



FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO STRICTO SENSU
GESTÃO E TECNOLOGIA INDUSTRIAL

RAPHAEL OLIVEIRA DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DO IMPACTO DOS PROCESSOS DE
SOLDADEM *CMT*® E *FORCEARC*® NA
MICROESTRUTURA, RESISTÊNCIA MECÂNICA E À
CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX
UNS S32760**

Salvador

2016

RAPHAEL OLIVEIRA DOS SANTOS

AVALIAÇÃO DO IMPACTO DOS PROCESSOS DE
SOLDADEM *CMT*[®] E *FORCEARC*[®] NA
MICROESTRUTURA, RESISTÊNCIA MECÂNICA E À
CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS
S32760

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de
Pós-Graduação Stricto Sensu da Faculdade Tecnologia
SENAI CIMATEC como requisito para a obtenção do título
de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial

Orientador: Prof. Dra. Lílian Lefol Nani Guarieiro
Co-orientador: Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho

Salvador

2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

S237a Santos, Raphael Oliveira dos

Avaliação do impacto dos processos de soldagem CMT[®] e FORCEARC[®] na microestrutura, resistência mecânica e à corrosão do aço inoxidável superduplex UNS S32760 / Raphael Oliveira dos Santos. – Salvador, 2016.

131 f. : il. color.

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Lílian Lefol Nani Guarieiro.
Coorientador: Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho.

Dissertação (Mestrado em Gestão e Tecnologia Industrial - GETEC) – Programa de Pós-Graduação, Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC, Salvador, 2016.

Inclui referências.

1. UNS S32760. 2. CMT. 3. ForceArc. 4. Resistência à corrosão. 5. Propriedades mecânicas. 6. Microestrutura. I. Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC. II. Guarieiro, Lílian Lefol Nani. III. Coelho, Rodrigo Santiago. IV. Título.


CDD: 671.52

Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Mestrado Profissional em Gestão e Tecnologia Industrial


A Banca Examinadora, constituída pelos professores abaixo listados, aprova a Defesa de Mestrado, intitulada "AVALIAÇÃO DO IMPACTO DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM CMT® E FORCEARC® NA MICROESTRUTURA, RESISTÊNCIA MECÂNICA E À CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32760", apresentada no dia 19 de dezembro de 2016, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial.

Orientadora:




Prof. Dr.^a **Lilian Lefol Nani Guarieiro**
SENAI CIMATEC

Coorientador:




Prof. Dr. **Rodrigo Santiago Coelho**
SENAI CIMATEC

Membro Interno:



Prof. Dr. **Manoel Carneiro Neto**
SENAI CIMATEC

Membro Externo:



Prof. Dr. **Leonê Peter Correia da Silva Andrade**
FIEB

Dedico este trabalho à minha família e amigos, especialmente aos meus pais Dorivaldo dos Santos e Maria Consuelo Oliveira.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Profa. Dra. Lilian Lefol Nani Guarieiro e ao Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho pela inestimável ajuda na orientação para realização deste trabalho.

Agradeço ao Instituto de Soldagem e União da RWTH – Aachen (*ISF der RWTH Aachen*) pela acolhida durante um ano, também, dedicação em auxiliar e constante incentivo na realização deste trabalho. *Insbesondere für die Freuden: Alexandros Pipinikas, Mathias Angerhausen und Pascal Österreich. Vielen Dank!*

Ao Instituto SENAI de Inovação em Conformação e União de Materiais e todos envolvidos na gestão do programa Jovens Talentos, pelo patrocínio e motivação para que este trabalho fosse realizado.

Ao Instituto SENAI de Inovação em Eletroquímica pelo apoio na realização dos ensaios de corrosão eletroquímicos (Curvas de Tafel e Polarização anódica), especialmente aos colegas Dr. Luiz Carlos Ferracin e MSc Miguel Igino Valentini pela ajuda e orientação.

Agradeço ao SENAI – BA / CIMATEC pelo investimento deste trabalho, através do programa “Jovens Talentos”.

Agradeço à minha família, pelo suporte e compreensão de ausências. Especialmente, aos meus pais (Dorivaldo Alves dos Santos e Maria Consuelo Silva de Oliveira) e minhas irmãs (Ana Carolina Oliveira dos Santos e Joyce Cristina Oliveira dos Santos).

Agradeço aos colegas, participantes do programa de pós-graduação pelas experiências compartilhadas e pelo grande auxílio para possibilitar a execução deste trabalho.

RESUMO

A exploração de petróleo em águas profundas apresenta o desafio de operacionalizar a produção, e, portanto, aplicação de equipamentos em ambientes extremamente agressivos, com alta concentração de cloretos e ácido sulfúrico (H_2SO_4), principalmente, na exploração da camada Pré-Sal. Os aços inoxidáveis superduplex, por apresentarem elevado número de resistência ao pite, representam uma excelente alternativa para aplicações com tal severidade. Assim, este trabalho teve como objetivo avaliar o impacto do processo de soldagem de chapas de aço inoxidável superduplex UNS S32760 (Zeron 100, SAF 2507) com arame sólido austenítico (ER316LSi) pelos processos CMT® e ForceArc® através da avaliação microestrutural, propriedades mecânicas e resistência à corrosão. As juntas soldadas por ambos processos foram submetidas a: ensaios de tração para avaliação da força máxima suportada antes da ruptura; avaliação microestrutural por microscopia óptica (curvas de Tafel e de polarização anódica); e ensaio de Microdureza Vickers. Os aportes térmicos brutos obtidos menores que 703 J/mm foram insuficientes para realização do processo de soldagem. Foi possível observar que existe relação entre a potência do arco e a resistência à tração das juntas soldadas, sendo a faixa de potência ótima de desempenho para as juntas produzidas entre 4 e 6,4 kW. Existe uma ligeira correlação entre o tamanho de grão ferrítico e a resistência à corrosão. Não foi possível estabelecer a correlação entre o calor do processo de soldagem e a alteração na resistência à corrosão das juntas soldadas. Os processos tiveram desempenho semelhante com relação à resistência mecânica das juntas, exceto o CMT® que se mostrou incapaz de realizar a união. O processo de melhor desempenho de resistência mecânica e à corrosão foi o CMT®+Pulsado.

Palavras-chave: UNS S32760, CMT, ForceArc, Resistência à corrosão, propriedades mecânicas, microestrutura

ABSTRACT

The expansion of offshore oil exploration requires the development of new alloys, mechanically resistant and also corrosion resistant, especially in deep water exploitation. This has the challenge of making the production feasible, thus the application of equipment, in such harsh environments, with high concentrations of chlorides and sulfuric acid (H₂SO₄), mainly in the exploration of pre-salt layer. Superduplex Stainless steel, because of their higher Pitting Resistance Equivalent Number, represents an excellent alternative for applications with such severity. This work aimed to evaluate the impact of sheet stainless steel welding process Superduplex UNS S32760 (Zeron 100, SAF 2507) austenitic solid wire (ER316LSi) by CMT® and ForceArc® processes through microstructural evaluation, mechanical properties and corrosion resistance. At first, the produced joints were visually analyzed for the presence of welding defects such as lack of fusion, those which did not present this defect were subjected to tensile tests to evaluate the maximum rupture. However, all of them were subjected to microstructural evaluation by optical microscopy, Tafel and anodic polarization curves were performed for corrosion resistance evaluation and Vickers Micro hardness tests. It was found that a gross heat-input of 703 J/mm is insufficient for carrying out the welding process; there is a relationship between the power of the arc and the tensile strength of welded joints, with an optimum performance on the range between 4 and 6,4 kW to the produced joints and the ferritic grain size is slightly correlated, but not exclusively, to the corrosion resistance of the material. It could not establish, though, a correlation between the heat of the welding processes and the change in corrosion resistance of the welded joints. The processes have similar performance with respect to the mechanical resistance of the joints, except the CMT® that proved unable to make the union. The better performance process was found to be the CMT®+Pulse.

Keywords: UNS S32760, CMT, ForceArc, Corrosion Resistance, Mechanical Properties, microstructure

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Quadro comparativo das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão por pites típicos entre os AID e AISD	9
Tabela 2 - Comparativo entre os processos de soldagem convencionais na soldagem do aço inoxidável Superduplex	18
Tabela 3 – Tipos e Características de métodos para obtenção de CPAs	28
Tabela 4 - Composição Química ER316LSi	37
Tabela 5 - Principais características das fontes utilizadas neste trabalho	38
Tabela 6 – Características dos ataques eletrolíticos aplicados nas amostras para análise microestrutural	44
Tabela 7 - Composição Química Aço UNS S32760	48
Tabela 8 - Porcentagem de fases do aço UNS S 32760 na condição como recebido	49
Tabela 9 - Parâmetros de Soldagem para os processos CMT®, ForceArc® e processo convencional	50
Tabela 10 - RMS das correntes e tensões de soldagem e velocidade de soldagem	58
Tabela 11 - Força máxima média, deformação máxima média, região de ruptura e deformação plástica do MB das amostras de aço Superduplex UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®	66
Tabela 12 - Influência dos processos utilizados no tamanho da ZTA e do grão ferrítico do aço UNS S32760	74
Tabela 13 - Potencial de corrosão, densidade de corrosão e potencial de pites por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®	79
Tabela 14 - Parâmetros utilizados na soldagem do aço inoxidável Superduplex UNS S32760 pelos processos CMT® e ForceArc®	90

LISTAS DE FIGURAS

Figura 1 - Classificação dos aços inoxidáveis de acordo com a microestrutura.	6
Figura 2- Diagrama de Schaeffler.....	7
Figura 3 - Curva de polarização anódica com indicação da influência da adição dos elementos de liga no comportamento do aço.....	10
Figura 4 - Diagrama de transformações isotérmicas para a precipitação de intermetálicos com influência dos elementos de liga.....	12
Figura 5 - Diagrama WRC-1992.....	15
Figura 6 - Diagrama de equilíbrio isotérmico típico de um aço inoxidável duplex.	16
Figura 7 - Diagrama Isotérmico ternário a 900°C gerado pelo Thermo-calc. Quadrado representa o aço UNS S32760.....	17
Figura 8 -Esquema de retração de arame durante o processo de soldagem CMT®: (A) Arco Aberto; (B) Toque da gota e curto circuito; (C) Retração do Arame; (D) reabertura do arco	20
Figura 9 - Macrografia de uma seção transversal a) soldada pelo processo ForceArc® e b) soldada pelo processo convencional de arco curto.....	21
Figura 10 - Classificação dos tipos de corrosão de acordo com a morfologia .	23
Figura 11 - Mecanismo de crescimento dos pites.	25
Figura 12 - Morfologia dos Pites. a) estreita/profunda; b) elíptica; c) rasa; d) subsuperficial; e) Erosão (Undercutting) e f) de acordo com orientação microestrutural na horizontal ou vertical.....	26
Figura 13 - Montagem esquemática de célula para levantamento de Curvas de Polarização.....	28
Figura 14 - Curva de Tafel.....	30
Figura 15 - Previsão do BNDES para investimentos em bens e serviços por setor para o período de 2013 – 2016 (em R\$ bilhões).....	34
Figura 16 - Fluxograma de etapas da metodologia utilizada para Soldagem e análise das juntas soldadas	36
Figura 17 - Montagem experimental do processo de soldagem, detalhe do sistema de fixação da junta.....	39

Figura 18 – Posição de retirada e dimensão dos corpos de prova ensaio de tração (dimensões em mm).....	41
Figura 19 - Câmeras utilizadas para realização da técnica de Correlação de Imagens	42
Figura 20 - Modelo de tensão de LaGrange.....	43
Figura 21 - Montagem experimental do ensaio de corrosão por imersão	45
Figura 22 - Corpo de prova padrão para o ensaio de corrosão por imersão	46
Figura 23 - Microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS32760 atacado eletroliticamente com solução [KOH] 30%	49
Figura 24 - Macrografia da amostra 1 com indicação da região em que foi tirada a foto do detalhe.....	51
Figura 25 - Macrografia da amostra 2 com indicação da região do detalhe.....	52
Figura 26- Detalhe dos cordões de solda das amostras 1 e 2 para identificação da falta de fusão.....	52
Figura 27 - Macrografia da amostra 9 com indicações das regiões defeituosas	53
Figura 28 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão para a amostra 1	54
Figura 29 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão do processo de Soldagem da amostra 3	55
Figura 30 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão do processo de Soldagem da amostra 6	56
Figura 31 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão do processo de Soldagem da amostra 11	57
Figura 32 - Potência do Arco para os processos CMT® e ForceArc® utilizados para soldagem do aço UNS S32760	59
Figura 33 - Heat-input das juntas soldadas CMT® e ForceArc®	60
Figura 34 - Resultados dos ensaios de tração com desvios padrões das amostras de aço Superduplex UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®	61
Figura 35 - DIC do corpo de prova 3c mostrando em sequência a propagação da trinca a partir do defeito de falta de fusão (t_0) passando pela propagação da trinca (t_1) e rompimento do corpo de prova (t_f).	62

Figura 36 - DIC dos corpos de prova da amostra 7 (7a, 7b, 7c).....	63
Figura 37 - DIC da amostra 11a um instante antes da ruptura.....	64
Figura 38 - DIC do corpo de prova 13c instantes antes do rompimento	64
Figura 39 - Deformações máximas antes da ruptura das amostras de aço Superduplex UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.....	65
Figura 40 - Perfil de microdureza da amostra 13, soldada pelo processo ForceArc.....	68
Figura 41 - Micrografias das a) amostra 1 (realizada com o processo CMT® e AT=557,89 J/mm); b) amostra 2 (realizada com CMT Synchronpulse® e AT=703,38 J/mm). Aproximação 500x	69
Figura 42 - Micrografias das amostras soldadas pelo processo CMT Synchronpulse® comparadas por Curto Circuito convencional a) amostra 3 (AT=768,57 J/mm); b) amostra 4 (Curto Circuito, AT=1068,22 J/mm); c) amostra 8 (AT=1013,83 J/mm) e d) amostra 9 (AT=1006,69 J/mm)	70
Figura 43 - Micrografias das amostras a) 6 (CMT®+Pulsado, AT=947,56 J/mm) e b) 7 (Pulsado, AT=994,41 J/mm)	71
Figura 44 - Micrografias das amostras a) 5 (Spray, AT=726,66 J/mm) e soldadas por ForceArc b) 10 (AT= 904,26 J/mm); c)11 (AT=880,59 J/mm); d)12 (AT=866,04 J/mm) e e)13 (AT=785,42 J/mm).....	73
Figura 45 - Curvas de polarização anódica para os corpos de prova do metal de base	75
Figura 46 - Potencial de corrosão versus Potência do arco por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.....	75
Figura 47 - Potencial de corrosão versus Heat-input por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.....	76
Figura 48 - Potenciais de corrosão e de pites versus área de grão ferrítico por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.....	80
Figura 49 - Taxa de perda mássica encontrada após ensaio de imersão em solução de cloreto férrico a 25°C por amostra soldada pelos processos CMT® e ForceArc®	80
Figura 50 - Macrografia da amostra 3	91
Figura 51 - Macrografia da amostra 4	91
Figura 52 - Macrografia da amostra 5	92

Figura 53 - Macrografia da amostra 6	92
Figura 54 - Macrografia da amostra 7	93
Figura 55 - Macrografia da amostra 8	93
Figura 56 - Macrografia da amostra 10	94
Figura 57 - Macrografia da amostra 11	94
Figura 58 - Macrografia da amostra 12	95
Figura 59 - Macrografia da amostra 13	95
Figura 60 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 2	96
Figura 61 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 4	96
Figura 62 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 5	97
Figura 63 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 6	97
Figura 64 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 7	98
Figura 65 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 8	98
Figura 66 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 9	99
Figura 67 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 10	99
Figura 68 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 12	100
Figura 69 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 13	100
Figura 70 - DIC do corpo de prova 3b	101
Figura 71 - DIC do corpo de prova 4 ^a	101
Figura 72 - DIC do corpo de prova 5a	102
Figura 73 - DIC do corpo de prova 6b	102
Figura 74 - DIC do corpo de prova 7b	102
Figura 75 - DIC do corpo de prova 8b	103

Figura 76 - DIC do corpo de prova 10b	103
Figura 77 - DIC do corpo de prova 11b	103
Figura 78 - DIC do corpo de prova 12 ^a	104
Figura 79 - DIC do corpo de prova 13b	104
Figura 80 - Perfil de microdureza da amostra 1	105
Figura 81 - Perfil de microdureza da amostra 2	105
Figura 82 - Perfil de microdureza da amostra 3	106
Figura 83 - Perfil de microdureza da amostra 4	106
Figura 84 - Perfil de microdureza da amostra 5	107
Figura 85 - Perfil de microdureza da amostra 6	107
Figura 86 - Perfil de microdureza da amostra 7	108
Figura 87 - Perfil de microdureza da amostra 8	108
Figura 88 - Perfil de microdureza da amostra 9	109
Figura 89 - Perfil de microdureza da amostra 10	109
Figura 90 - Perfil de microdureza da amostra 11	110
Figura 91 - Perfil de microdureza da amostra 12	110

ABREVIATURAS E SIGLAS

$\frac{\Delta M}{\Delta t}$ – Taxa de perda mássica

AA – Abertura do Arco

AAL – Austenita Alotriomórfica

AI – Austenita Intragranular

AID – Aços inoxidáveis duplex

AISD – Aços inoxidáveis Superduplex

AOD – Argon Oxygen Decarburization

ASTM – American Society for Testing and Materials

AW – Austenita com morfologia do tipo Widmanstätten

AWS – American Welding Society

CC – Curto Circuito

CFC – Cúbica de face centrada

CG – Crescimento da Gota

Cr_{eq} – Cromo equivalente

DIC – *Digital Image Correlation*

EBW – *Electron Beam Welding*

E_p – Potencial de passivação

FW – Friction Welding

GMAW – Gas metal arc welding

GTAW – Gas Tungsten Arc Welding

i_{corr} – densidade de corrente de corrosão

i_{max} – densidade de corrente corrosiva

i_{pass} – Corrente de passivação

IPEA – Instituto de Pesquisa em Economia Aplicada

K_2 – constante igual a $8,954 \times 10^{-3} \text{ g cm}^2/\mu\text{A m}^2$

MIG/MAG – Metal Inert Gas/ Metal Active Gas

Ni_{eq} – Níquel equivalente

OPEP – Organização dos países exportadores de Petróleo

PCA – Potencial de Circuito Aberto

PO1 – Ponto operacional 1

PO2 – Ponto operacional 2

PREN – Pitting Resistance Equivalent Number

PROMINP – Programa de Mobilização da indústria Nacional de Petróleo e Gás Natural

RMS – Root Mean Square

RW – Resistance Welding

SAW – Submerged Arc Welding

SCE – Saturated Calomel Electrode

β_a – Constante de Tafel anódica

β_c – Constante de Tafel catódica

TIG – Tungsten Inert Gas

VOD – Vacuum Oxygen Decarburization

Z_{eq} – massa equivalente

ZTA – Zona termicamente afetada

γ – austenita

γ_2 – Austenita secundária

δ – ferrita delta

σ – Fase sigma

χ – Fase Chi

SUMÁRIO

1	Introdução.....	1
1.1	Objetivo Geral.....	4
1.2	Objetivos específicos.....	5
1.3	Estrutura do trabalho	5
2	Revisão Bibliográfica	6
2.1	Aços inoxidáveis	6
2.1.1	Aços inoxidáveis Duplex e Superduplex.....	8
2.1.1.1	Elementos de Liga.....	10
2.1.1.2	Fases Deletérias.....	13
2.1.1.3	Metalurgia da soldagem	14
2.2	Processos de soldagem aplicados ao aço inoxidável Superduplex.....	18
2.2.1	Processos derivativos GMAW	19
2.2.1.1	Processo CMT®	19
2.2.1.2	Processo ForceArc®.....	20
2.3	Corrosão.....	22
2.4	Metodologias de avaliação de susceptibilidade à corrosão	26
2.4.1	Curva de polarização anódica	27
2.4.2	Curvas de Tafel	29
2.4.3	Ensaio de imersão	30
2.5	Estado da Arte.....	31
2.6	Viabilidade de aplicação das técnicas CMT e ForceArc na indústria de Petróleo e Gás	33
3	Metodologia	36
3.1	Determinação dos parâmetros de soldagem do aço Superduplex	37
3.1.1	Seleção do metal de adição	37
3.1.2	Seleção de melhores parâmetros de soldagem	37
3.1.3	Preparação das juntas a serem estudadas	38
3.2	Avaliação Visual das juntas soldadas.....	39
3.3	Avaliação das curvas de processo de soldagem.....	39
3.4	Avaliação das propriedades mecânicas das juntas de solda.....	40
3.4.1	Ensaio de tração.....	40

3.4.1.1	Correlação Digital de Imagens	41
3.4.2	Ensaio de Microdureza Vickers	43
3.5	Avaliação microestrutural das juntas soldadas.....	44
3.5.1	Caracterização do aço.....	44
3.6	Avaliação do processo de corrosão sofrido nas juntas soldadas	45
3.6.1	Ensaio de imersão	45
3.6.2	Curvas de Tafel e Polarização anódica	46
4	Resultados e Discussão	48
4.1.	Caracterização do aço superduplex UNS S32760	48
4.1.1	Parâmetros de Soldagem	49
4.2	Análise visual das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®	50
4.3	Análise das curvas características dos processos de soldagem	53
4.4	Propriedades Mecânicas das juntas soldadas de aço UNS S32760 ...	60
4.4.1	Análise DIC.....	65
4.4.2	Microdureza das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.....	67
4.5	Microestrutura das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®	68
4.6	Resistência à corrosão das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®	74
5	Considerações Finais	81
5.1	Conclusões.....	81
5.2	Trabalhos futuros.....	82
6	Divulgação da Pesquisa	82
6.1	Eventos.....	82
6.2	Periódicos.....	82
	REFERÊNCIAS.....	84
	APÊNDICES.....	89
	Apêndice I – Parâmetros utilizados na soldagem dos corpos de prova	90
	Apêndice II – Macrografias das juntas soldadas	91
	Apêndice III – Curvas Características de processos	96
	Apêndice IV – Imagens da análise DIC dos corpos de prova,	101

Apêndice V – Microdureza das amostras soldadas pelo processo CMT® e
ForceArc® 105

1 Introdução

A exploração *offshore* traz desafios sobre a utilização de materiais cada vez mais resistentes aos esforços mecânicos e à corrosão, já que se trata de aplicação em um ambiente extremamente agressivo (presença de H₂S e Cloretos), especialmente quando falamos da exploração da camada Pré-Sal (BARBOSA, 2009).

Dentre os materiais apresentados como solução para o desafio de exploração de petróleo em ambientes marinhos estão os aços inoxidáveis austeníticos, conhecidos pela elevada tenacidade, ótima resistência à corrosão e boa soldabilidade. Este material por conta de sua microestrutura encontra boa aplicabilidade tanto em situações criogênicas quanto em situações de trabalho a quente (típica da indústria *Oil & Gas*) (SILVA & MEI, 2006).

Outro material que encontra bastante aplicação na indústria são os aços inoxidáveis superausteníticos, que são aços com teor de níquel tipicamente superior a 20%. Além do Níquel (Ni), estes materiais possuem elevados teores de Molibdênio (Mo), Cromo (Cr), Nitrogênio (N) e Manganês (Mn). Esta característica confere ao material um aumento de resistência à corrosão localizada e também elevada resistência mecânica, mantendo as boas características que uma estrutura cúbica de face centrada (cfc) confere ao material (BORGES; MEI, 2010). Sua excelente resistência à corrosão o torna ideal para aplicações como produção de ácido fosfórico ou processos de osmose reversa envolvendo água do mar em temperatura ambiente (BOILLLOT; PEULTIER, 2014).

Por fim, podemos apresentar os aços inoxidáveis austeno-ferríticos, mais conhecidos com aços inoxidáveis duplex (AID). Os primeiros AID produzidos datam da década de 30, mais precisamente, a primeira referência sobre esses aços data de 1927, do trabalho de Bain e Griffith. Esses materiais apresentam, conjuntamente, excelente resistência à corrosão e mecânica e encontraram grande aplicação na indústria *Oil & Gas*, química e farmacêutica (NUNES *et al.*, 2011).

Em meados da década de 80, na intenção de melhorar a resistência à corrosão, foram desenvolvidos os aços inoxidáveis superduplex (AISD), que

são AID altamente ligados. Os elementos presentes nessas ligas conferem ao material elevado número de resistência ao pite (PREN, do inglês: *Pitting Resistance Equivalent Number*), superior a 40. Para efeito de comparação, os aços inoxidáveis superausteníticos possuem PREN entre 28,3 e 64,3 (FRANSON, 2000 apud BORGES; MEI, 2010), e excelente resistência mecânica, com limites de escoamento quase duas vezes maiores que os aços austeníticos (GUNN, 1997; NILSSON, 1992; RAMIREZ, 1997). Além disso, os AISD representam uma alternativa menos custosa às ligas de níquel ou aos aços inoxidáveis superausteníticos, por causa do elevado preço do Ni (metal presente em quantidades significativas nessas ligas) (BOILLOT; PEULTIER, 2014). Por outro lado, os AISD podem sofrer perda de resistência à corrosão e fragilização quando submetidos a aquecimentos localizados, tais como os proporcionados pelos processos de soldagem.

A redução nas características ótimas deste material decorre da precipitação de intermetálicos ou formação de novas fases, resultante da interação atômica no aquecimento e resfriamento. De forma que um aquecimento acima da temperatura de ferritização (temperatura em que toda a estrutura do aço duplex passa a ser ferrítica) e com uma taxa de resfriamento não controlada resulte de uma estrutura com comportamento diferente da ideal.

A literatura sugere que tais materiais sejam submetidos a aportes térmicos entre 0,5 e 1,5 KJ/mm (NILSSON, 1992) ou ainda que a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 1200°C e 800°C sejam mantidas entre os valores de 4 a 15 segundos (GUNN, 1997). Em termos práticos, as pesquisas sugerem que o material deve ser submetido a uma taxa de resfriamento intermediária, capaz de propiciar tempo para recuperação da microestrutura duplex, porém, rápida o suficiente a fim de evitar a precipitação de fases deletérias das propriedades físicas e químicas do material.

A Associação Internacional do Molibdênio (2012) indica que os aços superduplex são possíveis de serem soldados pelos processos a arco convencionais e inclusive sugere parâmetros iniciais para condução do procedimento de soldagem.

A busca por produtividade e qualidade é a tarefa incansável da engenharia de produção moderna. Os processos convencionais, apesar de não

perderem seu espaço, em situações especiais, onde o controle exigido resulta alto custo, podem ser substituídos por novos processos, ainda que estes exijam um investimento inicial superior.

Este exemplo macro pode ser trazido para situação micro, quando analisamos o desenvolvimento dos processos de soldagem, mais especificamente o processo *Gas Metal Arc Welding* (GMAW). Este é alvo de constante aperfeiçoamento na indústria de fabricação devido às suas excelentes características semiautomáticas e com possibilidade de automação completa. Mais recentes se destacam os conhecidos processos derivativos, que podem ser definidos em termos simples como resultado das modificações dos controles eletrônicos das fontes de soldagem, a grande tendência no avanço dos processos convencionais, que possibilitam um maior domínio da corrente ou do potencial e, conseqüentemente, do calor aportado às peças. Cada fabricante de fontes desenvolve seu controle eletrônico, o que resulta em uma ampla gama de processos disponíveis comercialmente (COSTA *et al.*, 2012).

Dentre os processos GMAW, ou *Metal Inert Gas/Metal Active Gas* (MIG/MAG), derivativos com deposição em curto-circuito podemos destacar o processo CMT® da fabricante Fronius. O processo baseia-se no controle eletrônico da corrente e da alimentação de arame. Na prática, o que ocorre é que, além de um controle da corrente de soldagem, a tocha deste processo, é também equipada com um pequeno motor capaz de proporcionar a retração do arame no momento do curto circuito. Isto evita que o desprendimento da gota aconteça por conta das forças eletromagnéticas, diminuindo ou anulando os respingos na soldagem. Este processo é conhecido pelo seu baixo aporte térmico e tem encontrado maior aplicação na união dissimilar entre alumínio e aço, como desenvolvimento para a indústria automotiva. Sua utilização em processos de união de aços altamente ligados traz a vantagem de diminuição da zona termicamente afetada, já que menor calor é aportado à peça que será soldada. Além disso, este processo apresenta um comprimento de arco menor do que o do processo GMAW convencional, o que traz a vantagem de melhor aproveitamento do calor do arco. Sua utilização em espessuras superiores a 4 mm ainda é pouco explorada (BUDIG, 2005).

Seguindo outra vertente de controle a EWM, fabricante alemã de fontes, desenvolveu o processo ForceArc®. Este se aproveita do desenvolvimento de um arco elétrico ultrapequeno, mas que seja virtualmente a prova de curtos circuitos. A fonte deste processo controla a corrente de forma a propiciar um menor valor de tensão capaz de reduzir o arco, mas ainda manter o modo de deposição spray. O aumento da velocidade de alimentação de gás, característica do processo, auxilia no desprendimento do metal fundido da ponta do arame e constringe o arco elétrico a uma região menor da peça a ser soldada. Logicamente, isto impacta na redução de calor aplicado à peça e, conseqüente, diminuição da zona termicamente afetada. Em casos especiais, o processo dispensa inclusive a preparação de ângulos de juntas para espessuras de até 5 mm (BUDIG, 2005). A redução da zona termicamente afetada, aliada a uma maior taxa de deposição, resultante do modo de transferência spray, torna interessante a aplicação deste processo na soldagem de aços com alto teor de ligas.

Até o presente momento não é possível encontrar na literatura trabalhos que aplicassem qualquer um dos dois processos derivativos do GMAW na soldagem de aço inoxidável superduplex.

É papel da ciência que as possibilidades sejam investigadas. Neste sentido, é interessante que os materiais sejam exaustivamente estudados para possibilidade de processamento quanto aos novos processos desenvolvidos. As vantagens apresentadas pelos processos CMT® e ForceArc® podem ser aproveitadas na soldagem de aços inoxidáveis superduplex.

1.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho foi avaliar o impacto do processo de soldagem de chapas de aço inoxidável superduplex UNS S32760 (Zeron 100, SAF 2507) com arame sólido austenítico (ER316LSi) de baixo carbono, como metal de adição, pelos processos CMT® e ForceArc® através da avaliação microestrutural, propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

1.2 Objetivos específicos

Para cumprir o objetivo geral pode-se destacar os objetivos específicos abaixo da pesquisa:

- a) Determinar os parâmetros de soldagem do aço Superduplex utilizando os processos CMT® e ForceArc®;
- b) Avaliar as propriedades mecânicas das juntas de soldadas utilizando os processos CMT® e ForceArc®;
- c) Avaliar a microestrutura das juntas soldadas através dos processos CMT® e ForceArc®;
- d) Avaliar o processo de corrosão sofrido nas juntas soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.

1.3 Estrutura do trabalho

No desenvolvimento deste trabalho será inicialmente realizada uma revisão da bibliografia, começando pela definição dos aços inoxidáveis, apresentando os aços inoxidáveis duplex para, finalmente discutir os aços inoxidáveis superduplex, tratando os efeitos dos elementos de liga nas propriedades deste material (resistência mecânica e à corrosão), bem como o efeito da adição destes elementos na precipitação das fases deletérias. Em seguida, são apresentados os processos de soldagem utilizados neste trabalho, CMT® e ForceArc®. Por fim, a literatura é revisada para compreensão do fenômeno de corrosão, já que a característica mais importante do aço estudado é a resistência à corrosão. Dentro desta revisão de literatura são, também, apresentados os princípios de algumas técnicas de avaliação de resistência à corrosão.

Nos capítulos 3 e 4 são apresentadas, respectivamente, a metodologia utilizada neste trabalho e expostos e discutido os resultados obtidos.

O capítulo 5 expõe as conclusões obtidas com o estudo, bem como trabalhos futuros. O capítulo 6 descreve os meios de divulgação da pesquisa em eventos e periódicos.

