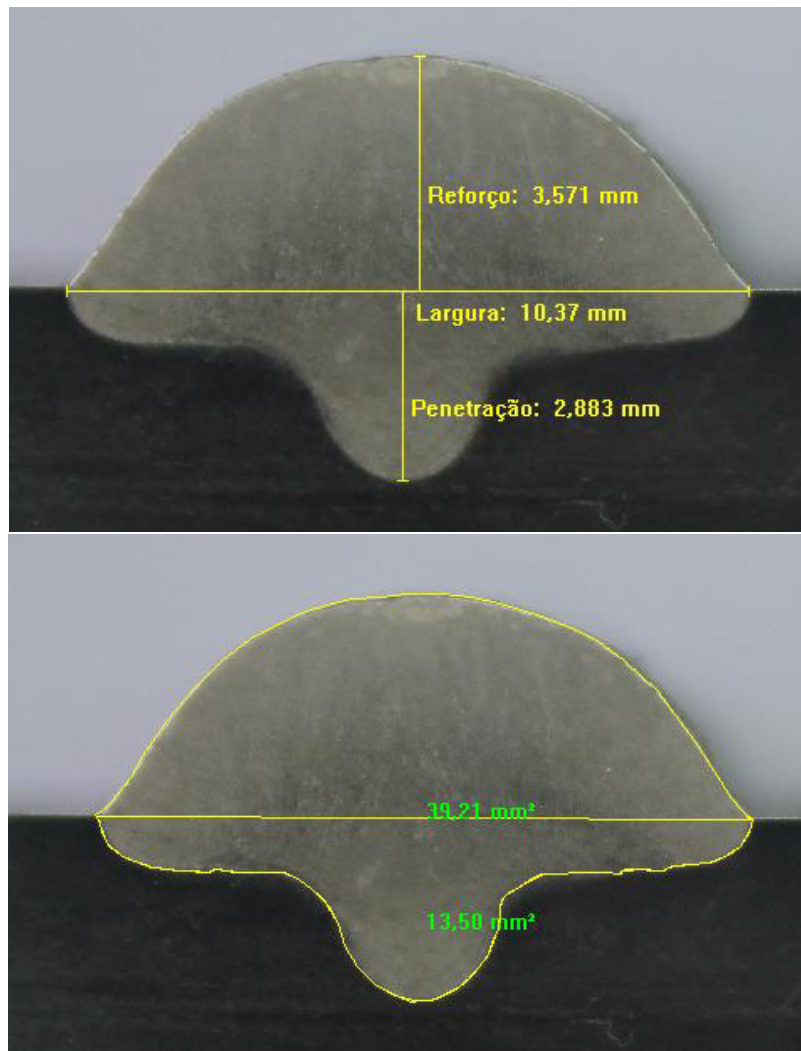
Tabela 6 – Identificação das chapas de aço inoxidável considerando tipo de material e espessura.

Identificação das chapas do Metal Base	
AISI 304	AISI 316L
A	B

Fonte: (Autoria Própria).

As penetrações de cada uma das condições de soldagem foram mensuradas através das macrografias usando o programa *Image-Pro*, bem como as medidas de largura, reforço e diluição, como mostra a Figura 28.

Figura 28 – Medições de largura, reforço, penetração e diluição pelo Image Pro.



Fonte: (Autoria Própria).

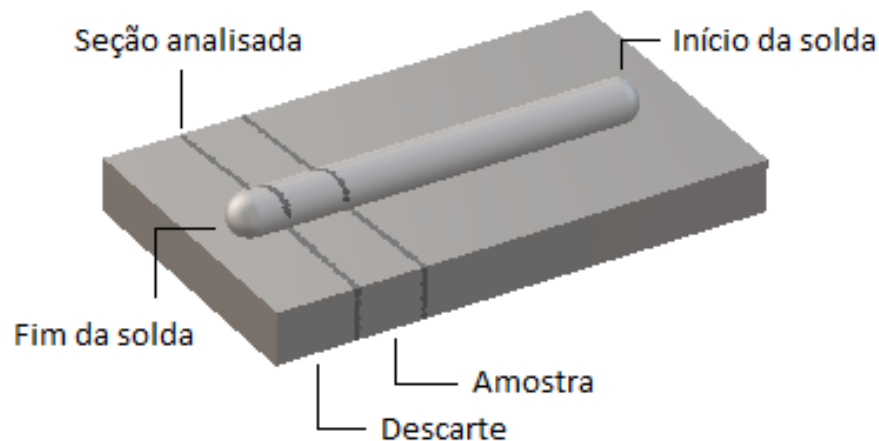
O cálculo da diluição foi feito pela razão entre a área da zona fundida que fica abaixo da linha do metal base e a área total da zona fundida, no exemplo, seria 13,50 dividido

por 39,21 que resulta em 0,3443, significando 34,43% de diluição para essa condição de soldagem.

3.2.3.1 Avaliação microestrutural

Após a realização das soldagens, foi retirada uma amostra da parte final do cordão, conforme a Figura 29, onde a seção transversal foi preparada para a análise microestrutural em microscópio ótico (lixamento até 1200 mesh, polimento até 1 μm e ataque eletroquímico em ácido oxálico com corrente de 1A).

Figura 29 – Esquema de corte e retirada da amostra, especificando a seção escolhida para as análises.

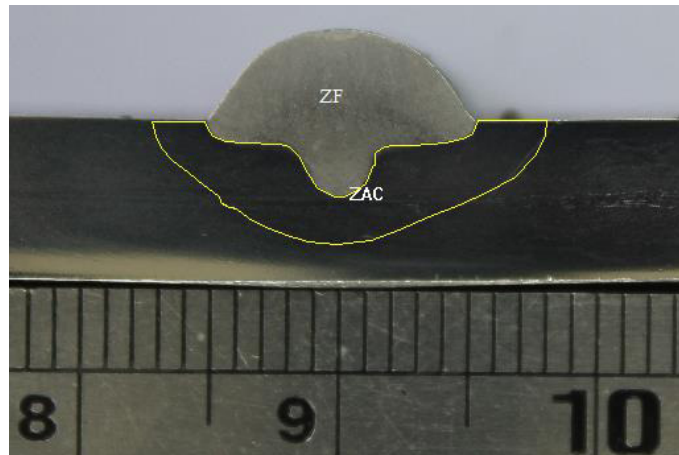


Fonte: (Autoria Própria).

3.2.3.2 Avaliação da resistência à corrosão

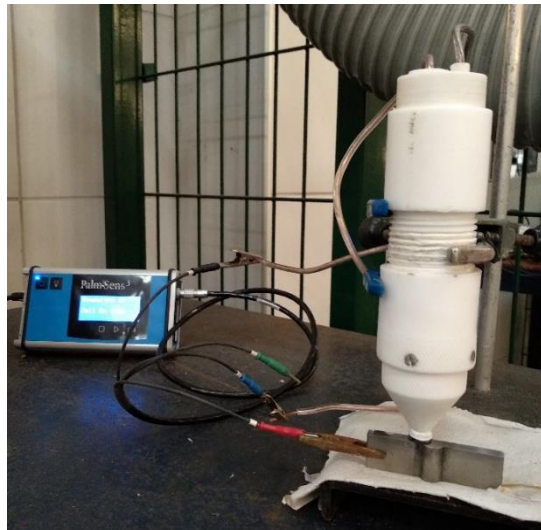
Para avaliar se houve efeito na resistência a corrosão quanto a sensitização, ensaios de DL-EPR foram realizados nas amostras do material A lixado até 400 mesh, nas regiões de ZF e ZAC, sendo utilizada a solução 0,5M H_2SO_4 + 0,01M KSCN. A Figura 30 especifica as regiões onde foram feitos os ensaios e a Figura 31 mostra a célula utilizada para realização dos mesmos.

Figura 30 – Foto evidenciando a região onde foram realizados os ensaios de DL-EPR.



Fonte: (Autoria Própria).

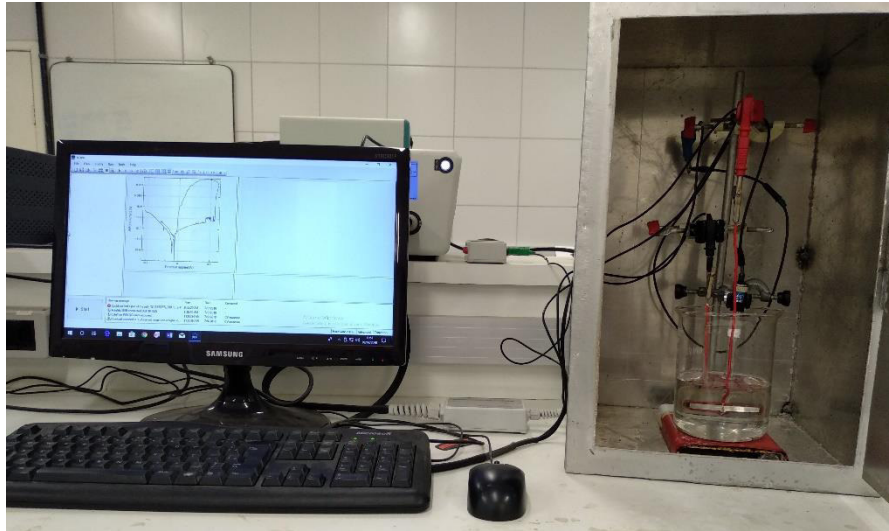
Figura 31 – Célula de DL-EPR portátil.



Fonte: (Autoria Própria).

Além disso, foram feitos, nas amostras de maior e menor energia dos materiais A e B, ensaios de OCP com 1 hora e meia de duração e polarização cíclica em solução de 3,5% NaCl, com uma extensão de varredura do potencial a partir de -0,5V do valor resultante do OCP, até o valor do potencial de pite. A Figura 32 mostra os equipamentos utilizados para realização dos ensaios.

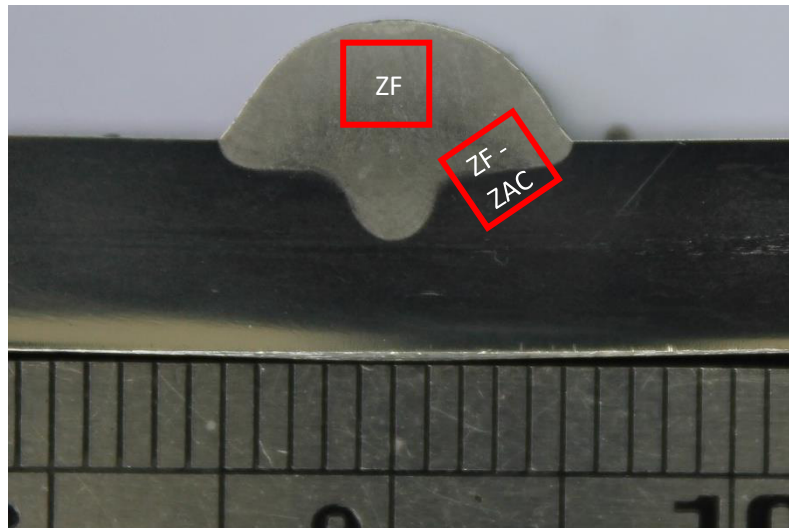
Figura 32 – Bancada de ensaios eletroquímicos com programa de aquisição e célula montada.



Fonte: (Autoria Própria).

As amostras foram previamente preparadas com lixamento até 600 mesh e as áreas polarizadas foram determinadas com esmalte nas regiões de ZF e interface ZF – ZAC, conforme mostra a Figura 33.

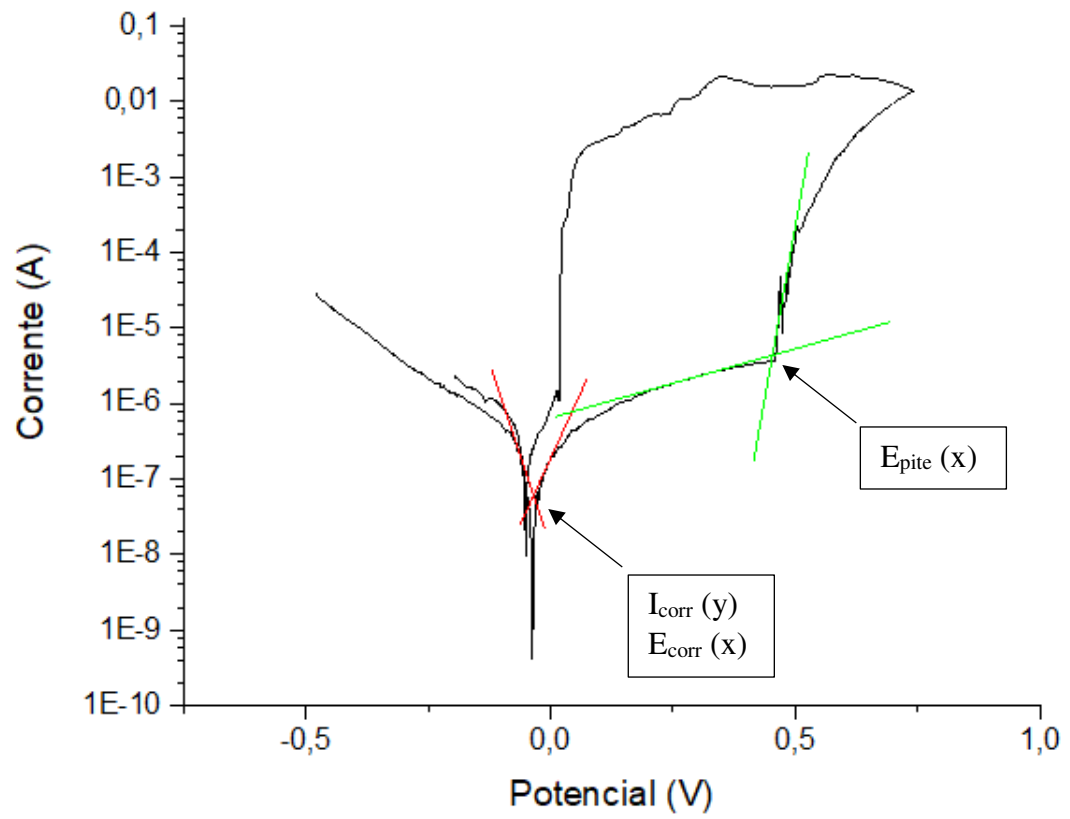
Figura 33 – Foto evidenciando a região onde foram realizados os ensaios de polarização cíclica.



Fonte: (Autoria Própria).

A partir das curvas obtidas após a polarização, foram calculados os valores dos parâmetros de potencial de corrosão, corrente de corrosão e potencial de pite por meio da extrapolação de Tafel. A Figura 34 representa como foi feita essa análise.

Figura 34 – Extrapolação de Tafel em curva de polarização para obtenção dos valores de Corrente de corrosão (I_{corr}), Potencial de corrosão (E_{corr}) e Potencial de pite (E_{pite}).



Fonte: (Autoria Própria).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do metal base

As composições químicas medidas pela técnica de espectrometria são mostradas na Tabela 7, indicando que, conforme a norma A 240/A 240M, o material A é um AISI 304 e os materiais B corresponde a um AISI 316L.

Tabela 7 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos usados como metal base medidas com espectrometria por emissão óptica.

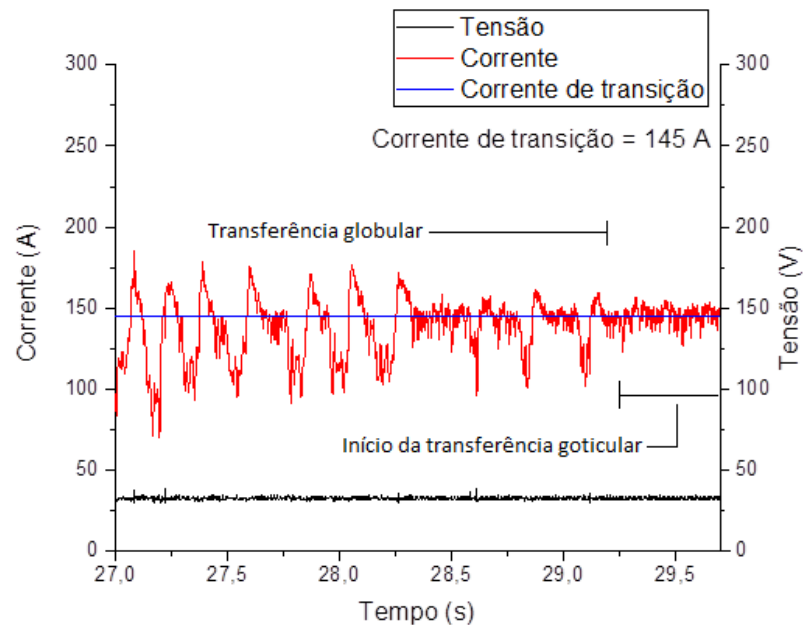
Material A										
C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Cu	Al	Nb	V	Fe
0,05	18,82	8,07	0,52	0,91	0,03	0,03	0,01	0,02	0,03	Bal.
Material B										
C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Cu	Al	Nb	V	Fe
0,02	17,31	10,45	0,45	1,40	1,99	0,03	0,01	0,03	0,00	Bal.

Fonte: (Autoria Própria).

4.2 Soldagem exploratória

A corrente de transição para o eletrodo ER316LSi foi encontrada através de uma soldagem com a Valim inicial de 8 m/min e tensão fixada no valor de 32 V, a partir daí, aumentou-se a velocidade de alimentação do eletrodo até o valor de 14,2 m/min durante a soldagem. A Figura 35 mostra o oscilograma do momento em que a transferência globular cessa e dá-se início a transferência do tipo goticular.

Figura 35 – Oscilograma do teste para corrente de transição.



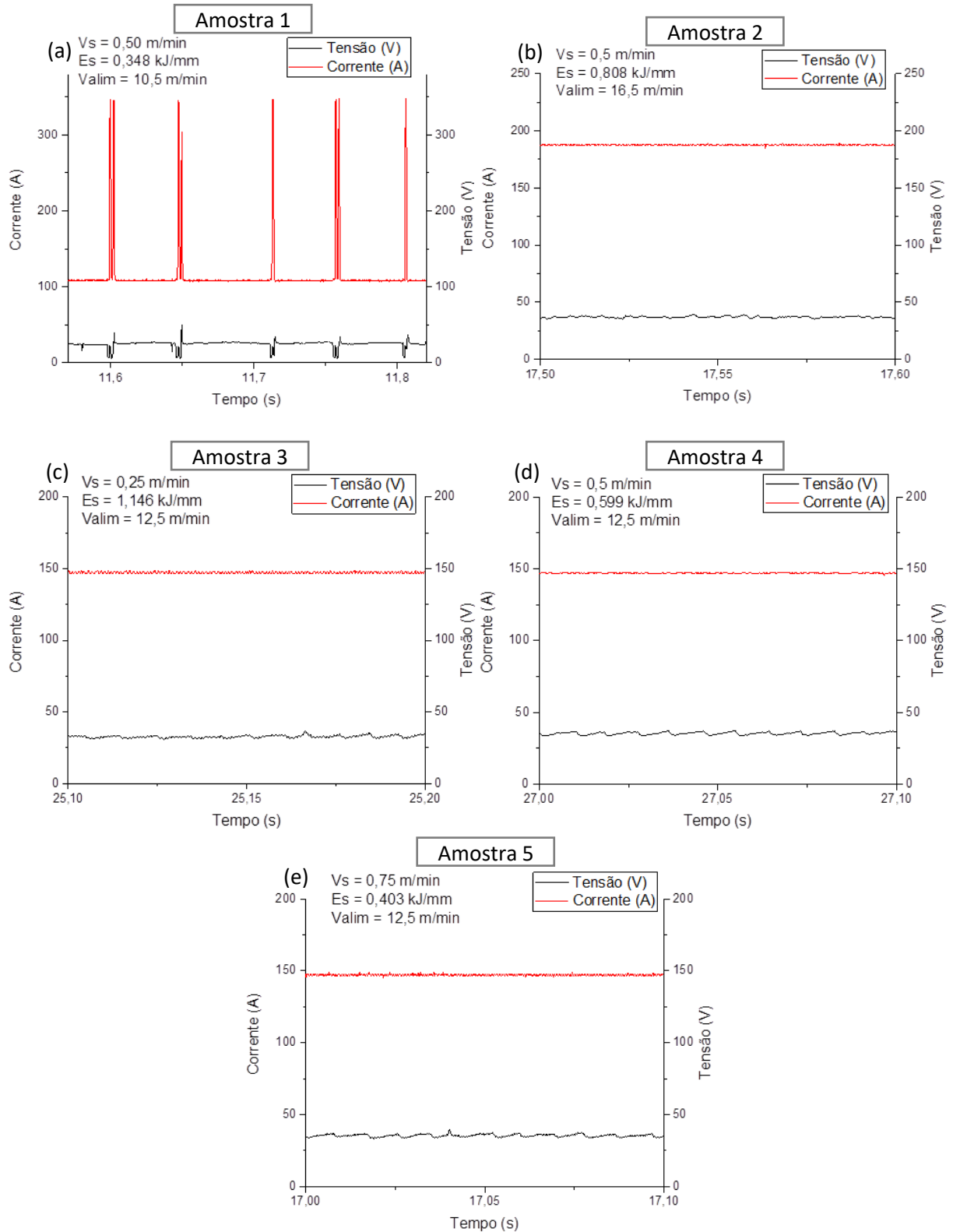
Fonte: (Autoria Própria).