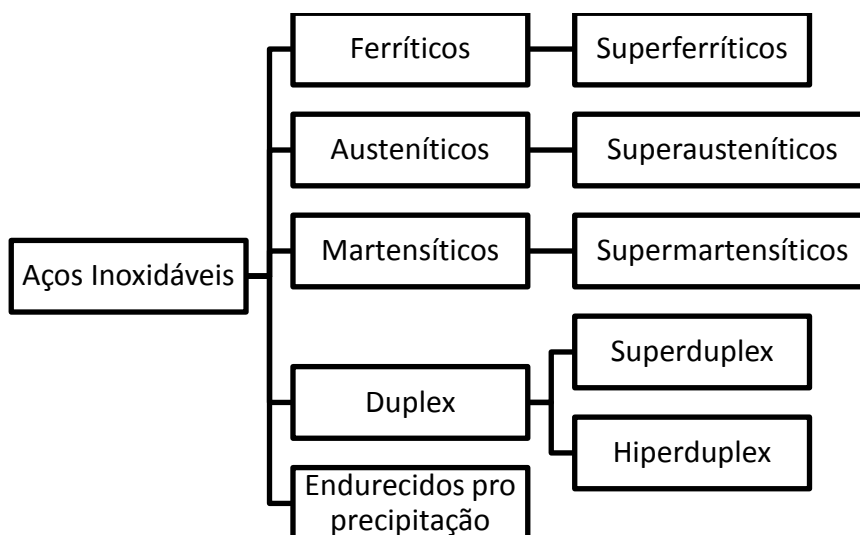
2 Revisão Bibliográfica

2.1 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas de ferro e carbono com concentração de Cromo (Cr) maior que 10,5%. A presença do elemento Cr nessas concentrações é responsável pela característica destes aços: a resistência à corrosão. O cromo das camadas superficiais reage instantaneamente com o oxigênio da atmosfera e hidroxilas das moléculas de água quebradas, formando um filme passivo de óxido e hidróxido de cromo que protege o restante do aço contra a oxidação (SILVA; MEI, 2006).

Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com sua microestrutura em: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação (SILVA, 2012). Os grupos superferríticos, superausteníticos, supermartensíticos e superduplex estão inseridos dentro dos grupos ferríticos, austeníticos, martensíticos e duplex, respectivamente (Figura 1).

Figura 1 - Classificação dos aços inoxidáveis de acordo com a microestrutura



Fonte: Autor

Tal classificação é amplamente utilizada, pois o comportamento dos aços está fortemente ligado à microestrutura predominante. Esta, por sua vez,

é determinada pela composição química e tratamentos térmicos sofridos pelo material.

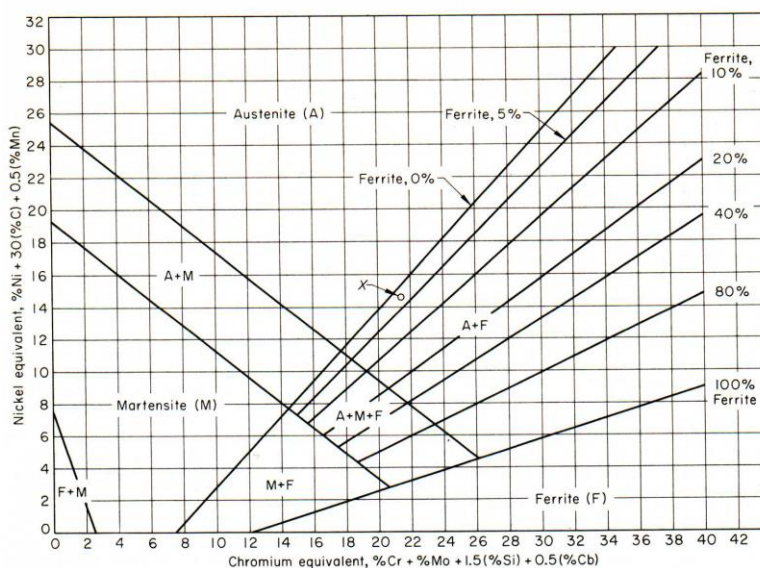
Diversos trabalhos foram desenvolvidos com a intenção de prever a microestrutura dos aços inoxidáveis, principalmente após o processamento térmico. Schaeffler (1949) e DeLong (1974) propuseram o que é considerado um dos enfoques mais bem sucedidos para representação e previsão da estrutura dos aços inoxidáveis. A abordagem se baseou na determinação dos percentuais de Cromo equivalente (Cr_{eq}) e Níquel equivalente (Ni_{eq}), calculados pelas equações (1) e (2).

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times \%Nb \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times \%Cu \quad (2)$$

Esses índices são, basicamente, indicativos das porcentagens de ferrita e austenita, influenciadas, pela presença de elementos alfa-gêneos (como: Cr, Mo e Nb) e gama-gêneos (como: Ni, C, N e Cu). A microestrutura é resultado do balanço entre estes elementos e pode ser razoavelmente prevista com a aplicação no Diagrama de Schaeffler, Figura 2 (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Figura 2- Diagrama de Schaeffler.



A=austenita, F=ferrita e M=martensita

Fonte: <http://www.boaspraticasnet.com.br>

Em resumo, com o Diagrama de Schaeffler é possível prever, em função dos índices calculados, o teor de ferrita da liga. Embora tal diagrama tenha sido elaborado para previsão em metal depositado por soldagem e fundido, ele apresenta boa previsão da estrutura de laminados e forjados em que as taxas de ferrita apontadas sejam maiores que 10% (SILVA; MEI, 2006).

2.1.1 Aços inoxidáveis Duplex e Superduplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas ferrosas resistentes à corrosão que possuem as fases austenita (γ) e ferrita (δ), em proporções aproximadamente iguais. E que ganharam força e escala de utilização devido a sua resistência à corrosão, comparável à dos aços austeníticos, aliada a uma boa resistência mecânica, resultado da combinação de propriedades das fases ferrita e austenita, mas devido também às “crises do níquel” da década de 50, 70, 90 e 2000 e com o desenvolvimento das tecnologias AOD (*Argon Oxygen Decarburization*) e VOD (*Vacuum Oxygen Decarburization*) para a produção de ligas.

O balanço microestrutural entre as fases δ e γ , em geral é obtido pela adição dos elementos de Cr, Mo e N em relação aos aços austeníticos. O resultado é uma combinação de propriedades mecânicas: de boa tenacidade, elevada resistência mecânica, excelente resistência à corrosão sob tensão e à fadiga e boa resistência à corrosão em diversos meios (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Por outro lado, a presença de mais elementos de liga representa maior risco de precipitação de fases intermetálicas. Portanto, o processamento térmico destes aços requer maior atenção que a dos austeníticos.

Por volta da década de 80, visando aumentar a resistência à corrosão, foram produzidas as primeiras ligas duplex altamente ligadas que ficaram conhecidas como aços inoxidáveis superduplex (AISD).

Uma forma de avaliar a alta resistência à corrosão destas ligas é a avaliação do PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), que é uma relação

empírica diretamente associada com a resistência à corrosão por pites de uma liga e pode assumir diversas formas (Equações (3) e (4)).

Esses aços tem composição típica de 25% Cromo (Cr), 6-7% Níquel (Ni), 3-4% Molibdênio (Mo), 0,2-0,3% Nitrogênio (N), 0-2% Cobre (Cu) e 0-2% Tungstênio (W), o que faz com que tenham o PREN maior do que 40 (GUNN, 1997).

As equações 3 e 4 são as mais difundidas pela literatura para aços inoxidáveis duplex. O fator W, da equação 4, é utilizado quando há tungstênio na liga, em porções significativas (NILSSON, 1992).

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (3)$$

$$PRE_W = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo + 0,5\%W) + 16 \times \%N \quad (4)$$

A Tabela 1 relaciona as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão típicas para as ligas AID e AISD. Pode-se observar a maior resistência mecânica e à corrosão localizada dos aços Superduplex, estes apresentam Tensão limite máxima de ruptura de até uma vez e meia a das ligas duplex, além de uma tensão limite elástica também maior. Ambas as ligas apresentam, no entanto, a mesma porcentagem de alongamento elástico. A diferença de dureza na escala Rockwell, também não é significativa, com uma leve vantagem para as ligas AISD. A resistência à corrosão por pites desta é também maior.

Tabela 1 – Quadro comparativo das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão por pites típicos entre os AID e AISD

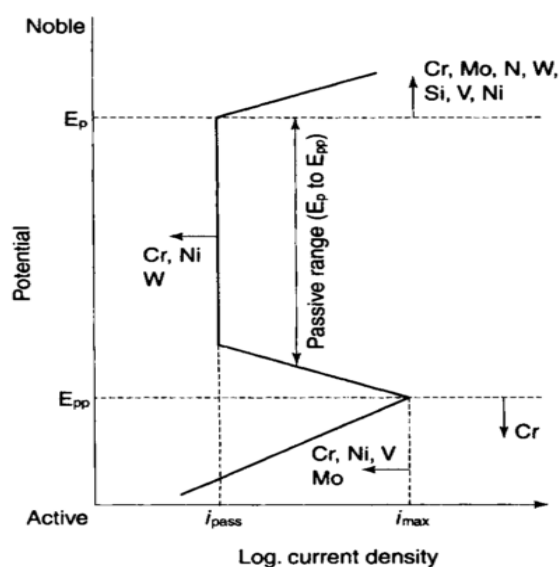
	Ligas Duplex	Ligas Superduplex
Limite de ruptura (Mpa)	620	730-930
Limite elástico (Mpa)	450	530
Alongamento (%)	25	25
Dureza Rockwell (HR)	31	32
PREN	<40	>40

Fonte: (IMOA, 2016)

2.1.1.1 Elementos de Liga

A Figura 3 apresenta a curva característica de polarização anódica dos aços e a influência da adição de elementos de liga no comportamento de resistência à corrosão. A curva tem três regiões principais de interesse, a primeira é a fase catódica, em que o material se encontra submetido a um potencial abaixo do de corrosão e age como cátodo de uma reação; a segunda, o material está submetido a potenciais maiores do que o de corrosão e age como ânodo na reação, a corrosão continua a ocorrer até que o material passive completamente, esse trecho da curva é caracterizado pela não variação da corrente conforme o potencial aplicado ao material cresce; a terceira, o filme óxido sofre uma quebra localizada, em determinado potencial (chamado de potencial de pite) e passa a sofrer o processo de corrosão por pites, com a corrente crescendo de forma exponencial com a variação do potencial no sentido positivo.

Figura 3 - Curva de polarização anódica com indicação da influência da adição dos elementos de liga no comportamento do aço



Fonte: (GUNN, 1997)

O Cromo tem forte influência sobre a resistência à corrosão localizada, aumenta o potencial de passivação e reduz a corrente de passivação (i_{pass}). No entanto, sua adição na liga é limitada, uma vez que alta concentração de cromo favorecerá a formação de fases intermetálicas que prejudicam a resistência à corrosão, além de levar a uma redução da ductilidade e da resistência ao impacto.

O Mo, assim como o Cr, aumenta a faixa de potencial passivo e reduz a densidade de corrente corrosiva (i_{max}). O elemento aumenta também a resistência à corrosão por pites e por frestas em ambientes ricos em cloretos. Analisando a equação do PRE_W (Equação 4) e do Cr_{eq} (Equação 1) é possível concluir que o Mo é 3,3 vezes mais eficiente que o Cr na resistência à corrosão por pites, enquanto que possui o mesmo efeito na estabilização da ferrita. Porém, sua adição também é limitada por conta do avanço na formação de fase sigma em temperaturas de trabalho a quente (GUNN, 1997).

O Níquel, ao contrário do Cr e Mo, é um elemento austenitizante. Por conta disto, sua adição na liga, para garantia do balanço (40% a 60% de ferrita), está diretamente ligada à quantidade de Cr e elementos alfacêneos adicionada à liga. Excesso de austenita causa enriquecimento de Cr e Mo na ferrita o que aumenta a possibilidade de precipitação de intermetálicos. Apesar de ter um efeito de aumento do potencial de passivação e redução da corrente de passivação (i_{pass}) seu maior efeito é o de balanceamento de fases.

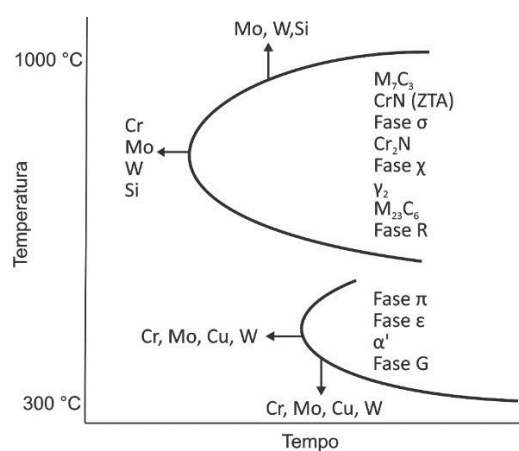
O nitrogênio, quando adicionado à liga, aumenta a resistência à corrosão por pites, aumenta tanto a resistência mecânica e como o teor de austenita. Estudos apontam que seu potencial de melhorar a corrosão é aumentado na presença de Mo. É constatada uma elevada concentração do elemento na camada de passivação do aço (GUNN, 1997). A adição de nitrogênio aumenta também o potencial de passivação (E_p) na direção nobre, ou seja, aumentando este valor.

A adição de manganês (Mn) tem efeito principal no balanceamento de fases. Este elemento pertence à família dos gamagêneos. Causa pouco efeito na resistência à corrosão por pites. A adição de Mn aumenta a resistência à abrasão e desgaste da liga, além de melhorar a resistência à tração sem perda de ductilidade.

A adição de Cu em ligas duplex resulta em uma maior resistência à corrosão em ambientes não oxidantes, como, por exemplo, ácido sulfúrico. Sua adição, no entanto, é limitada a 2%, por conta da redução da ductilidade a quente e do endurecimento por precipitação. Por outro lado, finos precipitados ricos em Cu após exposição a temperaturas entre 300 °C e 600 °C, adicionam à liga resistência ao desgaste por abrasão sem comprometimento da resistência à corrosão (GUNN, 1997).

O W causa a redução da corrente de passivação (i_{pass}) e aumenta a faixa do potencial de passivação. A presença do elemento aumenta a precipitação de intermetálicos na faixa de temperaturas entre 700 °C e 1000°C, além de favorecer a precipitação de austenita secundária (NILSSON; JONSSON; WILSON, 1994). O gráfico da Figura 4 apresenta a influência da adição dos elementos de liga na precipitação de fases intermetálicas.

Figura 4 - Diagrama de transformações isotérmicas para a precipitação de intermetálicos com influência dos elementos de liga



Fonte: Adaptado de GUNN, 1997.

A adição de Cr, Mo, Cu e W diminui a temperatura necessária para ocorrência das fases π , ϵ , α' e G. Já para a curva de precipitação das fases carbonetos metálicos (M_7C_3 e $M_{23}C_6$), Nitrito de Cromo (CrN), sigma (σ), Nitretos de Cromo (Cr_2N), Chi (χ), austenita secundária (γ_2) e R, a adição de Mo, W e Si além de diminuir o tempo de precipitação destas fases, também aumenta a temperatura em que estas se precipitariam, enquanto o Cr tem apenas influência na redução de tempo de precipitação.

2.1.1.2 Fases Deletérias

Nos AISD, entre as temperaturas de 300 °C e 1000 °C, podem ocorrer precipitações de outras fases, além da ferrita e da austenita. Tais fases são conhecidas pelos seus efeitos deletérios nas “propriedades interessantes” das ligas (resistência mecânica e à corrosão).

As principais fases intermetálicas que podem resultar do processamento térmico dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos são: Sigma (σ); Chi (χ); austenita secundária (γ_2); Nitretos de Cromo (Cr_2N); e carbonetos (M_xC_y) (NILSSON, 1992).

A fase σ é rica em Fe, Cr, Mo e Si (NILSSON, 1992) e é conhecida pelos seus efeitos de fragilização e redutor na resistência à corrosão. A precipitação dessa fase causa um empobrecimento de cromo na região adjacente, criando regiões mais vulneráveis ao ataque dos cloretos ou ácidos sulfúricos. Geralmente, se precipitam nos contornos de grão da austenita/ferrita ou nas interfaces dos grãos de ferrita (BASTOS *et al.*, 2007; LONDOÑO, 1997; MARTINS; MARTINS; ARAÚJO, 2014; MARTINS; CASTELLETTI, 2005). O aumento da dureza do material é um forte indicativo da precipitação desta fase (MARTINS & CASTELLETTI, 2005)

A fase χ é um composto intermetálico de Fe, Cr e Mo (RAMIREZ, 2001) e sua precipitação é significativamente menor do que a da fase sigma. Tem efeitos redutores da resistência à corrosão da liga, e causa certa fragilidade. Essa fase coexiste com a fase sigma na liga, embora a faixa de temperatura de precipitação deste composto seja, por vezes, menor do que a faixa de temperatura de precipitação da fase sigma (GUNN, 1997; NILSSON, 1992). Segundo Michalska & Sozańska (2006) a fase χ é metaestável e precede a formação de σ , quando submetido a prolongado envelhecimento.

A austenita secundária possui estrutura CFC e, geralmente precipita na ferrita após um reaquecimento. Isto porque o resfriamento anterior à sua formação não permitiu a precipitação da chamada austenita primária e o

resultado é uma estrutura metaestável (RAMIREZ, 2001). Segundo Pardal *et al.* (2010) a austenita secundária pode precipitar:

- Com morfologia lamelar associada a placas de fase σ , resultante da decomposição eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$;
- Crescendo, através da austenita primária em direção ao grão ferrítico;
- Ou precipitação independente, com nucleação heterogênea a partir dos precipitados intergranulares de Cr_2N , este tipo também encontrado por Ramirez (2003).

A γ_2 é caracterizada, ainda, pela baixa concentração de nitrogênio, o que implica em uma baixa resistência à corrosão por pites.

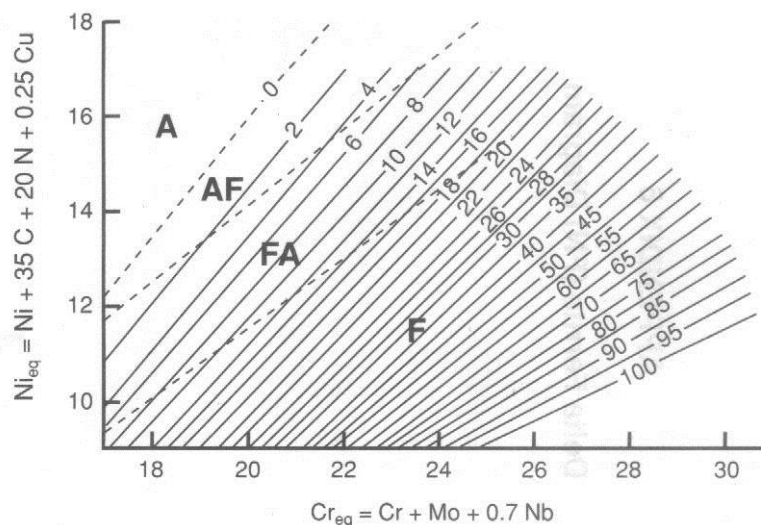
Quando o material é ferritizado até altas temperaturas e resfriado rapidamente, é possível a ocorrência de precipitação Cr_2N . Este intermetálico é muito encontrado nas ZTA de juntas soldadas.

Por fim, e também mais raro de ser encontrado nas ligas AISD, pode-se citar a precipitação de carbeto de cromo. A baixa concentração do elemento carbono desta liga resulta na escassez de formação deste intermetálico após o processamento térmico.

2.1.1.3 Metalurgia da soldagem

O desafio do passado foi desenvolver modelos que pudessem prever a microestrutura das ligas duplex. Segundo Gunn (1997), para os aços inoxidáveis duplex o diagrama de Schaeffler não prevê eficientemente as microestruturas dos aços inoxidáveis duplex após o processo de soldagem. Nesse sentido, foram desenvolvidos novos modelos resultando no desenvolvimento do diagrama WRC-1992 (Figura 5).

Figura 5 - Diagrama WRC-1992.



Fonte: http://www.rewon.com.my/ferrous_data

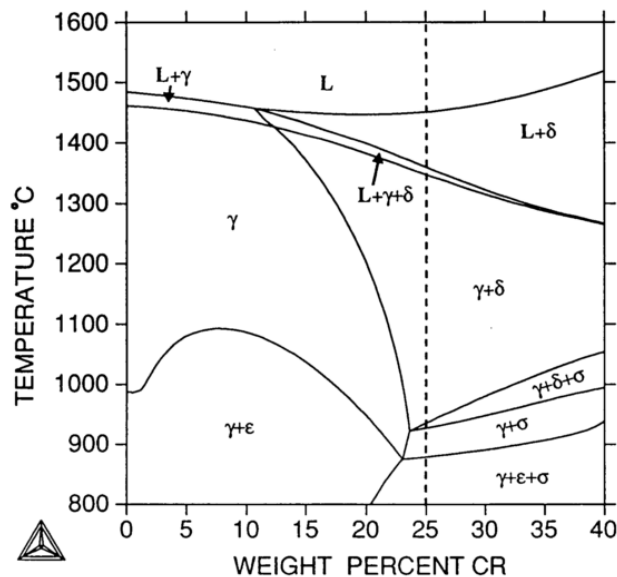
O Diagrama WRC-1992 (Figura 5) baseia-se no mesmo princípio do Diagrama de Schaeffler (Figura 2). Basicamente calcula-se as porcentagens de Ni_{eq} e Cr_{eq} da liga e do metal de adição, traça-se uma linha entre o ponto correspondente ao metal de base e ao do metal de solda e, de posse da diluição, é possível determinar um novo ponto na reta e com isso obter a microestrutura final da região soldada (KOTECKI; SIEWERT, 1992).

Um grande problema do processamento térmico dos AID é o resfriamento ferrítico destes aços, como pode ser observado na Figura 6, ou inferido do diagrama da Figura 5, através da composição química do aço. O que implica dizer que, se houver uma taxa de resfriamento muito rápida, a transformação austenítica será comprometida, prejudicando o balanço de fases. Este desequilíbrio, por sua vez, prejudica fortemente as propriedades mecânicas e de proteção à corrosão da liga.

Sobre o fenômeno de resfriamento ferrítico, é importante observar o coeficiente de partição dos elementos da liga, que nada mais é do que a relação entre a porcentagem de determinado elemento entre as duas fases da liga. Quanto mais rápido for o resfriamento da liga mais o valor tenderá ao valor unitário. O resultado seria a perda das propriedades mecânicas do aço, principalmente, por serem resultados da combinação entre as propriedades da austenita com a ferrita. Além de gerar regiões ferríticas com menor

concentração de Cr e Mo e regiões austeníticas com menor concentração de Ni e N o que reduziria a resistência à corrosão localizada (TAN *et al.*, 2009).

Figura 6 - Diagrama de equilíbrio isotérmico típico de um aço inoxidável duplex.

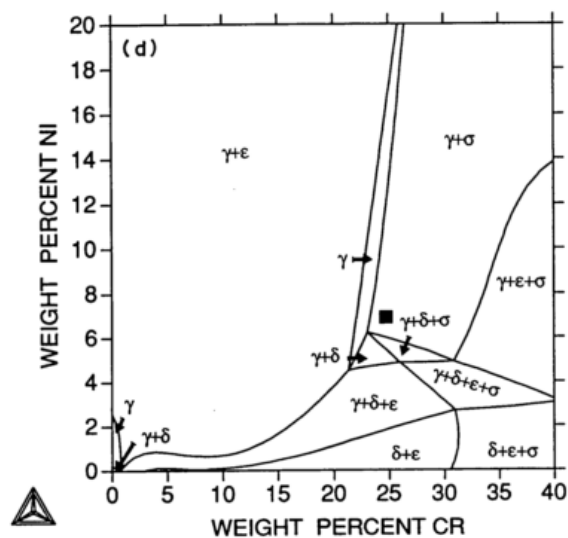


Fonte: (NILSSON, 1992)

O processamento térmico dos AISD é ainda mais problemático, para precipitação de fases intermetálicas, que o do AID devido a maior presença de elementos de liga. Muitos autores utilizam a abordagem dos gráficos pseudobinários para obtenção e descrição do equilíbrio de fases desses aços em temperaturas elevadas. No entanto, com o desenvolvimento do software Thermo-calc® o equilíbrio de fases tem sido mais precisamente calculado com a utilização dos diagramas ternários isotérmicos gerados pelo software (Figura 7).

Diagramas ternários, como os da Figura 7, são diagramas de equilíbrio elaborados baseados no sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N e podem ser usados apenas qualitativamente e para predição de comportamento geral. Por exemplo, o diagrama, apresentado na Figura 7, mostra uma estabilidade de ferrita (δ) e fase sigma (σ) no aço UNS S32760 a 900 °C. No entanto, como se trata de um diagrama de equilíbrio não é facilmente extrapolado para situações reais de processamento do material, o que é positivo, visto que a presença da fase sigma (σ) compromete as características do metal.

Figura 7 - Diagrama Isotérmico ternário a 900°C gerado pelo Thermo-calc. Quadrado representa o aço UNS S32760.



Fonte: (NILSSON, 1992)

Todo o desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex foi acompanhado de uma tentativa de evolução na melhoria da soldabilidade de tais materiais. Como já dito e apresentado em gráficos (Figura 3 e Figura 4), o alto teor de elementos, embora aumente a resistência à corrosão, compromete a soldabilidade.

Gunn (1997) apresentou as zonas afetadas pelo calor (ZAC) desses aços divididas em duas macro regiões: ZAC de alta temperatura e ZAC de baixa temperatura.

A zona afetada pelo calor de alta temperatura é a zona mais próxima da zona de fusão e que se tornará quase que completamente ferrítica. Avanços na composição do metal base, como adição de nitrogênio à liga, e procedimentos de soldagem bem estruturados proporcionaram uma redução no tamanho dessa área e um melhor controle sobre a porcentagem de ferrita formada.

A ZAC de baixa temperatura está mais afastada da zona de fusão. E é a região em que pode ocorrer a precipitação de intermetálicos, fases deletérias. Todo o processo de soldagem necessita de um controle de parâmetros capaz de garantir um resfriamento lento o suficiente para garantir a precipitação de austenita e, ao mesmo tempo, ser rápido o suficiente para evitar a precipitação de fases intermetálicas.

Geralmente, o procedimento adotado é seguir a recomendação de energia de soldagem. No entanto, essa abordagem, segundo Gunn (1997), não é a mais interessante. A melhor prática de controle do ciclo térmico é regular o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200 °C e 800 °C ($\Delta t_{12/8}$) para os valores de 4 a 15 s, ou taxas de resfriamento da ordem de 20-50 °C/s.

2.2 Processos de soldagem aplicados ao aço inoxidável Superduplex

Existem na literatura exaustivos estudos sobre a soldabilidade dos aços inoxidáveis Superduplex e já é de extenso domínio público que estes podem ser soldados com os processos convencionais desde que sejam tomadas as devidas precauções. Em resumo, o quadro da Tabela 2 descreve os principais processos utilizados na soldagem de aços inoxidáveis superduplex, com suas respectivas características e limitações.

Tabela 2 - Comparativo entre os processos de soldagem convencionais na soldagem do aço inoxidável Superduplex

Processo	Características do processo	Limitações na soldagem de aço superduplex
GMAW ¹	Processo automatizado, amplamente utilizado quando se deseja alta produção. Fornece aporte térmico na faixa recomendada para soldagem dos AISD	Não aceito como processo para passe de raiz ou de alta demanda de confiabilidade mecânica. Sendo empregado mais nas soldas de enchimento
GTAW ²	Processo manual, passível de automação apenas na execução de juntas mais simples. Atende a faixa de aporte térmico recomendada para a soldagem dos AISD	Abertura do arco fora da solda pode gerar zonas de soldagem autógenas comprometendo a resistência à corrosão da junta. Não utilizado em procedimentos que exijam alta produtividade
SAW ³	Alto aporte térmico e baixa taxa de fusão	Produz uma maior ZTA; Empregado apenas em elevadas temperaturas
EBW ⁴	Processo de alto aporte térmico e que produz uma ZTA muito pequena	Alta taxa de resfriamento deste processo pode provocar a ferritização da junção
RW ³	Processo com aporte térmico intermediário, realizado por efeito Joule pela passagem de corrente entre dois eletrodos e o metal	O alto coeficiente de condutibilidade térmica dos AISD, resultam em uma região ferritizada adjacente à Zona de fusão.

¹(RAMKUMAR *et al.*, 2015b); ²(RAMKUMAR *et al.*, 2015a); ³(IMO, 2009); ⁴(RAMKUMAR *et al.*, 2015a).

Apesar do descritivo apresentado no Quadro (Tabela 2), existem poucos trabalhos na literatura que descrevem o processo de soldagem dos aços inoxidáveis Superduplex pelos processos derivativos do GMAW.

2.2.1 Processos derivativos GMAW

A soldagem é um processo de fabricação e como tal seu aperfeiçoamento tende a buscar o aumento da produtividade com redução de custos. Além disso, os processos de soldagem, conhecidamente, causam mudanças microestruturais e, conseqüentemente, mudança de comportamento do material. Neste contexto, haverá sempre a necessidade de avaliação dos efeitos do processo e melhorias do mesmo.

Dentre os processos de soldagem podemos destacar o GMAW devido sua possibilidade de automação completa, pela alta taxa de deposição quando comparado ao processo TIG e pelos diversos modos de transferência de material, o que permite uma ampla variedade de aplicações e uma excelente taxa de produtividade.

Segundo Kou (2003), as principais desvantagens do processo GMAW são o tamanho das tochas de soldagem, que dificultam a soldagem de áreas de difícil acesso, como cantos por exemplo.

Existem hoje no mercado diversas variações do processo MIG/MAG tradicional, usualmente desenvolvido para atender uma gama ainda maior de aplicações com aumento de produtividade e economia. Pode-se destacar os processos recentes: CMT® e ForceArc®.

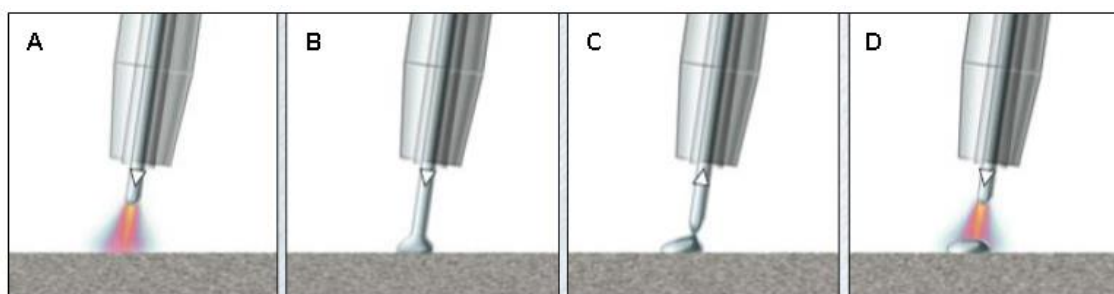
2.2.1.1 Processo CMT®

A sigla CMT deriva do nome do processo em inglês *Cold Metal Transfer*. O processo controla, independente da energia de soldagem, a alimentação do arame. Assim, possibilita que a deposição ocorra através de curto circuito, enquanto proporciona, também, calor suficiente para fusão do metal de base. O

resultado é um procedimento de união com menor aporte de calor à peça soldada.

Em termos práticos, o processo utiliza a retração do arame para auxiliar no desprendimento da gota de metal de adição fundido, retirando a necessidade de forças eletromagnéticas. Apresentando uma deposição com menor geração de respingos (ZHANG, 2007). A Figura 8 ilustra as principais fases do controle de alimentação do arame durante o processo CMT®.

Figura 8 -Esquema de retração de arame durante o processo de soldagem CMT®: (A) Arco Aberto; (B) Toque da gota e curto circuito; (C) Retração do Arame; (D) reabertura do arco



Fonte: (TWI, 2010)

Em geral, o processo CMT é sinérgico, tornando prática a operação em ambiente industrial, já que a configuração da fonte se limita ao tipo de material de adição e à velocidade de alimentação do arame. Além disso, o processo possui variantes como: CMT® pulsado, que consiste na sobreposição do CMT® convencional com sistema pulsado, ou seja, a amplitude de variação de corrente e tensão de soldagem oscila com o tempo; e o CMT® Synchronpulse, de acordo com definição da própria fabricante é o processo MIG com aparência resultante de processo TIG.