Como se tem a tensão fixada em um valor elevado, o que garante um arco alto o suficiente para não ocorrência de curtos-circuitos, a variação da corrente até aproximadamente o instante de 29 segundos caracteriza a transferência do tipo globular, que se dá através de gotas grandes que crescem e se desprendem pela ação da força gravitacional. O desprendimento das gotas causa essa instabilidade percebida no oscilograma.

A partir do momento em que essa variação da corrente reduz, dá-se início a transferência do tipo goticular. Essa mudança de comportamento é justificada pela redução do tamanho das gotas formadas no arco de soldagem, quando a corrente de transição é ultrapassada. Nesse momento, o tamanho das gotas reduz-se abruptamente e a frequência de desprendimento aumenta, garantindo uma maior estabilidade ao arco, em comparação à transferência anterior.

Com o conhecimento da corrente de transição, três níveis de corrente (dois deles acima da corrente de transição – 150 A e 190 A - e o último abaixo e com transferência por curto-circuito – 110 A) foram selecionados com base na estabilidade do arco durante a soldagem e o aspecto superficial do cordão, após a operação. A Figura 36 apresenta os oscilogramas para cada um dos parâmetros escolhidos e a Figura 37 amostra a qualidade superficial do cordão.

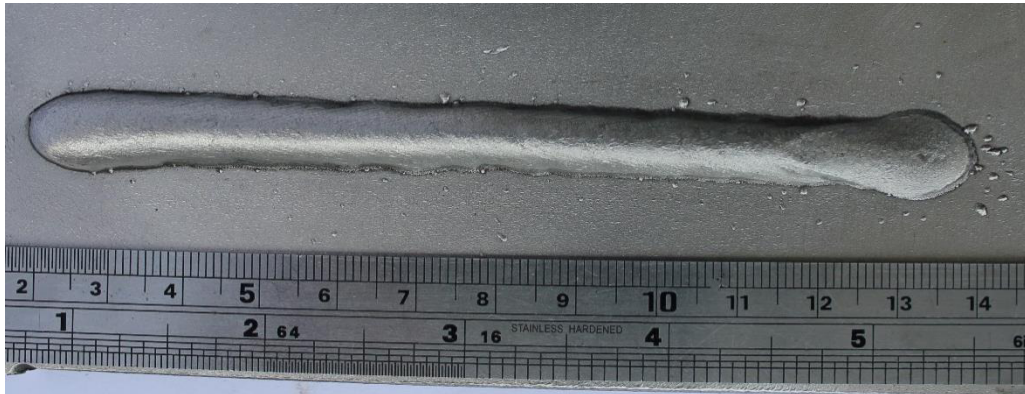
Figura 36 – Oscilogramas dos cinco parâmetros selecionados. (a) $I = 110$ A; $Valim = 10,5$ m/min; $Vsolda = 0,5$ m/min. (b) $I = 190$ A; $Valim = 16,5$ m/min; $Vsolda = 0,5$ m/min. (c) $I = 150$ A; $Valim = 12,5$ m/min; $Vsolda = 0,25$ m/min. (d) $I = 150$ A; $Valim = 12,5$ m/min; $Vsolda = 0,5$ m/min. (e) $I = 150$ A; $Valim = 12,5$ m/min; $Vsolda = 0,75$ m/min.



Fonte: (Autoria Própria).

Na Figura 36, o oscilograma (a) representa a soldagem feita com corrente de 110A e tem características típicas de uma transferência por curto-circuito, enquanto os demais são todos por transferência goticular, sendo o (b) para o nível de corrente de 190A e o (c), o (d) e o (e) para o nível de 150A. Como pode-se notar pelos oscilogramas mostrados, os parâmetros apresentam a estabilidade desejada para a realização desse trabalho.

Figura 37 – Aspecto superficial do cordão de solda em chapa de aço inoxidável.

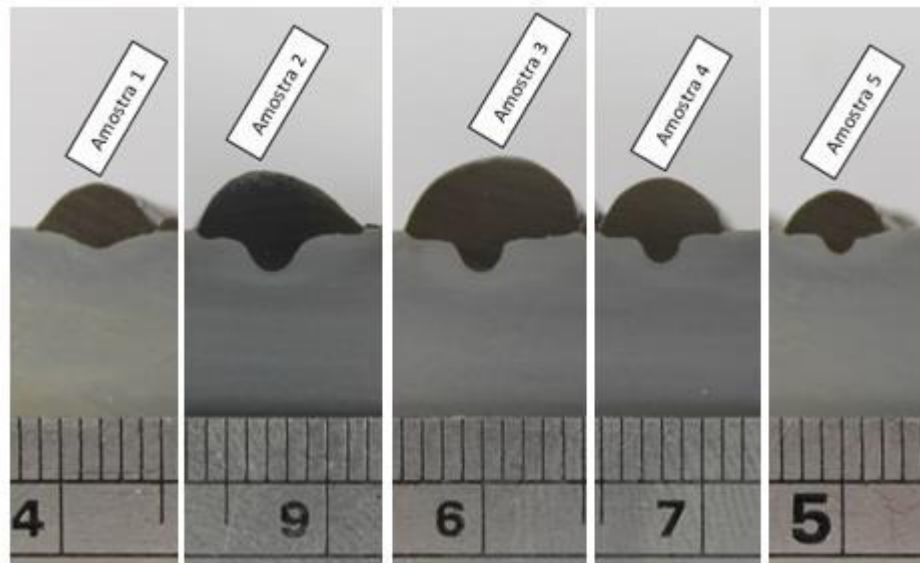


Fonte: (Autoria Própria).

Quanto ao aspecto visual da soldagem, a Figura 37 mostra a boa qualidade final obtida após a realização do cordão, não há defeitos que comprometam a peça, como poros, respingos excessivos, mordeduras, trincas ou falta de fusão.

Além disso, foi feita uma análise macroestrutural da seção transversal dos cordões realizados nessa etapa de soldagem exploratória. Os valores de largura, reforço e penetração foram medidos utilizando o programa “*Image Pro*”. A Figura 38 mostra as seções transversais das amostras retiradas de cada um dos cordões, onde podemos identificar a zona fundida do material com bastante clareza.

Figura 38 – Seções transversais dos cordões de solda com os parâmetros estáveis testados em chapa de aço carbono.



Fonte: (Autoria Própria).

A qualidade que foi obtida na superfície se mantém no interior de cada cordão, não havendo poros, trincas ou qualquer tipo de descontinuidade. A Tabela 8 apresenta o resultado das medições de largura, reforço, penetração para cada uma das energias utilizadas.

Tabela 8 – Resultados das medições realizadas em análise macroscópica.

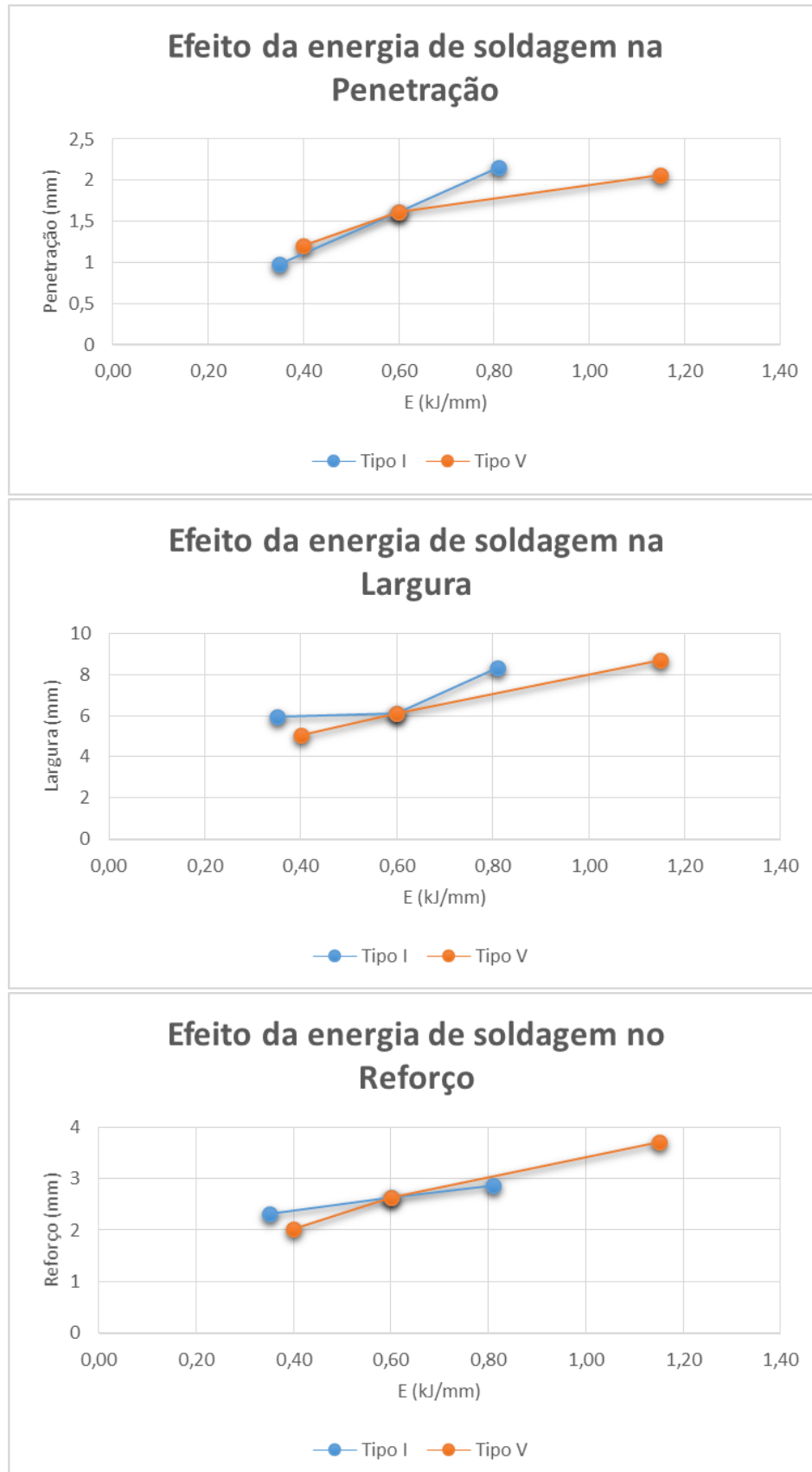
Parâmetros Finais (Tipo I)				
Amostra	E (kJ/mm)	Penetração (mm)	Largura (mm)	Reforço (mm)
1	0,35	0,98	5,93	2,32
4	0,60	1,62	6,12	2,63
2	0,81	2,15	8,33	2,87

Parâmetros Finais (Tipo V)				
Amostra	E (kJ/mm)	Penetração (mm)	Largura (mm)	Reforço (mm)
5	0,40	1,20	5,05	2,03
4	0,60	1,62	6,12	2,63
3	1,15	2,07	8,67	3,70

Fonte: (Autoria Própria).

Pode-se notar que há influência da energia de soldagem nos valores obtidos e de forma geral, o aumento da energia eleva os valores alcançados pela penetração, largura e reforço, conforme é apresentado graficamente na Figura 39.

Figura 39 – Efeito da energia de soldagem Tipo I e Tipo V na penetração, na largura e no reforço.



Fonte: (Autoria Própria).

4.3 Soldagem final

Nessa etapa, os materiais A e B foram soldados em deposição simples com todos os cinco parâmetros, sendo uma chapa para cada condição, totalizando 10 chapas soldadas, 5 de cada material. O processo foi realizado no modo corrente constante com a aquisição de dados e a Tabela 9 apresenta a relação de parâmetros finais utilizados em cada tipo de material, listados em ordem crescente de energia.

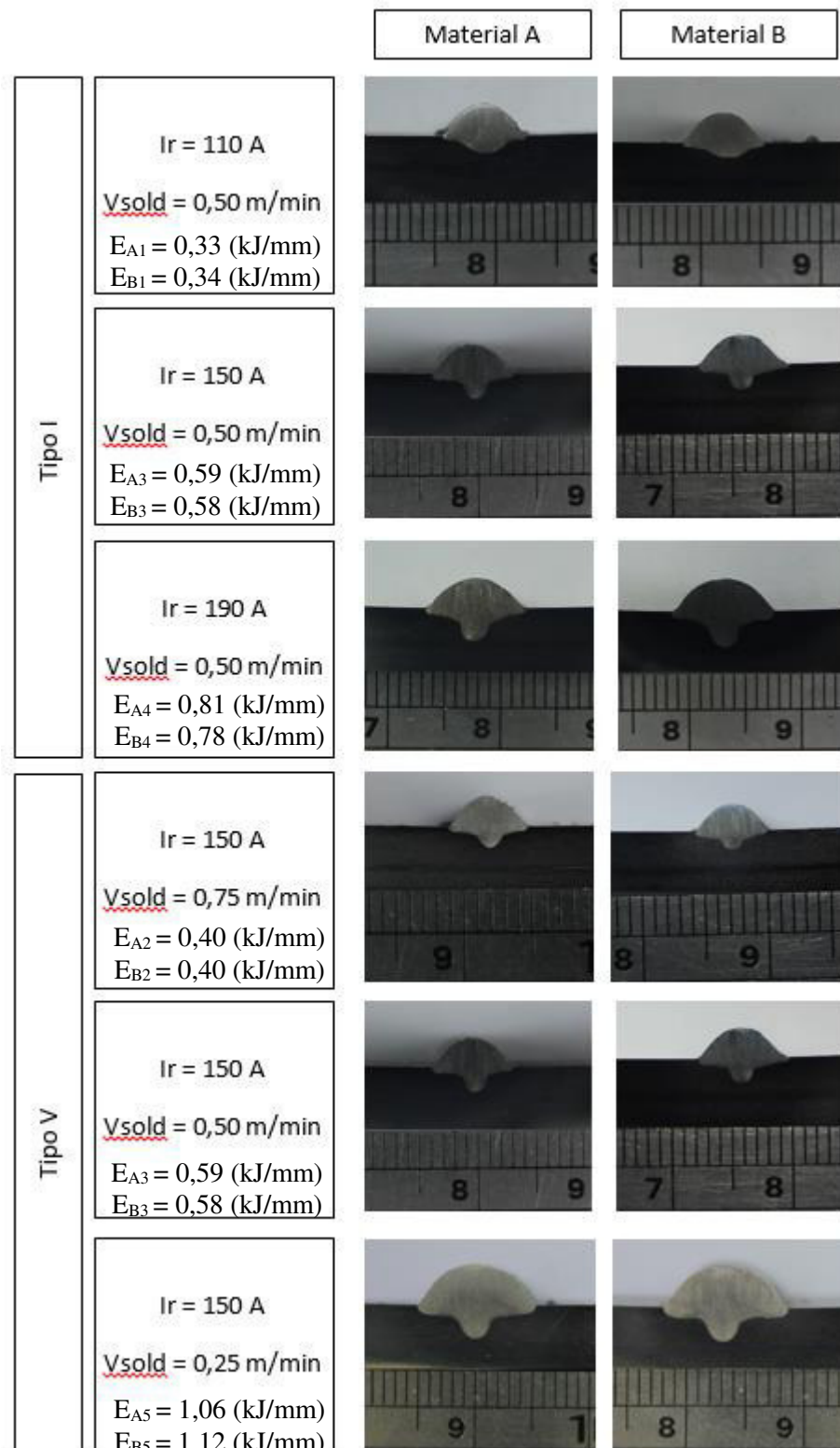
Tabela 9 – Parâmetros da soldagem feita nas chapas de aço inoxidáveis.

Parâmetros da soldagem final – AISI 304 – Material A							
N	Ir (A)	Valim (m/min)	Vsold (m/min)	DBCP (mm)	Im (A)	Um (V)	E (kJ/mm)
A1	110	10,5	0,50	20	115,9	24,1	0,33
A2	150	12,5	0,75	20	147,6	33,9	0,40
A3	150	12,5	0,50	20	147,8	33,0	0,58
A4	190	16,5	0,50	20	188,6	35,8	0,81
A5	150	12,5	0,25	20	147,6	30,0	1,06
Parâmetros da soldagem final – AISI 316L - Material B							
N	Ir (A)	Valim (m/min)	Vsold (m/min)	DBCP (mm)	Im (A)	Um (V)	E (kJ/mm)
B1	110	10,5	0,50	20	117,0	24,4	0,34
B2	150	12,5	0,75	20	147,3	34,0	0,40
B3	150	12,5	0,50	20	147,3	33,3	0,59
B4	190	16,5	0,50	20	188,3	34,7	0,78
B5	150	12,5	0,25	20	147,3	31,8	1,12

Fonte: (Autoria Própria).

Os valores de corrente média (I_m) e tensão média (U_m) foram obtidos através do programa de aquisição e são utilizados para calcular a energia de soldagem. Após a amostragem de cada uma dessas condições, a análise macroestrutural das seções transversais foi realizada. A Figura 40 mostra as macrografias para cada um dos cordões, agrupados por Tipo I e Tipo V.

Figura 40 – Macrografias mostrando a geometria dos cordões de solda.



Fonte: (Autoria Própria).

Para as chapas soldadas com transferência goticular, a geometria resultante foi do tipo “taça” e esse perfil foi sendo acentuado à medida que a energia aumentava. Entretanto,

houveram chapas, com a mesma espessura, que apresentaram perfil mais arredondados e de menor penetração em comparação aos demais, isso é justificado por essas soldagens terem sido realizadas com energia menor e transferência por curto-circuito, que devido às consecutivas interrupções no arco durante o processo, altera o movimento de convecção da poça de fusão.

A Tabela 10 traz os resultados das medições de largura, reforço, penetração e diluição dessa etapa.

Tabela 10 – Resultado da análise macroestrutural: medições de largura, reforço, penetração e diluição.