2.2.1.2 Processo ForceArc®

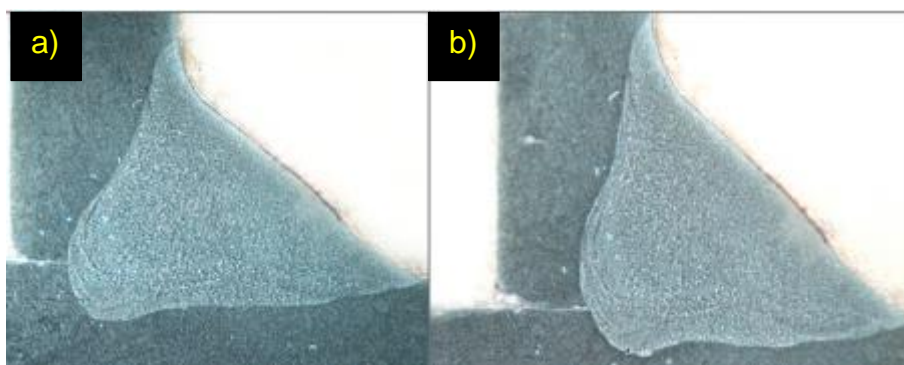
O modo de deposição spray do processo GMAW é um dos modos que permite alta taxa de deposição de material. Até o fim da década de 80 era problemática requisição de alta tensão deste modo de deposição para garantir

que o processo fosse à prova de curtos circuitos. Pomaska (1989) propôs a redução na tensão de soldagem, o que resultava em um arco muito curto. Este não era totalmente à prova de curtos circuitos, mas, ainda assim, trazia a enorme vantagem de melhor aproveitamento do calor do arco. Passando a ser um processo bastante utilizado e denominado por arco super curto.

O processo ForceArc®, patenteado pela fabricante de fontes alemã EWM®, consiste na produção de um arco super curto, acompanhada de um aumento na velocidade do gás de proteção, o que favorece o desprendimento do metal de solda do arame e constringe o calor aportado a uma menor região da peça. O processo utiliza uma fonte do tipo inversora, capaz de reduzir a corrente em um curto espaço de tempo para redução dos respingos procedentes do modo de deposição por curto circuito que, apesar de não ser o modo de deposição principal deste processo, ocorre com certa frequência devido ao pequeno comprimento do arco.

O processo tem a vantagem de concentrar a energia do arco na região da solda, tendo efeito benéfico sobre a penetração e zona termicamente afetada. A Figura 9a apresenta o resultado de penetração de uma junta produzida pelo processo ForceArc® e Figura 10b de uma junta produzida por processo convencional de arco curto.

Figura 9 - Macrografia de uma seção transversal a) soldada pelo processo ForceArc® e b) soldada pelo processo convencional de arco curto



Fonte:(BUDIG, 2005)

2.3 Corrosão

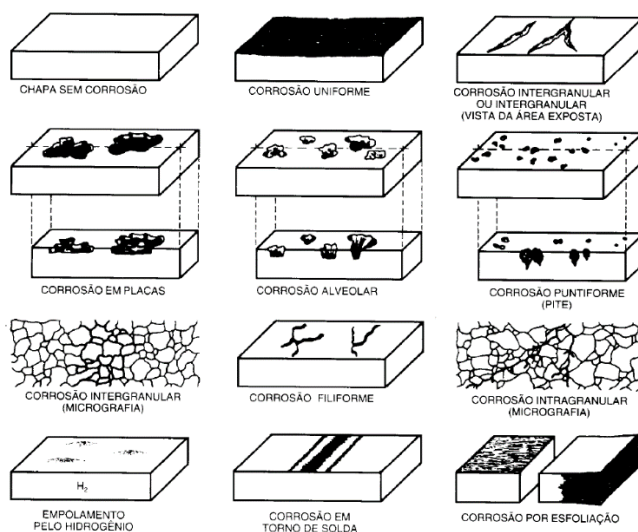
O processamento térmico das ligas AISD é bastante problemático no que diz respeito às alterações microestruturais, precipitação de fases intermetálicas e desbalanceamento de fases, durante o resfriamento. Estas fases, como já discutido têm efeito negativo em uma das principais propriedades das ligas Superduplex que é a resistência à corrosão.

O processo de Corrosão pode ser descrito como a degradação das propriedades ou da massa de um material ao longo do tempo devido aos efeitos do ambiente (SCHWEITZER, 2006). É tendência natural que todo o material retorne a sua forma termodinamicamente mais estável e no caso da maioria dos metais é na forma de óxidos ou sulfetos.

Em 1995 foi estimado que 300 bilhões de dólares fossem gastos, por ano nos Estados Unidos com corrosão. Entram na lista de gastos: troca de peças corroídas; custos com prevenção; e com acidentes causados. Estima-se que 35% desse custo poderia ser evitado, com maior aplicação de materiais resistentes à corrosão e melhores práticas (ROBERGE, 2012).

A literatura não estabelece um padrão sobre a classificação dos tipos de corrosão. Para Schweitzer (2006) existem nove tipos de corrosão: a) uniforme; b) intergranular; c) galvânica; d) sobre frestas; e) por pites; f) erosão; g) sobtensão; h) biológica; e i) seletiva. Enquanto que autores como Gentil (2011) adotam a classificação: a) uniforme; b) por placas; c) alveolar; d) por pite; e) intergranular (intercristalina); f) transgranular; g) filiforme; h) por esfoliação; i) grafítica; j) dezincificação; l) empoamento por hidrogênio e; m) em torno de cordão de solda (Figura 10).

Figura 10 - Classificação dos tipos de corrosão de acordo com a morfologia



Fonte: (Gentil 2011)

A classificação da corrosão pode se dar não somente pela morfologia, mas também conforme o mecanismo de corrosão. Existem basicamente dois mecanismos de corrosão: eletroquímico e químico. O primeiro envolve reações químicas que propiciam geração de corrente através da transferência de elétrons resultante do fenômeno. Enquanto que no mecanismo químico a reação é direta entre o material e o agente corrosivo (ROBERGE, 1999).

Dentre os tipos de corrosão que afetam os aços inoxidáveis pode-se destacar a corrosão por pites que ocorre segundo o mecanismo eletroquímico na presença de íons halogênios, mais comumente cloreto (JESUS; 2013).

Em aplicações marítimas, as altas concentrações de íons cloretos provenientes da dissociação do NaCl propicia a degradação do material através do processo de corrosão por pites. O cloreto de sódio se dissocia liberando íons cloretos (Cl^-) de acordo com a Equação 5.

Segundo Gentil (2011) estes íons cloretos podem agir de duas formas, para nuclear o pite:

- Os íons de cloreto penetram na película de passivação do aço e ocasionam ataque anódico localizado com formação de pite;

- O íon é adsorvido na interface camada passivada–solução, o que faz com que a energia interfacial se reduza, quebrando a camada de passivação.

Segundo Jesus (2013) o pequeno tamanho da partícula de Cl^- faz com que ele passe pela película de óxido tornando a película mais condutora até que o campo na interface película/solução atinja o valor crítico.

No caso das ligas AID e AISD, é criada, então, uma região anódica localizada liberando íons metálicos, conforme Equações 6, 7 e 8.



Este processo aumenta a concentração de íons com carga positiva e esta carga atrai os íons cloretos, pois estes possuem maior mobilidade, se juntando principalmente com os íons de Fe^{2+} , que além de ser o metal mais abundante das ligas duplex é também o principal componente da fase ferrítica, fragilizada pela perda de elementos passivantes (MARTINS & CASTELETTI, 2005), aumentando a concentração do sal FeCl_2 , conforme Equação 9. Este sal sofre hidrólise, produzindo os íons e hidróxido descritos na Equação 10.

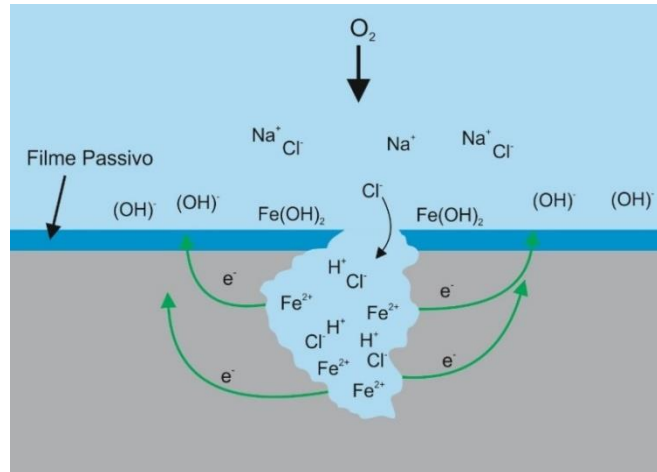


O decréscimo do pH acelera o processo corrosivo, com o ácido clorídrico atacando o aço e subsequente formação de FeCl_2 , que voltará a sofrer hidrólise e assim sucessivamente. Todo esse processo de crescimento do pite, pode ser observado na Figura 11.

O processo de hidrólise ainda ocorre para os íons Cr^{3+} e Ni^{2+} da seguinte forma (GENTIL, 2011):



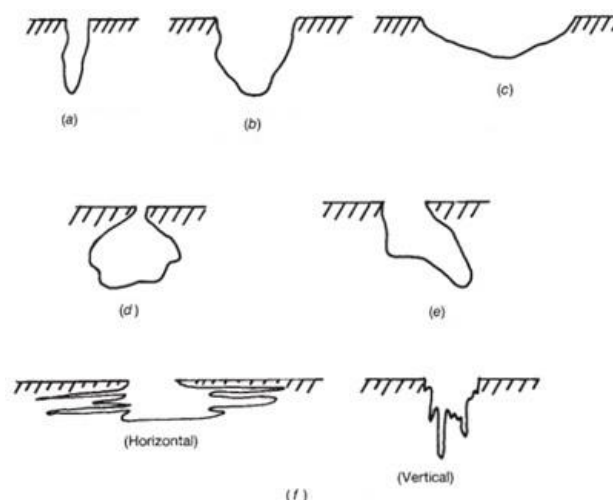
Figura 11 - Mecanismo de crescimento dos pites.



Fonte: Autor

A norma ASTM G46 (por se tratar de um guia de análise de corrosão por pites) sugere os tipos de morfologias de pites, sendo elas: a) estreita/profunda; b) elíptica; c) rasa; d) subsuperficial; e) Erosão (*Undercutting*) e f) de acordo com orientação microestrutural na horizontal ou vertical. Estas são apresentadas na Figura 12.

Figura 12 - Morfologia dos Pites. a) estreita/profunda; b) elíptica; c) rasa; d) subsuperficial; e) Erosão (*Undercutting*) e f) de acordo com orientação microestrutural na horizontal ou vertical.



Fonte: ASTM G46-94

Saber qual o tipo de pite preponderantemente formado em um tipo de liga é essencial para garantir uma segurança operacional do material. É fácil observar que quanto mais vertical for o pite (profundo, elíptico, com orientação microestrutural vertical), maior o risco de acidentes em aplicações, como vasos de pressão ou tubulações. Enquanto que os pites do tipo horizontal (raso ou com orientação microestrutural horizontal), se aproximam de uma corrosão uniforme e, embora apresentem riscos, o projeto dos equipamentos geralmente leva em conta uma quantidade de sobremetal para garantir a resistência do equipamento. Além disso, existe a necessidade de formulação do planejamento de inspeção dos equipamentos, é fácil perceber que pites do tipo subsuperficial podem ser detectados erroneamente se adotada a técnica de inspeção visual.

2.4 Metodologias de avaliação de susceptibilidade à corrosão

Os ensaios de corrosão procuram reproduzir de forma controlada, por vezes acelerada e até mesmo mais severa, o processo corrosivo. Normalmente as reações químicas são aceleradas pelo aumento da temperatura e/ou com a utilização de solução mais agressiva.

A corrosão por pites é um fenômeno eletroquímico e pode ser mensurada com utilização de aparelhagem eletrônica capaz. Embora os fenômenos envolvidos no processo real tenham características mais dinâmicas e aleatórias, os resultados obtidos em situações de controle podem ser interpretados a níveis qualitativos.

Baseado na natureza do fenômeno de corrosão por pites, foram desenvolvidos diversos métodos para mensurar a resistência à corrosão dos materiais. Os testes buscam simular ambientes agressivos ou forçar a ocorrência da corrosão pela aplicação de potencial, formando uma pilha galvânica. Dentre os métodos de medidas de resistência à corrosão destacam-se: ensaios de imersão, levantamento das curvas de polarização anódica, curvas de Tafel e ensaio de Temperatura crítica de pite.

2.4.1 Curva de polarização anódica

Polarização é o fenômeno de mudança do potencial eletroquímico de um material, anteriormente submetido a um potencial de corrosão, resultante da passagem de corrente pelo mesmo.

A corrosão por pites ocorre em um potencial definido, no entanto o levantamento da curva de polarização anódica serve apenas para determinação da susceptibilidade de ocorrência desse tipo de corrosão e dar uma noção da faixa de potencial em que ela pode ocorrer (Gentil, 2011).

Existem dois métodos de obtenção de curvas de polarização. Um é baseado na mudança de potencial com aquisição de corrente, utilizando o equipamento potenciostato. O outro na mudança de corrente, tendo como saída o potencial entre o eletrodo de trabalho (material estudado) e o eletrodo de referência, este é realizado com o auxílio do equipamento galvanostato. As curvas de polarização anódica (CPA) podem ser de quatro tipos, estes são exibidos na Tabela 3.

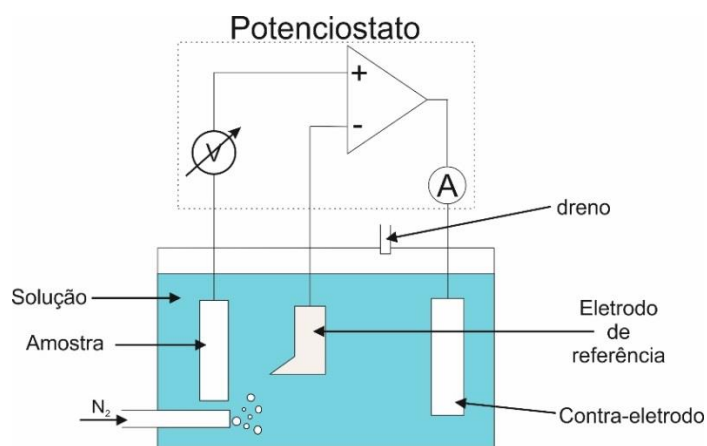
Tabela 3 – Tipos e Características de métodos para obtenção de CPAs

Tipo	Característica
Potenciostática	O controle de potencial é feito ponto a ponto e a corrente é medida após estabilização
Potenciocinética	O potencial é variado gradualmente com registro da corrente no momento da mudança
Galvanoestática	A corrente é mudada ponto a ponto e o potencial medido e registrado após um tempo de estabilização
Galvanocinética	A corrente é mudada continuamente com medição do potencial instantâneo

Fonte: (POPOV, 2015)

A Figura 13 ilustra um esquema de montagem do ensaio de polarização anódica com utilização do potenciostato.

Figura 13 - Montagem esquemática de célula para levantamento de Curvas de Polarização



Fonte: Autor

Seguindo o esquema de ligação apresentado (Figura 13), primeiro deve-se ajustar a diferença de potencial entre os eletrodos amostra e de referência. Uma corrente irá passar da amostra em direção ao contra eletrodo, passando pelo amplificador operacional, representado pelo triângulo. Se houver mudança de potencial entre os eletrodos o amplificador operacional detectará e permitirá a passagem de corrente entre amostra e contra eletrodo até que o potencial se

estabilize. Estima-se que esse tempo de resposta do potenciostato esteja em torno de 1 μ s. Durante a realização do experimento nitrogênio é bombeado na solução para se unir ao oxigênio liberado durante o processo corrosivo do material e evitar que um aumento de concentração do elemento na superfície da amostra distorça os resultados.

2.4.2 Curvas de Tafel

Tafel propôs um modelo matemático para reações químicas de cinética controlada que obedecem a equação 13 (ASM INTERNATIONAL, 2003; ROBERGE, 1999; SCHWEITZER, 2006):

$$I = I_0 e^{\frac{2,303(E-E_0)}{\beta}} \quad (13)$$

Onde I é a corrente resultante da reação, I_0 é a corrente de troca que é dependente da reação, E é o potencial do eletrodo, E_0 é o potencial de equilíbrio da reação e β é a constante de Tafel.

A equação de Tafel pode descrever a reação de corrosão, pois esta possui duas reações opostas (anódica e catódica), de forma que a resultante das duas é a subtração de uma pela outra. A equação de Tafel para corrosão transforma-se então em:

$$I = I_{\text{corr}} e^{\frac{2,303(E-E_{\text{corr}})}{\beta_a}} - I_{\text{corr}} e^{\frac{2,303(E-E_{\text{corr}})}{\beta_c}} \quad (14)$$

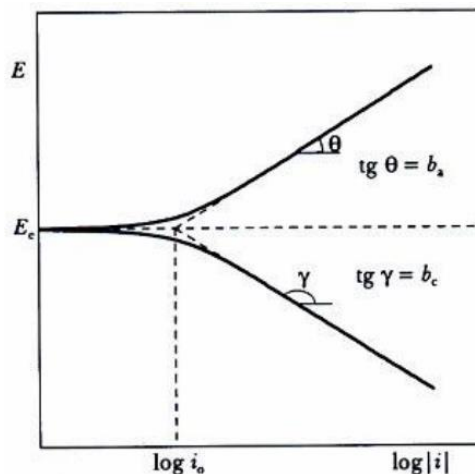
Onde I_{corr} é a corrente de corrosão em Ampères, E_{corr} é o potencial de corrosão, β_a é a constante de Tafel para região anódica e β_c é a constante de Tafel para região catódica.

A partir do levantamento da curva de polarização anódica ou da realização da curva de Tafel em específico é possível definir parâmetros da eletrocinética de corrosão (BARD; FAULKNER, 2000).

O método de análise da resistência à corrosão através do levantamento da curva de Tafel se utiliza das relações matemáticas definidas por Tafel, sobre

o comportamento linear na base log na zona da curva de polarização mais próxima do potencial de corrosão de um determinado material. A aparência típica da curva de Tafel é exibida na Figura 14.

Figura 14 - Curva de Tafel



Fonte: (PUC-Rio, 2015)

Através do levantamento da curva é possível obter o potencial e a corrente de corrosão e determinar as constantes de Tafel a partir da inclinação das retas. De posse destes dados, pode-se determinar a taxa de corrosão do material em metros por ano (ASM INTERNATIONAL, 2003).

Neste contexto, podem-se destacar as mudanças de resistência à corrosão do aço inoxidável UNS S32760 utilizando o método das curvas de Tafel. Udayakumar, Raja e Afsal Husain (2013) encontraram as correntes de corrosão para a liga AISD soldada por *Friction Welding* (FW), com diferentes forças de fricção. Eles concluíram que o comprimento afetado pelo calor da fricção tem o maior efeito sobre a corrente de corrosão. Conforme esse comprimento aumenta a corrente de corrosão diminui atingindo um valor mínimo e depois volta a aumentar.

2.4.3 Ensaio de imersão

Os ensaios de imersão utilizam aparatos experimentais relativamente mais simples. Estes experimentos não envolvem aparato eletrônico de controle

de potencial ou utilização de eletrodo de referência ou contra eletrodo. A montagem consiste na imersão do material em um recipiente contendo a solução salina ou ácida que irá atacar o material. Os ensaios podem ou não ser realizados acima da temperatura ambiente. E seus resultados são avaliados com base na perda de massa e ou taxa de perda mássica.

A norma ASTM G48 define parâmetros de ensaios de imersão de ligas resistentes à corrosão (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2004). Para aços inoxidáveis a norma sugere a utilização de solução de 6% de cloreto férrico nas temperaturas de 25°C ou 50°C por um período mínimo de 24 horas. A taxa de perda mássica pode ser calculada segundo a equação 15:

$$\frac{\Delta M}{\Delta t} = \frac{(m_i - m_f)}{A \cdot t} \quad (15)$$

Onde:

$\Delta M/\Delta t$ é a taxa de perda mássica;

m_i é a massa inicial;

m_f é a massa final;

A é a área superficial em contato com a solução;

t é o tempo de ensaio.

Após os ensaios é importante que as análises não se limitem apenas a ocorrência ou não dos pites. Além da perda mássica, é também importante analisar a densidade de pites por área – no caso de juntas soldadas, a separação dessa densidade por zona torna-se bastante interessante. Outro aspecto a ser analisado é a morfologia dos pites, bem como suas medidas de profundidade. A, já mencionada, norma ASTM G46 fornece um guia para análise dos pites.

2.5 Estado da Arte

Muito tem se estudado em relação ao desempenho dos aços inoxidáveis superduplex após o processamento térmico. São notáveis neste campo os trabalhos de Ramirez (1997), que desenvolveu um método numérico de simulação de ciclos térmicos para soldagem multipasse do material, a fim de determinar o ciclo térmico experimentado pelo material durante a soldagem e identificar as fases formadas após o processamento térmico do material.

Outra contribuição de Ramirez (2001) foi no sentido de avaliação dos efeitos da precipitação de intermetálicos e austenita secundária, formados na zona termicamente afetada de alta temperatura a partir da soldagem multipasse dos aços superduplex, na tenacidade e resistência à corrosão destes aços. Concluindo que nem todas as ligas AID e AISD possuem resfriamento totalmente ferrítico, comprovando que a temperatura de precipitação de γ_2 é diferente para cada liga e por fim, não encontrando influência negativa dos processos de soldagem para os aportes térmicos por ele empregado sobre o potencial de pite.

Como desenvolvimento mais recente, o trabalho de Souza et.al. (2011), que focou no estudo de resistência à corrosão por pites em soldas de reparo utilizando o processo TIG (GTAW), através da determinação da temperatura crítica de pites destacou que a soldagem de reparo, não têm efeito negativo sobre a resistência à corrosão por pites do aço UNS S32750.

Udayakumar et al. (2013), que diferente dos trabalhos anteriormente citados buscou investigar a influência do processo de união em estado sólido, mais especificamente de soldagem por fricção (FW), sobre as propriedades metalúrgicas e mecânicas da liga UNS S32760. Foi observada uma relação negativa entre a força de fricção e da ferramenta sobre a resistência à corrosão da liga estudada, quanto maiores estas forças maior a corrente de corrosão do material.

Mais recente destacam-se os trabalhos de Ramkumar et.al. (2015) na caracterização da soldagem dissimilar entre o aço austenítico 316L e o superduplex UNS S32750. Encontrando a já esperada menor resistência mecânica por parte da liga austenítica, o mesmo constatou fratura em todas as uniões nessa região. Além disso, identificou precipitação de fases secundárias ricas em Nb e Mo quando utilizada o eletrodo ERNiCrMo-3 como metal de

adição. Como processo de união, os autores utilizaram as variantes: corrente contínua e corrente pulsada do processo GTAW.

Com exceção do trabalho de Udayakumar et. al. (2013), todos os outros utilizaram processos convencionais de soldagem (GMAW e GTAW). Tais processos são amplamente dominados e demonstraram capacidade para realização dos serviços. Na soldagem de aços superduplex, não se encontram registros de aplicação das variantes do processo GMAW: CMT® e ForceArc®.

2.6 Viabilidade de aplicação das técnicas CMT e ForceArc na indústria de Petróleo e Gás

Através de uma avaliação da aplicação de tais processo na cadeia energética, em linhas gerais, pode-se dizer que a produção de petróleo atinge, a cada ano, custos cada vez maiores e isto ocorre aliado a um crescimento de demanda. Esse contexto tem justificado o investimento na produção *offshore*, que cresceu de 10% do valor total da produção de petróleo no mundo para 38% nos últimos 30 anos, enquanto que a produção *onshore* declina. (BARBOSA, 2009).

Segundo IPEA (Instituto de pesquisa Econômica Aplicada), o esforço em pesquisas exploratórias para encontrar novas reservas cresceu 127% nos últimos 25 anos, sendo a maioria das novas reservas encontradas nas regiões do países integrantes da OPEP (Organização dos Países Exportadores de Petróleo) e Rússia (PINTO JR.; IOOTY, 2014). Esse cenário tem impactado no aumento da dependência de importação dos demais países do mundo, já que as reservas são finitas.

Além disso, o estudo do IPEA prevê uma necessidade de ampliação da capacidade de refino mundial a medida em que se torna estratégico o aumento do rendimento do processamento já que a demanda tem crescido mais do que a oferta. (PINTO JR.; IOOTY, 2014).

No Brasil, o esforço culminou nas descobertas das primeiras reservas de Petróleo e Gás Natural nas camadas pré-sal em 2006. Questão extremamente estratégica devido ao aumento da dependência mundial de petróleo produzido

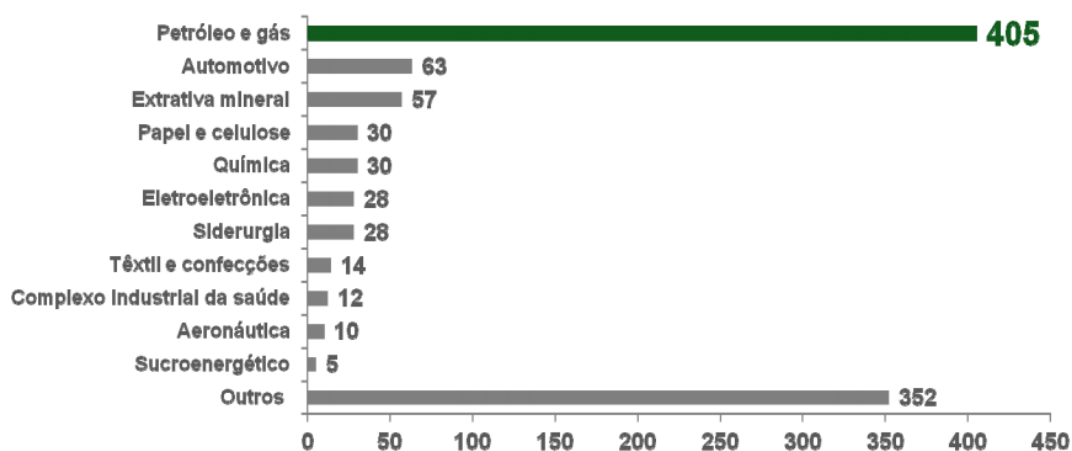
em regiões politicamente instáveis. Além de se tratar de um óleo de maior qualidade, que impacta diretamente na eficiência de refino ou processamento.

A exploração dessa camada, no entanto traz desafios técnicos, os principais são; a) necessidade de inovar as soluções, inclusive adaptando as já existentes e b) fomentar o desenvolvimento da indústria parapetrolífera nacional.

Segundo estudos recentes do PROMINP poucas empresas nacionais possuem capacidade produtiva para atender a demanda das indústrias petrolíferas com a qualidade e agilidade requeridas para viabilização da exploração dos poços de petróleo. (PINTO JR.; IOOTY, 2014).

Nesse sentido, o BNDES previu em 2013 (Figura 15) que os investimentos em bens e serviços, inclusive estruturantes, seriam de aproximadamente 400 bilhões de reais entre 2013 e 2016 para a indústria de Petróleo e Gás nacional (CHAMBRIARD, 2013). É ainda notável que, em anos anteriores, o preço do barril de petróleo teve um aumento considerável de valor no mercado internacional (INSTITUTO BRASILEIRO DE PETRÓLEO GÁS E BIOCOMBUSTÍVEIS, 2014). Na época, o petróleo estava em uma de suas maiores cotações no mercado internacional, chegando a custar mais de cem dólares o barril.

Figura 15 - Previsão do BNDES para investimentos em bens e serviços por setor para o período de 2013 – 2016 (em R\$ bilhões)



Fonte: (CHAMBRIARD, 2013)

Embora nos últimos anos o valor do barril do petróleo tenha diminuído, especialistas afirmam que ele ainda está em patamares que justifiquem o investimento no desenvolvimento de novos meios de exploração e novas tecnologias (ALVARENGA, 2016), estas incluindo a aplicação de novos materiais (geralmente mais ligados e, conseqüentemente, mais caros).

Baseado nos estudos do IPEA o aumento da produtividade é uma das chaves na estratégia de desenvolvimento do setor de petróleo e Gás no âmbito nacional. Segundo Assis e Rangel (2014) uma das estratégias do país têm sido desenvolver a indústria local e aplicando multas pelo não cumprimento de percentuais de obras previstos. Embora atualmente a estratégia dos contratados seja a de incorporar o valor da multa ao preço da obra, os autores acreditam que essa estratégia não será viável por muito tempo.

Cabe então a demanda de amadurecimento de tecnologia e conhecimento da indústria nacional para aumento da qualidade e produtividade das obras.

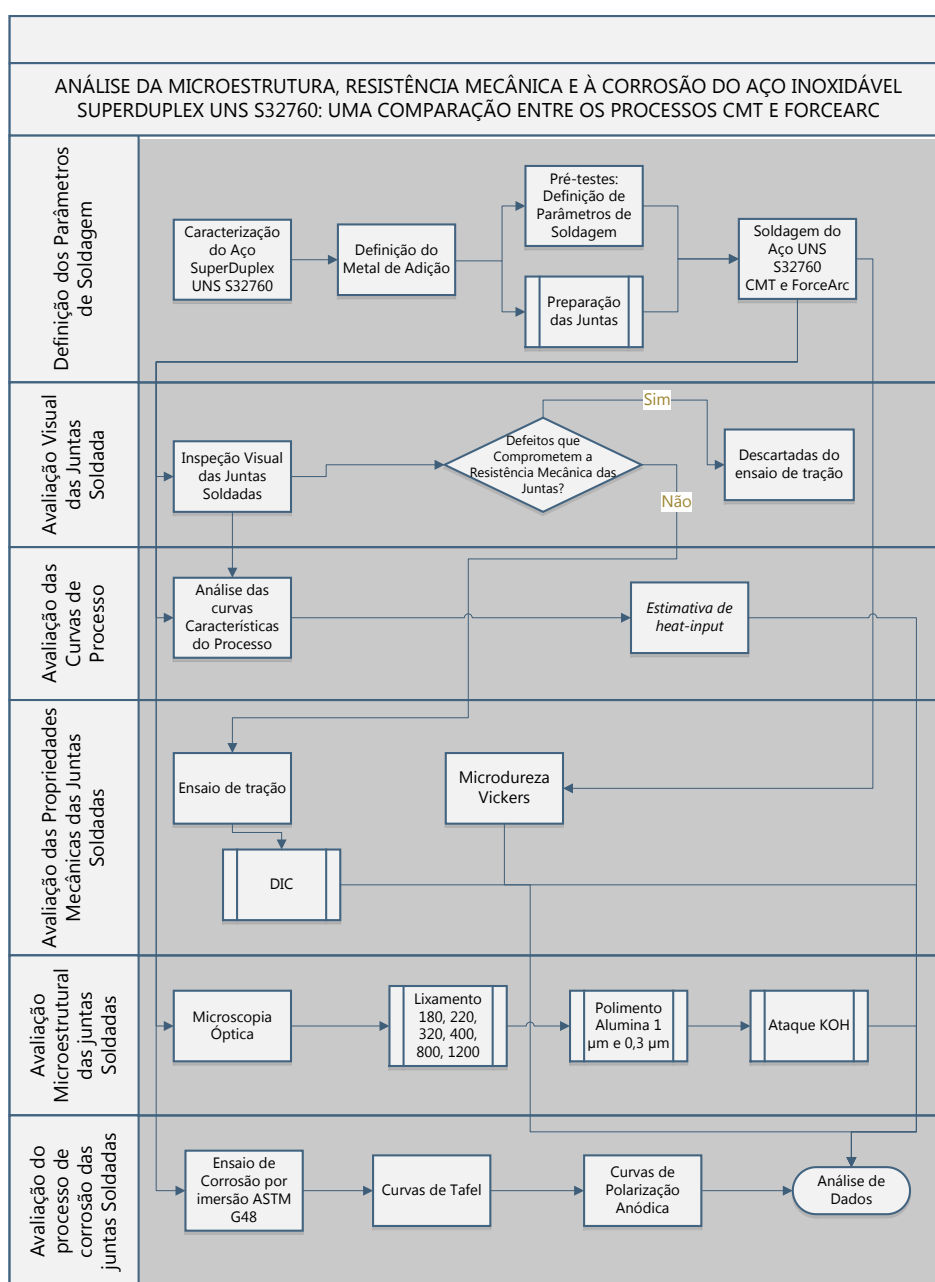
Os processos CMT® e ForceArc® possibilitam por suas características velocidades de deposição e portanto de produção mais altas que os processos convencionais, para aços a velocidade do processo CMT® é cerca de duas vezes superior ao do processo convencional (MIG/MAG) e cinco vezes maior do que o do processo TIG de raiz, segundo dados do próprio fabricante (FRONIUS, 2012). Enquanto a EWM registra ganhos de 50% em produtividade e até 35% em redução de custos na aplicação do processo ForceArc (EWM SOLUTIONS, 2011).