N	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Diluição (%)
A1	6,89	2,49	1,46	33,90%
A2	6,01	2,29	1,59	34,07%
A3	7,13	2,51	2,16	36,05%
A4	9,09	2,70	2,94	43,35%
A5	10,38	3,54	2,91	34,80%
B1	6,80	2,50	1,22	32,21%
B2	5,79	2,14	1,50	35,51%
B3	7,68	2,51	2,10	37,32%
B4	9,12	2,91	3,14	41,97%
B5	10,68	3,58	2,83	34,59%

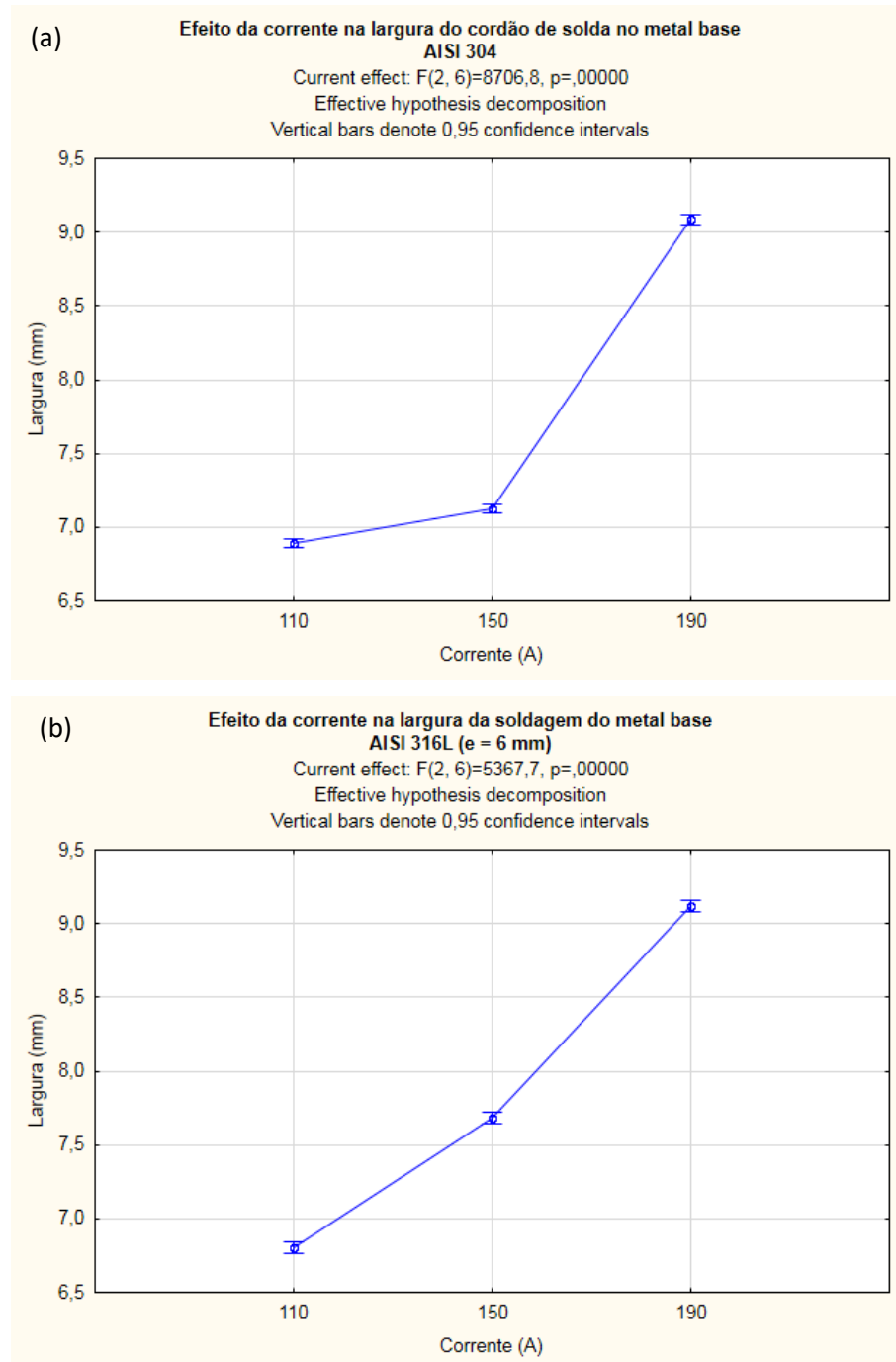
Fonte: (Autoria Própria).

Para verificar a influência das variáveis de controle (corrente de soldagem, velocidade de soldagem) nos valores medidos, os resultados das medições foram usados para uma análise de variância (ANOVA).

Nessa análise existe um fator de relevância conhecido como “p”, que releva a confiabilidade estatística da análise. O valor de “p” deve ser menor do que 0,05 para garantir uma confiabilidade de 95% e quão menor for esse valor, maior a relevância estatística das variáveis de controle sobre as características macroestruturais dos cordões.

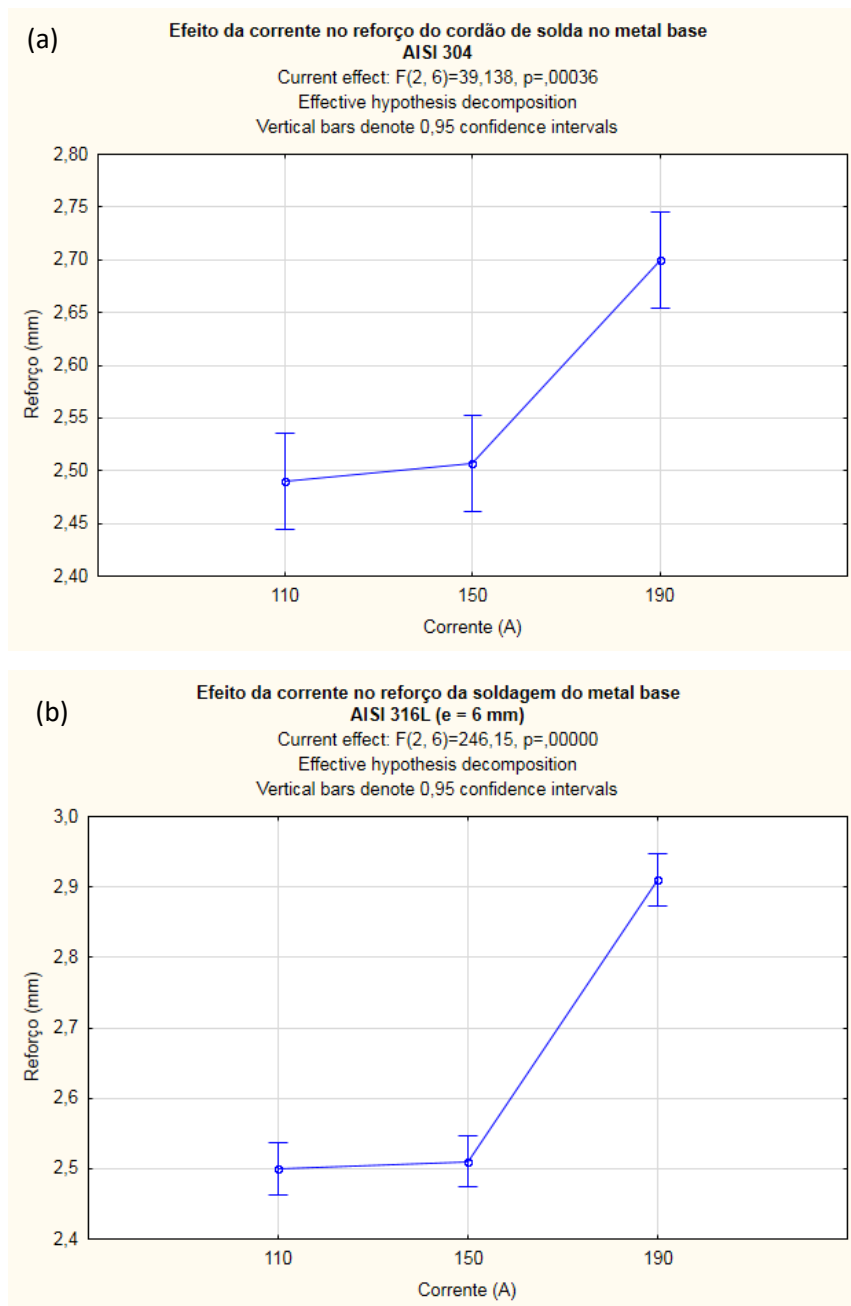
As figuras abaixo mostram os resultados obtido pelo ANOVA dos parâmetros do Tipo I na geometria dos cordões soldados de forma a comparar as amostras dos metais base AISI 304 e AISI 316L.

Figura 41 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem na largura no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



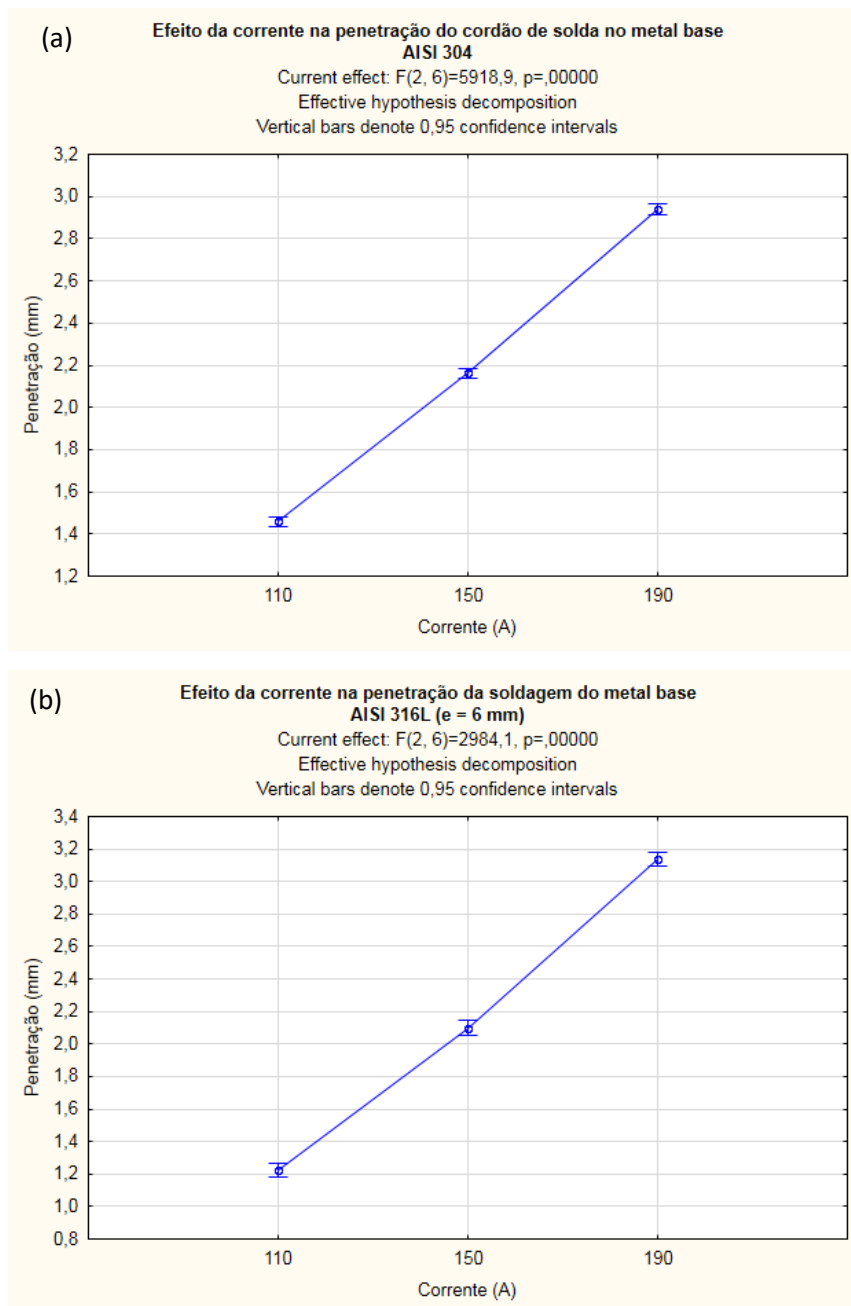
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 42 - Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem no reforço no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



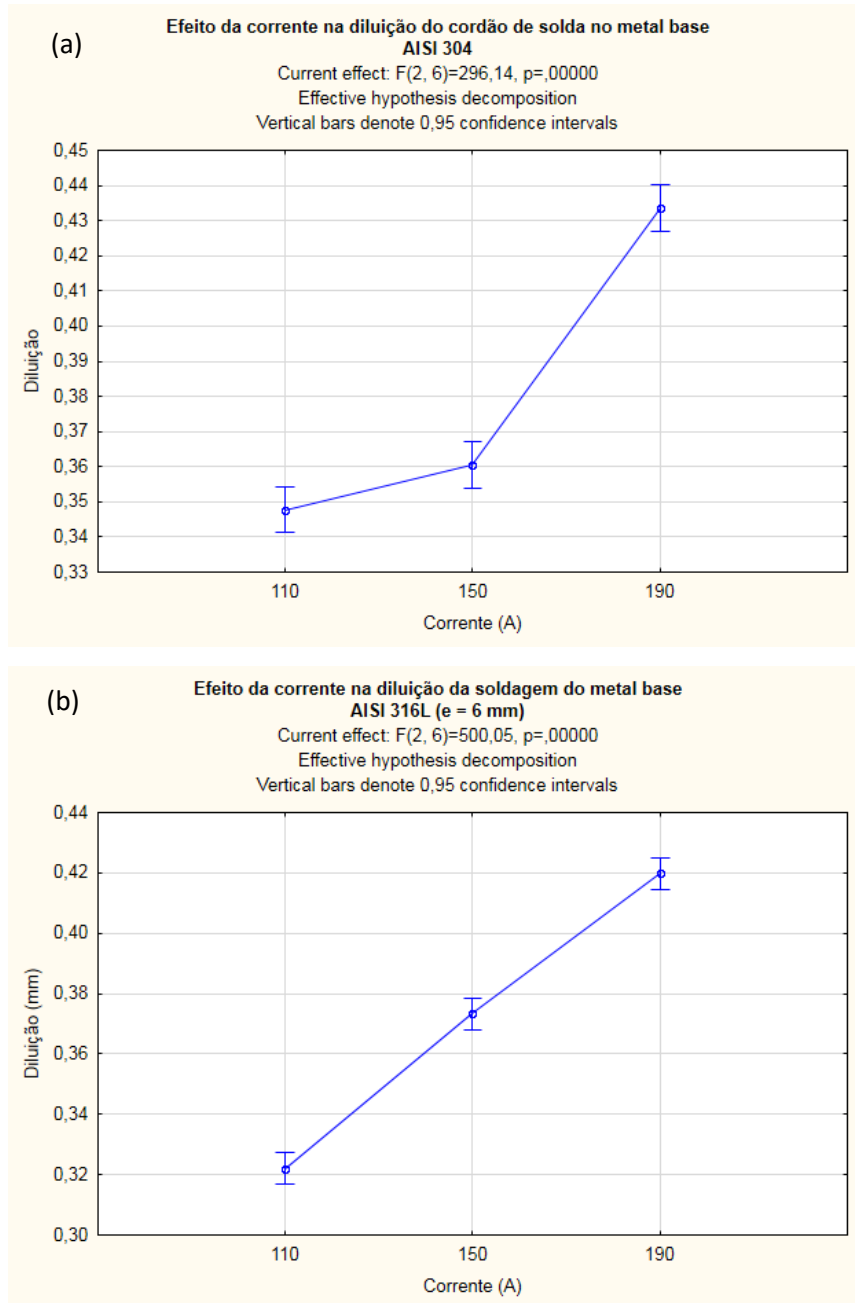
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 43 - Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem na penetração no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 44 - Resultados de ANOVA mostrando o efeito da corrente de soldagem na diluição no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



Fonte: (Autoria Própria).

Em todos os gráficos apresentados acima, tem-se o valor de “p” menor do que 0,05, com alguns valores chegando a zero, o que indica que o fator corrente tem bastante relevância nas características medidas.

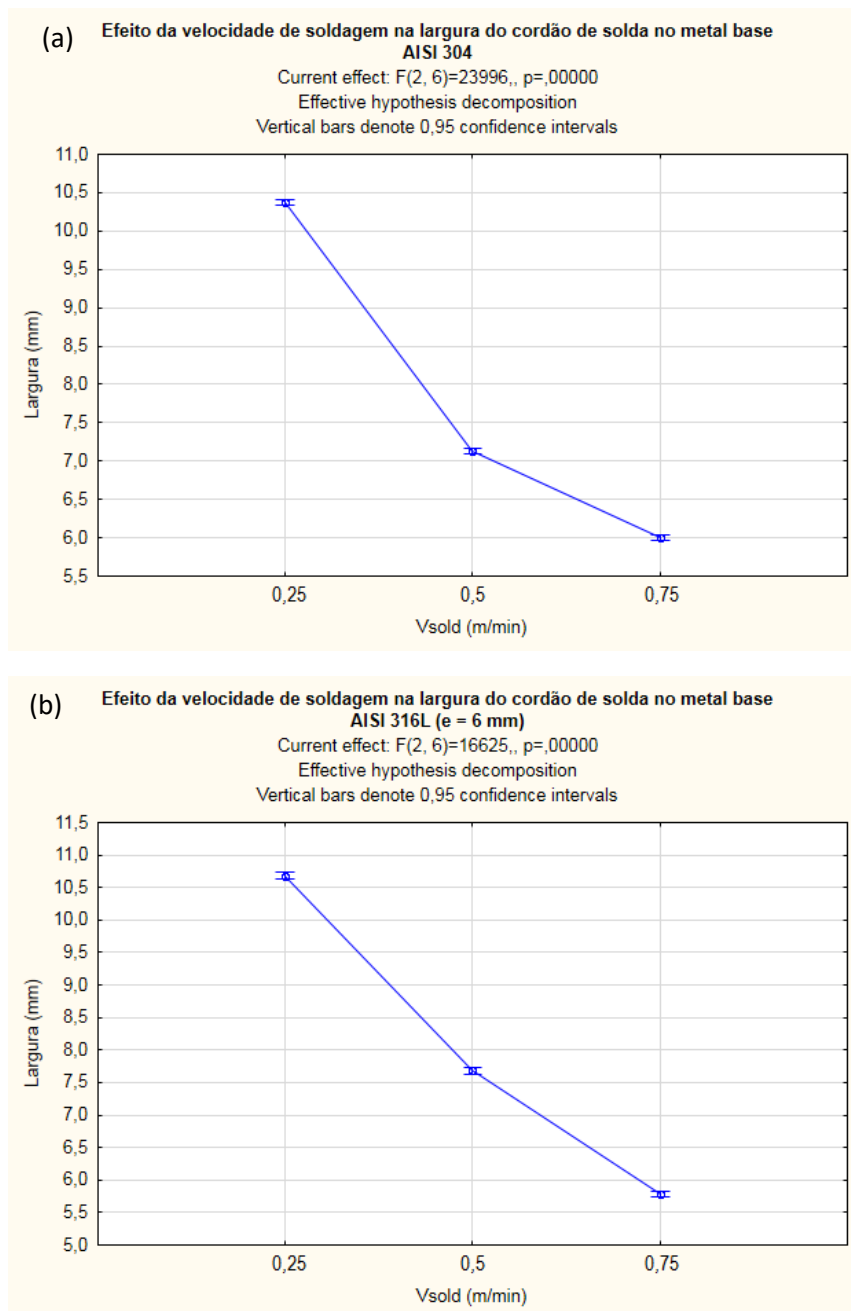
Percebe-se que a corrente de 190 A contribui com maior efetividade para o aumento de todos os valores medidos, isso se justifica pelo fato de que esse é o maior nível de corrente

usado, provocando, portanto, uma maior fusão do arame de adição e do próprio metal base, garantindo uma maior deposição de metal de adição e um maior alcance da largura, diluição e penetração, tendo essa última, um crescimento praticamente linear entre os níveis de corrente utilizados para ambos os materiais.

Observando os resultados para largura e diluição, os gráficos apresentados para o material AISI 316L são bem mais lineares do que aqueles encontrados para o AISI 304, pode-se relacionar esse fato com o comportamento da poça de fusão. Por ter sido realizada uma soldagem similar, há uma molhabilidade maior para o material AISI 316L do que para o AISI 304, dessa forma, a poça se distribui melhor sob o metal base.

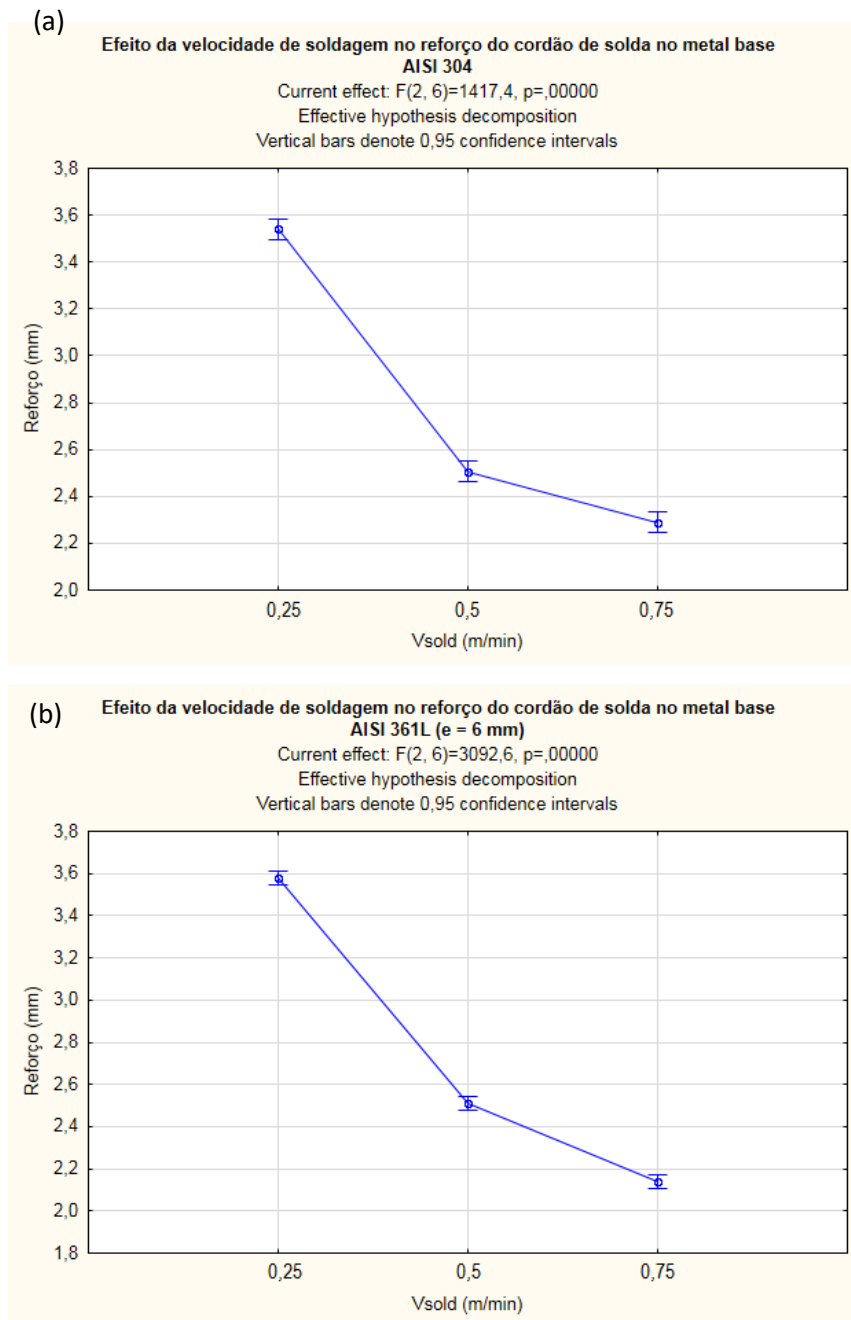
A figuras que serão apresentadas a seguir mostram os resultados, obtido pelo ANOVA, da influência dos parâmetros do Tipo V na geometria dos cordões soldados nos metais base AISI 304 e AISI 316L.

Figura 45 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem na largura no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



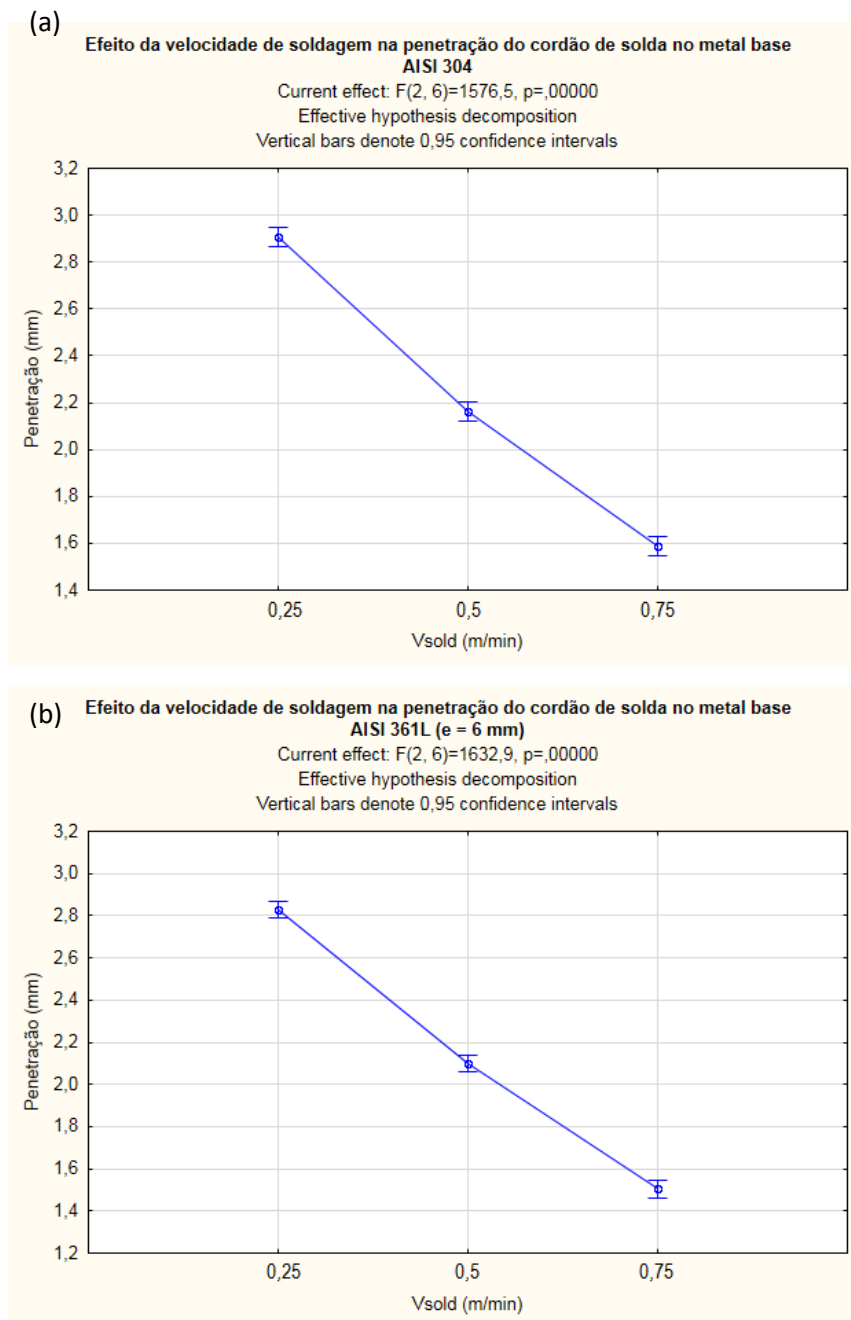
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 46 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem no reforço no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



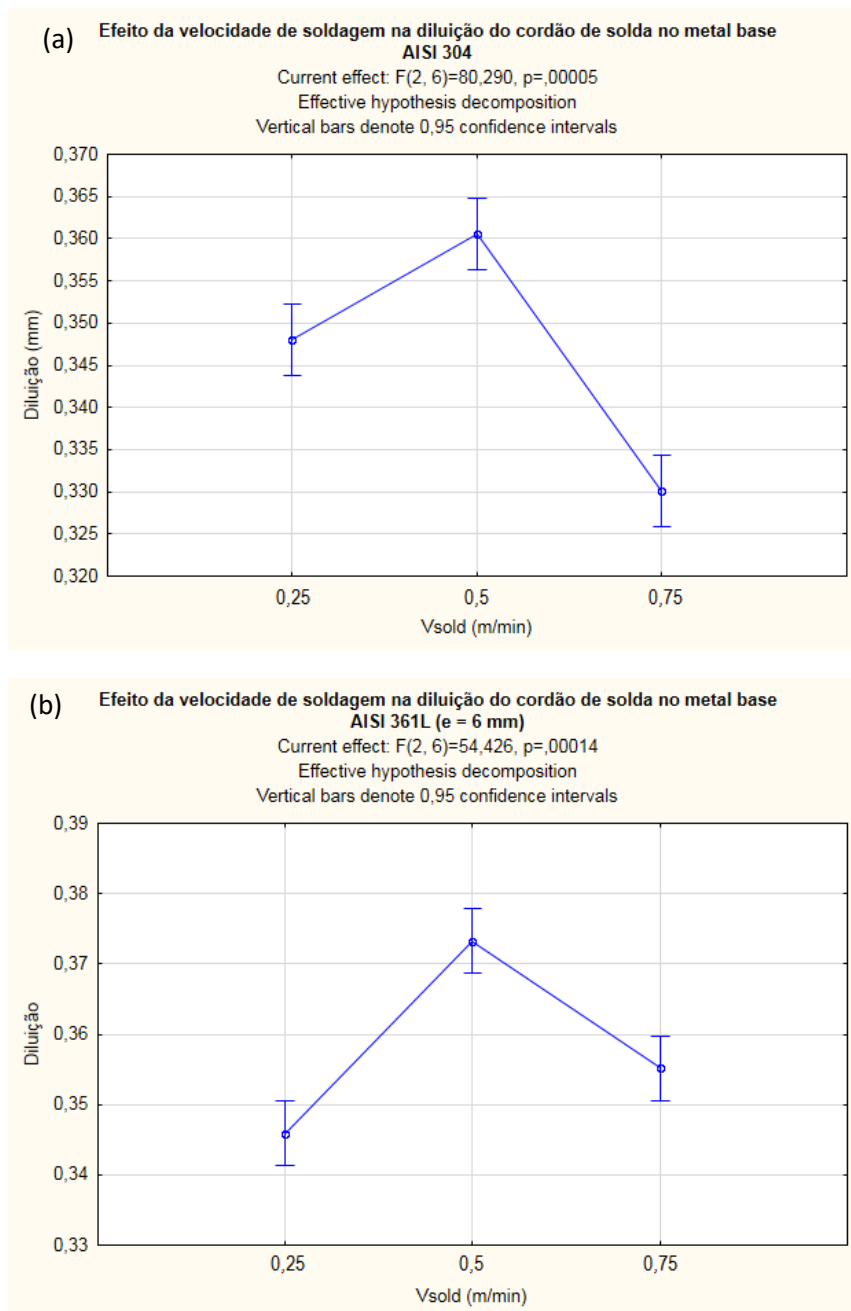
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 47 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem na penetração no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 48 – Resultados de ANOVA mostrando o efeito da velocidade de soldagem na diluição no (a) AISI 304 e no (b) AISI 316L.



Fonte: (Autoria Própria).

Levando em consideração que a relevância estatística é elevada, a redução da velocidade provoca um aumento no valor das medições, exceto para o resultado de diluição, onde houve redução da diluição para a menor e maior velocidade de soldagem.

Quanto menor é a velocidade de soldagem, maior é o tempo de exposição da mesma região ao arco voltaico, portanto, maior é o calor imposto por unidade de comprimento, ocasionando maior intensidade de aquecimento localizado do metal base, favorecendo a

penetração e largura, e maior fusão do eletrodo, o que aumenta a deposição de material, aumentando o reforço.

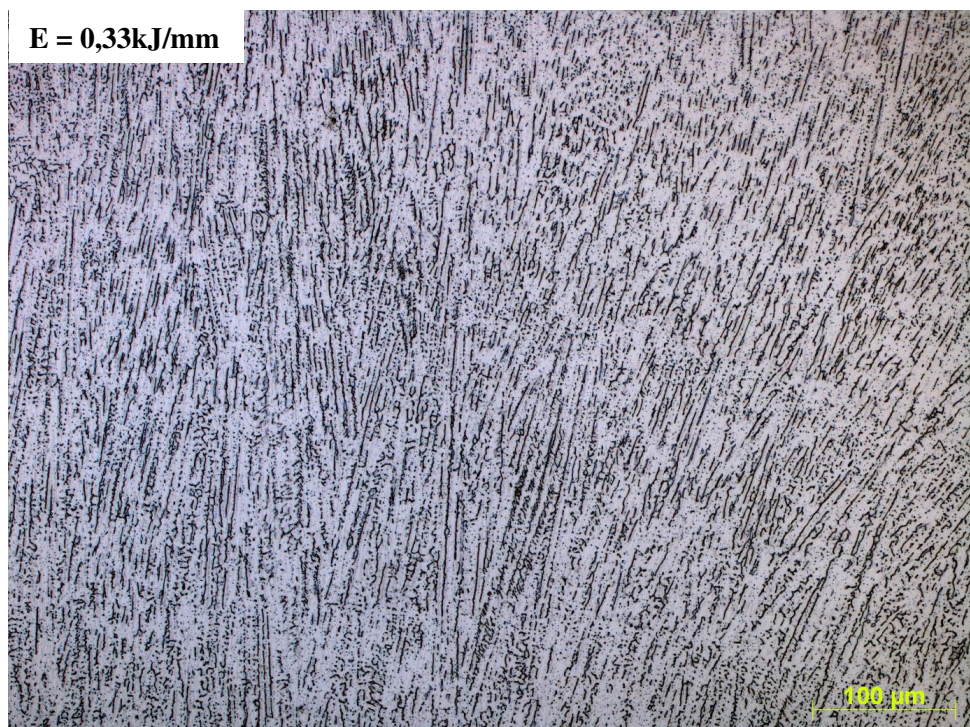
No caso da diluição, a redução da velocidade provoca o aumento da energia, conforme já mencionado, o que aumenta a quantidade de material interposto entre o arco e a chapa, ou seja, o reforço. Dessa forma, mesmo a energia sendo elevada, o efeito da velocidade predomina e a diluição se reduz.

Quando há um aumento da velocidade, a diluição passa a aumentar, chegando em um valor máximo, pois o reforço tende a diminuir, uma vez que menos material é depositado com a redução da energia. Entretanto, a redução da energia pelo aumento da velocidade passa a mitigar esse efeito até o momento em que a diluição se reduz novamente, efeito que pode ser visto na Figura 48 (a) e (b), onde para a maior velocidade a diluição sofre um decréscimo, prevalecendo a influência da energia sobre a diluição.

4.3.1 Caracterização microestrutural

Nessa etapa, foram registradas fotos por microscopia ótica em aumento de 200x para que pudesse ser feita a comparação entre as amostras. Nas figuras abaixo, são apresentadas as microestruturas da zona fundida e da região próxima à linha de fusão para as condições de menor e maior energia de soldagem para o material A (AISI 304).

Figura 49 – Micrografias em 200x da zona fundida para a amostra A1 (AISI 304).



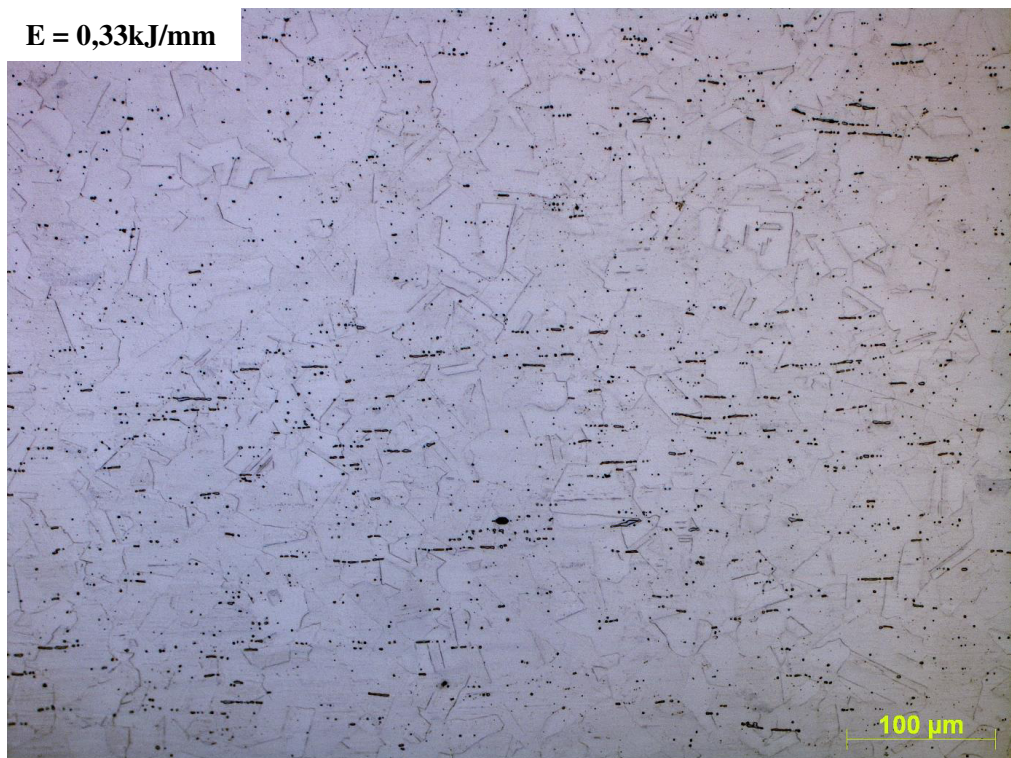
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 50 – Micrografias em 200x da interface ZF - ZAC para a amostra A1 (AISI 304).



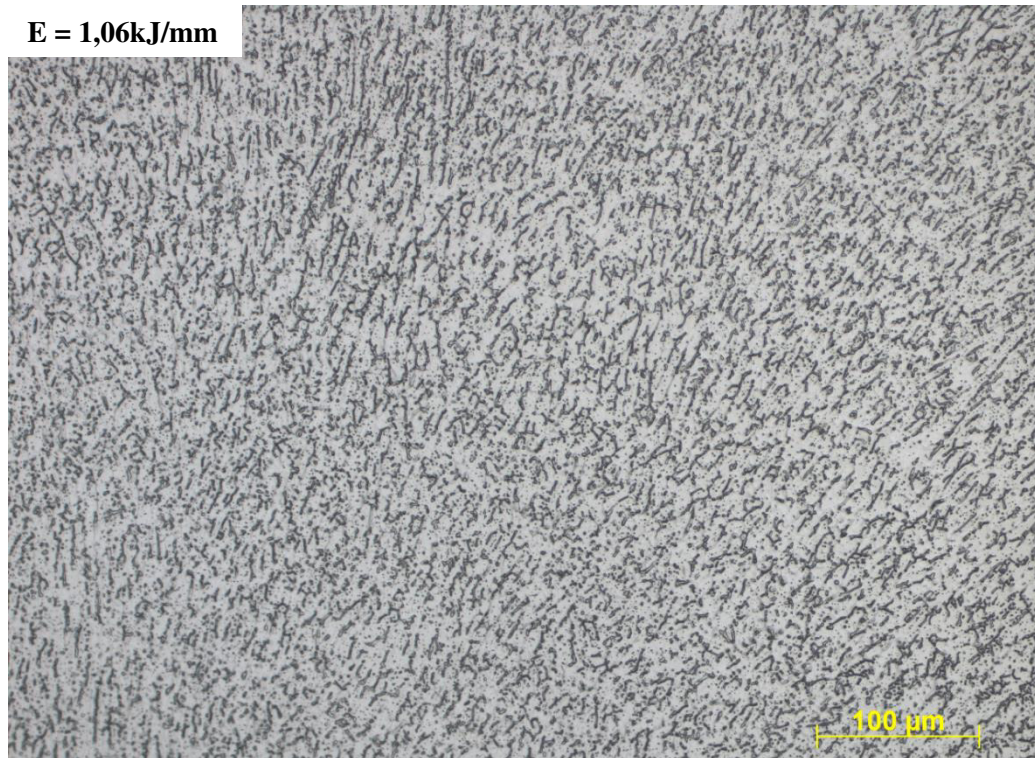
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 51 – Micrografia em 200x da região próxima à linha de fusão para a amostra A1 (AISI 304).