Embora a implementação dos dois processos possa custar cerca de duas vezes mais do que o investimento inicial para a soldagem convencional, sua aplicação com sucesso nas obras da indústria de petróleo e gás nacional no mínimo representaria um custo de investimento que o segmento da indústria tem plena capacidade de absorver, com resultados em aumento de produtividade que justificariam suas aplicações.

3 Metodologia

O desenvolvimento metodológico do presente trabalho está descrito esquematicamente na Figura 16 e a seguir serão detalhados todos os parâmetros e condições estabelecidas para avaliação da aplicação dos processos de soldagem CMT® e ForceArc® na soldagem da liga UNS S32760.

Figura 16 - Fluxograma de etapas da metodologia utilizada para Soldagem e análise das juntas soldadas



Fonte: Autor

Os corpos de prova produzidos têm dimensões de 250 mm x 100 mm e espessura de 5 mm (conforme Figura 22). Para cada amostra, ou conjunto de configurações, foram produzidos um corpo de prova. As demais amostras para os ensaios de caracterização foram retiradas deste corpo de prova.

Os ensaios de caracterização, que foram realizados, tiveram a calibração realizada previamente a realização do ensaio

3.1 Determinação dos parâmetros de soldagem do aço Superduplex

3.1.1 Seleção do metal de adição

Embora o ideal fosse a seleção de material de composição química igual ao da liga a ser soldada, o desafio de realizar juntas com os processos CMT® e ForceArc®, mais frios, direcionou o estudo na seleção de um metal de adição dissimilar ao metal de base. Os critérios de seleção foram a concentração de carbono da liga e maior proximidade de composição química dentre os arames disponíveis. Assim, o metal de adição selecionado foi ER316LSi da Lincoln Electric com diâmetro de arame de 1mm e cuja composição está descrita na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição Química ER316LSi

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
<0,02%	1,8%	0,8%	18,5 %	12%	2,7%	0,1%	0,02%	0,02%

3.1.2 Seleção de melhores parâmetros de soldagem

No processo de soldagem foram utilizadas as fontes Fronius Transplus Synergic 4000 CMT R, para os processos CMT®, CMT Pulse®, CMT Synchronpuls®, curto circuito convencional (CC) e Spray e a fonte EWM Phoenix 452 RC Plus ColdArc para a soldagem com o processo ForceArc®.

Como gás de proteção foi utilizado Argônio puro com vazão de 13 L/min. A Tabela 5 descreve as principais características das fontes utilizadas neste trabalho.

Tabela 5 - Principais características das fontes utilizadas neste trabalho

Características	Fronius Transplus	EWM Phoenix 522 RC
	Synergic 4000 CMT R	Plus ColdArc
Área de corrente na Soldagem	3 – 400 A	5 – 500 A
Ciclo de trabalho	50% a 400 A	80% á 450 A
Tensão em vazio	70 V	80 V
Tensão Operacional	14,2 – 34 V	Sem informações

Utilizando o arame ER316LSi, foram previamente realizadas deposições sobre metal em chapas de aço A36, com espessura de 5 mm (mesma espessura realizada com as juntas de aço Superduplex) para definição da faixa de parâmetros que melhor apresentasse estabilidade de arco e aporte térmico suficiente.

Após a definição do envelope de soldagem, foram produzidas juntas com angulação de bisel de 30°, também de aço comum com espessura de 5 mm. Assim, dentro do envelope pré-definido na seção anterior, foram selecionados os parâmetros capazes de realizar a junção de topo, com penetração adequadas e que atendessem a necessidade de serem realizadas com apenas um passe de solda, de forma a simplificar a pesquisa. Somente após estes experimentos que foram definidos os parâmetros de soldagem para cada processo.

3.1.3 Preparação das juntas a serem estudadas

Juntas com comprimento de 250 mm foram preparadas com ângulo de chanfro de 30° e afastamento de 1 mm entre as raízes. Para os processos de menor energia, foram feitos o passe de raiz com o processo TIG antes da

realização de preenchimento com o respectivo processo. O sistema de fixação da peça e montagem experimental é demonstrado na Figura 17.

Figura 17 - Montagem experimental do processo de soldagem, detalhe do sistema de fixação da junta



Fonte:Autor

Para efeito de comparação amostras com os modos de deposição convencionais do processo MIG/MAG também foram produzidas.

3.2 Avaliação Visual das juntas soldadas

Após a soldagem foi realizada uma análise visual com relação a qualidade da junta produzida. Foram avaliadas a presença de defeitos de soldagem, como falta de fusão, mordeduras e trincas. As juntas que apresentaram defeitos, que claramente teriam influência negativa na resistência à tração, foram excluídas da etapa de ensaios de tração (descrita no item 3.4.1). No entanto, para maiores esclarecimentos essas uniões tiveram as curvas de processo analisadas, microestrutura e resistência à corrosão.

3.3 Avaliação das curvas de processo de soldagem

Todos os processos foram monitorados com auxílio do equipamento osciloscópio da fabricante YOKOGAWA modelo D850L e os dados adquiridos foram tratados utilizando o software DIAdemTM. As curvas foram estudadas para compreensão das características dos processos, como modo de deposição e determinação dos aportes térmicos. Este foi determinado com base nas RMS, ou valor eficaz, que é uma medida da amplitude de uma determinada variável, de corrente e tensão de soldagem aplicando a equação (16).

$$H = \frac{60 U \times I}{1000 \times V_s} \text{ (J/mm)} \quad (16)$$

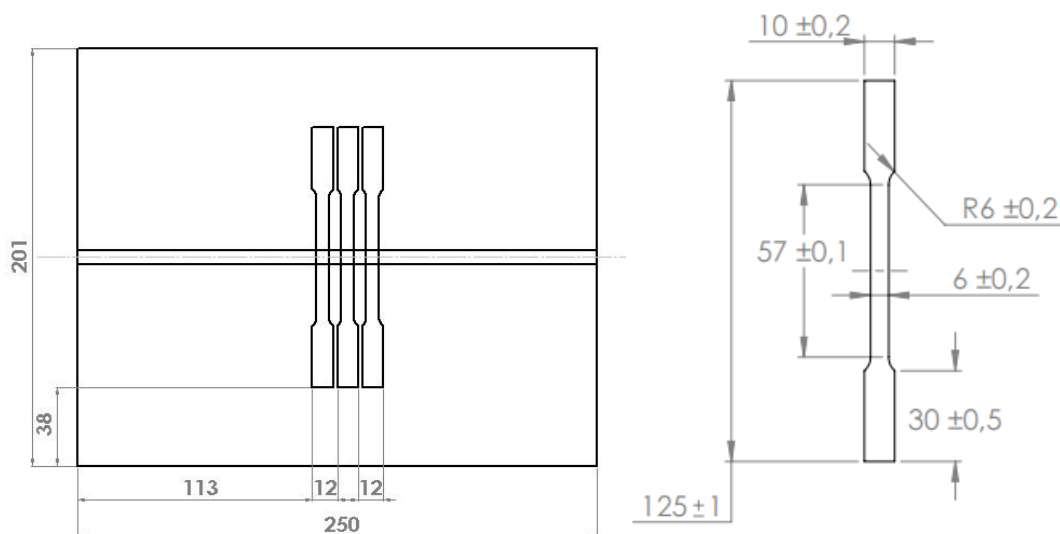
Onde H é o *heat-input* em J/mm, U é a RMS da tensão de soldagem em Volts, I a RMS da corrente de soldagem em Amperes e V_s é a velocidade de soldagem em m/min.

3.4 Avaliação das propriedades mecânicas das juntas de solda

3.4.1 Ensaio de tração

Corpos de prova de tração foram retirados das juntas com as dimensões, adaptadas da norma AWS B2.1 (2005), Figura 18, com o cordão de solda posicionado no centro.

**Figura 18 – Posição de retirada e dimensão dos corpos de prova ensaio de tração
(dimensões em mm)**



Fonte:Autor

Os testes foram realizados em uma máquina de ensaios de tração Instron 4210 auxiliado de equipamento de correlação de imagens digitais. Os ensaios foram conduzidos a uma velocidade de 3 mm/min.

3.4.1.1 Correlação Digital de Imagens

A correlação digital de imagens (DIC – da sigla em inglês *Digital Image Correlation*) é uma técnica de medição capaz de correlacionar os resultados do ensaio de tração com a deformação de uma determinada área analisada. Pela criação de um contraste na área que se deseja analisar, o processo utiliza duas câmeras (LIMESS GmbH com 2 megapixels de resolução), como as exibidas na Figura 19, para identificar cada ponto do contraste e, através de comparação entre fotos tiradas com um certo intervalo de tempo, medir o deslocamento desses pontos.

Figura 19 - Câmeras utilizadas para realização da técnica de Correlação de Imagens



Fonte: <http://www.limess.com/>

Para realização da técnica foi criado um contraste com a aplicação de um fundo branco. Um cuidado especial é necessário na aplicação dessa camada para que ela não seja espessa demais de forma que atrapalhe a aquisição de dados da real deformação do material durante o ensaio, seguida de um espalhamento de gotas na cor preta através de um *spray*.

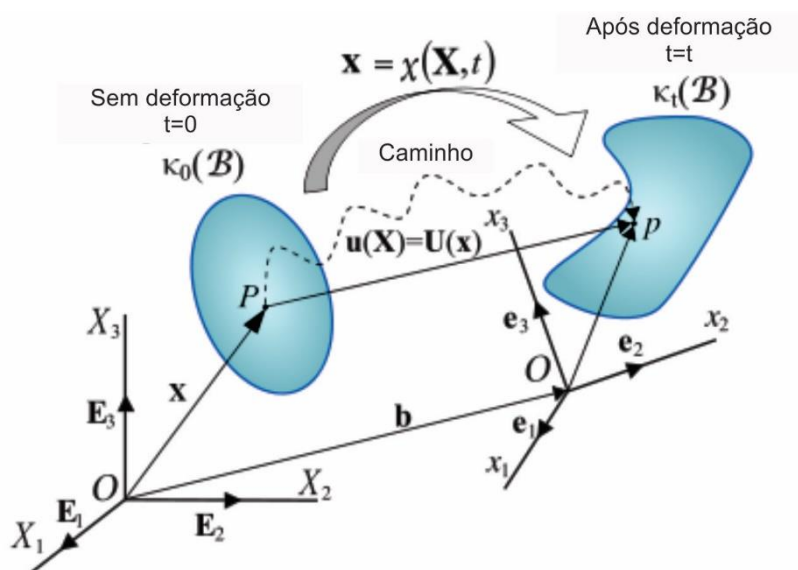
Após a aquisição, as imagens foram tratadas com o *software* de *shearography* (ou interferometria por correlação de *speckle*) Istra 4D da Dantek Dynamics, para análise de deslocamento na direção Y (direção da tração) e dos vetores principais de LaGrange, com objetivo de visualizar as regiões mais comprometidas com relação às propriedades mecânicas após o processamento térmico.

A análise do descolamento em Y é realizada através de um *software* que analisa a deformação em uma dimensão (neste caso na direção da força tratativa) e calcula a quantidade de deslocamento de cada ponto do contraste, plotando em escala colorida a quantidade de deslocamento em porcentagem para cada ponto previamente reconhecido.

Já a análise das tensões principais de LaGrange é baseada na comparação de cada imagem da técnica DIC com relação a uma de referência, que no caso do trabalho é a imagem feita na situação em que a tensão na peça é zero e as garras estão alinhadas. O *software* calcula o vetor de LaGrange para cada um dos pontos previamente identificados da imagem de referência.

A Figura 20 resume graficamente o modelo de análise do vetor de LaGrange, onde “P” é o ponto na posição original e sem estar submetido a nenhuma deformação e “p” é o ponto depois da deformação.

Figura 20 - Modelo de tensão de LaGrange



Fonte: (DILL, 2006)

Embora a linha tracejada mostre o caminho realizado pelo ponto, o método analisa apenas a quantidade de deslocamento nas duas ou três direções do espaço de interesse e calcula a intensidade e direção do deslocamento, conhecidos como vetores principais de LaGrange (YANG *et al.*, 2010). O resultado é exibido sobreposto na imagem como pequenas linhas, cuja inclinação tem mesma direção dos vetores de LaGrange no eixo analisado.

3.4.2 Ensaio de Microdureza Vickers

Em todos corpos de provas produzidos foram realizados ensaios de Microdureza Vickers, em amostras do metal não soldado e em amostras soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®, com um microdurômetro modelo HMV-2T da marca Shimadzu com carga de 2,942 N (HV0,3) e espaçamento de 0,25 mm entre as endentações. A calibração do instrumento foi realizada antes do início dos testes, conformes recomendações contidas no manual do fabricante.

3.5 Avaliação microestrutural das juntas soldadas

3.5.1 Caracterização do aço

Antes da realização de qualquer procedimento o aço Superduplex foi submetido à uma caracterização microestrutural. Além da análise microscópica do aço com medição da porcentagem de fases, utilizando o espectrômetro de emissão óptica Foundry Master Pro da Oxford Instruments, foi também obtida a composição química da liga.

A avaliação microestrutural das juntas soldadas utilizando os processos de soldagem CMT® e ForceArc® foi realizada através da microscopia óptica utilizando o microscópio óptico Zeiss Scope A1 com aplicação máxima de 1000 vezes, equipado com câmera Zeiss AxioCam ERc5s. Todas as amostras foram lixadas nas granulometrias; 120, 240, 400, 800 e 1200. Em seguida, estas foram polidas em alumina em suspensão (granulometrias de 1 μ m e 0,3 μ m) e submetidas a um ataque eletrolítico utilizando solução padrão de hidróxido de potássio (KOH) nas concentrações descritas na Tabela 6.

Tabela 6 – Características dos ataques eletrolíticos aplicados nas amostras para análise microestrutural

Objetivo do ataque eletrolítico	Reagente	[]% em peso	Polaridade da amostra	Tensão (V)	Tempo (s)
Revelar as fases ferrita (δ) e austenita (γ) com maior contraste.	KOH	30	No ânodo	3	12
Revelar a presença de fases deletérias.	HNO ₃ *	40		1-1,2 0,7-0,8	120 420

* (RAMIREZ, 2001)

Após o ataque eletroquímico, foram realizadas imagens da microestrutura das regiões soldadas e termicamente afetadas das amostras, para análise de porcentagem de fases e presença de precipitados.

As fases foram quantificadas com auxílio do software AxioVision V4.8.2.0 da Zeiss. Além dele, foi utilizado o *software* código aberto ImageJ para determinação da diluição de cada processo e caracterização geométrica das seções transversais dos cordões de solda.

3.6 Avaliação do processo de corrosão sofrido nas juntas soldadas

3.6.1 Ensaio de imersão

O ensaio de imersão seguiu as indicações da norma ASTM G48. Sendo realizado a uma temperatura de 25°C por um período de 72 horas em uma solução de 6% em massa de cloreto férrico (Figura 21). Os corpos de prova foram pesados antes e após o ensaio de corrosão para determinação da taxa de perda mássica de cada junta (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2004).

Figura 21 - Montagem experimental do ensaio de corrosão por imersão



Fonte: Autor

Os corpos de prova para este ensaio tiveram o cordão de solda posicionado na parte central e possuíam dimensões de 50 mm por 5 mm por 6 mm como exibido na Figura 22.

Figura 22 - Corpo de prova padrão para o ensaio de corrosão por imersão



3.6.2 Curvas de Tafel e Polarização anódica

Para levantamento das curvas de Tafel e polarização anódica foi montada uma estrutura semelhante a apresentada na Figura 13. Como eletrodo de referência foi utilizado o eletrodo Ag/AgCl. Seguindo as recomendações e parâmetros apresentados no item 2.4.1 e relações apresentadas no item 2.4.2.

Os ensaios de corrosão eletroquímica foram realizados nos laboratórios do Instituto SENAI de Inovação em Eletroquímica. As varreduras foram realizadas à 10 mV/s. Antes de cada medição o eletrodo de trabalho foi desoxidado, aplicando-se um potencial de -900 mV SCE por 1 minuto – adaptado de Tan, *et al.* (2009), seguido da determinação do potencial em circuito aberto por 2 minutos ou até atingir a estabilização em cerca de 1 μ V/s. A faixa de potencial varrida no ensaio foi de -300 mV do PCA até 1500 mV deste mesmo valor, ou até que a corrente medida ultrapassasse o limite operacional do equipamento – de 100 mA.

Para efeito comparativo, inicialmente foram realizadas levantamento das curvas de Tafel para amostras do metal de base, não soldados – nesta etapa pretendeu-se determinar o erro de medição do equipamento e determinar os parâmetros base para análise dos efeitos dos processos de soldagem sobre o

material. Em seguida foram realizadas as curvas para 3 corpos de prova de cada uma das juntas soldadas produzidas.

4 Resultados e Discussão

4.1. Caracterização do aço superduplex UNS S32760

O resultado da análise química realizada no aço antes do processamento é descrito na Tabela 7. De acordo com a norma ASTM A240(2003), eram esperados valores maiores do que 6% de Ni e maiores ou iguais a 0,5% para o Tungstênio (W). A porcentagem em peso de Cr, no entanto foi satisfatória. A técnica de espectrometria por emissão óptica, no entanto, possui a limitação de não conseguir avaliar o nitrogênio presente na liga.

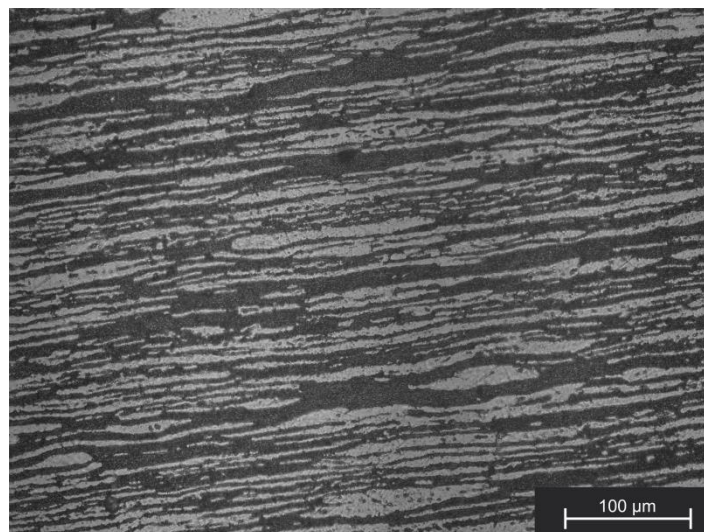
Tabela 7 - Composição Química Aço UNS S32760

Concentração dos Elementos Químicos (%peso)											
Fe	Cr	Ni	Mo	Cu	N	W	Si	Mn	P	S	C
62,8	26,0	5,61	3,67	0,54	ND ¹	0,32	0,12	0,62	<0,0007	<0,0007	0,07
Al	Co	B	Ca	Se	Ti	Sn	V	Nb	Pb		
0,014	0,088	0,0035	0,0003	0,0061	0,0041	0,0151	0,07	0,0011	<0,0025		

¹ Não determinável com esta técnica.

A microestrutura típica do material antes de ser soldado encontrada é apresentada na Figura 23, onde a austenita é a fase clara e a ferrita a fase escura. Utilizando o módulo *Multiphase* do software AxioVision, em 12 (doze) regiões do metal de base foram obtidas as porcentagens de fases do material, descritas na Tabela 8. A morfologia das fases é bem uniforme, além disso, não é possível observar a existência de fases deletérias na liga. Os valores obtidos de porcentagem de fases são aceitáveis conforme especificações da norma ASTM A240(2003) para chapas e placas metálicas do material.

Figura 23 - Microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS32760 atacado eletroliticamente com solução [KOH] 30%



Fonte: Autor

Tabela 8 - Porcentagem de fases do aço UNS S 32760 na condição como recebido

Fase	Volume (%)
Austenita	47,41 ± 2,31
Ferrita	52,59 ± 2,31

Como metal de adição foi utilizado o arame ER316LSi, por conta de sua maior aplicabilidade dentre os processos escolhidos para estudo. Além disso, sua composição, descrita na Tabela 4, demonstra ser razoável sua aplicação, por apresentar baixo teor de carbono e quantidade considerável de Mo, embora os teores de Cr e N sejam menores do que os do aço inoxidável Superduplex.

4.1.1 Parâmetros de Soldagem

Após a etapa de pré-testes chegou-se nos parâmetros de soldagem de melhor exequibilidade para realização do estudo. Além disso, para fins de comparação, foram produzidas amostras com os processos convencionais.

Os parâmetros de soldagem utilizados são descritos de forma resumida na Tabela 9 e de forma completa no Apêndice I.

Tabela 9 - Parâmetros de Soldagem para os processos CMT®, ForceArc® e processo convencional

Amostra	Processo	Raiz TIG? (S/N)	Velocidade de Arame (m/min)	Velocidade de soldagem (m/min)
1	CMT	S	8	0,3
2	CMT Synchropulse	S	8	0,22
3	CMT Synchropulse	S	8	0,22
4	Curto circuito	S	6,8	0,22
5	Spray	S	10,7	0,47
6	CMT+Pulsado	S	9	0,4
7	Pulsado	N	9,4	0,4
8	CMT Synchropulse	N	6,3	0,2
9	CMT Synchropulse	N	5,7	0,2
10	ForceArc	S	9,5	0,38
11	ForceArc	S	9,5	0,38
12	ForceArc	S	10	0,38
13	ForceArc	S	9	0,38

A definição dos parâmetros de soldagem foi baseada no procedimento descrito no item 3.1.2.

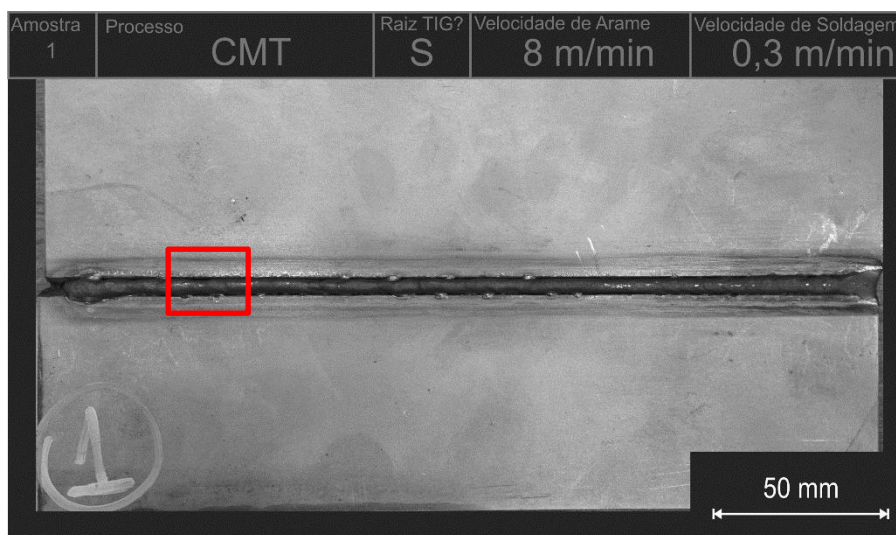
Não é escopo deste trabalho o detalhamento da parametrização do processo de soldagem, por conta da extensa quantidade de variáveis envolvidas nos processos, como fatores de correção de comprimento do arco, amplitude de variação de velocidade de arame, frequência de troca de ponto operacional, frequência de pulso, correção de tensão e correção dinâmica.

4.2 Análise visual das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

Após a realização dos procedimentos de soldagem, as chapas foram inspecionadas visualmente para análise da presença de defeitos visuais, as macrografias das juntas 1, 2 e 9 são exibidas respectivamente pelas Figura 24,

Figura 25 e Figura 27. As demais macrografias são apresentas no Apêndice II deste trabalho.

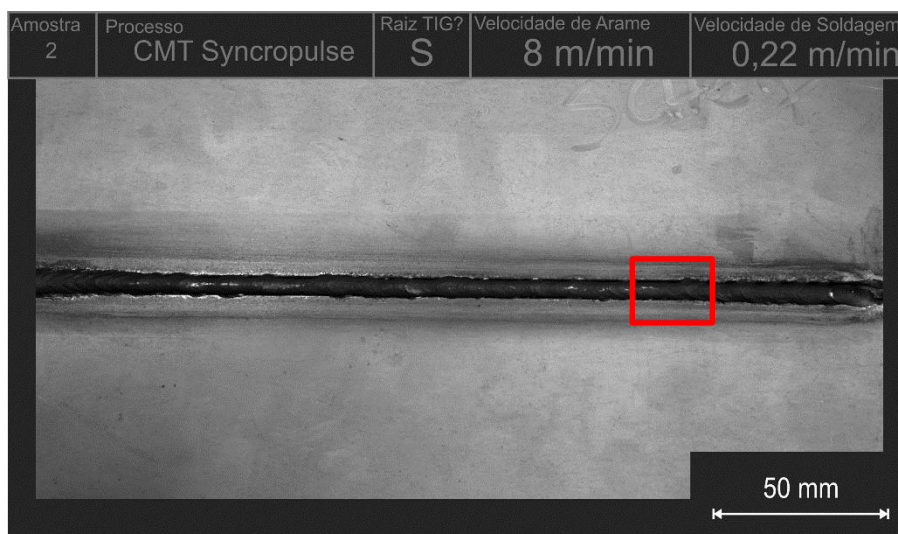
Figura 24 - Macrografia da amostra 1 com indicação da região em que foi tirada a foto do detalhe



Fonte: Autor

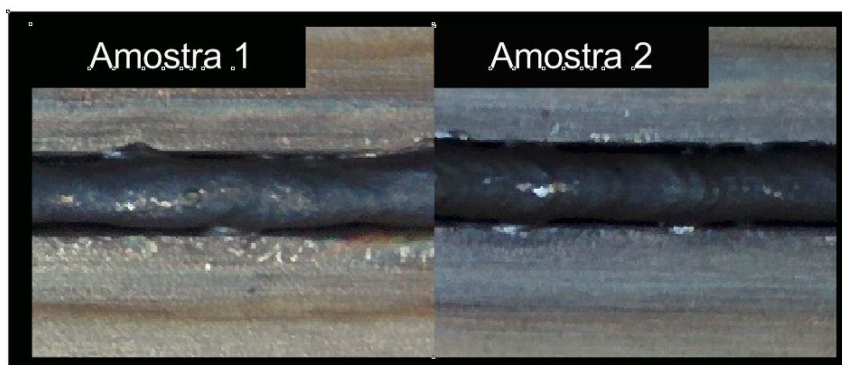
Na Figura 24, em toda região de fronteira entre o metal de solda e o metal de base, percebe-se a falta de coesão entre os materiais, o mesmo defeito é observável na Figura 25 e pode ser melhor identificado na Figura 26 que mostra o detalhe das imagens, retirados das seções representadas pelos quadros vermelhos nas respectivas macrografias. Tanto a amostra 1 quanto a amostra 2 apresentaram “deposição fria” de material que é facilmente reconhecível pela concavidade do cordão de solda e pela falta de fusão das paredes do metal de base. Esta será melhor visualizada e discutida no item 4.5 deste trabalho.

Figura 25 - Macrografia da amostra 2 com indicação da região do detalhe



Fonte: Autor

Figura 26- Detalhe dos cordões de solda das amostras 1 e 2 para identificação da falta de fusão

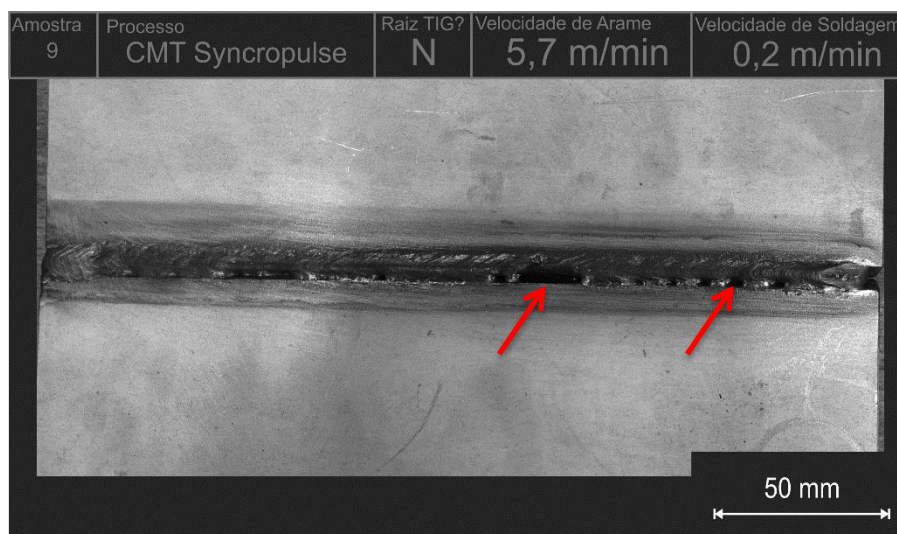


Fonte: Autor

Na Figura 27, diferentemente das amostras 1 e 2, é possível notar a presença do defeito de falta de fusão no cordão de solda sem necessidade de grande aproximação. A provável causa deste defeito está relacionada a instabilidade do processo.

Embora tenha ocorrido a parametrização dos ensaios e tenha se escolhido o parâmetro adimplido na produção da amostra 9 como capaz de realizar junções de topo em chapas com espessura de 5 mm, não é garantia de que o mesmo fosse realizável no material UNS S32760.

Figura 27 - Macrografia da amostra 9 com indicações das regiões defeituosas

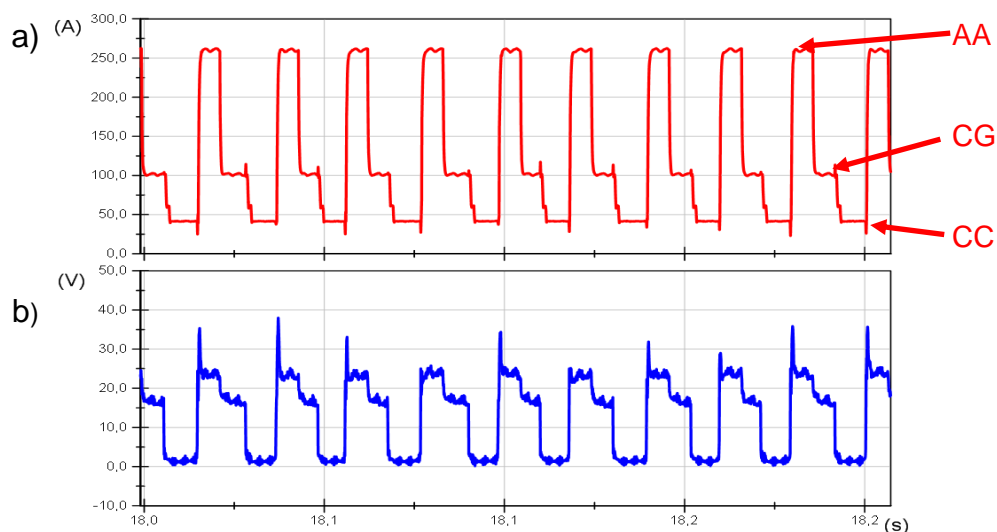


Fonte: Autor

A falta de fusão foi o defeito encontrado nas amostras 1, 2 e 9. O que as excluiu da fase de ensaios de tração, já que o não coalescimento do cordão com as laterais dos chanfros é, claramente, prejudicial à resistência à tração da junção.