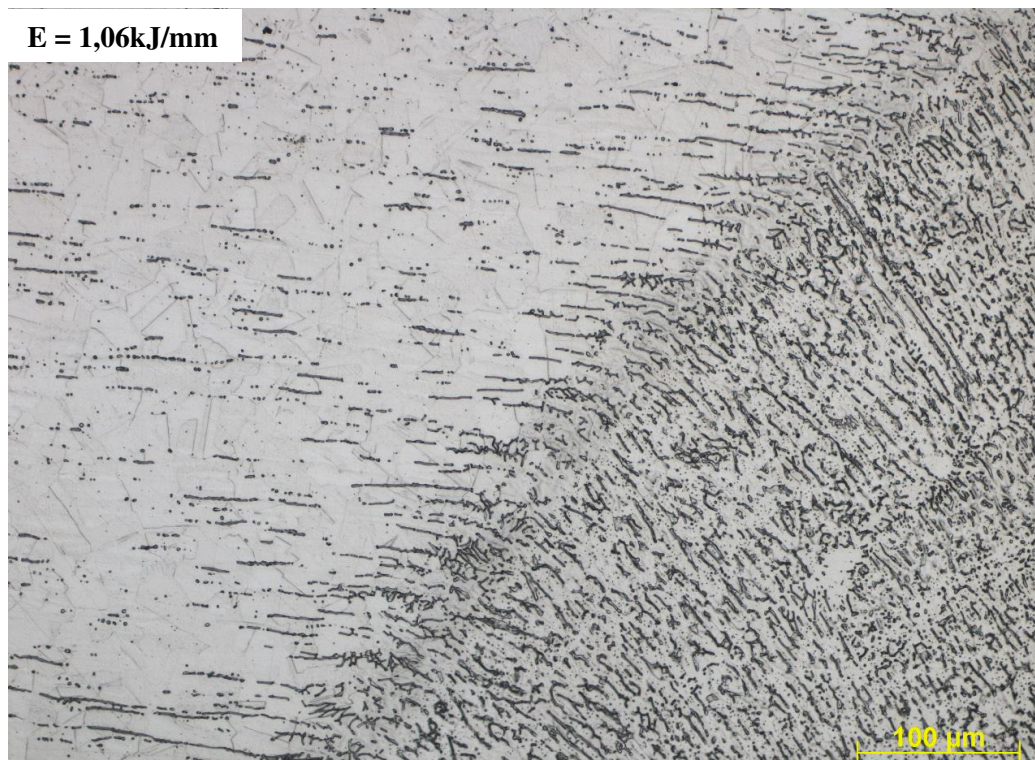
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 52 – Micrografias em 200x da zona fundida para a amostra A5 (AISI 304).



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 53 – Micrografias em 200x da interface ZF – ZAC para a amostra A5 (AISI 304).



Fonte: (Autoria Própria).

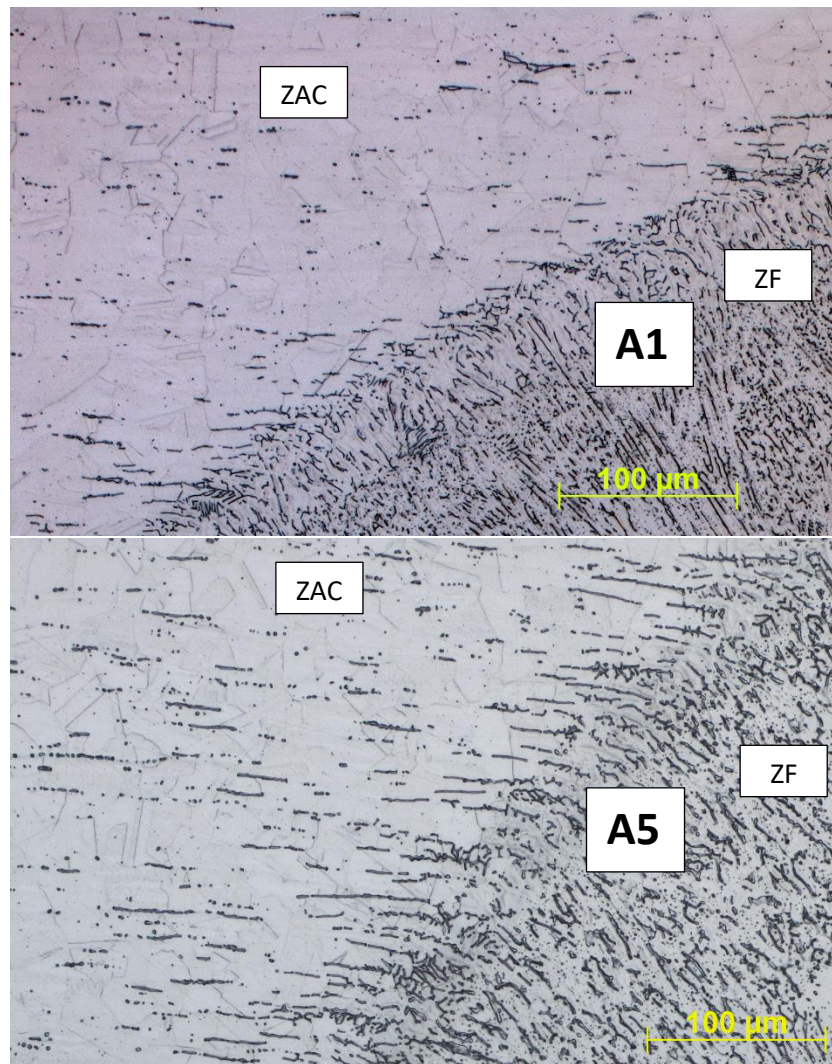
Analisando as microestruturas da zona fundida das amostras A1 e A5, percebe-se que há a presença de austenita (fase clara) e ferrita (fase escura) em ambas as amostras, entretanto, a morfologia das fases é diferente em cada uma delas. Na amostra A1, a ferrita está em forma de ripas bem definidas com orientação transversal à linha de fusão da poça, além disso, as ripas ou agulhas de ferrita são delgadas e próximas entre si, perfil que não se repete na amostra A5, pois, nesse caso, não existem ripas de ferrita tão bem definidas e há um maior espaçamento entre uma estrutura de ferrita e outra, o que se assemelha à morfologia de ferrita vermicular.

Essa diferença entre as microestruturas pode ser explicada pela diferença entre os resfriamentos das duas condições. A soldagem da amostra A1 gerou ferrita em ripas porque nessa condição foi utilizada uma baixa energia, provocando um resfriamento muito rápido, o que impossibilita o desenvolvimento da ferrita e austenita por difusão, pois não há tempo suficiente para que isso aconteça.

No caso da soldagem da amostra A5, onde o maior nível de energia é utilizado, a taxa de resfriamento é mais longa, se comparada à condição A1, o que garante a zona fundida tempo para a ocorrência de transformações difusionais após o fim da solidificação. Portanto, a estrutura vermicular é gerada através da transformação da ferrita em austenita pela difusão de elementos como o níquel, por isso não é possível identificar agulhas de ferrita, pois essas foram consumidas pela austenita.

A Figura 54 traz um recorte das fotos de interface das amostras A1 (Figura 50) e A5 (Figura 53).

Figura 54 – Interfaces ZF/ZAC das amostras A1 e A5.



Fonte: (Autoria Própria).

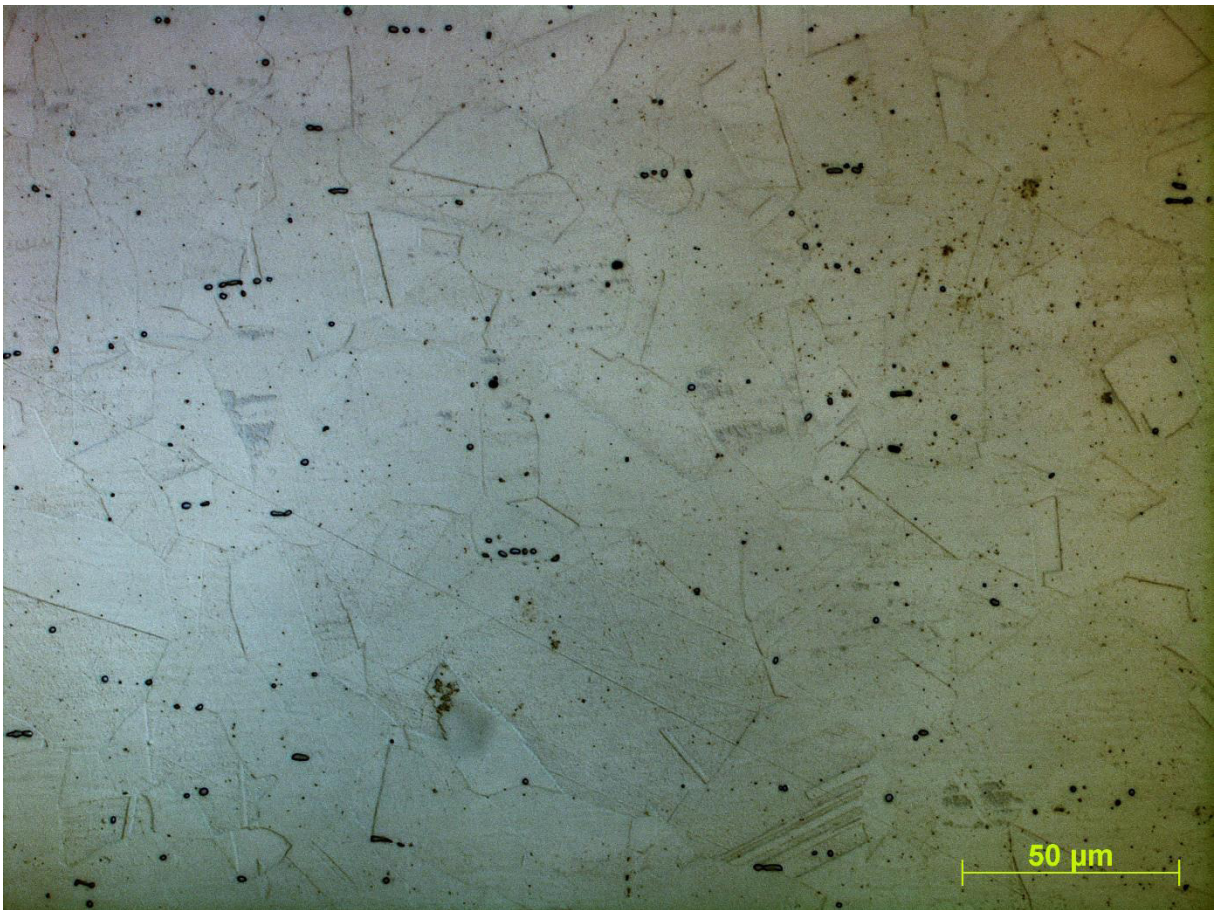
Comparando as regiões próximas a linha de fusão, embora o ataque não tenha revelado todos os contornos de grão com clareza, aparentemente, não se nota muita diferença entre o tamanho dos grãos da amostra A1 e A5 na região da ZAC, entretanto é possível notar uma maior quantidade de ferrita delta, fase escura e longilínea, distribuída de forma intragranular nos grãos de austenita do metal base da amostra A5.

A ferrita delta pode se formar durante o processo de fabricação do aço inoxidável austenítico, pois a segregação de elementos promotores de ferrita pode ocorrer durante a solidificação e conformação mecânica do material. Normalmente, a fração em volume dessa fase não passa de 3%, a distribuição é alinhada à direção de conformação do material e para a grande maioria das aplicações não é considerada uma fase prejudicial, entretanto altera as propriedades mecânicas em aços forjados e pode se tornar um local preferencial para a precipitação de fases deletérias, como os carbonetos de cromo (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Dessa forma, embora não exista uma diferença notória entre o tamanho dos grãos da ZAC - A1 e da ZAC - A5, o calor imposto na soldagem da amostra A5 contribuiu para o crescimento da ferrita delta, o que pode ter anulado o crescimento de grãos da ZAC - A5.

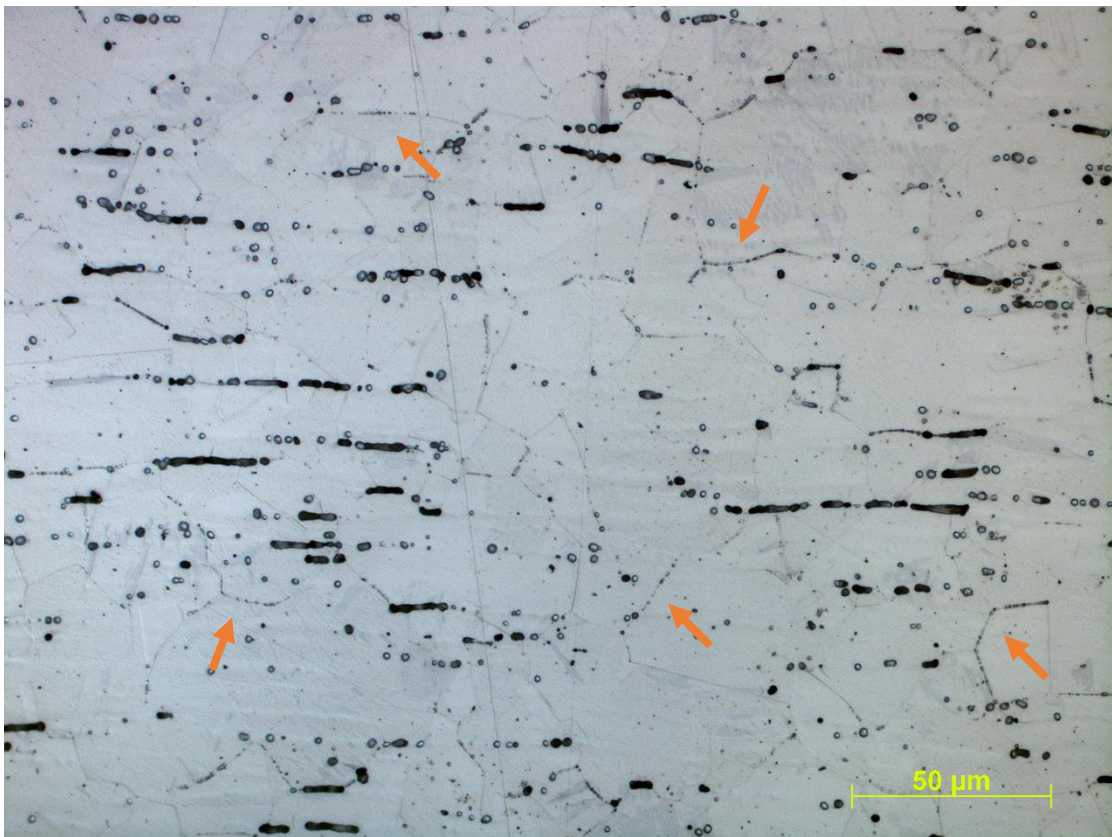
Além disso, durante a análise das microestruturas, somente na amostra A5 foi encontrada uma região na ZAC com a presença de uma leve precipitação nos contornos de grão. A Figura 55 mostra a microestrutura da amostra A1, em aumento de 500x, livre de precipitações, enquanto a Figura 56 traz a micrografia de mesmo aumento para a amostra A5, onde se nota a presença de carbonetos de cromo.

Figura 55 - Micrografia, em aumento de 500x, revelando os contornos de grão da ZAC da amostra A1, onde não há precipitação de carbonetos de cromo.



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 56 – Micrografias, em aumento de 500x, revelando a presença de precipitação nos contornos de grão da ZAC da amostra A5.



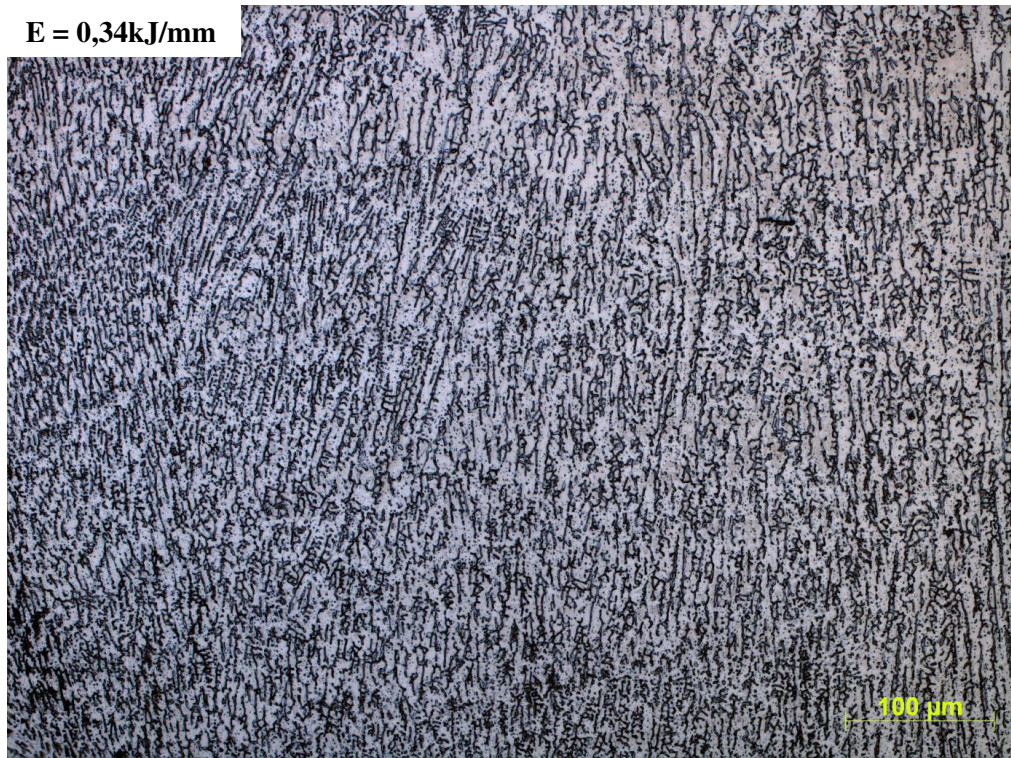
Fonte: (Autoria Própria).

A precipitação encontrada não chega a circundar completamente os grãos de austenita e não acontece em todos os grãos da região, se assemelhando a uma estrutura do tipo step, conforme a norma ASTM A262. Essa precipitação pode ser atribuída ao ciclo térmico produzido durante a soldagem, que ao possuir uma energia suficiente, submeteu o material à temperatura necessária para provocar a precipitação de carbonetos de cromo.

Apesar do aumento da energia ter potencializado um pouco de precipitação de carboneto de cromo, essa precipitação não foi suficiente para indicar alteração em relação à sensitização, como será visto a diante.

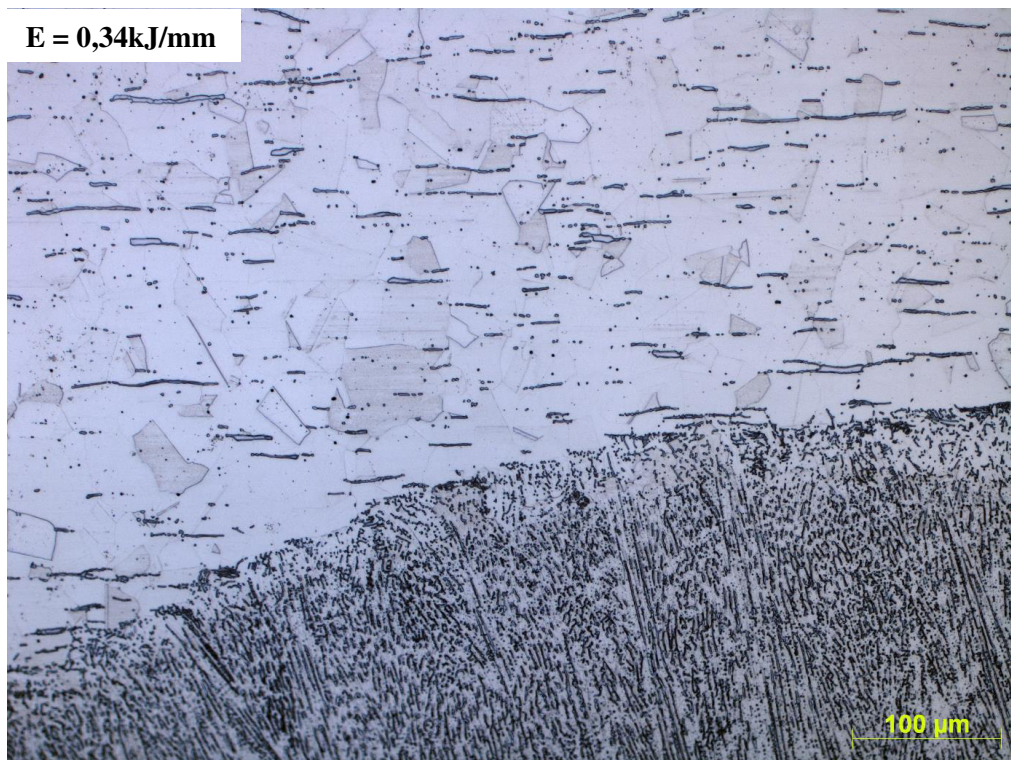
Nas figuras abaixo, são apresentadas as microestruturas da zona fundida e da região próxima à linha de fusão para as condições de menor e maior energia de soldagem para o material B (AISI 316L).

Figura 57 – Micrografias em 200x da zona fundida para a amostra B1 (AISI 316L).



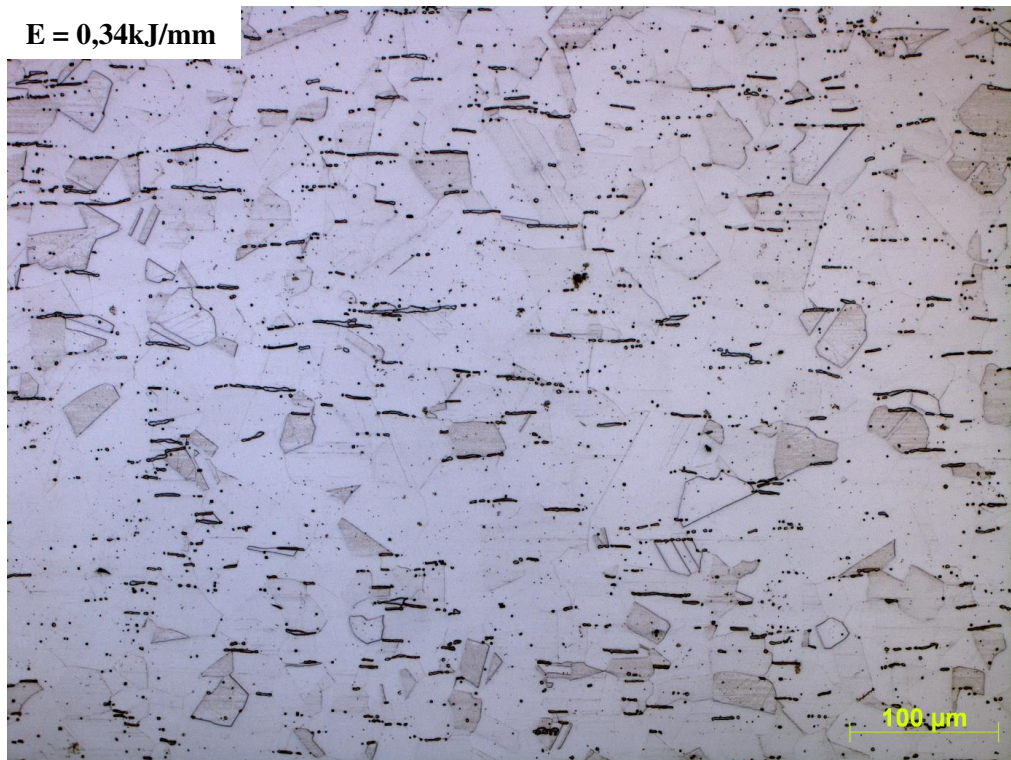
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 58 – Micrografias em 200x da interface para a amostra B1 (AISI 316L).



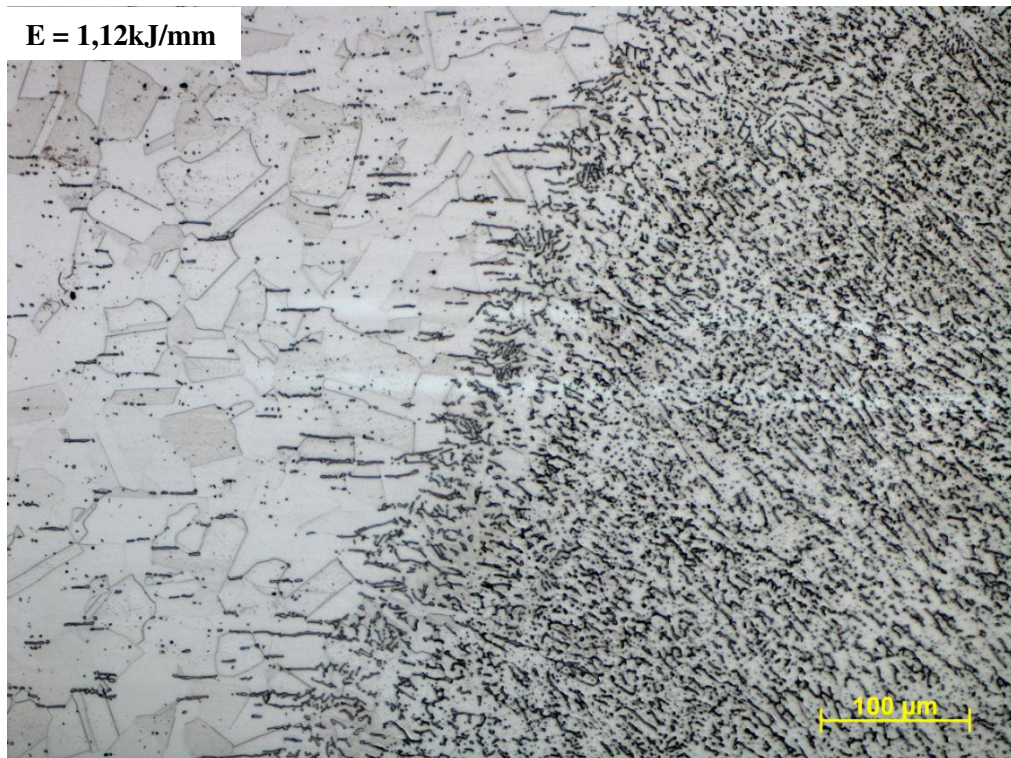
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 59 – Micrografias em 200x da região próxima à linha de fusão para a amostra B1 (AISI 316L).



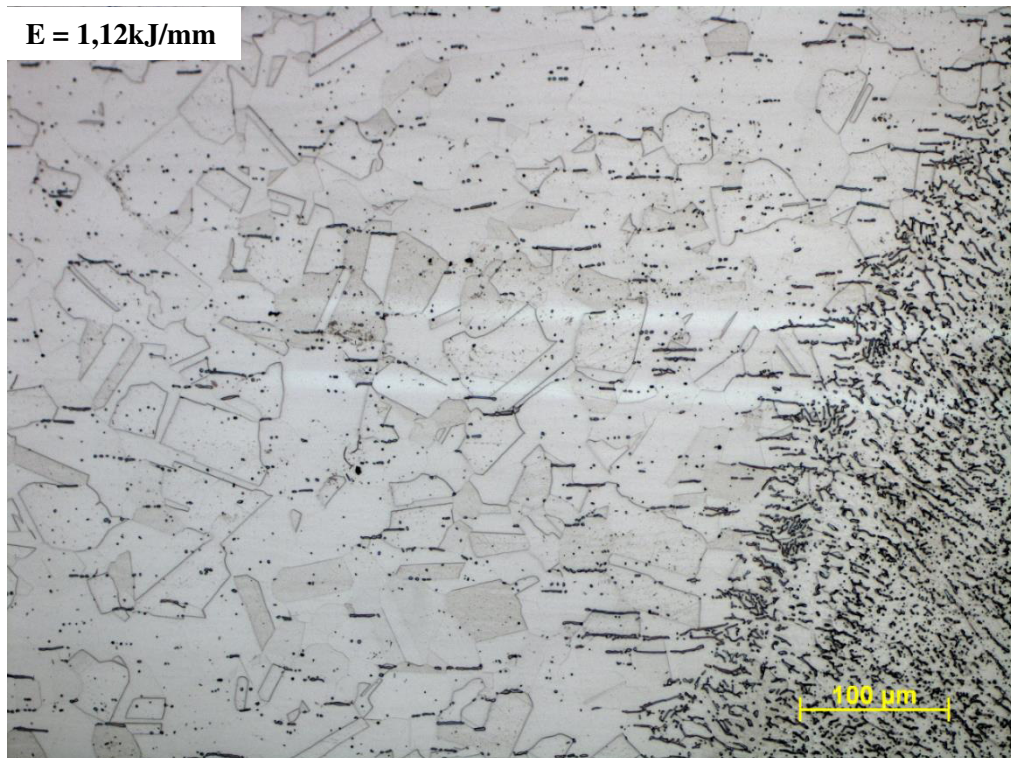
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 60 – Micrografias em 200x da interface para a amostra B5 (AISI 316L).



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 61 – Micrografias em 200x da região próxima à linha de fusão para a amostra B5 (AISI 316L).



Fonte: (Autoria Própria).

Para o material B, a comparação entre a zona fundida das condições 1 e 5 mostra um comportamento semelhante ao observado para o material A, onde a condição 1 tem ripas de ferrita bem definidas e próximas entre si, devido a elevada taxa de resfriamento, enquanto para condição 5 têm-se dendritas menos definidas e mais espaçadas, resultante de um resfriamento mais lento.

Com relação a ZAC, o comportamento é inverso, ou seja, para a ZAC – B5 percebe-se grãos relativamente maiores do que os da ZAC – B1, e não se vê muita diferença entre a quantidade de ferrita delta presente nas amostras.

Não foi encontrada, a sensitização na ZAC, em nenhuma das cinco condições de soldagem do material B, o que é esperado, pois esse material tem baixo teor de carbono justamente com o objetivo de reduzir a possibilidade de ocorrência da precipitação de carbonetos.

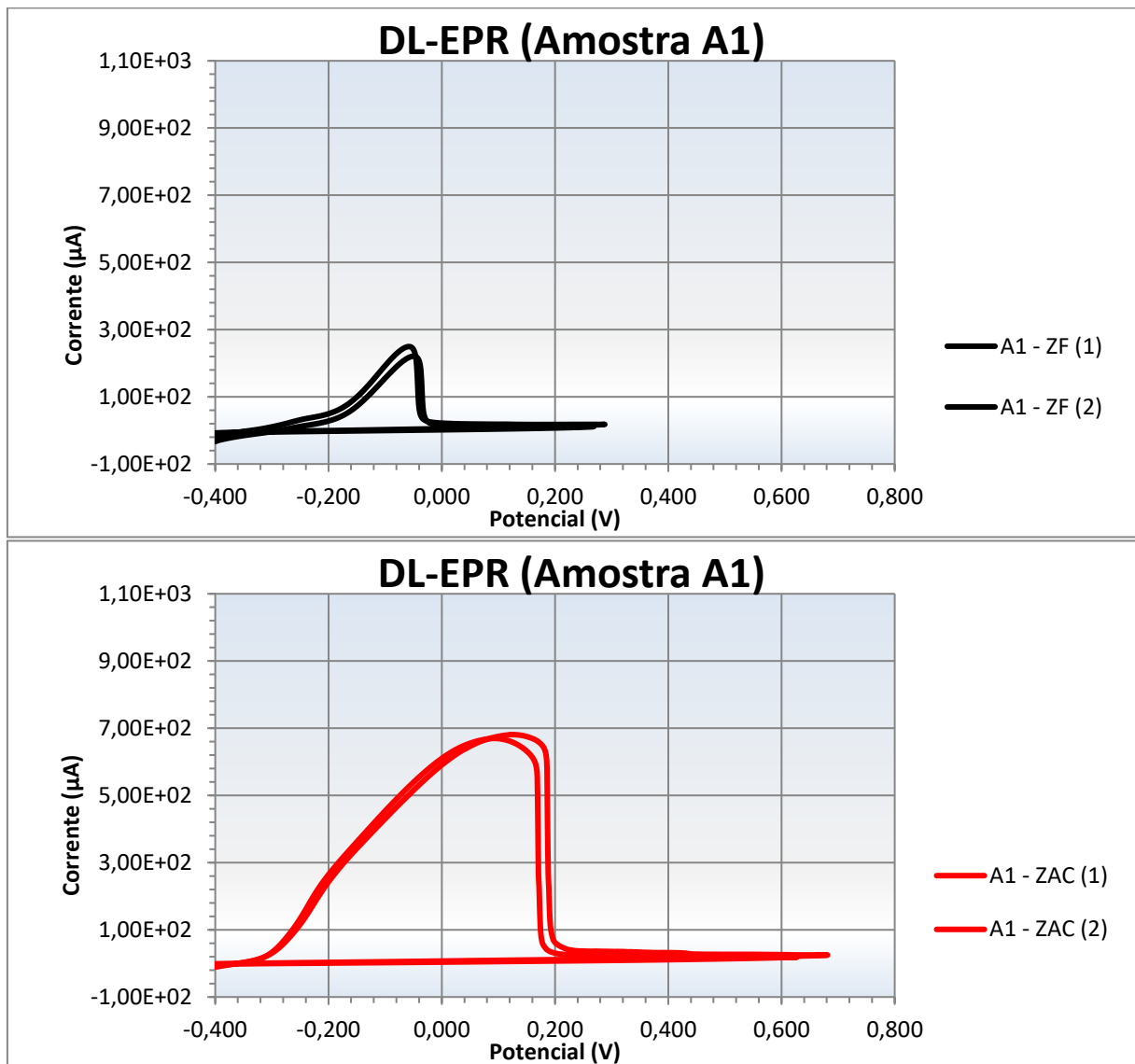
4.3.2 Avaliação da resistência à corrosão

Para analisar a resistência à corrosão, foram utilizadas as técnicas de DL-EPR e polarização cíclica. Os ensaios de EPR foram feitos somente nas amostras do material A nas

regiões de ZF e ZAC, pois pela análise microestrutural, indícios de precipitação foram encontrados somente nesse material. Enquanto isso, os ensaios de polarização cíclica foram feitos nas amostras de menor e maior energia de cada material, ou seja, A1, A5, B1 e B5, nas regiões de ZF e interface ZF/ZAC.

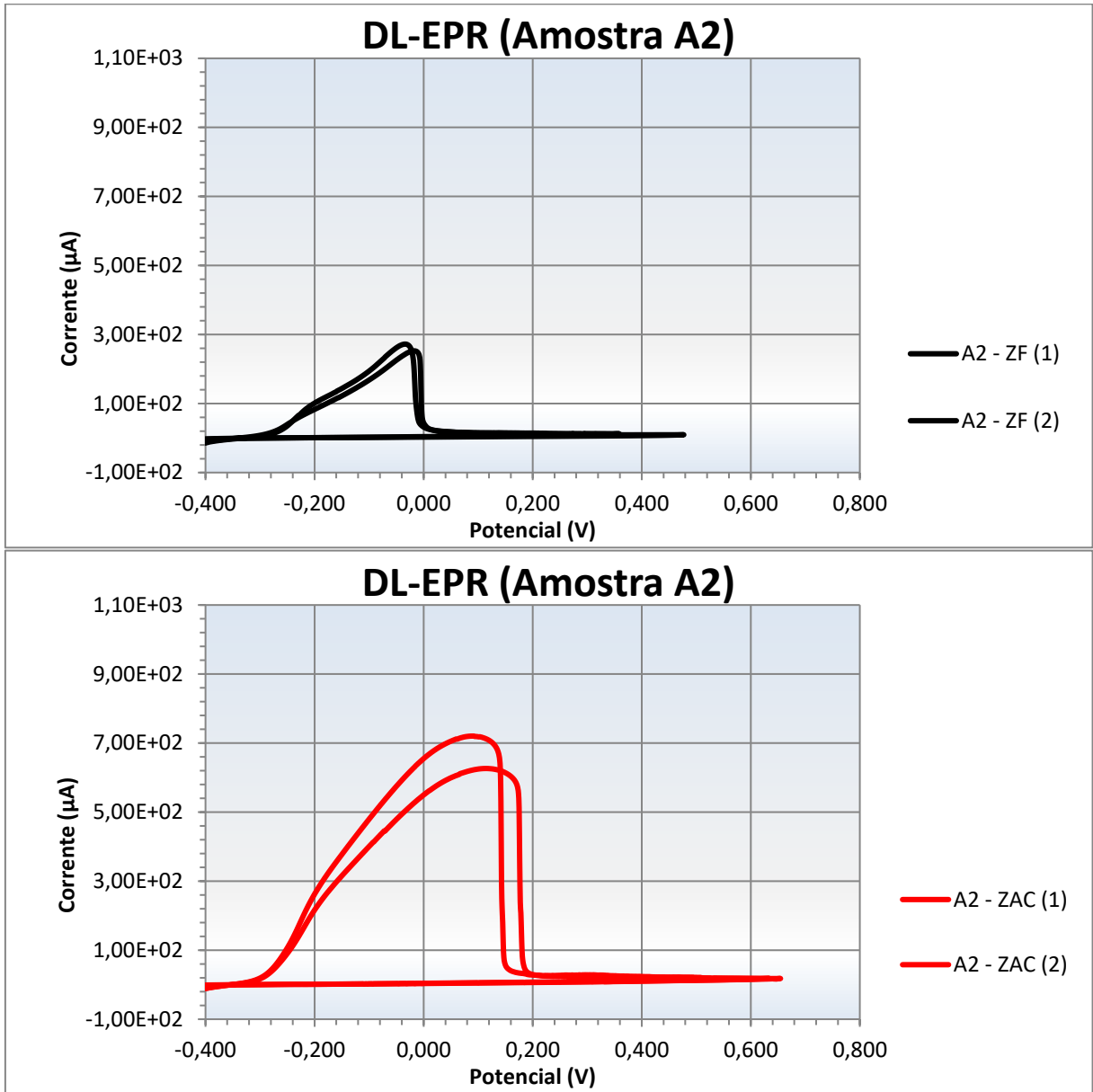
As figuras abaixo mostram os gráficos obtidos pelo DL-EPR realizado nas regiões do material A.

Figura 62 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A1.