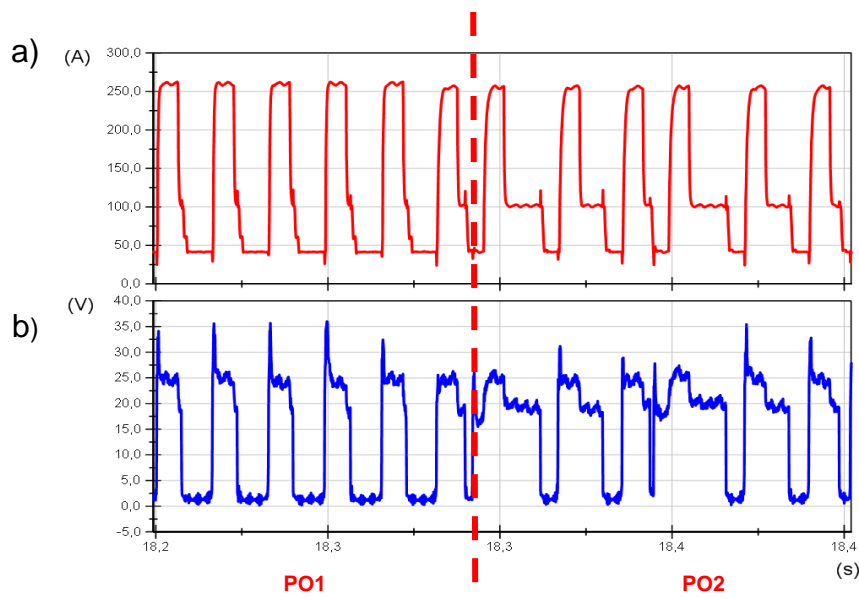
4.3 Análise das curvas características dos processos de soldagem

É característico do processo CMT® (processo utilizado para soldagem da Amostra 1) os três patamares de corrente, semelhantes aos encontrados por Zhang *et al.* (2009). Conforme observação da Figura 28, nos picos de corrente, o arco reabre (AA) e o metal de adição começa a fundir, estes picos são seguidos de uma fase onde a corrente de soldagem é mantida em um patamar intermediário (CG). Nessa fase, na ponta do arame, a gota do metal fundido cresce (isto é reforçado pela observação da queda da tensão nesse ponto). Esta fase ocorre com menores valores de corrente para inibir que ocorra o modo de transferência globular. Por fim, ocorre o curto-circuito com a deposição de material (CC). É importante ressaltar que para este processo o destacamento da gota não acontece por conta do Efeito *Pinch*, como na deposição por curto circuito convencional, mas sim porque nesta fase ocorre a retração do arame, facilitando o desprendimento do metal fundido.

Figura 28 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão para a amostra 1

Já no modo de operação CMT *Synchropulse*® utilizados nas amostras 2, 3, 8 e 9 a curva característica de processo se alternam entre dois pontos de operação. Os pontos de operação são ajustados no menu positivamente ou negativamente com uma amplitude de 2 m/min na alimentação de arame (2m/min de arame a mais ou a menos). A frequência de alternância entre os pontos de operação é também configurada na máquina e pode variar de 0,5 a 5 Hz. O parâmetro de correção de comprimento de arco para valores negativos produz um arco mais curto, com atuação não exclusiva, mas principalmente no controle do potencial de soldagem. Efeito que pode ser observado na Tabela 10, e que está de acordo com os valores configurados para as respectivas amostras produzidas com cada processo. A Figura 29 exhibe a curva característica encontrada para a soldagem da amostra 3 e serve como exemplo dos patamares aqui discutidos.

Figura 29 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão do processo de Soldagem da amostra 3

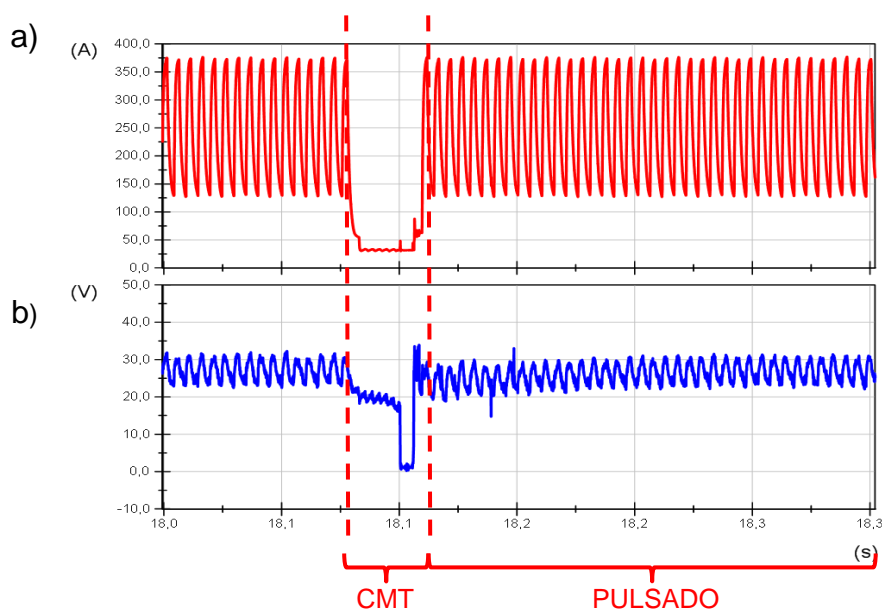


A observação das curvas características de processo, exibidas no corpo do texto e no Apêndice II deste trabalho (Figura 29 e Figura 61) demonstra claramente dois pontos de operação para os procedimentos de soldagem das amostras 2 e 3, delimitados para a curva de soldagem da amostra 3 pela linha vermelha tracejada e designados PO1 e PO2. Os mesmos não puderam ser observados nas curvas das amostras 8 e 9. A razão para isso é justamente o ajuste de correção do comprimento do arco para os dois pontos de operação. No caso das amostras 2 e 3 foram ajustados para fornecerem um arco mais curto em um ponto de operação e um arco mais comprido no outro. Especificamente, para a soldagem da amostra 2 a configuração foi para que no ponto de operação de maior calor o arco tivesse um maior comprimento, o que implica em maior corrente e maior tensão. Enquanto a amostra 3 teve a configuração contrária. Para as amostras 8 e 9 os pontos de operação foram configurados para terem arcos mais compridos, como resultado as curvas foram estendidas aos limites de corrente do processo, resultando em pouca diferença entre os pontos de operação.

Nas curvas de corrente e tensão do processo 6 observa-se, nas Figura 30 e Figura 63, uma alternância entre os processos MIG/MAG Pulsado e deposição pelo processo CMT® com uma determinada frequência. O

parâmetro controlado neste processo, além da velocidade de arame (que é o parâmetro principal configurado em todos os processos) é a frequência dos pulsos.

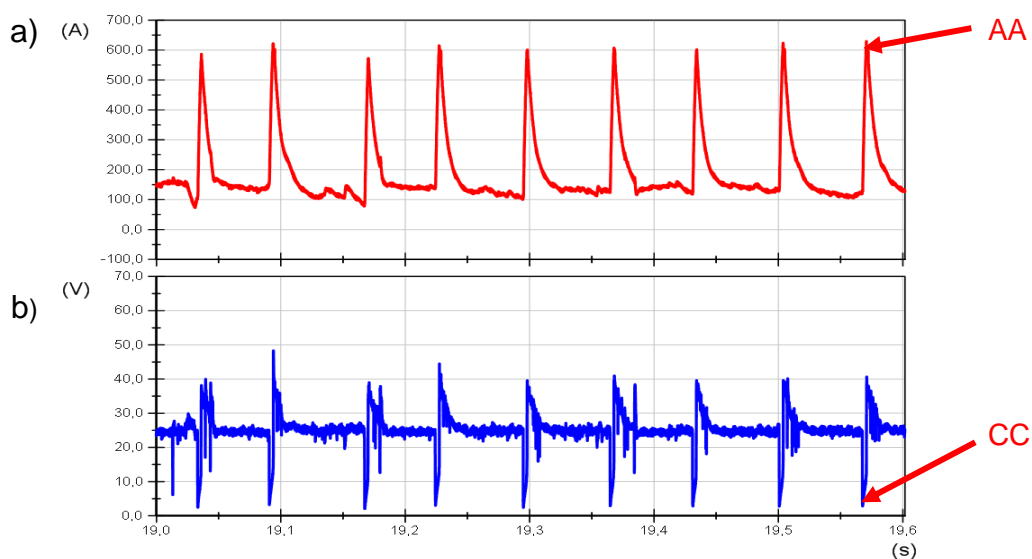
Figura 30 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão do processo de Soldagem da amostra 6



Para as amostras 10, 11, 12 e 13 (produzidas com ForceArc) foi possível perceber que houveram momentos de picos de corrente, o que indica que o processo ForceArc não foi 100% à prova de curtos circuitos (BUDIG, 2005).

Porém, na maioria do tempo, o modo de deposição spray foi mantido, embora o desejável para esse processo é que fosse mantido este modo de deposição todo o tempo de soldagem. As quedas de tensão exibidas na Figura 31 indicam a ocorrência de curtos circuitos durante o processo.

Figura 31 - Curvas Características de a) corrente e b) tensão do processo de Soldagem da amostra 11



As amostras 4, 5 e 7 foram soldadas com o processo convencional. Sendo o 4 realizado com o modo de deposição por curto circuito, o 5 com modo de deposição spray e o 7 com o GMAW Pulsado.

A amostra 4 pode ser diretamente comparada às amostras 1, 2, 3, 8 e 9 já que os modos de deposição destas são os mesmos. Na comparação entre os gráficos (Figura 29, Figura 60, Figura 31, Figura 61, Figura 65 e Figura 66) fica clara a maior estabilidade dos processos CMT® e CMT *Synchropulse*® em comparação com o curto-circuito convencional. Os processos CMT® e CMT *Synchropulse*® apresentam amplitude de variação de corrente mais constante e com frequência de curtos mais bem definida.

As amostras 10, 11, 12 e 13 podem ser melhores comparadas às amostras 4 e 5, não só por possuírem na maioria do tempo o modo de deposição por spray, mas também por terem modos de deposição por curto circuito. O desenvolvimento desses processos foi idealizado para que o tempo todo o modo de deposição fosse por aerossol, mas com um comprimento de arco muito pequeno, especialmente se comparada ao processo convencional (FRANZ KRÄMER; LORENZ; BUDIG, 2003).

As amostras 6 e 7 podem ser diretamente comparadas, porque ambas utilizam o processo GMAW Pulsado, a única diferença entre elas é a frequência dos pulsos e que com uma determinada frequência a amostra 6 deposita por

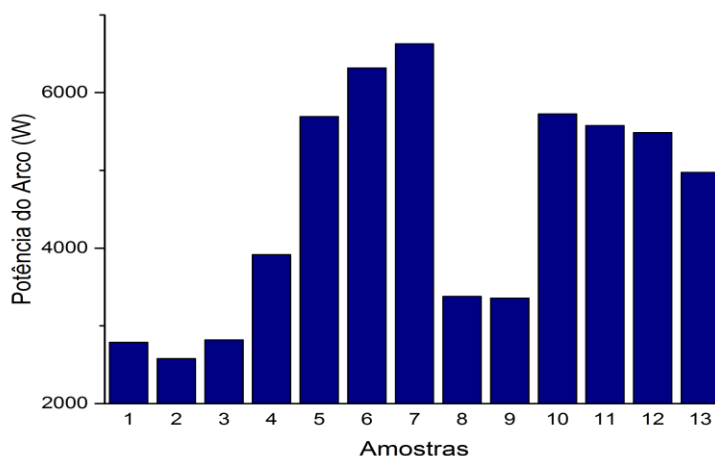
curto circuito, o que deve induzir à um processo mais frio, com menos calor aportado à peça.

Tabela 10 - RMS das correntes e tensões de soldagem e velocidade de soldagem

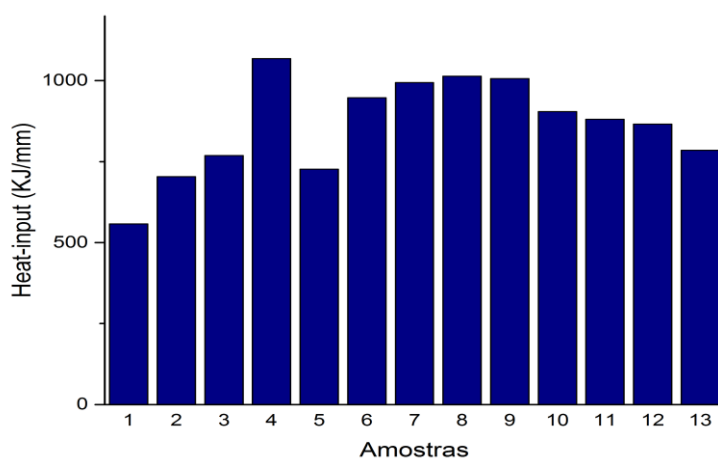
Amostra	Velocidade de Soldagem (m/min)	RMS Corrente (A)	RMS Tensão (V)	Heat-input (J/mm)	Energia (kW)
1	0,30	161,29	17,29	557,89	2,79
2	0,22	147,90	17,44	703,38	2,58
3	0,22	157,74	17,86	768,57	2,82
4	0,22	189,63	20,65	1.068,22	3,92
5	0,47	224,04	25,41	726,66	5,69
6	0,40	247,41	25,53	947,56	6,32
7	0,40	252,19	26,29	994,41	6,63
8	0,20	165,92	20,37	1.013,83	3,38
9	0,20	165,55	20,27	1.006,69	3,35
10	0,38	211,16	27,12	904,26	5,73
11	0,38	216,87	25,71	880,59	5,58
12	0,38	205,79	26,65	866,04	5,48
13	0,38	193,80	25,67	785,42	4,97

A Figura 32 evidencia comparativamente as potências dos arcos produzidos pelos processos durante a soldagem dos corpos de prova. Esta potência foi calculada a partir da RMS da corrente e tensão de soldagem exibidas na Tabela 10. Percebe-se a menor energia dos arcos dos processos 1, 2, 3, 4, 8 e 9 em relação aos demais processos.

Figura 32 - Potência do Arco para os processos CMT® e ForceArc® utilizados para soldagem do aço UNS S32760



Os aportes térmicos (AT) ou *Heat-input* (do inglês), calculados pela equação 16, são exibidos na Figura 33. Este é o calor que efetivamente seria aportado na peça se desconsiderássemos as perdas envolvidas no processo, ou seja, o coeficiente de rendimento dos processos. A análise dos gráficos de potência e aporte térmico traz luz à provável causa da falta de fusão encontrada nas amostras 1 e 2. Apesar de 2 ter apresentado aporte térmico semelhante a 5, este tem maior potência no arco que aquele. É esperado que o processo ForceArc® tenha maior rendimento que os processos CMT®, GMAW curto circuito e GMAW spray por conta do menor comprimento de arco e por operar em correntes mais altas. Seu rendimento comparado ao processo GMAW pulsado é de difícil previsão de comportamento, no entanto. Espera-se que o processo CMT® aporte menor calor à peça do que o processo Curto Circuito convencional, deste modo sendo o de menor rendimento entre os processos estudados.

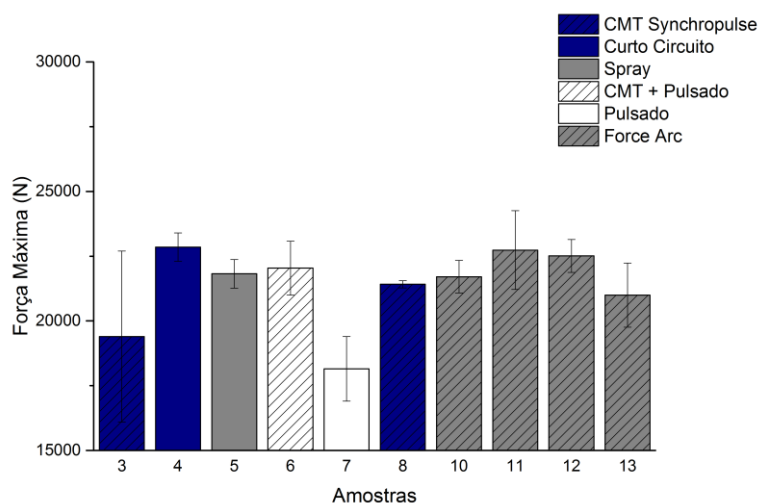
Figura 33 - Heat-input das juntas soldadas CMT® e ForceArc®

No Apêndice III deste trabalho estão presentes as curvas características dos processos utilizados na soldagem do aço Superduplex UNS S32760 e que não foram exibidas nesta seção por conta do grande número de amostras.

4.4 Propriedades Mecânicas das juntas soldadas de aço UNS S32760

Como resultado da seção 4.2, o ensaio de tração foi realizado nas amostras que não apresentaram defeito visual (todas exceto 1, 2 e 9). Como os corpos de prova foram produzidos mantendo-se os reforços de solda, não faria sentido analisar as tensões a que os corpos estariam submetidos, já que há entre os corpos de prova diferença entre as áreas das seções transversais – ou seja, os corpos de prova com maior reforço apresentariam tensão na seção transversal menor tensão, mas não necessariamente maior resistência. Os resultados dos ensaios de tração são exibidos na Figura 34.

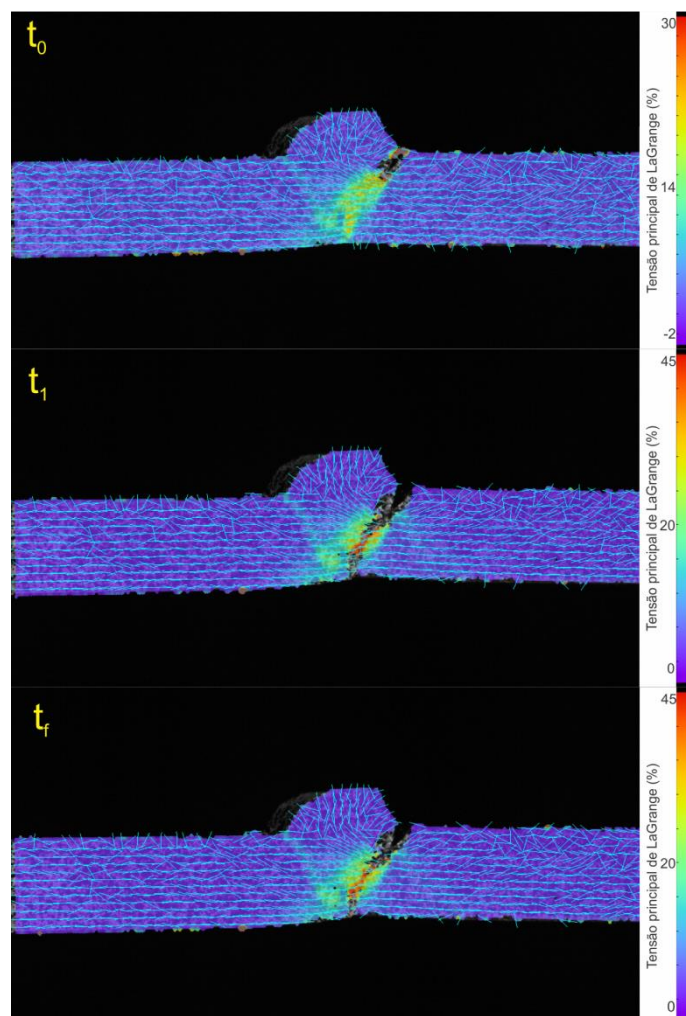
Figura 34 - Resultados dos ensaios de tração com desvios padrões das amostras de aço Superduplex UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®



Uma primeira análise ao gráfico da Figura 34 fica evidente a variação de resultados entre os corpos de prova da amostra 3, apresentando um desvio padrão muito elevado, cerca de 17% do valor médio.

No caso da amostra 3, esse desvio é principalmente devido a uma das amostras ter apresentado um ponto com falta de fusão que não foi possível de detectar com a análise visual. O fenômeno ocorrido com este corpo de prova, denominado 3c, pode ser observado na Figura 35. O conjunto de imagens mostra a sequência de acontecimentos durante o ensaio de tração, capturados e analisados pela técnica DIC. Em um primeiro momento o defeito de falta de fusão que não foi visível superficialmente. A partir deste ponto, uma trinca se propaga com direção coincidente ao chanfro, ou seja, na região de interface entre os metais de base e solda, em sentido a raiz até ocorrência da ruptura.

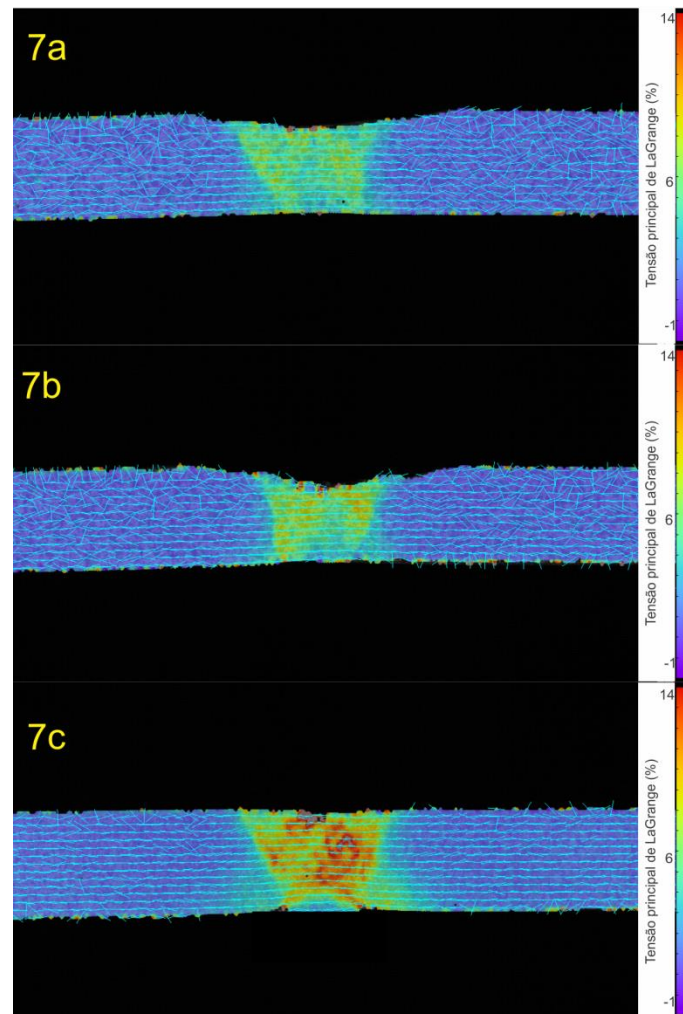
Figura 35 - DIC do corpo de prova 3c mostrando em sequência a propagação da trinca a partir do defeito de falta de fusão (t_0) passando pela propagação da trinca (t_1) e rompimento do corpo de prova (t_f).



O processo 7 demonstrou ser o processo com menor desempenho com relação à resistência à tração para as juntas produzidas. Lembrando que este processo é o que possui maior potência do arco A.

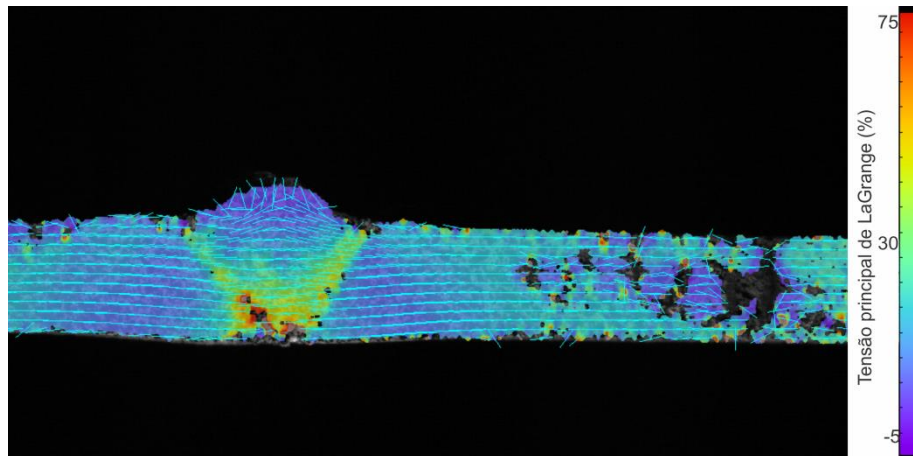
Figura 36 demonstra claramente o comportamento dos três corpos de prova produzidos para essa amostra quando estavam sobre tração, as regiões de cores mais quentes indicam as porções que sofrem as maiores deformações, outro fenômeno interessante de notar é que as mesmas estão altamente deformadas na região plástica quando o metal de base ainda se encontra na região elástica, conforme observação dos vetores principais de LaGrange.

Figura 36 - DIC dos corpos de prova da amostra 7 (7a, 7b, 7c).



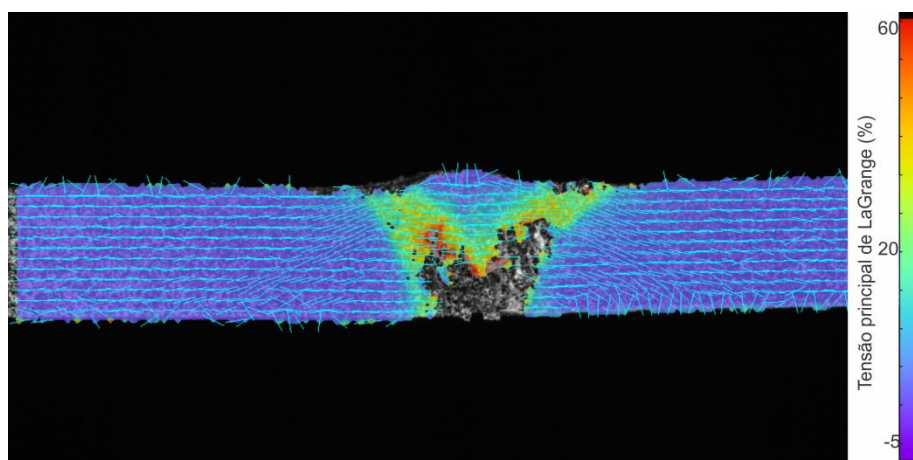
Além das amostras 7 e 3, as amostras 11 e 13, apresentaram um desvio padrão elevado (acima de 5%). O valor do desvio da amostra 11 se deve principalmente ao resultado obtido na amostra 11a. Esta foi a única a romper no metal de base, apesar da análise DIC ter mostrado comportamento semelhante (discutido no item 4.4.1) aos dos outros corpos de prova.

Figura 37 - DIC da amostra 11a um instante antes da ruptura



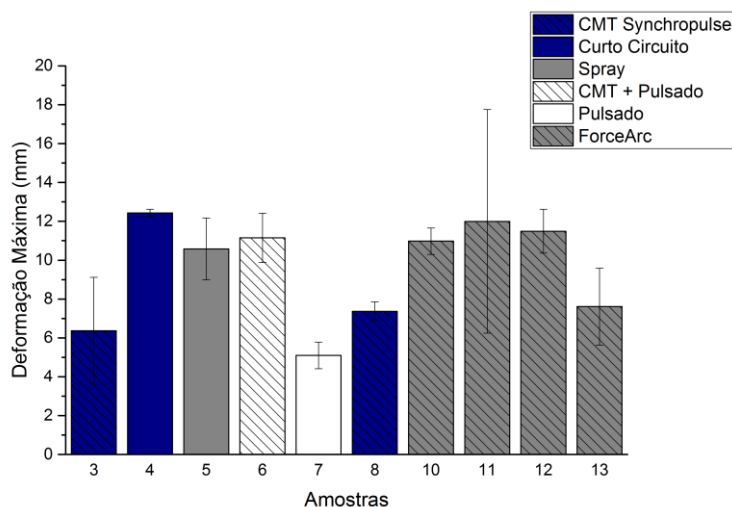
O desvio na amostra 13 é resultado do defeito de porosidade encontrado no corpo de prova 13c. A Figura 38 mostra um alinhamento dos vetores de principais de LaGrange em volta da região do poro, com alinhamento circular.

Figura 38 - DIC do corpo de prova 13c instantes antes do rompimento



Todos os fenômenos discutidos acima também explicam o desempenho das juntas com relação à deformação máxima (até o rompimento) e que é exibida na Figura 39.

Figura 39 - Deformações máximas antes da ruptura das amostras de aço Superduplex UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®



É possível observar que a amostra 7 teve o pior desempenho entre as amostras produzidas, trata-se de uma amostra com baixíssima tenacidade (baixa resistência mecânica aliada a baixa capacidade de deformação).

Os cruzamentos de dados com as análises sugerem uma relação de desempenho à tração com relação à potência do arco, é possível notar que os melhores resultados foram encontrados dentro da janela de 4 kW à 6,4 kW de potência de arco, com as amostras que foram soldadas dentro dessa faixa apresentando uma força máxima de resistência a tração antes da ruptura superior à 20kN.

4.4.1 Análise DIC

Com exceção da amostra 7, todas as outras apresentaram durante o ensaio de tração uma deformação maior na zona interfacial entre o metal de base e o metal de adição. As imagens obtidas através da análise DIC, para corpos de prova não discutidos na seção anterior, encontram-se no Apêndice IV deste trabalho.

As regiões com coloração mais quente, respeitando escala presente na lateral das imagens, mostram quais pontos estão sofrendo mais deformações relativas (deslocamento dos pontos em relação ao deslocamento total das

garras). Os vetores principais de LaGrange indicam as direções destes deslocamentos. Considerando a lei generalizada de Hooke, espera-se que quando submetido a deformações elásticas os vetores não tenham orientação preferencial definida. Porém, quando este encontra-se em regime de deformação plástico os vetores possuem direção preferencial no sentido de tração. A Tabela 11 resume a força máxima média em N das amostras, a deformação máxima média, a região de ruptura e a indicação de que se o material de base também deformou plasticamente antes da ruptura.

Tabela 11 - Força máxima média, deformação máxima média, região de ruptura e deformação plástica do MB das amostras de aço Superduplex UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

Amostra	Força Máxima média (kN)	Deformação Máxima média (mm)	Região de Ruptura	MB deformou plasticamente
3	19,40	6,37	3 CPs romperam na interface	Sim
4	22,85	12,43	3 CPs romperam na interface	Sim
5	21,82	10,58	3 CPs romperam na interface	Sim
6	22,04	11,15	3 CPs romperam na linha de fusão	Sim
7	18,15	5,10	3 CPs romperam na linha de fusão	Não
8	21,41	7,37	3 CPs romperam na interface	Sim
10	21,70	10,98	3 CPs romperam na interface	Sim
11	22,73	12,00	2 CPs romperam na interface e 1 no MB	Sim
12	22,51	11,49	3 CPs romperam na interface	Sim
13	21,00	7,61	2 CPs romperam na interface; 1 rompeu na região do poro	Sim

As imagens sugerem que a região de junção entre os dois metais é a principal zona para investigação de redução das propriedades de resistência mecânica das juntas. Outro fato observável da análise DIC é o fato de que a

raiz é o ponto de iniciação e região mais submetida a esforços, conforme análise dos gradientes de cores e sequência de imagens das análises DIC.

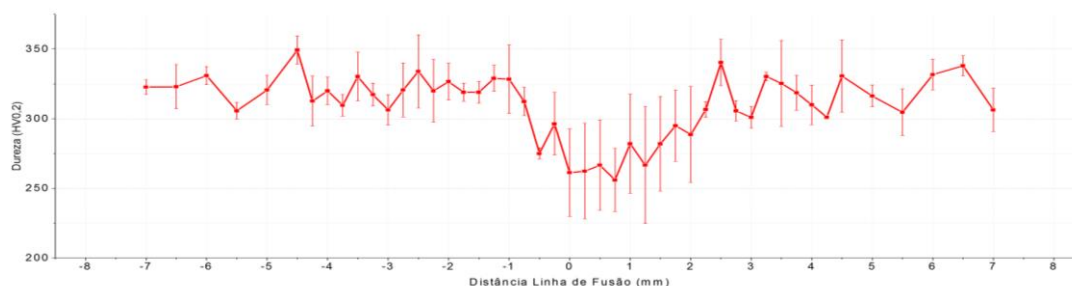
Analisando apenas os resultados gerais, poder-se classificar erroneamente o processo de deposição por curto circuito como o melhor resultado, seguido dos processos ForceArc, com alto desempenho em relação à força máxima suportada antes da ruptura, bem como alta taxa de deformação. No entanto, o que se observa da análise DIC é que estes processos produziram uma solda com grande reforço e, por tanto, indesejável. Quando levado em conta a área da seção transversal da solda, sem presença de reforço excessivo por exemplo, é notável o melhor desempenho dos processos 6 e 8 em relação aos demais.