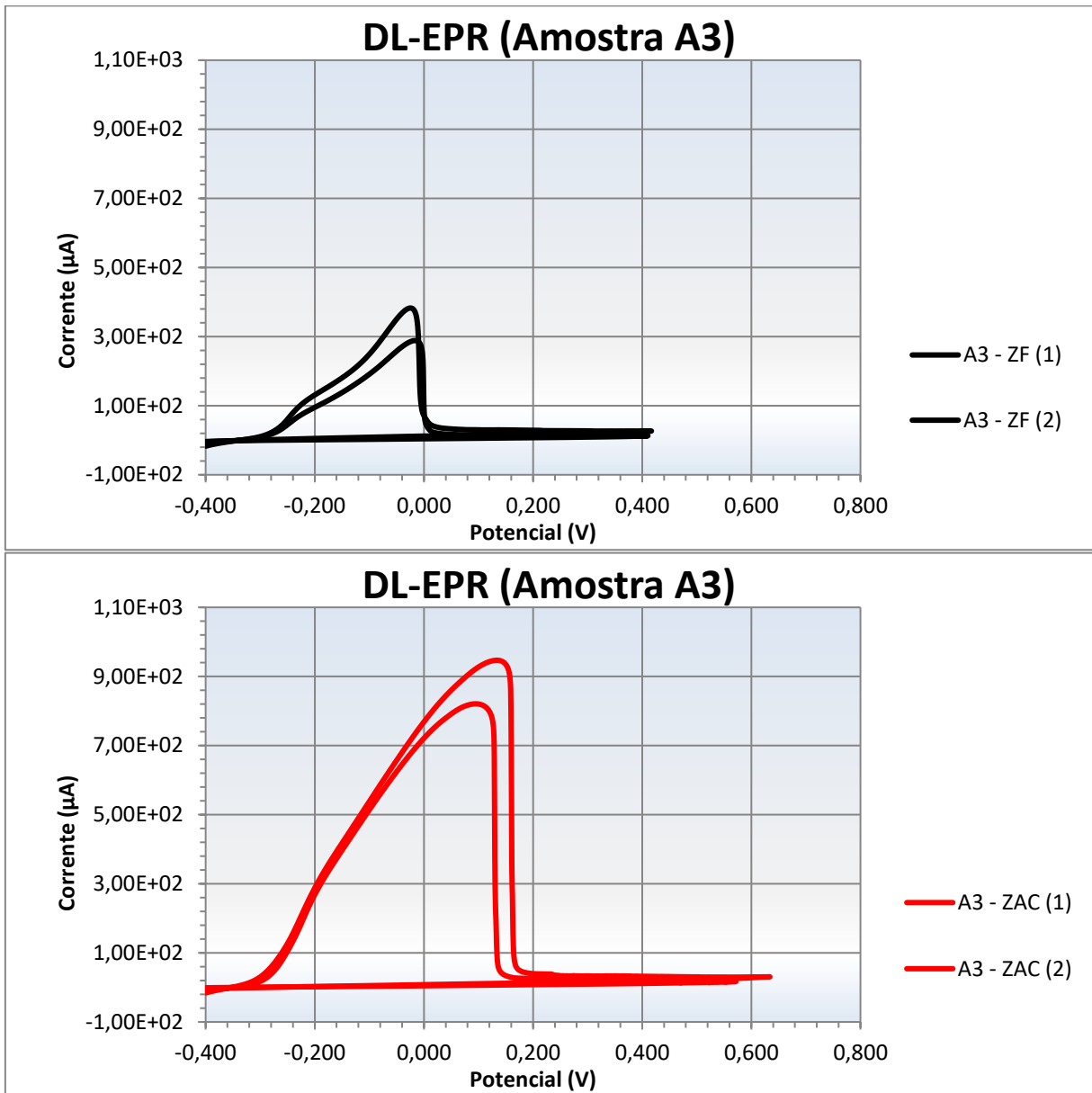
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 63 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A2.



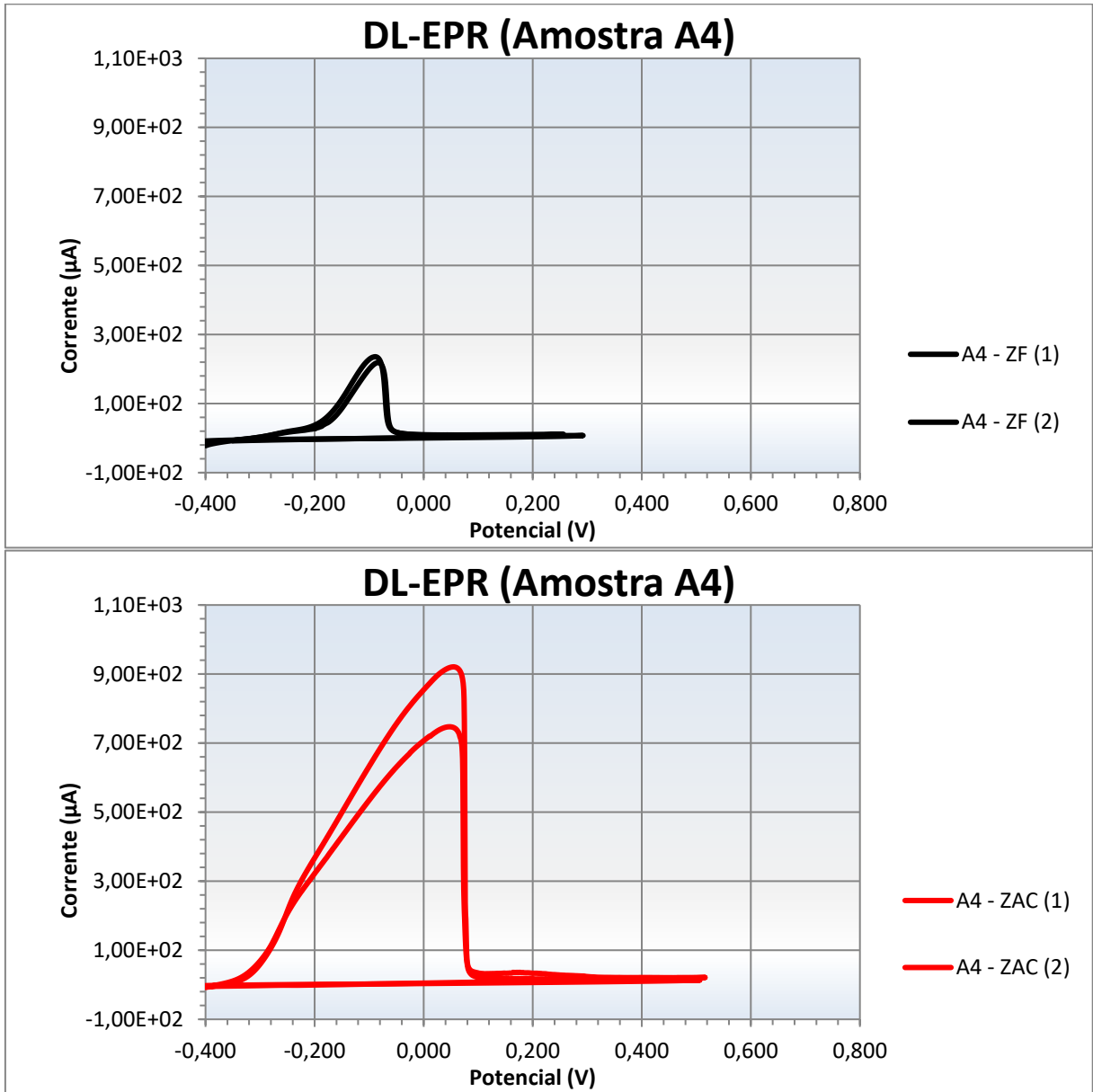
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 64 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A3.



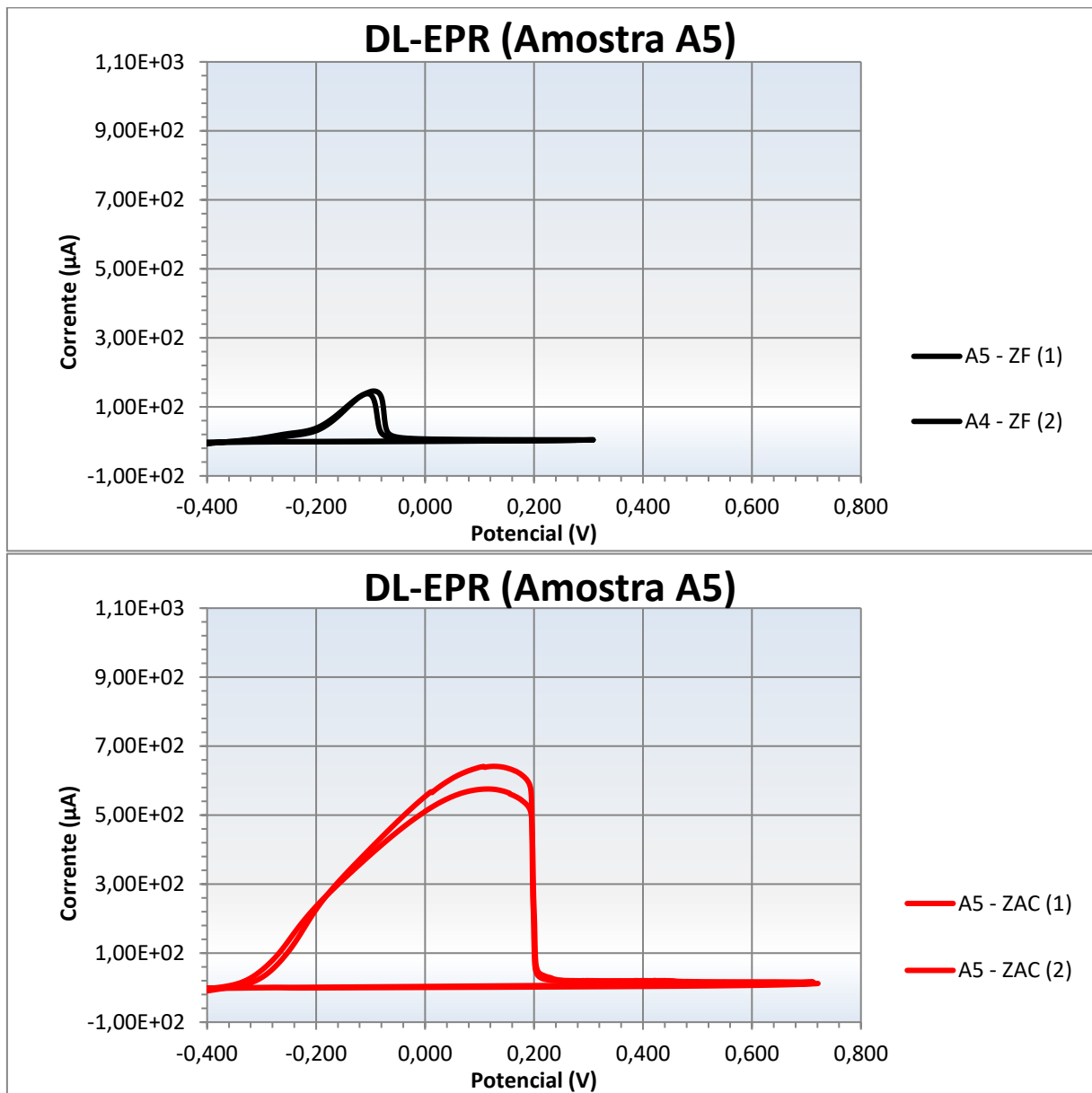
Fonte: (Autoria Própria).

Figura 65 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A4.



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 66 – Curvas de DL-EPR para as regiões de ZF e ZAC das amostras do material A5.



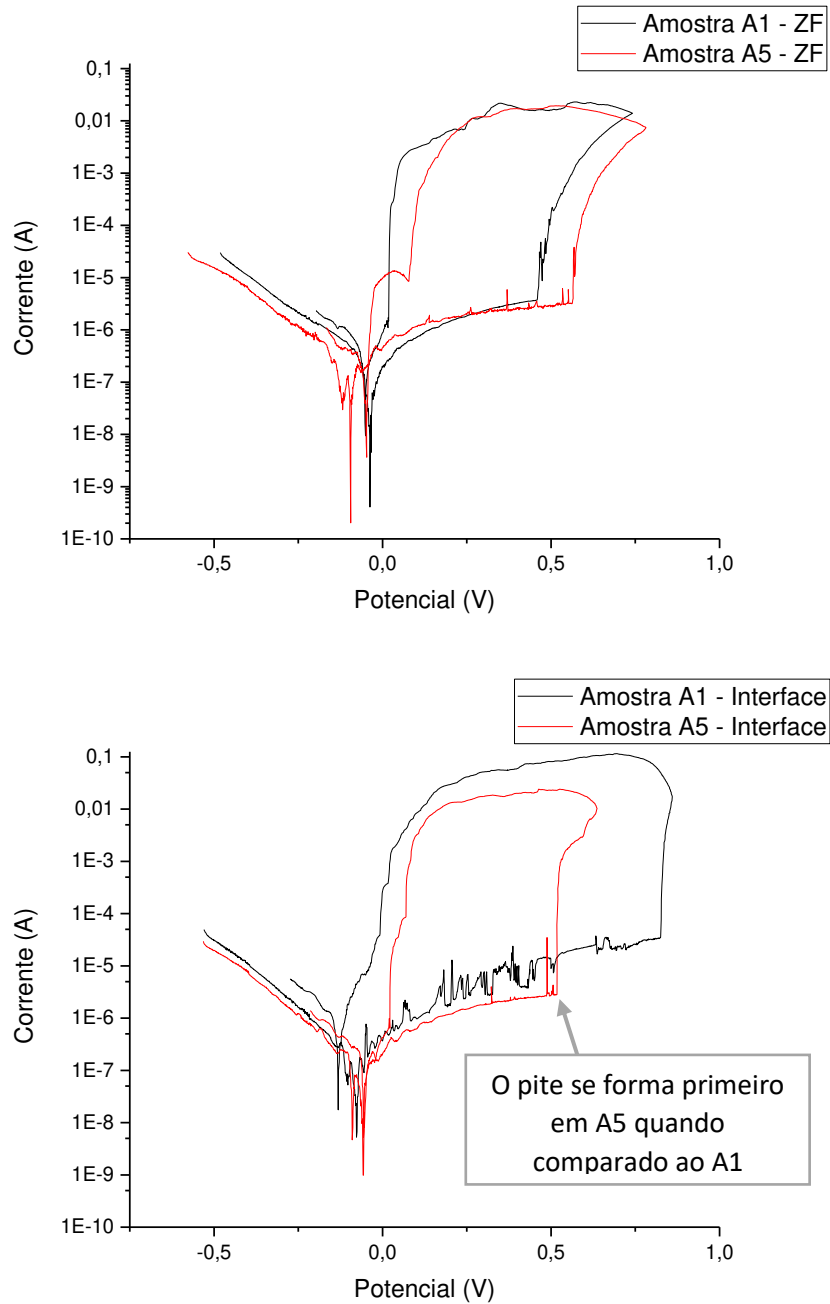
Fonte: (Autoria Própria).

Nenhuma das condições de soldagem analisadas apresentou pico de reativação no momento de reversão do potencial, o que sugere que não há grau de precipitação relevante (sensitização) nas amostras, portanto, embora tenha sido encontrada a precipitação do tipo step na análise microestrutural da amostra A5, essa é tão sutil que não foi evidenciada pelo ensaio de DL-EPR.

Os ensaios de polarização cíclica foram realizados como forma de complemento ao ensaio de EPR, para maior conhecimento dos parâmetros de corrosão e para saber se houve alteração nesses parâmetros devido à mudança na energia de soldagem.

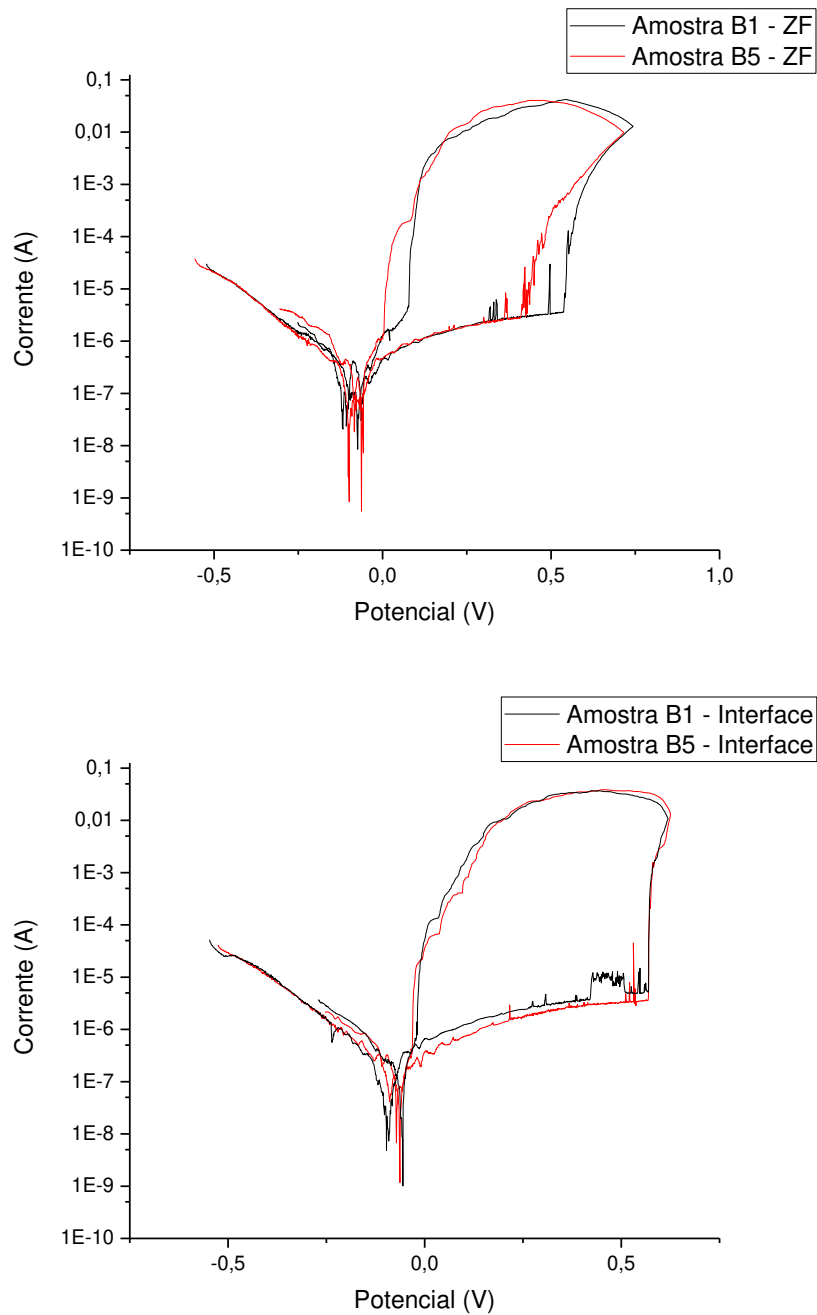
As curvas produzidas pelos ensaios de polarização foram representadas em gráficos, duas a duas para melhor comparação, e estão apresentadas nas figuras abaixo.

Figura 67 – Curvas de polarização cíclica para as regiões de ZF e interface ZF – ZAC, das amostras A1 e A5.



Fonte: (Autoria Própria).

Figura 68 – Curvas de polarização cíclica para as regiões de ZF e interface ZF – ZAC, das amostras B1 e B5.



Fonte: (Autoria Própria).

Comparando as curvas obtidas, nota-se que os valores de potencial e corrente de corrosão são bastante próximos para todos os gráficos, entretanto, o potencial de pite apresentou valores distintos entre algumas condições de maior e menor energia, como na comparação entre as zonas fundidas do material A, na comparação entre as zonas fundidas do material B e principalmente na comparação entre as interfaces do material A.

No caso das interfaces do material B, as curvas resultantes são praticamente idênticas, o que sugere que a energia mais elevada não foi suficiente para alterar os parâmetros de corrosão do material nessa região, provavelmente pelo fato desse material possuir teor de molibdênio bem maior do que o contido no material A, e quanto maior o teor desse elemento, mais resistente será o material. Além disso, o material B é do tipo L, ou seja, possui baixo teor de carbono, o que reduz a ocorrência de precipitação de carbonetos.

A Tabela 11 mostra os valores obtidos para o potencial de pite em cada um dos ensaios realizados.

Tabela 11 – Valores de potencial de pite obtidos pela extrapolação de taffel nas curvas de polarização.

N	Valores de potencial de pite (V)	
	Zona Fundida	Interface ZF – ZAC
A1	0,453	0,817
A5	0,549	0,498
B1	0,528	0,560
B5	0,407	0,566

Fonte: (Autoria Própria).