4.4.2 Microdureza das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

O foco dessa seção será a análise da zona termicamente afetada, já que o foco do trabalho são os efeitos dos processos sobre o material que constitui o metal de base da junta produzida.

A análise dos perfis de microdureza não revelou grandes anomalias do que era esperado para as juntas produzidas pelos processos ForceArc® e CMT®. Todas apresentaram amolecimento na região do material fundido, conhecidamente menos duro do que o material de base, e uma região adjacente a solda com pico de dureza, típico da maior constituição da fase ferrítica nessa região. As durezas do metal de solda forma em média 270 HV e na região adjacente à solda com picos de dureza de 350 HV. A Figura 40 exhibe o perfil de microdureza típico encontrado nas medições realizadas.

Figura 40 - Perfil de microdureza da amostra 13, soldada pelo processo ForceArc



A diferença de dureza entre o metal de adição e metal de base evidencia o fato de que o material utilizado como de adição foi inadequado para realização das juntas. Conclusão semelhante pode ser tirada a partir dos resultados dos ensaios de tração.

O ensaio de microdureza não detectou a presença de fases intermetálicas, muito mais duras do que a fase ferrítica.

4.5 Microestrutura das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

O foco dessa seção é, também, a avaliação da zona termicamente afetada pelo calor do metal de base.

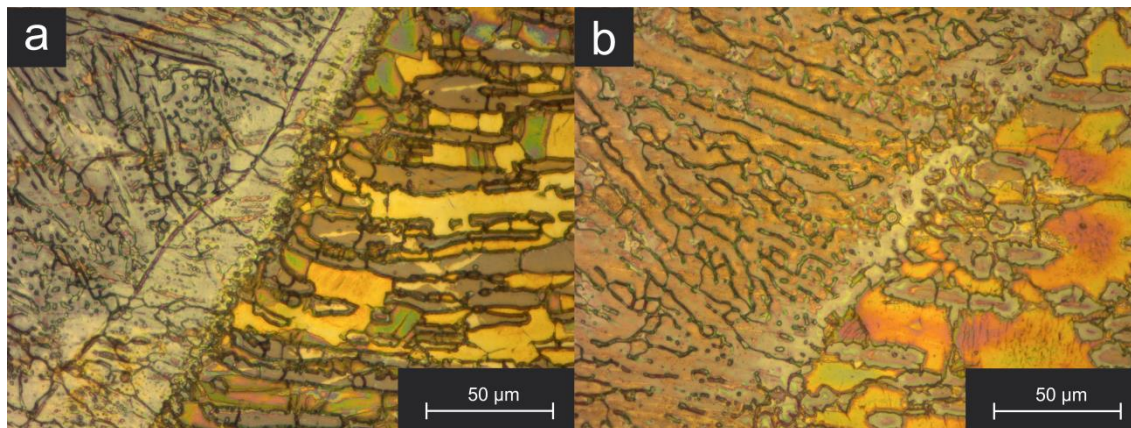
A Figura 41a apresenta a zona de interface entre o metal de adição (austenítico) e o metal de base (superduplex) para a amostra 1. É possível perceber que o processo foi incapaz de fundir ou realizar qualquer alteração microestrutural na zona próxima à zona de fusão. Conforme análise visual, apesar de se esperar que o calor da soldagem não tivesse sido suficiente para fusão do metal de base, não era esperado que o mesmo não afetasse a microestrutura do material, já que o calor aportado está na faixa determinada pela literatura.

Comportamento similar pode ser observado na amostra 2, Figura 41b. De fato, foram os processos que tiveram o menor aporte térmico (*heat-input*) entre os parâmetros estudados, no entanto, para a segunda amostra é possível

observar um crescimento do grão ferrítico na região de interface entre os metais de adição e base.

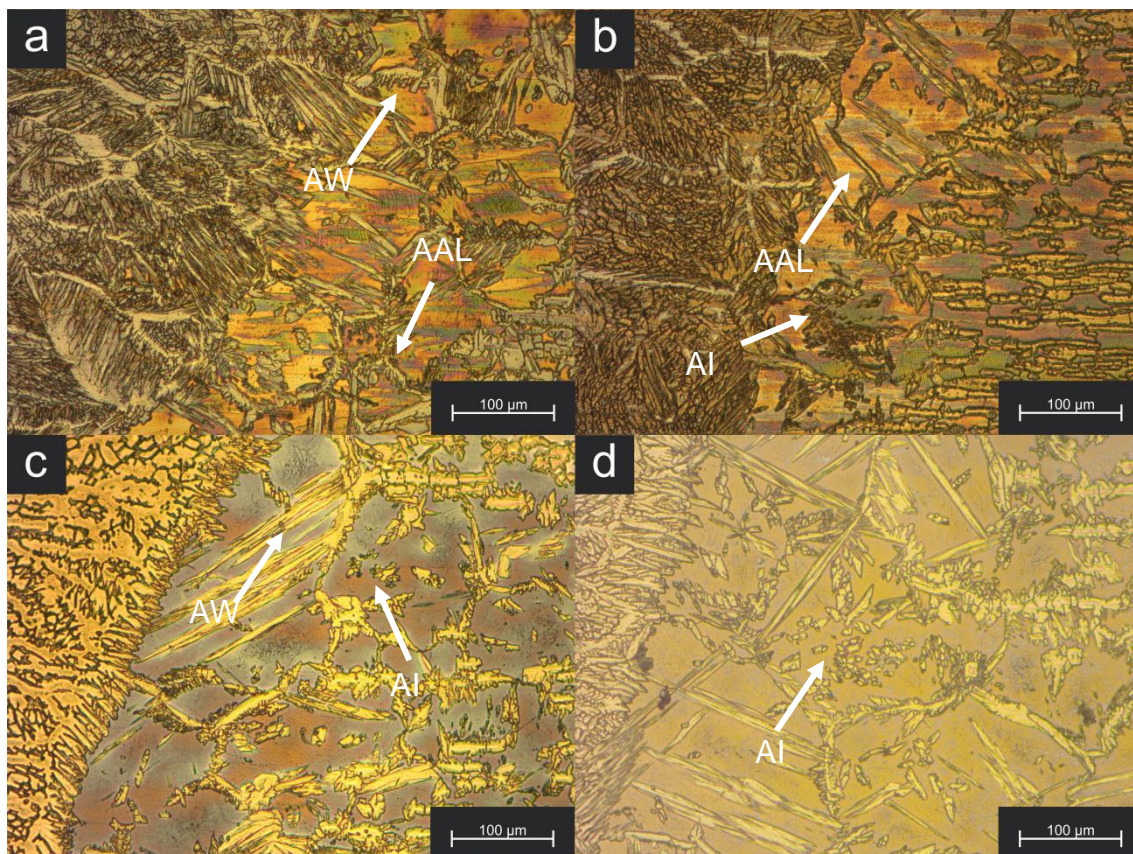
Figura 41 - Micrografias das a) amostra 1 (realizada com o processo CMT® e AT=557,89 J/mm); b) amostra 2 (realizada com CMT Synchronpulse® e AT=703,38 J/mm).

Aproximação 500x



A Figura 42 apresenta as micrografias da região de interface para as amostras produzidas com o processo CMT *Synchronpulse*® – especificamente as amostras 3, 8 e 9 – comparadas à amostra produzida por Curto Circuito Convencional (amostra 4). Para a amostra 3 é mais notável a mudança microestrutural do metal de base nas adjacências da zona fundida. A Figura 42a, apresenta as micrografias da região de interface entre os metais de base e adição para essa amostra. Nos níveis de aproximação utilizados é possível observar a mudança microestrutural, discerne-se uma maior área ferrítica na região afetada pelo calor, bem como a diferente morfologia da austenita desta região – prevalecendo as morfologias alotriomórficas e do tipo Widmanstätten (AW) – quando comparada a encontrada no metal de base. Estas características microestruturais, sugerem que o metal nessa região experimentou um ciclo térmico capaz de realizar a ferritização completa do aço, seguida de um resfriamento moderado que possibilitou a reprecipitação de austenita, assim como sugerido por Ramirez (2001) e dos Santos *et al.* (2015).

Figura 42 - Micrografias das amostras soldadas pelo processo CMT Synchronpulse® comparadas por Curto Circuito convencional a) amostra 3 (AT=768,57 J/mm); b) amostra 4 (Curto Circuito, AT=1068,22 J/mm); c) amostra 8 (AT=1013,83 J/mm) e d) amostra 9 (AT=1006,69 J/mm)



A análise da micrografia, da mesma zona, para amostra 4 (Figura 42b) indica que esta tenha experimentado um resfriamento mais rápido. Restringindo a análise apenas para região do metal de base que apresenta mudança microestrutural (morfológica e de composição) é possível notar uma sutil diferença de quantidade de austenita precipitada do que a amostra 3, além de apresentar ZTA de alta temperatura menor. Outra observação é que prevalecem nesta região a austenita alotrimórfica (AAL) e em menor grau austenita intragranular (AI), a formação destas a partir de um núcleo com relação de orientação com a ferrita δ (DE MONLEVADE; GOLDENSTEIN; FALLEIROS, 2010) e aquelas sendo as primeiras a se precipitarem, como sugerem Atamert e King (1991).

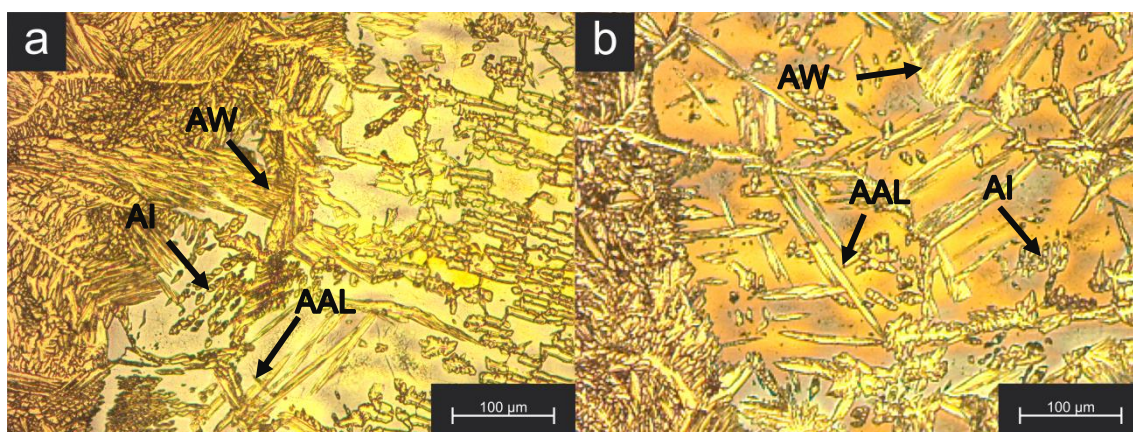
Na micrografia da amostra 8 (Figura 42c) é possível observar uma maior zona termicamente afetada – considerando a organização microestrutural

diferente da apresentada pelo metal de base, com grãos de ferrita maiores e, ainda, uma menor precipitação de austenita. Ainda em comparação as amostras 3 e 4, é notável um maior tamanho de grão ferrítico.

A Figura 42d apresenta o detalhe da zona de interface da amostra 9, esta ainda maior que a resultante dos parâmetros da amostra 8. Tal comparação é interessante de ser feita, pois os dois processos tiveram parâmetros muito próximos, porém com resultados distintos de microestrutura e aparência final de junta (a amostra 9 com regiões de falta de fusão). Na amostra 9 é possível, ainda, observar uma precipitação de colônias de austenita intragranular.

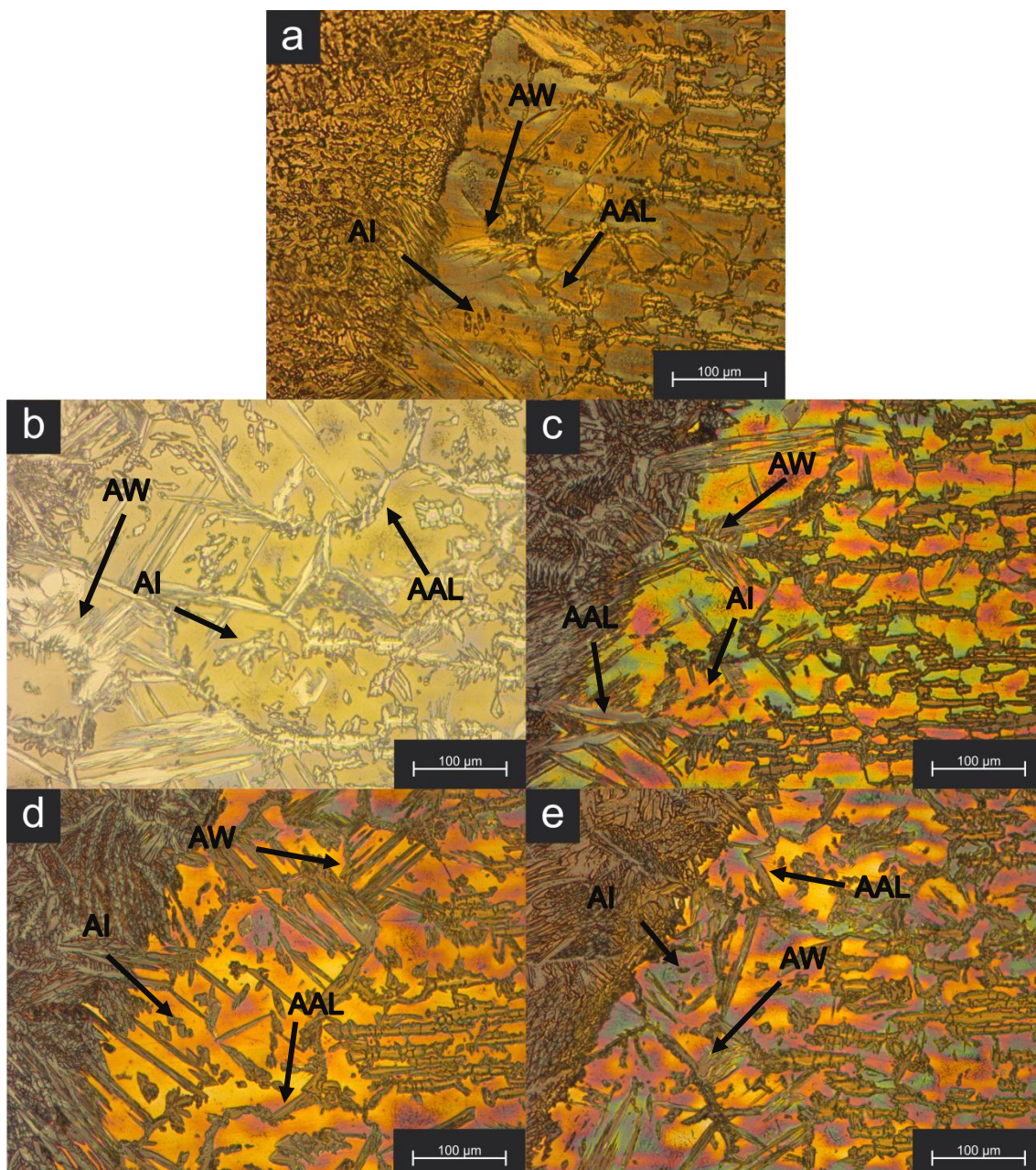
Para a amostra 6 (Figura 43a) é possível observar, na região de interface, uma presença de austenita precipitada de forma mais diversificada (alotrimórfica, intragranular e com morfologia do tipo Widmanstätten). Podemos observar o mesmo para amostra 7. Porém pode ser observado na microestrutura resultante desse processo uma maior zona termicamente afetada, especialmente quando comparamos as imagens das Figura 41, Figura 42 e Figura 43a. O tamanho do grão ferrítico desta amostra é comparável ao obtido pelo processamento da amostra 9.

Figura 43 - Micrografias das amostras a) 6 (CMT®+Pulsado, AT=947,56 J/mm) e b) 7 (Pulsado, AT=994,41 J/mm)



A Figura 44a apresenta a região de interface entre o metal de base e o de adição para a amostra 5, esta possui uma ZTA de alta temperatura de tamanho aproximadamente igual que a encontrada na amostra 3 (Figura 42a), que teve um aporte térmico semelhante. Ao mesmo tempo é importante notar o tamanho maior do grão ferrítico e menor incidência de austenita. É interessante comparar os resultados microestruturais deste processo com as obtidas pelo processo ForceArc (amostras 10, 11, 12 e 13), já que estes têm modo de deposição em maior parte do tempo semelhante ao do processo 5. Quando comparadas as Figura 44a ,Figura 44b, Figura 44c, Figura 44d e Figura 44e é possível de se observar uma ZTA de tamanho maior para as amostras 10 (Figura 44b), 11 (Figura 44c), 12 (Figura 44d) e 13 (Figura 44e) do que a da amostra 5 (Figura 44a) a explicação para esse fenômeno está possivelmente ligada à diferença maior de aporte térmico entre os processos da amostra 5 e da amostra 10. Era esperado que o processo ForceArc diminuísse a ZTA em relação ao processo de deposição spray convencional, justamente pela característica deste de restringir o arco à uma menor área do metal de base, mas logicamente para um maior aporte térmico, espera-se uma maior zona termicamente afetada.

Figura 44 - Micrografias das amostras a) 5 (Spray, AT=726,66 J/mm) e soldadas por ForceArc b) 10 (AT= 904,26 J/mm); c)11 (AT=880,59 J/mm); d)12 (AT=866,04 J/mm) e e)13 (AT=785,42 J/mm).



Para a amostra 10 (Figura 44b) fica claro a existência de uma ZTA maior e com precipitação de austenita Alotriomórfica, com morfologia de Widmanstätten e intragranular, considerando o aporte térmico dos parâmetros desse processo o resultado era esperado.

As amostras 11 (Figura 44c), 12 (Figura 44d) e 13 (Figura 44e) apresentaram microestruturas próximas com relação a morfologia da austenita

precipitada. No entanto, com um grão ferrítico maior na amostra 13 do que nas microestruturas encontradas nas outras duas. O tamanho da ZTA de alta temperatura das amostras 11 e 13 são bastante próximos, enquanto a da amostra 12 foi maior, também.

A Tabela 12 resume o efeito de cada processo sobre os tamanhos da ZTA e grão ferrítico do metal de base.

Tabela 12 - Influência dos processos utilizados no tamanho da ZTA e do grão ferrítico do aço UNS S32760

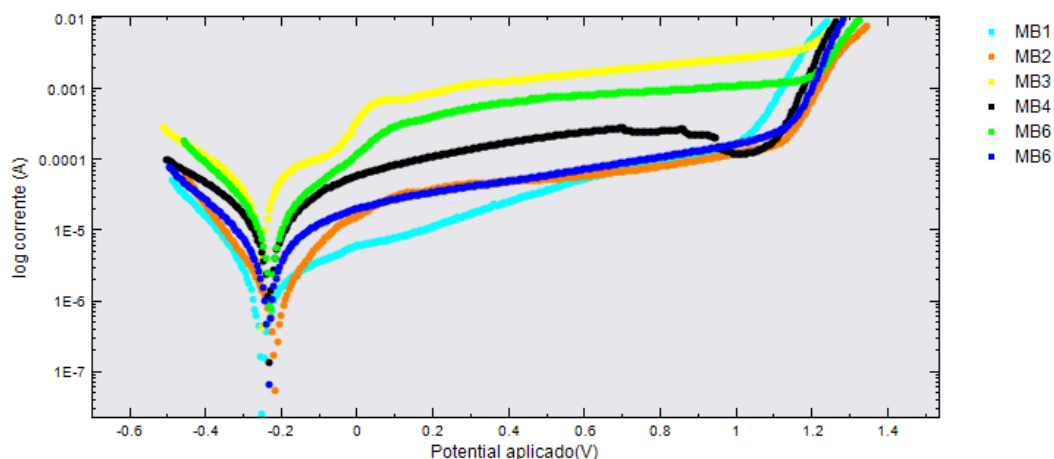
Processo	Amostra	Tamanho da ZTA de alta temperatura (μm)	Tamanho médio do Grão Ferrítico (μm^2)
CMT	1	10,11	1.370,03
	2	86,64	1.530,16
CMT	3	242,98	12.116,52
Synchropulse	8	481,75	26.079,24
	9	329,41	43.098,62
Curto Circuito	4	133,31	15.720,43
Spray	5	200,05	20.208,07
CMT+Pulsado	6	234,06	23.146,91
Pulsado	7	363,41	35.240,41
	10	510,53	31.214,29
	11	337,48	25.879,67
ForceArc	12	440,77	31.686,94
	13	315,86	33.464,20

4.6 Resistência à corrosão das juntas de aço UNS S32760 soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

As 6 amostras de metal de base realizados apresentaram um valor de potencial de corrosão de $-284 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ com um desvio padrão de $\pm 13,94 \text{ mV}$ e

um potencial de pites de 1,24 V_{SCE} com um desvio padrão de 0,04 V. O gráfico típico obtido é exibido na Figura 45.

Figura 45 - Curvas de polarização anódica para os corpos de prova do metal de base



Para os corpos de prova soldados foi observado que os melhores desempenhos em relação à resistência à corrosão, foram desempenhados pelos processos CMT®+Pulsado e Pulsado, uma primeira análise não possibilitou o estabelecimento de uma relação entre a resistência à corrosão e a potência do arco ou mesmo com o *heat-input*, como exibido nos gráficos das Figura 46 e Figura 47.

Figura 46 - Potencial de corrosão versus Potência do arco por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

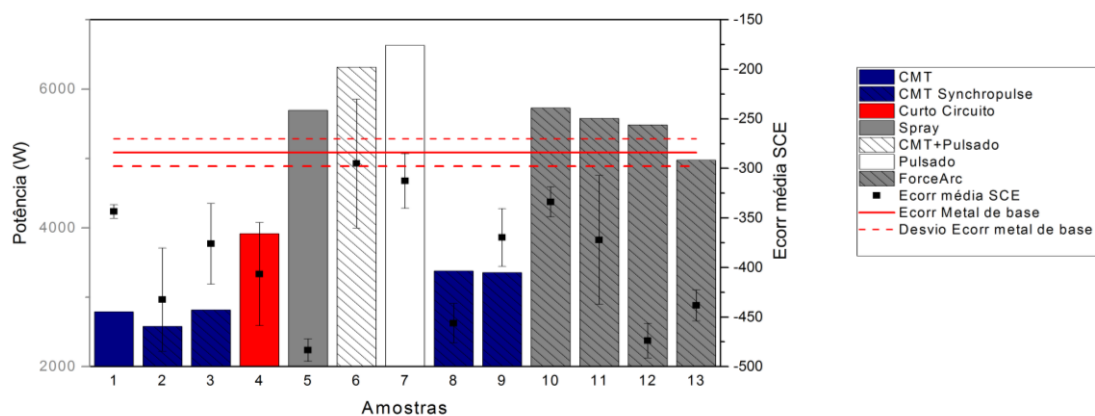
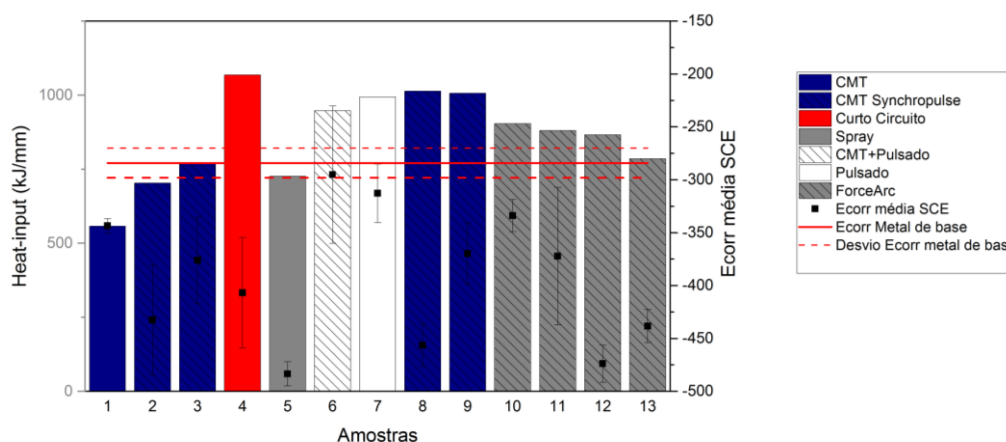


Figura 47 - Potencial de corrosão versus *Heat-input* por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®.



Percebe-se um desvio grande (maior que 5%) entre as medidas obtidas para os ensaios realizados com corpos de prova das amostras 2, 3, 4, 6, 7, 9 e 11. Esse desvio é inesperado, mas sugere instabilidades no equipamento de medição a esses níveis tão pequenos de corrente, como os encontrados para o material.

Mesmo considerando o desvio a amostra 6 é a que melhor se aproximou do resultado ideal, que seria a manutenção do potencial de corrosão da amostra não soldada, representado pelas linhas vermelhas no gráfico da Figura 46.

O pior desempenho foi o da junta soldada pelo processo Spray, seguido da amostra 12, soldada pelo processo ForceArc, e depois pela amostra 8, soldada pelo processo CMT *Synchronpulse*®. Esta havia sido a de melhor desempenho no ensaio de tração conforme análise feita no item 4.4.1 deste trabalho. De forma que analisando os dois desempenhos, em relação à resistência à corrosão e mecânica à tração o processo que apresentou melhor resultado é o da amostra 6.

A Tabela 13 exhibe em resumo os principais parâmetros obtidos do ensaio de eletroquímico, a corrente de corrosão é um indicio de quão rápido o material oxida no ambiente de ensaio (neste caso a solução 1 Molar de NaCl). A taxa de perda mássica é diretamente proporcional a corrente de corrosão ou

densidade de corrente de corrosão e pode ser calculado de acordo com a lei de Faraday, equação (17).

$$\frac{\Delta M}{\Delta t} = K_2 i_{corr} Z_{eq} \text{ (g/m}^2\text{d)} \quad (17)$$

Onde:

$\frac{\Delta M}{\Delta t}$ é a taxa de perda mássica em g/m²d

K_2 é uma constante igual a $8,954 \times 10^{-3}$ g cm²/μA m²

Z_{eq} é a massa equivalente da liga

i_{corr} é a densidade de corrente de corrosão

Por essa ótica a amostra que apresentou melhor desempenho foi, novamente a amostra soldada pelo processo CMT®+Pulsado conforme os parâmetros utilizados na soldagem da amostra 6.

A Tabela apresenta ainda o potencial de pites para cada amostra na situação de ensaio. É possível observar um desempenho bom do processo ForceArc, que na média apresenta um potencial de pites de 1,30 V_{SCE} e também com a amostra que melhor resistiu em média a formação dos pites, o desempenho do processo CMT®+Pulsado é comparável ao do processo ForceArc.

A Figura 48 relaciona os potenciais de pite e de corrosão das amostras com a área de grão ferrítico encontradas nas ZTA de alta temperatura. O gráfico sugere uma ligeira correlação entre os potenciais de pite e de corrosão e o tamanho do grão ferrítico. Tal conclusão pode ser retirada das análises isoladas entre processos com características semelhantes, por exemplo o processo CMT®+Pulsado e o processo Pulsado, a diminuição do tamanho de grão proporcionado pelo CMT®+Pulsado resultou em um desempenho melhor à corrosão. Este padrão se repete entre outras amostras, como as 1 e 2; 3,4 e 5; 10 e 11. Em outras não é possível essa observação, acredita-se que seja devido a não ser exclusivamente por conta do tamanho de grão ferrítico, mas também como previsto pela literatura pelo efeito de balanceamento de fases e

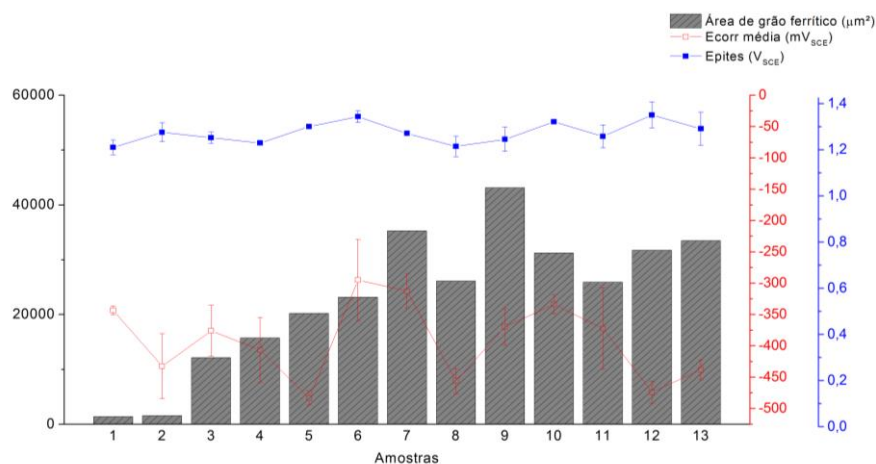
presença de precipitados. Fatores cujas técnicas utilizadas neste trabalho não foram suficientes para detecção e/ou quantificação.

Tabela 13 - Potencial de corrosão, densidade de corrosão e potencial de pites por amostra soldadas pelos processos CMT® e ForceArc®

Processo	Amostra	Potencial de corrosão (mV)	Densidade de corrente de corrosão ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Potencial de pites (V)
CMT	1	-343,56±6,92	1,58±0,20	1,21±0,03
	2	-432,45±52,03	9,05±1,06	1,28±0,04
CMT	3	-376,08±40,72	30,50±3,96	1,25±0,02
Synchropulse	8	-456,35±19,99	1,45±0,02	1,21±0,04
	9	-369,77±29,08	1,29±0,14	1,24±0,05
Curto Circuito	4	-406,78±52,10	0,91±0,06	1,23±0,01
Spray	5	-483,48±11,36	7,96±0,96	1,30±0,01
CMT+Pulsado	6	-295,16±65,04	0,65±0,15	1,34±0,03
Pulsado	7	-312,74±27,61	1,37±0,06	1,27±0,01
	10	-333,90±15,18	0,76±0,07	1,32±0,01
ForceArc	11	-372,25±65,08	11,36±2,92	1,26±0,05
	12	-473,90±17,46	15,56±2,02	1,35±0,06
	13	-338,33±15,70	18,60±0,93	1,29±0,07

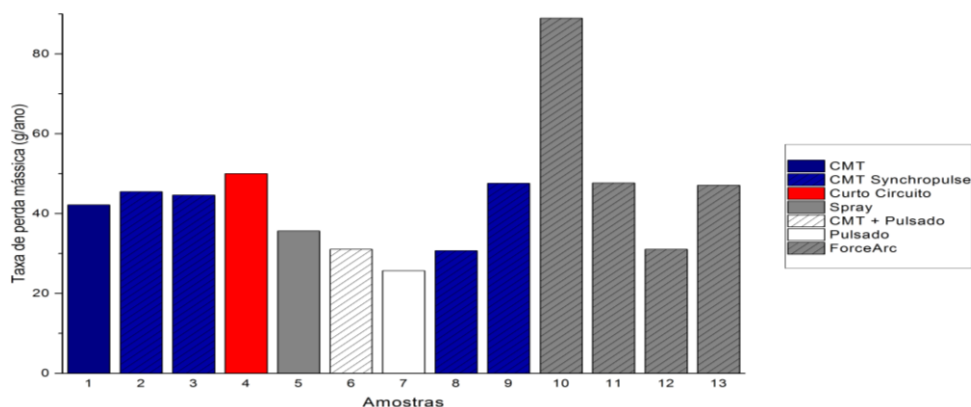
Analisando globalmente os parâmetros podemos considerar o processo CMT®+Pulsado o de melhor desempenho em relação à corrosão, o mesmo apresentou o maior potencial de corrosão, o que em termos simplificados significa que ele é mais nobre que as demais amostras soldadas pelos demais processos. Além disso, seu potencial de pites é o segundo maior das amostras estudadas, quando considerados os desvios ambas podem ser consideradas iguais.

Figura 48 - Potenciais de corrosão e de pites versus área de grão ferrítico por amostra soldada pelos processos CMT® e ForceArc®.