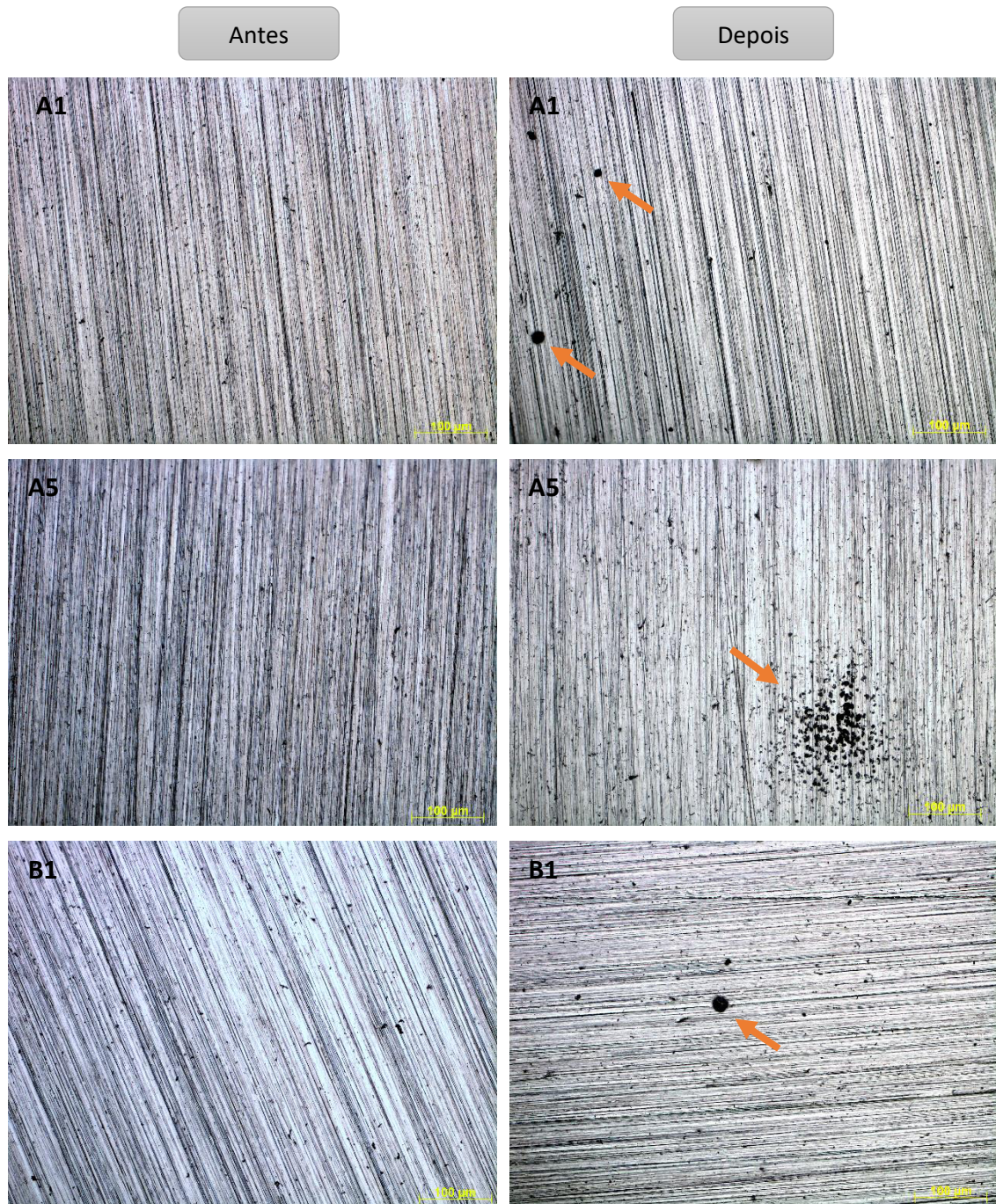
Analisando os valores de potencial de pite obtidos para as regiões de zona fundida dos materiais A e B, percebe-se que são valores muito próximos e que não é possível afirmar com convicção que existe diferença entre as resistências à corrosão dessas regiões. Isso se justifica pelo uso do arame AWS ER316LSi na operação, pois a zona fundida das amostras do material A passam a possuir aproximadamente 65% de aço 316L, uma vez que a diluição nessas condições é 33,9% para A1 e 34,8% para A5.

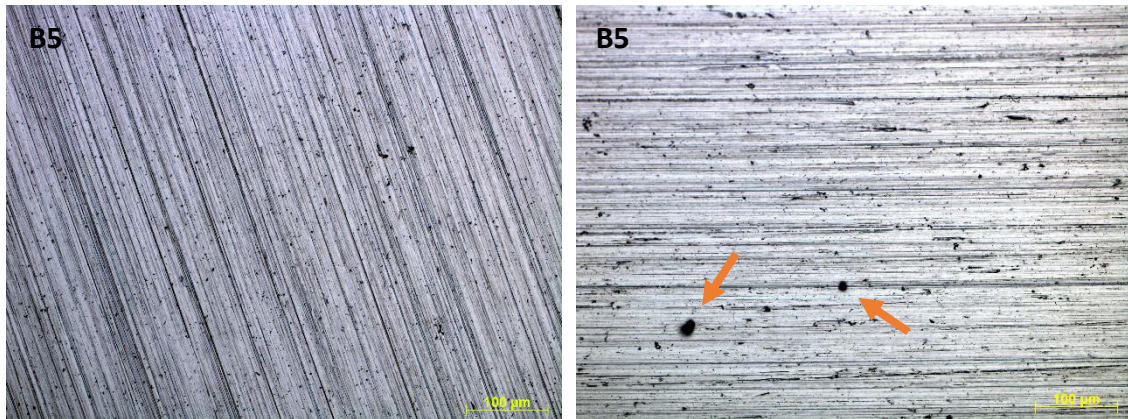
Dessa maneira, as zonas fundidas de A1 e de A5 estão ricas em molibdênio, adquirindo uma resistência à corrosão similar à apresentada pelas mesmas regiões do material B. É também por esse fato que, no material A, não se percebe o impacto do aumento da energia na zona fundida da mesma forma que se percebe na região de interface ZF - ZAC, pois o alto teor de molibdênio inibe o efeito da energia de soldagem na resistência à corrosão na região ZF.

Com relação as regiões de interface ZF - ZAC do material A, os potenciais de pites mostram que o aumento da energia reduziu a resistência à corrosão, pois o pite se inicia primeiro na amostra A5, ou seja, a quebra da camada passivadora ocorreu em um potencial bem menor do que para amostra A1.

A Figura 69 mostra as fotos das amostras lixadas até 600 mesh, em aumento de 200x, que foram registradas antes dos ensaios de OCP e polarização, e também as fotos registradas após cada ensaio da zona fundida.

Figura 69 – Imagens das superfícies das amostras, lixadas até 600 mesh, antes e depois do ensaio de OCP e polarização das regiões de ZF.



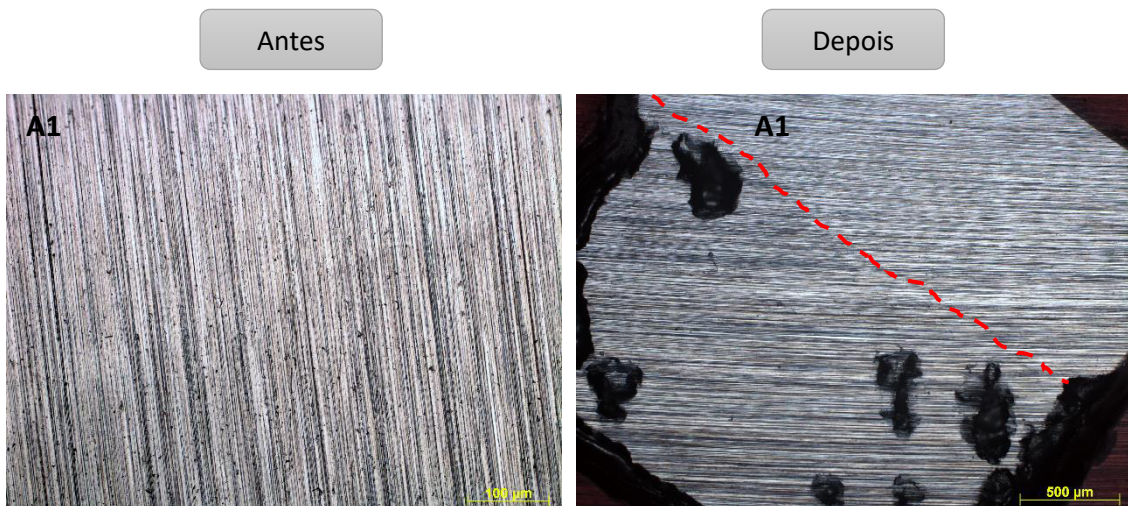


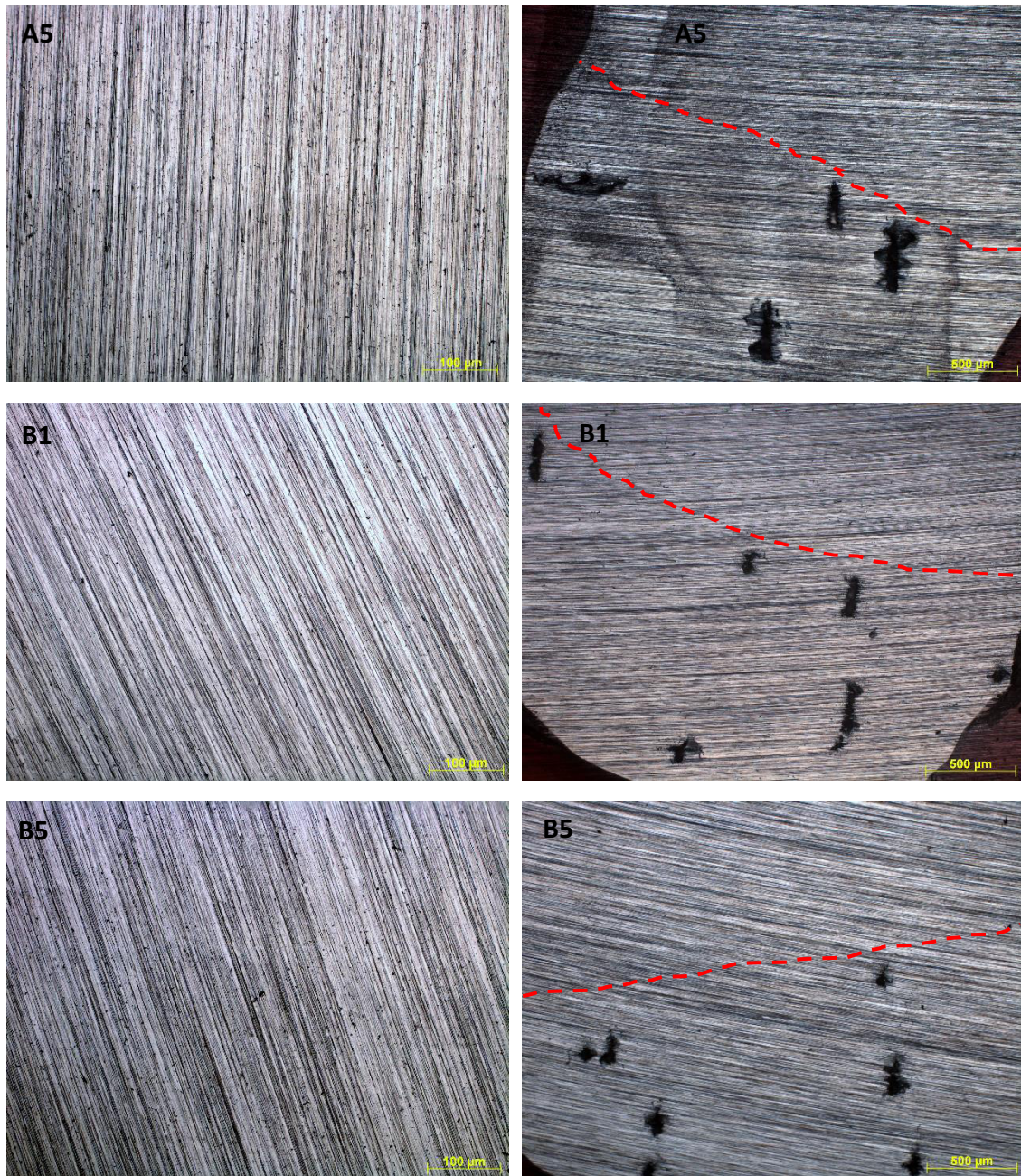
Fonte: (Autoria Própria).

As curvas de polarização sugerem que há formação de pite devido à presença da histerese gerada no momento de reversão do potencial cíclico, esse fato é comprovado pelas micrografias apresentadas, onde em todas as amostras foram encontradas corrosão por pites.

A Figura 70 mostra as fotos das amostras lixadas até 600 mesh que foram registradas antes (aumento em 200x) e depois (aumento em 50x) dos ensaios de OCP e polarização realizados na interface ZF - ZAC.

Figura 70 - Imagens das superfícies das amostras, lixadas até 600 mesh, antes e depois do ensaio de OCP e polarização das regiões de interface ZF – ZAC.





Fonte: (Autoria Própria).

Nos ensaios realizados na região da interface ZF – ZAC, nas imagens a interface está representada pela linha vermelha e tracejada, pode-se perceber que os ataques de corrosão aconteceram preferencialmente na região da ZAC e foram ataques bem mais agressivos do que aqueles encontrados na região delimitada somente na zona fundida, evidenciando que comparativamente essa região é mais suscetível à corrosão do que a zona fundida.

Como esperado, o material AISI 304 está mais atacado do que o AISI 316L e do ponto de vista quantitativo, apesar dos pites na amostra A1 aparentarem ser maiores, os resultados da polarização indicam que o ataque teve início na amostra A5.

5 CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos nesse trabalho, pode-se concluir que:

- Para as alterações macroestruturais, os fatores de controle do processo (corrente de soldagem e velocidade de soldagem) tem contribuições opostas na geometria do perfil da zona fundida, pois, quanto maior a corrente, mantendo os demais fatores constantes, a tendência é que os valores de largura, reforço, penetração e diluição sofram acréscimos, enquanto que para velocidades de soldagem maiores, mantendo os demais parâmetros constantes, a tendência é que os valores de largura, reforço, penetração decresçam.
- No caso da diluição, percebe-se que a redução da velocidade de soldagem provoca o aumento da diluição até um certo valor de velocidade de soldagem, onde a diluição alcança um valor máximo e há o predomínio da influência da energia. A partir daí, ao se reduzir mais a velocidade de soldagem, a quantidade de material interposto entre o arco e o metal base aumenta, ou seja, o reforço, dessa forma, mesmo a energia sendo elevada, o efeito da velocidade predomina e a diluição apresenta uma redução no seu valor.
- O ciclo térmico gerado na soldagem da amostra A5 ($E=1,06\text{kJ/mm}$) foi capaz de formar uma leve precipitação de carboneto de cromo nos contornos de grão da microestrutura, entretanto, essa precipitação não foi evidenciada nos ensaios eletroquímicos, devido à limitação da resolução no ensaio de EPR, dada a pequena região de ZAC formada.
- O material AISI 304, soldado com energia de 1kJ/mm , resistiu menos à corrosão do que a amostra do mesmo material soldada com menor energia, portanto, a soldagem alterou a resistência à corrosão no material AISI 304, já para o material AISI 316L essa influência não foi verificada, pois os parâmetros de corrosão se mantiveram inalterados.
- De uma forma geral, para os parâmetros utilizados, que foram pré-selecionados após ensaios preliminares, é possível soldar em ambos os materiais, AISI 304 e AISI 316L, com a única ressalva de evitar energias maiores do que 1kJ/mm para o material AISI 304 com espessuras menores ou iguais a 6mm , pois a partir dessa energia já há um comprometimento da resistência à corrosão nas regiões próximas ao cordão.

REFERÊNCIAS

- MIRANDA, Hélio C., **Reconhecimento e Controle da Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Pulsado**. Tese de Doutorado, UFU, 2002.
- LUZ, Temístocles. S., **Influência das variáveis do processo de soldagem na sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos**, Dissertação de Mestrado, UFC, 2002.
- MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo Villani. **Soldagem I Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte, 2000.
- SANTOS, Luciano Amaury dos et al. **Condução de calor na soldagem com pulsação térmica**. 2001.
- MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Ed. da UFMG, 2005.
- MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS, Dagoberto B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 2012.
- WAINER, Emilio; BRANDI, S. D.; DE MELLO, F. D. H. **SOLDAGEM, processos e metalurgia**. (ed) Editora Edgard Blucher Ltda. 1992.
- ANDRÉ LUIZ V. DA COSTA E SILVA; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. Edgard Blucher, 2010.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**, 6ª edição. Associação Brasileira de Metais (ABM), São Paulo, 1988.
- MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo, Senai, 2001.
- ASTM International. **Stainless Steels: ASM Speciality Handbook**. [ed.] J.R. Davis. ASM International, 1994.
- PADILHA, A. F., GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos, microestrutura e propriedades**. Hermus, São Paulo, 1994.
- FOLKHARD, E. **Welding metallurgy of stainless steels**. New York: Springer-Verlag; 1988.
- LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. 2005.
- DE LIMA-NETO, Pedro; FARIAS, Jesualdo. P.; HERCULANO, Luis. F. G.; DE MIRANDA, Hélio. C.; ARAÚJO, Walney. S.; JORCIN, Jean. B.; PÉBÈRE, Nadine. **Determination of the sensitized zone extension in welded AISI 304 stainless steel using non-destructive electrochemical techniques**. Corrosion Science, v. 50, n. 4, p. 1149-1155, 2008.
- LEONE, G. L.; KERR, H. W. **The ferrite to austenite transformation in stainless steels**. Welding Journal, v. 61, n. 1, p. 13S-21S, 1982.
- ARATA, Yoshiaki; MATSUDA, Fukuhisa; KATAYAMA, Seiji. **Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (report i): Fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and**

duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation. Transactions of JWRI. 5(2) P.135-P.151, 1976.

DAVID, S. A. **Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds.** Oak Ridge National Lab., (USA), 1981.

ASTM International, **Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels,** ASTM G108, 2015.

SILVA, Cleiton Carvalho et al. **Estudo da sensitização causada pelo ciclo térmico de soldagem no aço inoxidável superferrítico AISI 444.** In: 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. 2005.

DE ASSIS, Kioshy S. et al. **Assessment of electrochemical methods used on corrosion of superduplex stainless steel.** *Corrosion Science*, v. 59, p. 71-80, 2012.

IACOVIELLO, Francesco; DI COCCO, Vittorio; D'AGOSTINO, Laura. **Analysis of the intergranular corrosion susceptibility in stainless steel by means of potentiostatic reactivation tests.** *Procedia Structural Integrity*, v. 3, p. 269-275, 2017.

LOPEZ, Nathalie et al. **Application of double loop electrochemical potentiodynamic reactivation test to austenitic and duplex stainless steels.** *Materials Science and Engineering: A*, v. 229, n. 1-2, p. 123-128, 1997.

CAETANO, G. Q. **Soldagem similar de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos pelo processo “friction stir welding,** Dissertação de Mestrado, UFC, 2016.

LINCOLN ELECTRIC, Catálogo de consumíveis para MIG MAG, Disponível em: https://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/ConsumableEU_MIGWires-LNM-LNM316LSi/LNM316LSI-ENG.pdf. Acesso em: 11 jul. 2018.

PEDROSA, Igor R. V. **Influência do gás de proteção no modo de transferência do metal de adição e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas pelos processos GMAW,** Dissertação de Mestrado, UFPE, 2008.

ASTM International, **Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications,** ASTM A 240/A 240M, 2004.

ASTM International, **Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels,** ASTM A 262, 2015.

ROCHA FILHO, F. A. M. **Estudo comparativo de resistência à corrosão entre ligas metálicas ferrosas e não ferrosas.** Trabalho de Conclusão de Curso, UFC, 2015.

AL SAADI, Sara et al. **Passivity breakdown of 316L stainless steel during potentiodynamic polarization in NaCl solution.** *Corrosion Science*, v. 111, p. 720-727, 2016.