Os resultados do teste de corrosão por imersão em solução de cloreto férrico são exibidos em termos de taxa de perda mássica por ano no gráfico da Figura 49. O pior desempenho foi encontrado para o processo ForceArc, mais criticamente para os parâmetros utilizados na soldagem da amostra 10. Porém por conta do metal de solda austenítico presente nessas amostras e conhecidamente de menor resistência a íons halogênios, o resultado deste ensaio é apenas qualitativo, se considerarmos uma área de material depositada aproximadamente igual.

Figura 49 - Taxa de perda mássica encontrada após ensaio de imersão em solução de cloreto férrico a 25°C por amostra soldada pelos processos CMT® e ForceArc®



É observável então, novamente um desempenho superior do processo CMT®+Pulsado para os parâmetros utilizados na soldagem da amostra 6, sendo a terceira mais resistente à corrosão após o processo Pulsado e o processo CMT Synchropulse®.

5 Considerações Finais

5.1 Conclusões

Baseado nas discussões dos itens anteriores deste trabalho pode-se destacar que os aportes térmicos brutos abaixo de 700 J/mm não fornecem calor suficiente para fusão do metal de base e realização da junção entre o metal de solda e o metal de base.

A potência do arco está diretamente ligada ao desempenho de resistência a tração, sendo observado um aumento da força máxima resistida antes da ruptura conforme se aumenta a potência do arco, seguida de uma estabilização na faixa de potência de arco entre 4 quilowatts e 6,4 quilowatts para em seguida a ocorrência de redução de valor, em uma potência de arco superior à 6,4 kW.

Os ensaios de tração evidenciaram o metal de adição como inadequado para realização de soldagem do material, fato corroborado pelos perfis de microdureza.

A microdureza evidenciou, ainda, precipitação de fase ferrítica em maior quantidade na ZTA de alta temperatura, sem detecção de fases duras (precipitados intermetálicos).

Não foi encontrada relação direta entre o aporte térmico e a resistência à tração ou mesmo em relação à resistência à corrosão das juntas soldadas.

Foi encontrada uma ligeira, mas não exclusiva, relação entre o tamanho de grão ferríticos das ZTA de alta temperatura e a resistência à corrosão da liga.

O processo de melhor desempenho com relação às propriedades mecânicas de resistência à tração, eletroquímicas e de resistência à corrosão também por imersão, foi a soldada pelo processo CMT®+Pulsado.

Os processos de menor potência de arco, mostraram-se mais inadequados para soldagem do material, o processo CMT puro não foi capaz de gerar fusão no metal de base e, portanto, incapaz de produzir juntas. Ainda se levando em conta a potência de arco relacionado à força máxima de tração, os demais processos derivativos podem ser considerados adequados para a soldagem do aço superduplex UNS S32760.

5.2 Trabalhos futuros

Para continuação do estudo é preciso a utilização de novas técnicas para detecção de fases intermetálicas e determinação de balanço de fases na ZTA de alta temperatura dos aços.

Novos testes devem ser realizados com metal de adição mais adequado à aplicação.

6 Divulgação da Pesquisa

6.1 Eventos

DOS SANTOS, R. O.; ALMEIDA, M. R. da S.; COELHO, R. S.; GUARIEIRO, L. L. N. ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA A CORROSÃO DO AÇO SUPERDUPLEX UNS S32760. **8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2015.

6.2 Periódicos

DOS SANTOS, R. O.; COELHO, R. S.; GUARIEIRO, L. L. N. Análise da Influência do Processo de Soldagem GTAW na Microestrutura e Resistência à Corrosão do Aço Superduplex UNS S32760. **Revista Virtual de Química**, 2016. in press.

REFERÊNCIAS

- ALVARENGA, D. Pré-sal segue competitivo mesmo com petróleo em queda, diz Petrobras. **G1 - Globo.com**, 7 jan. 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A240 - Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications**, 2003.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G 48 - Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution**, 2004.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **B2. 1-Specification for Welding: Procedure and Performance Qualification**, 2005.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook - Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection**. 9. ed. Columbus: [s.n.]. v. 13A
- ASSIS, C.; RANGEL, A. **Perspectivas para a indústria de petróleo e gás no Brasil: Uma análise das lições aprendidas no Mar do Norte e da retomada das rodadas de licitações em 2013**. Disponível em: <[http://www.ey.com.br/Publication/vwLUAssets/Perspectivas_Oleo_Gas_Brasil/\\$FILE/LR_Estudo_Centro_de_energia_10_02_2014.pdf](http://www.ey.com.br/Publication/vwLUAssets/Perspectivas_Oleo_Gas_Brasil/$FILE/LR_Estudo_Centro_de_energia_10_02_2014.pdf)>.
- BARBOSA, C. A. Revestimento de Poços - O Desafio da Exploração em Águas Profundas e a Contribuição das LRCs - Ligas Resistentes a Corrosão. **Inox 31 - Núcleo Inox**, n. 1, p. 1–9, 2009.
- BARD, A. J.; FAULKNER, L. R. **Electrochemical Methods: Fundamentals and Applications**. 2. ed. New York: Wiley, 2000.
- BASTOS, I. N.; TAVARES, S. S. M.; DALARD, F.; NOGUEIRA, R. P. Effect of microstructure on corrosion behavior of superduplex stainless steel at critical environment conditions. **Scripta Materialia**, v. 57, n. 10, p. 913–916, nov. 2007.
- BOILLOT, P.; PEULTIER, J. Use of stainless steels in the industry: Recent and future developments. **Procedia Engineering**, v. 83, p. 309–321, 2014.
- BORGES, F. C. N.; MEI, P. R. **Caracterização das propriedades estruturais , mecânicas e tribológicas do aço superaustenítico ASTM A 744Gr.CN3Mn**.

São Paulo: [s.n.].

BUDIG, B. EWM- forceArc. **DVS Jahrbuch**, 2005.

CHAMBRIARD, M. **Perspectivas para o Setor de Óleo e Gás Brasileiro e as Rodadas de Licitações da ANP**. Disponível em: <<http://www19.senado.gov.br/sdleg-getter/public/getDocument?docverid=45fbac79-aa1e-435f-a827-2e9c8d73af1d;1.0>>.

COSTA, T. F.; FILHO, E. B.; AREVALO, H. D. H.; VILARINHO, L. O. Avaliação de processos MIG/MAG curto-circuito convencional e controlado para a soldagem de dutos de aço carbono em passe único. **Soldagem e Inspecao**, v. 17, n. 4, p. 356–368, 2012.

DE MONLEVADE, E. F.; GOLDENSTEIN, H.; FALLEIROS, I. G. S. Intragranular formation of austenite during delta ferrite decomposition in a duplex stainless steel. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 18, p. 5089–5093, 2010.

DELONG, W. T. CONSTITUTION DIAGRAM FOR STAINLESS-STEEL WELD METAL. **METAL PROGRESS**, v. 106, n. 1, p. 226–226, 1974.

DILL, E. H. **Continuum Mechanics: Elasticity, Plasticity, Viscoelasticity**. Boca Raton: CRC Press, 2006.

DOS SANTOS, R. O.; ALMEIDA, M. R. da S.; COELHO, R. S.; GUARIEIRO, L. L. N. ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA A CORROSÃO DO AÇO SUPERDUPLEX UNS S32760. **8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2015.

DOS SANTOS, R. O.; COELHO, R. S.; GUARIEIRO, L. L. N. Análise da Influência do Processo de Soldagem GTAW na Microestrutura e Resistência à Corrosão do Aço Superduplex UNS S32760. **Revista Virtual de Química**, 2016.

EWM SOLUTIONS. **EWM Solutions Reference customer stories**. Disponível em:

<https://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwjYg46-weLQAhVFvZAKHaZ_B24QFggiMAE&url=https%3A%2F%2Fwww.ewm-

group.com%2Fen%2Fservice%2Fdownloads%2Fbrochures-handouts-and-manuals%2F1252-ewm-solutions-reference-c>.

FRANZ KRÄMER, by; LORENZ, H.; BUDIG, B. **Welding and brazing vehicle bodywork made easy**. [s.l: s.n.].

FRONIUS. **Cold metal transfer: The technology**. Disponível em: <http://www.axson.se/res/broschyrer_pdf/fro_bro_cmt_eng_20146.pdf>.

GUNN, R. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. Gunn, Robe ed. Cambridge: Abington Publishing, 1997.

IMOA. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels**. [s.l: s.n.].

IMOA. **International Molybdenum Association**. Disponível em: <<http://www.imoa.info/>>. Acesso em: 8 ago. 2016.

INSTITUTO BRASILEIRO DE PETRÓLEO GÁS E BIOCOMBUSTÍVEIS. **Informações e Estatísticas da Indústria**. Disponível em: <<http://200.189.102.61/SIEE/dashboard/PrecoMedioInternacionalDoPetroleo>>.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. **Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis Duplex**. 2. ed. Pittsburgh: International Molybdenum Association, 2012.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. a. WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram. **AWS Annual Meeting**, p. 171–178, 1992.

LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

MARTINS, A. S.; MARTINS, M.; ARAÚJO, W. S. RESISTÊNCIA À CORROSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPER DUPLEX ASTM A 890/A 890M GRAU 5A E 6A. **69º Congresso anual da ABM**, 2014.

NILSSON, J. Overview Super duplex stainless steels. v. 8, n. August, 1992.

NILSSON, J. O.; JONSSON, P.; WILSON, A. Formation of Secondary Austenite in Super Duplex Stainless Steel Metal and its Dependence on Chemical Composition. **Duplex Stainless Steels '94**, n. Paper 39, 1994.

NUNES, E. B.; JUNIOR, F. N. A.; MIRANDA, H. C. de; FARIAS, J. P.; ABREU, H. F. G. de; SILVA, C. C.; MOTTA, M. F. Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de

Juntas de Aço Inoxidável Duplex. v. 16, n. 3, p. 223–231, 2011.

PINTO JR., H. Q.; IOOTY, M. **Perspectivas de Desenvolvimento do Setor Petróleo e Gás no Brasil.** Disponível em: <http://www.ipea.gov.br/agencia/images/stories/PDFs/100601_comunicaipea_5_5_apresentacao.pdf>.

POMASKA, H.-U. **MAG-Schweißen:“ Kein Buch mit sieben Siegeln”.** Linde: [s.n.].

POPOV, B. N. **Corrosion Engineering: Principles and Solved Problems.** [s.l: s.n.].

RAMIREZ, A. J. L. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex.** São Paulo: Universidade de São Paulo, 2001.

RAMIREZ, A. L. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. 1997.

RAMKUMAR, K. D.; MISHRA, D.; GANESH RAJ, B.; VIGNESH, M. K.; THIRUVENGATAM, G.; SUDHARSHAN, S. P.; ARIVAZHAGAN, N.; SIVASHANMUGAM, N.; RABEL, A. M. Effect of optimal weld parameters in the microstructure and mechanical properties of autogeneous gas tungsten arc weldments of super-duplex stainless steel UNS S32750. **Materials and Design**, v. 66, n. PA, p. 356–365, 2015a.

RAMKUMAR, K. D.; OZA, S.; PERIWAL, S.; ARIVAZHAGAN, N.; SRIDHAR, R.; NARAYANAN, S. Characterization of weld strength and toughness in the multi-pass welding of Inconel 625 and Super-duplex stainless steel UNS S32750. **Ciencia e Tecnologia dos Materiais**, v. 27, n. 1, p. 41–52, 2015b.

RAMKUMAR, K. D.; SINGH, A.; RAGHUVANSHI, S.; BAJPAI, A.; SOLANKI, T.; ARIVASU, M.; ARIVAZHAGAN, N.; NARAYANAN, S. Metallurgical and mechanical characterization of dissimilar welds of austenitic stainless steel and super-duplex stainless steel—A comparative study. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 19, p. 212–232, 2015c.

ROBERGE, P. R. **Handbook of Corrosion Engineering.** [s.l: s.n.].

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, v. 56, n. 11, 1949.

SCHWEITZER, P. A. **Fundamentals of metallic corrosion: Atmospheric and media corrosion of metals**. Boca Raton: CRC Press, 2006.

SILVA, A. L. V. da C. e; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. São Paulo: Edgar Blücher, 2006.

SILVA, V. G. **Avaliação da Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750 Soldado pelo Processo TIG Orbital em meios contendo Cl⁻, CO₂ e H₂S**. [s.l.] Universidade Federal Fluminense, 2012.

SOUZA, J. P. de; ARIAS, A. de G.; PARDAL, J. M.; MAINIER, F. B.; FERREIRA, M. L. R.; TAVARES, S. S. M. Análise da Resistência à Corrosão por Pite em Soldas de Reparo pelo Processo TIG em Aço Inoxidável. v. 16, n. 2, p. 104–113, 2011.

TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 60, n. 9, p. 1049–1054, set. 2009.

TWI. **MIG/MAG – developments in low heat input transfer modes**. Disponível em: <<http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/mig-mag-developments-in-low-heat-input-transfer-modes-133/>>.

Acesso em: 20 jun. 2011.

UDAYAKUMAR, T.; RAJA, K.; AFSAL HUSAIN, T. M.; SATHIYA, P. Prediction and optimization of friction welding parameters for super duplex stainless steel (UNS S32760) joints. **Materials & Design**, v. 53, p. 226–235, jan. 2013.

YANG, L.; SMITH, L.; GOTHEKAR, A.; CHEN, X. **Measure Strain Distribution Using Digital Image Correlation (DIC) for Tensile Tests**. Rochester: [s.n.].

ZHANG, H. T.; FENG, J. C.; HE, P.; ZHANG, B. B.; CHEN, J. M.; WANG, L. The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel. **Materials Science and Engineering A**, 2009.

APÊNDICES

Apêndice I – Parâmetros utilizados na soldagem dos corpos de prova

Tabela 14 - Parâmetros utilizados na soldagem do aço inoxidável Superduplex UNS S32760 pelos processos CMT® e ForceArc®

Amostras	Processo	Raiz TIG? (S/N)	Velocidade de Arame (m/min)	Velocidade de Soldagem (m/min)	Stick-out (mm)	Correção de comprimento do arco 1	Correção de comprimento do arco 2	Varição de velocidade de arame entre pontos operacionais (m/min)	Frequência de troca de ponto operacional (Hz)	Frequência de Pulso (Hz)	Correção de tensão (V)	Correção Dinâmica (%)
1	CMT	S	8	0,30	8	-12	NA	NA	NA	NA	NA	NA
2	CMT Synchropulse	S	8	0,22	8	-10	20	2	2	NA	NA	NA
3	CMT Synchropulse	S	8	0,22	8	20	-10	0,7	2	NA	NA	NA
4	C.C. padrão	S	6,8	0,22	8	21	22	0,6	1,7	NA	NA	NA
5	Spray	S	10,7	0,47	10	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA
6	CMT+Pulsado	S	9	0,40	10	20	NA	NA	NA	4,8	NA	NA
7	Pulsado	N	9,4	0,40	10	NA	NA	NA	NA	5,0	NA	NA
8	CMT Synchropulse	N	6,3	0,20	6	20	20	1,2	1,6	NA	NA	NA
9	CMT Synchropulse	N	5,7	0,20	6	19	19	1,1	1,1	NA	NA	NA
10	ForceArc	S	9,5	0,38	4	NA	NA	NA	NA	NA	0	-30
11	ForceArc	S	9,5	0,38	4	NA	NA	NA	NA	NA	-2,5	-30
12	ForceArc	S	10	0,38	6	NA	NA	NA	NA	NA	-1,5	-30
13	ForceArc	S	9	0,38	6	NA	NA	NA	NA	NA	-1,5	-30

Apêndice II – Macrografias das juntas soldadas

Figura 50 - Macrografia da amostra 3

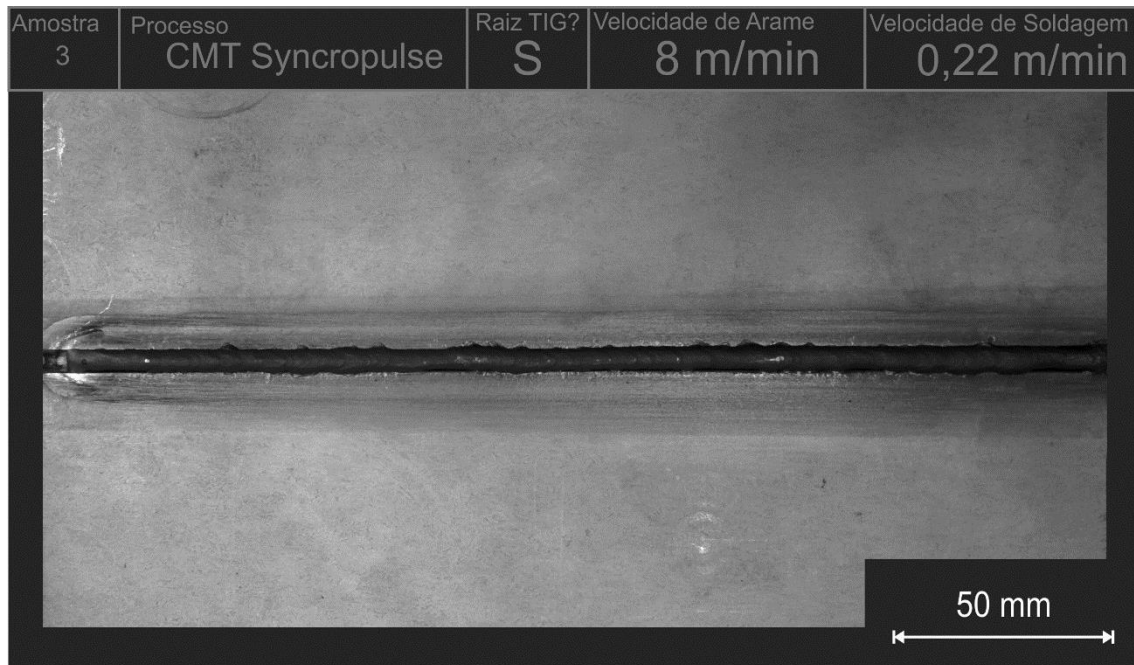


Figura 51 - Macrografia da amostra 4

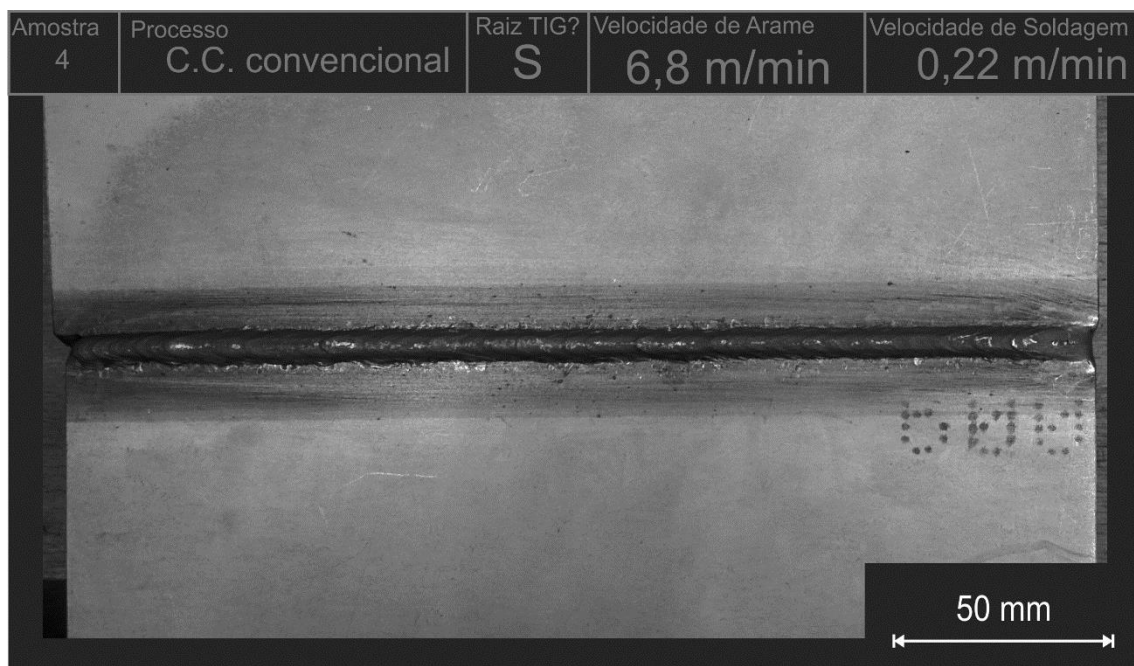


Figura 52 - Macrografia da amostra 5



Figura 53 - Macrografia da amostra 6

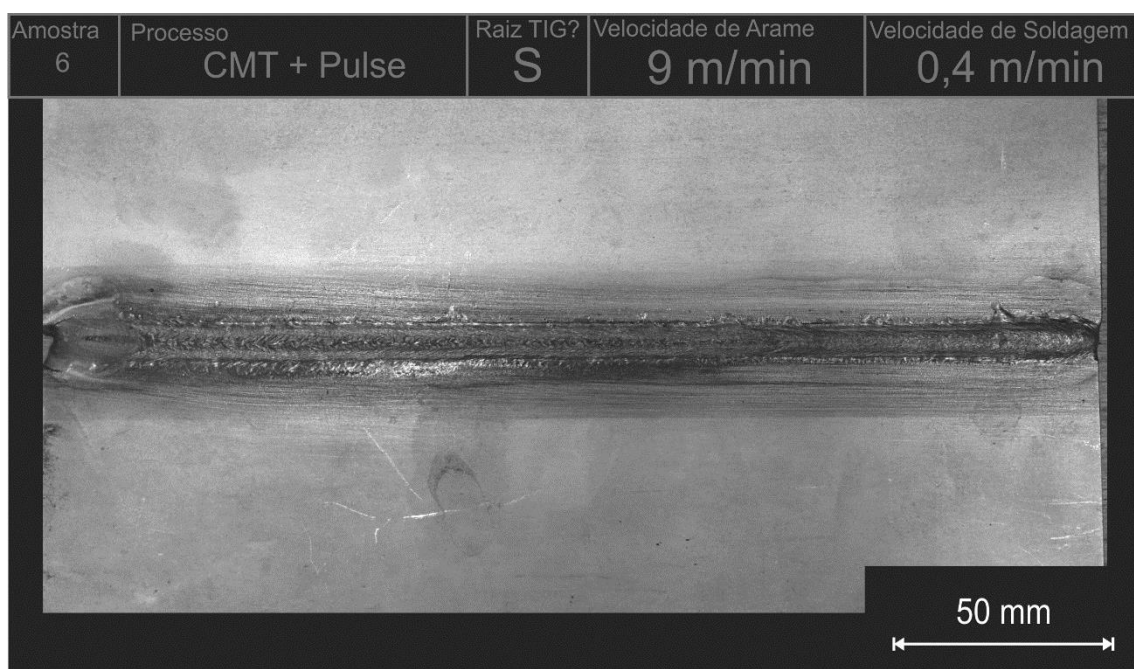


Figura 54 - Macrografia da amostra 7

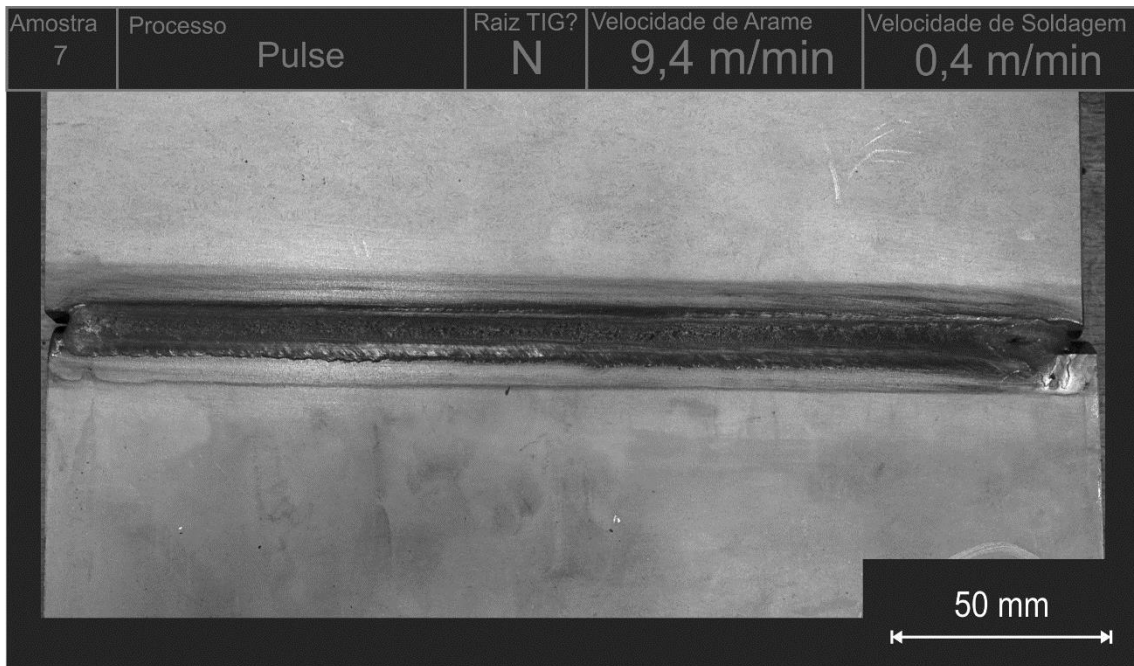


Figura 55 - Macrografia da amostra 8



Figura 56 - Macrografia da amostra 10

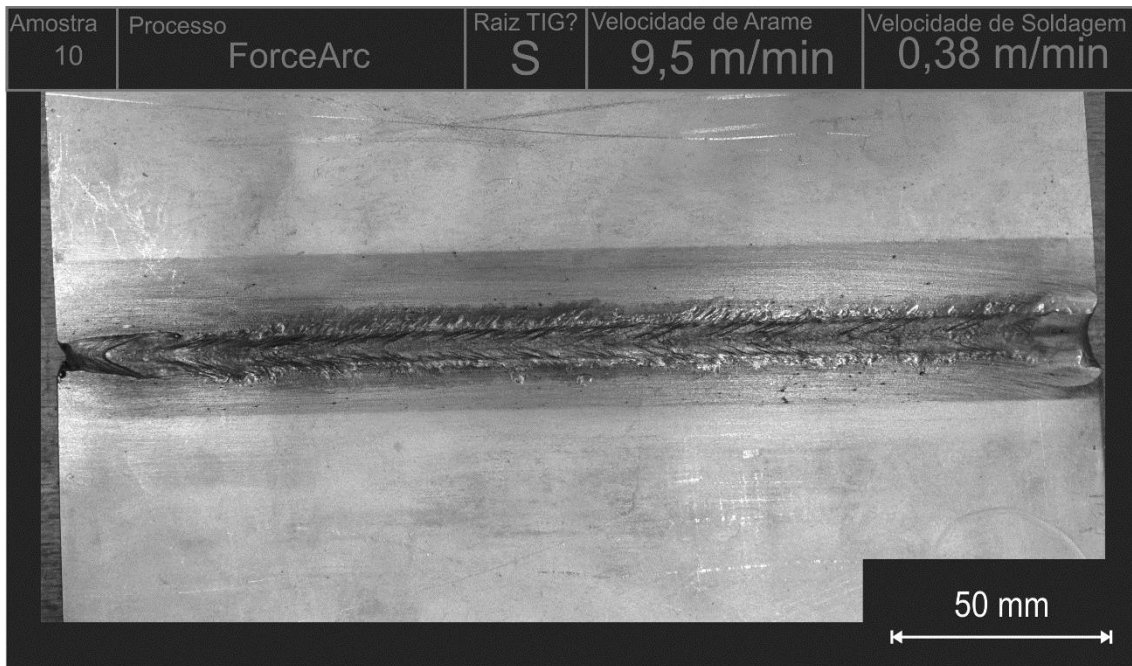


Figura 57 - Macrografia da amostra 11

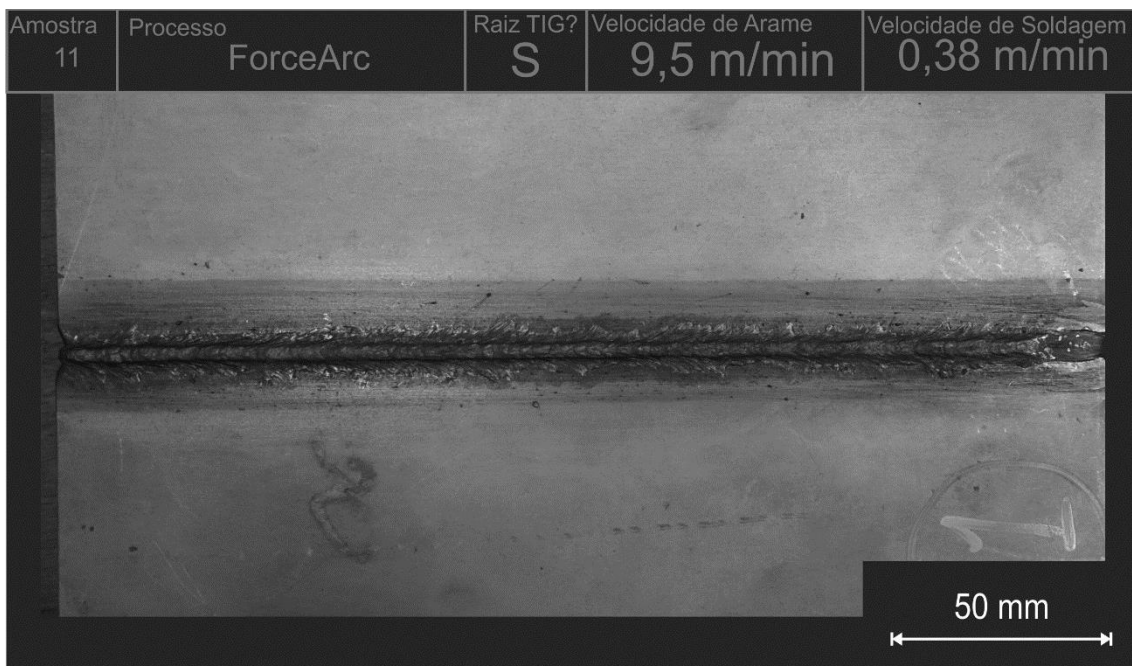


Figura 58 - Macrografia da amostra 12

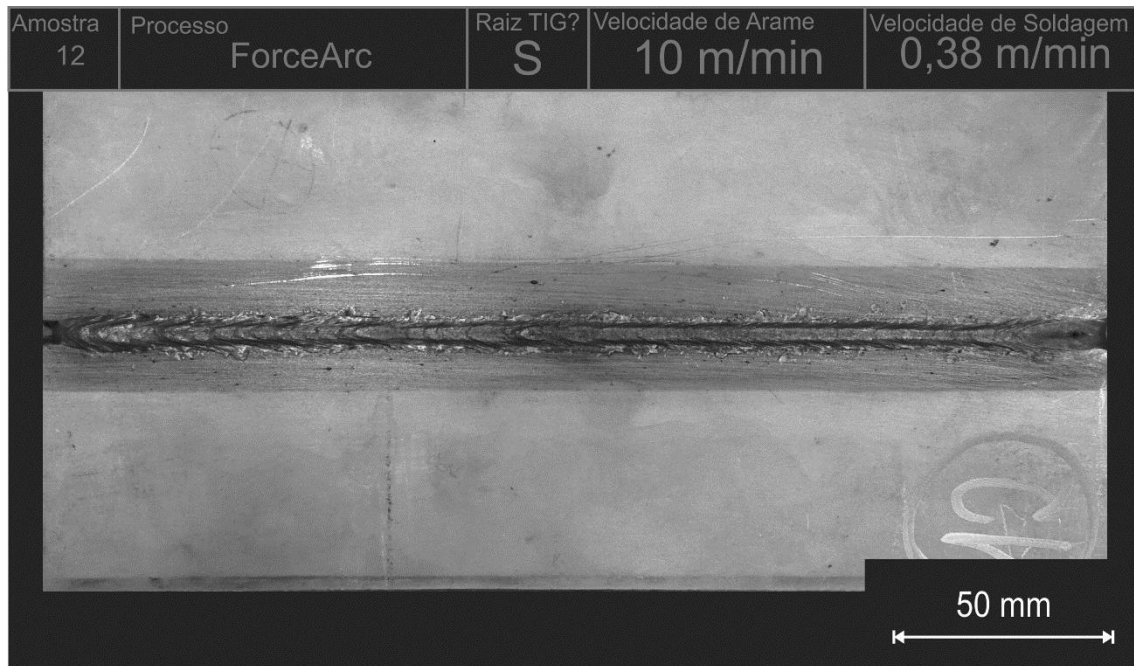
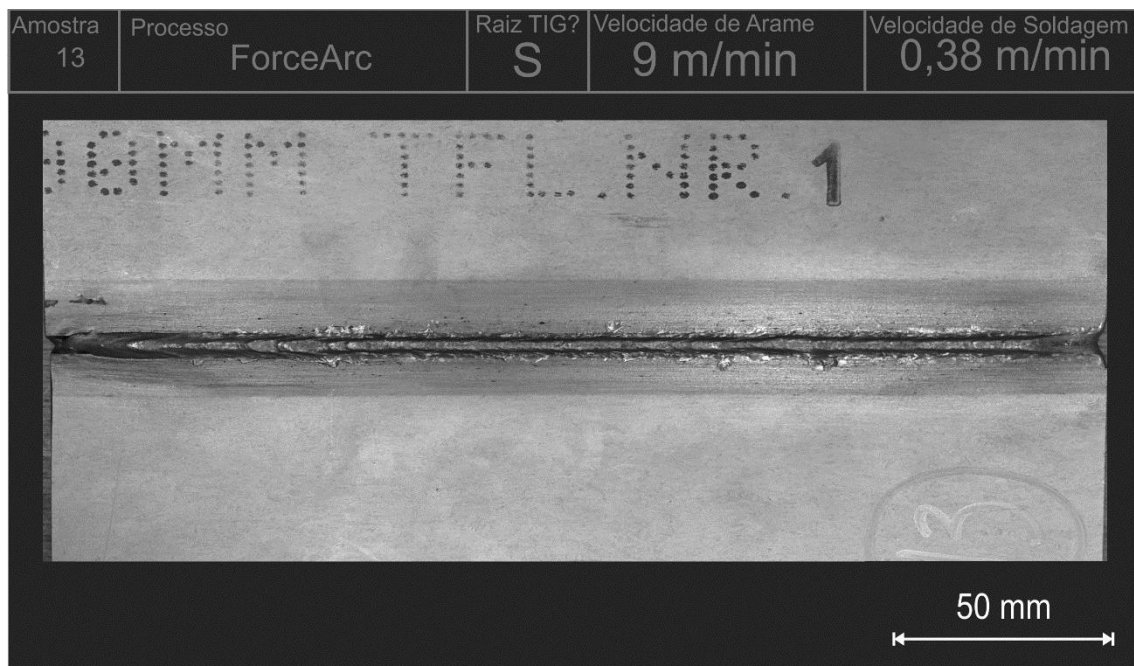


Figura 59 - Macrografia da amostra 13



Apêndice III – Curvas Características de processos

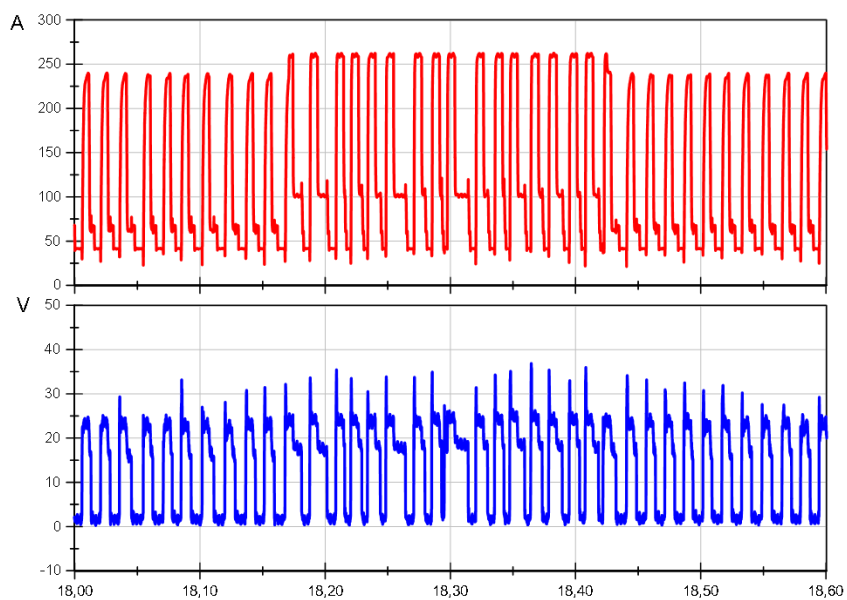
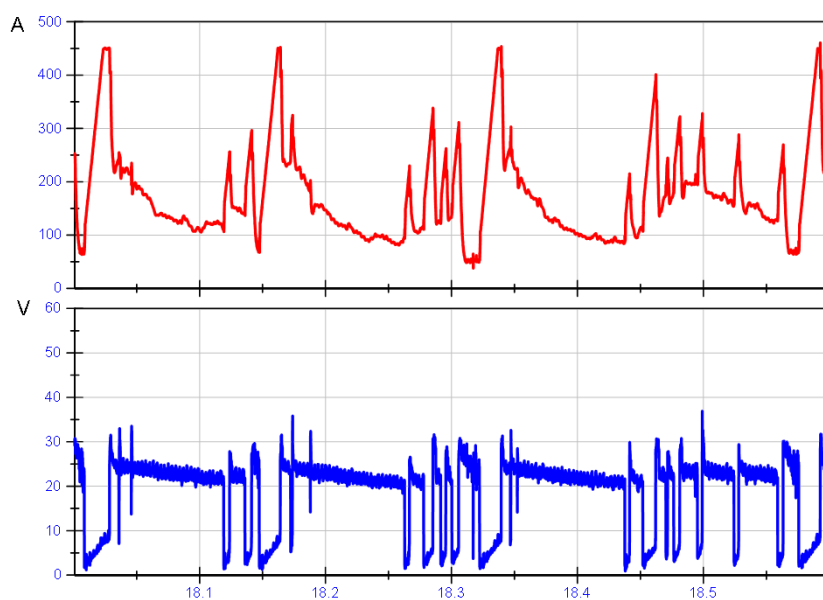
Figura 60 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 2**Figura 61 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 4**

Figura 62 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 5

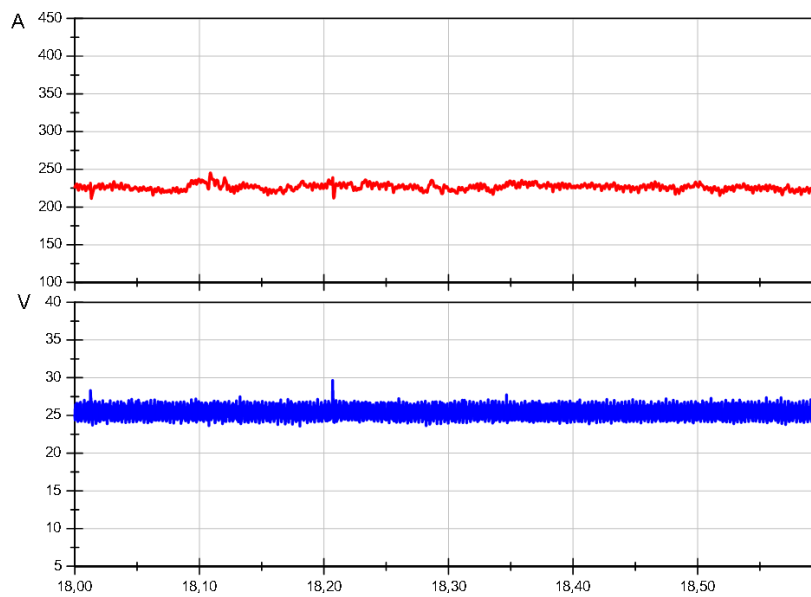


Figura 63 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 6

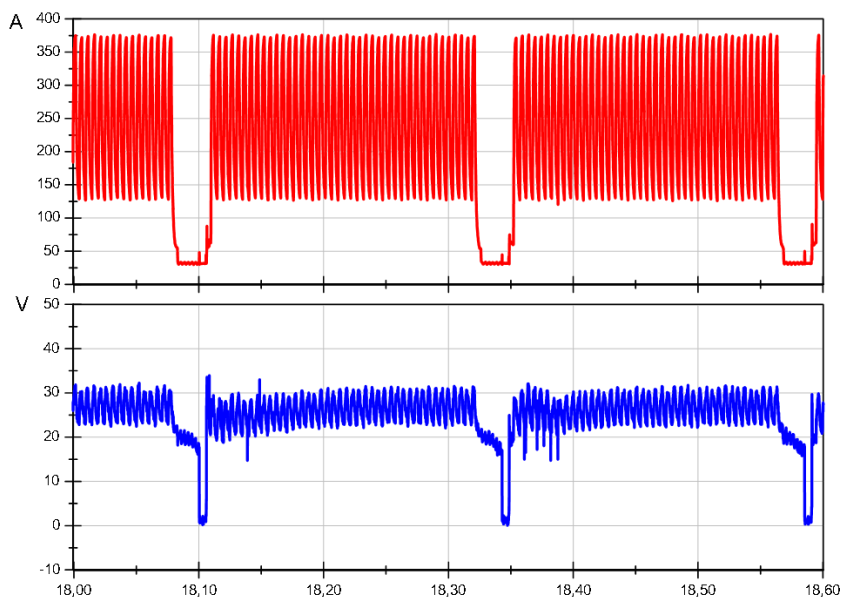


Figura 64 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 7

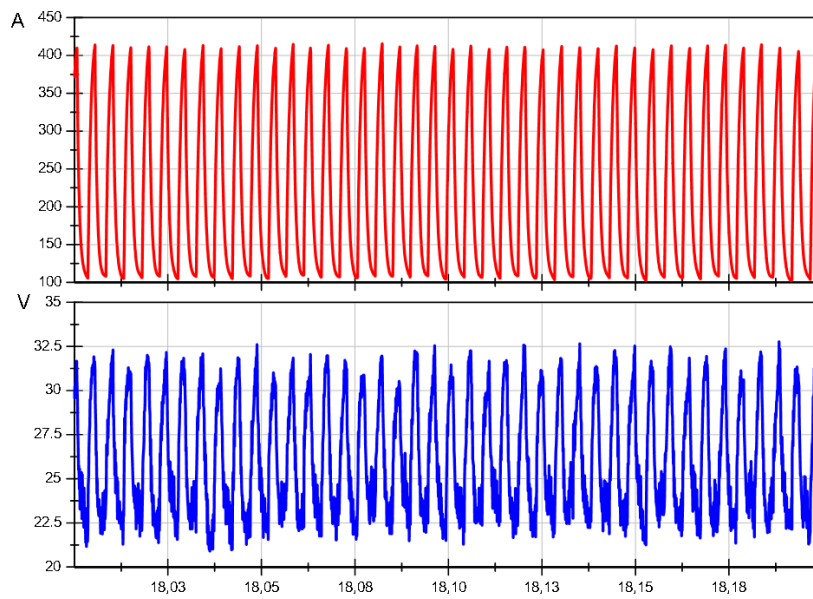


Figura 65 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 8

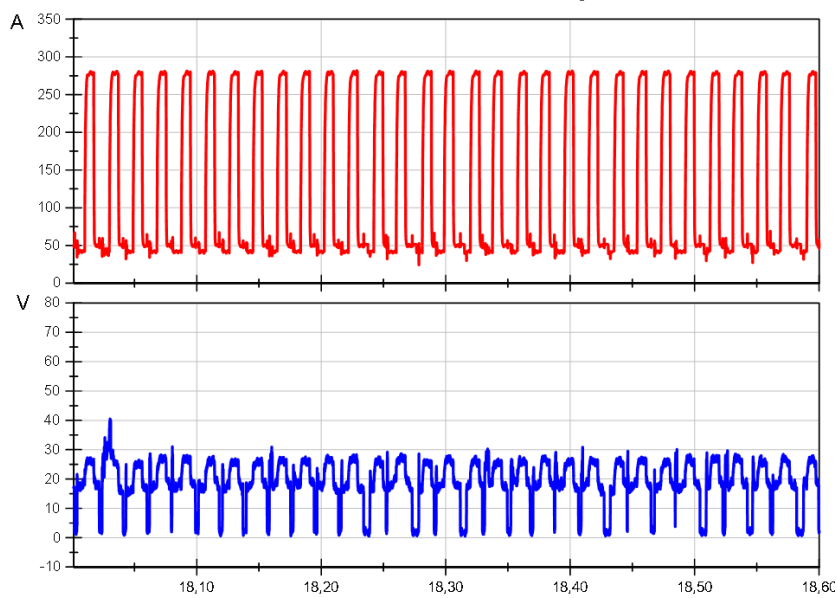


Figura 66 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 9

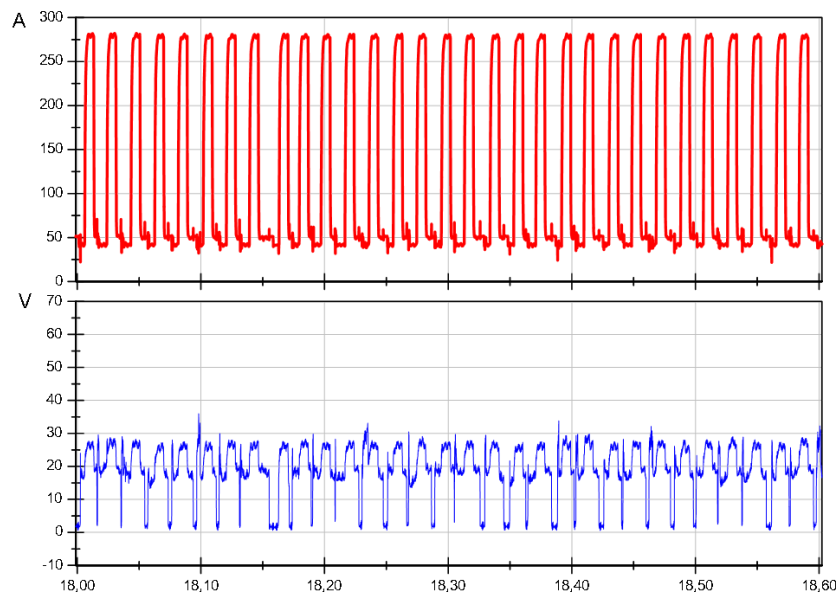


Figura 67 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 10

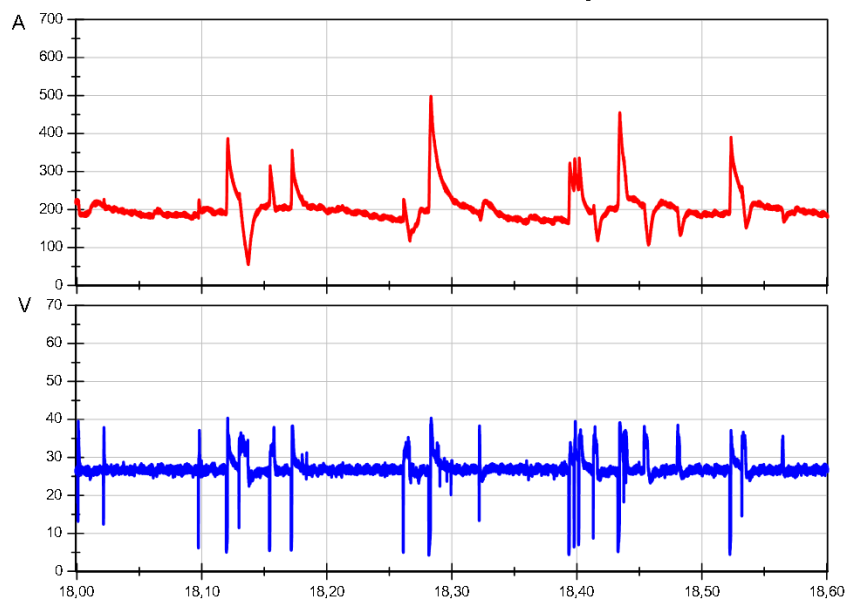


Figura 68 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 12

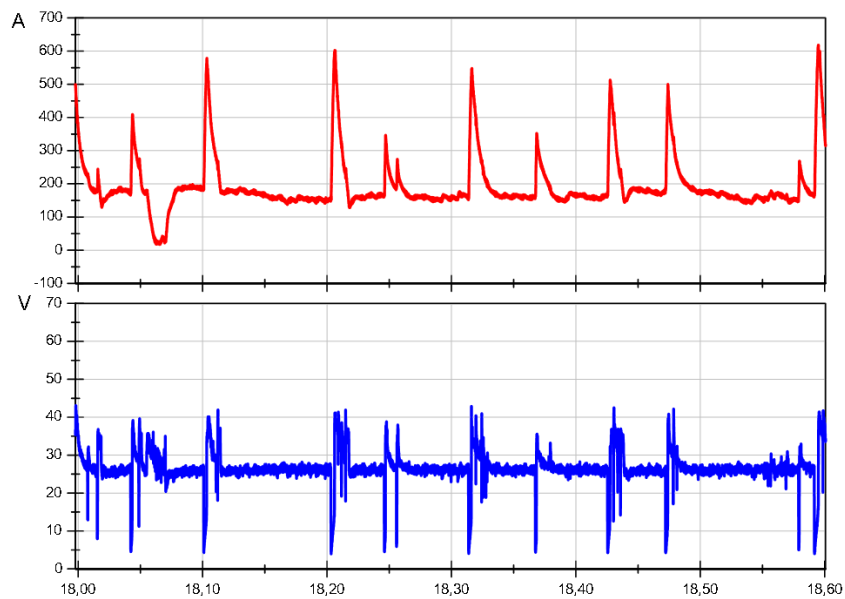
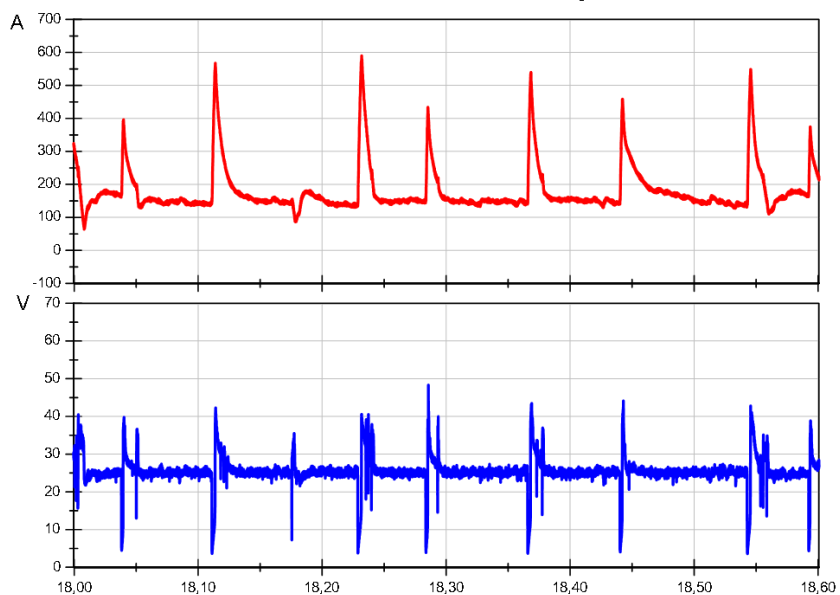


Figura 69 - Curvas Características de corrente e tensão do processo de Soldagem da amostra 13



Apêndice IV – Imagens da análise DIC dos corpos de prova,

Figura 70 - DIC do corpo de prova 3b

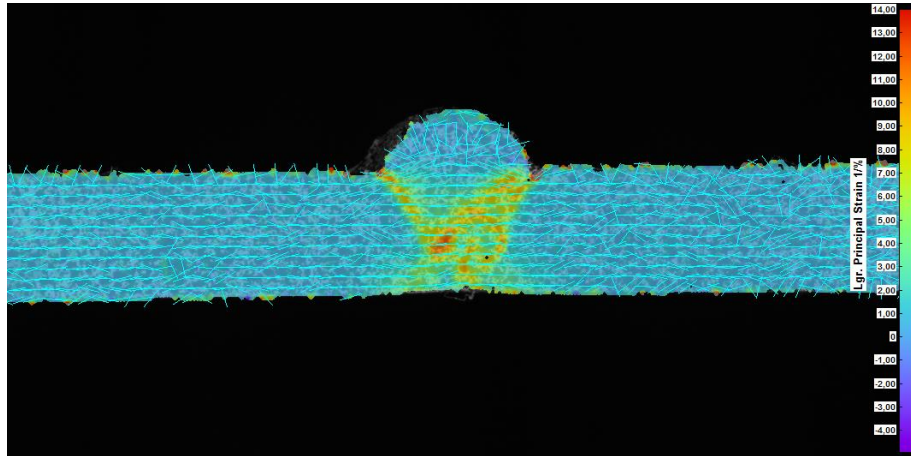


Figura 71 - DIC do corpo de prova 4ª

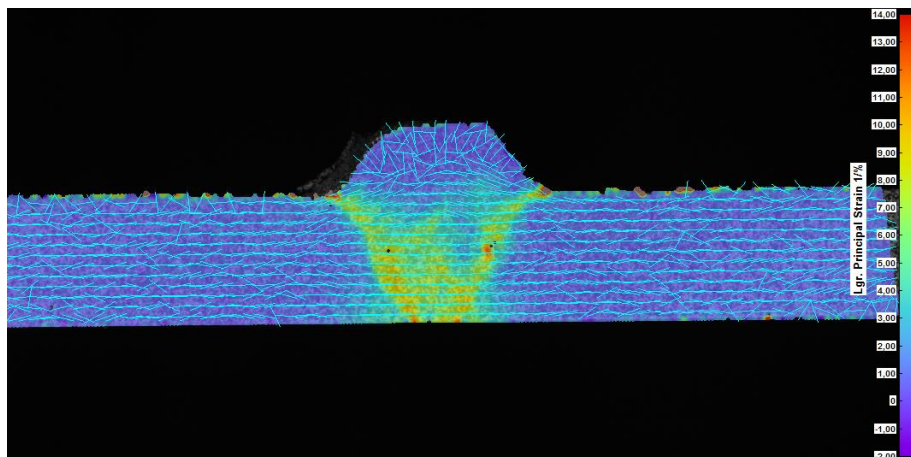


Figura 72 - DIC do corpo de prova 5a

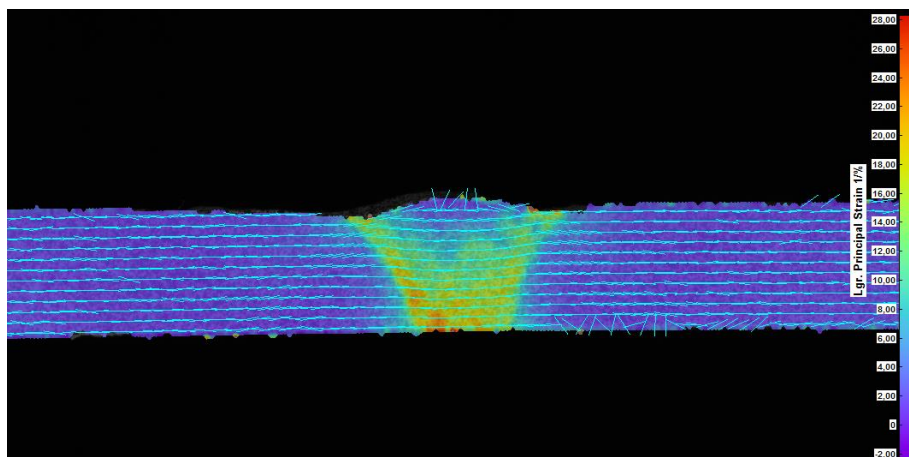


Figura 73 - DIC do corpo de prova 6b

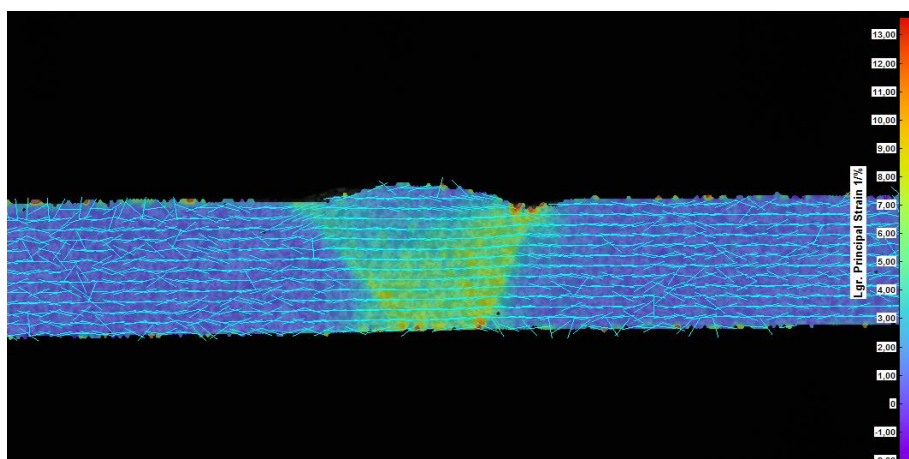


Figura 74 - DIC do corpo de prova 7b

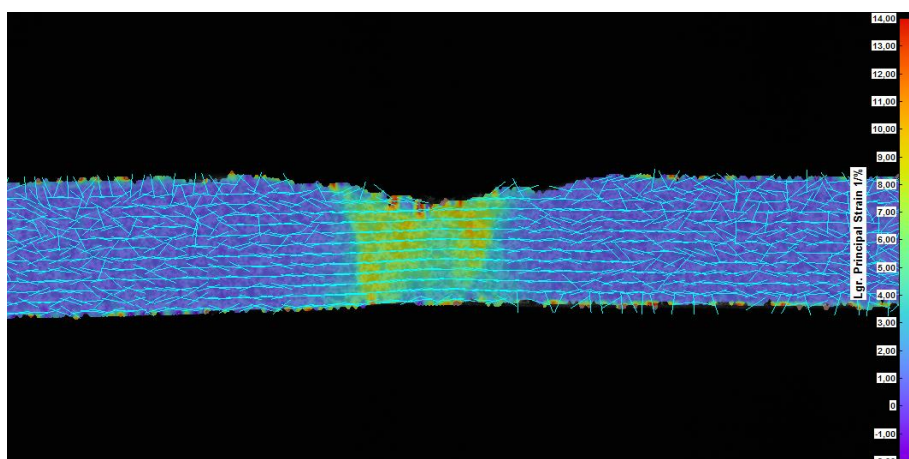


Figura 75 - DIC do corpo de prova 8b

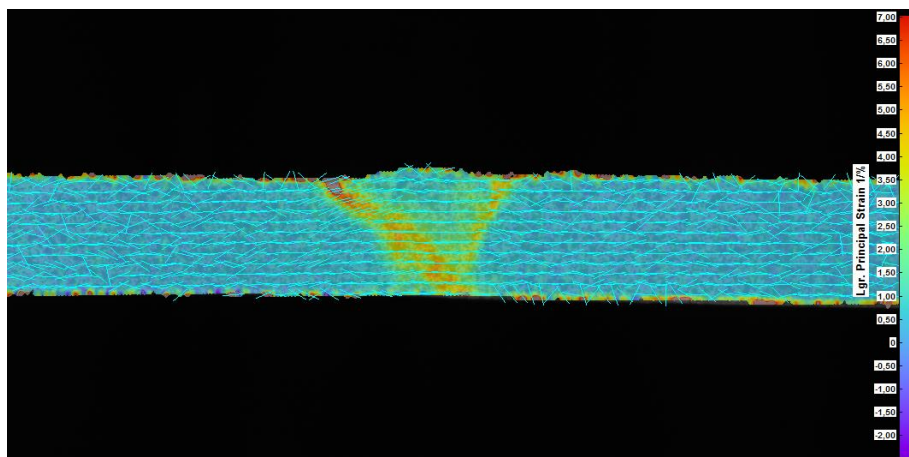


Figura 76 - DIC do corpo de prova 10b

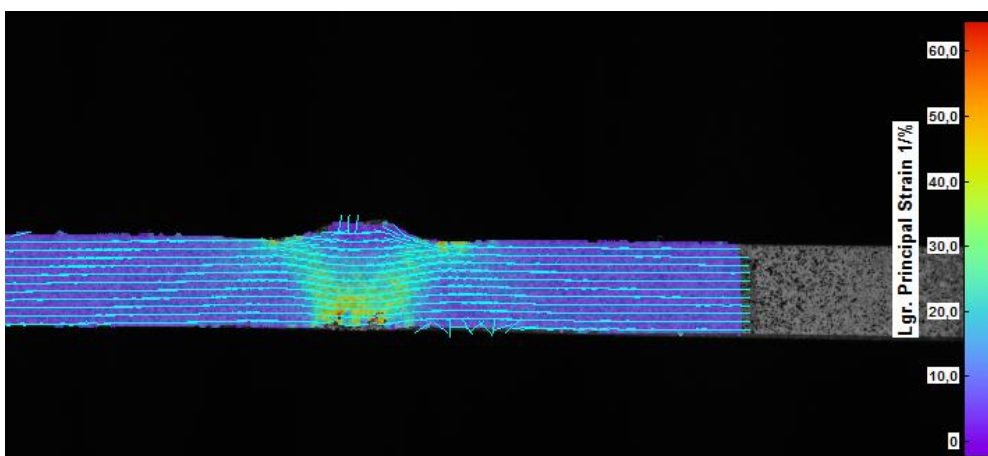


Figura 77 - DIC do corpo de prova 11b

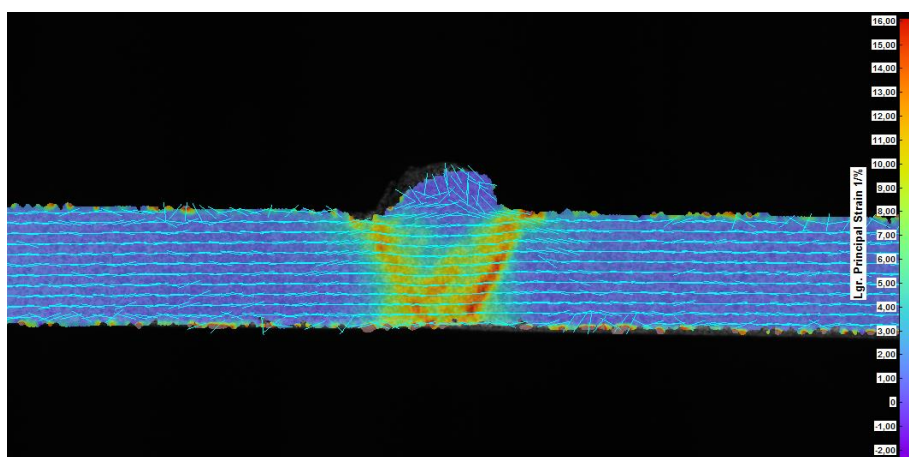


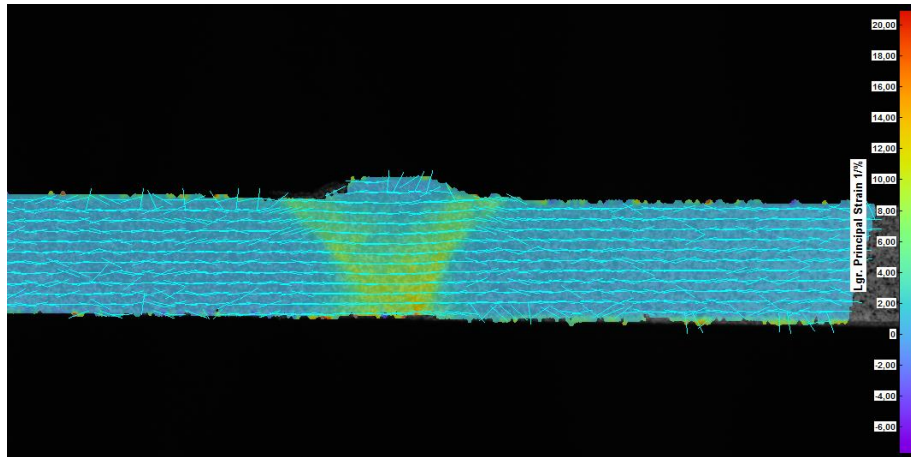
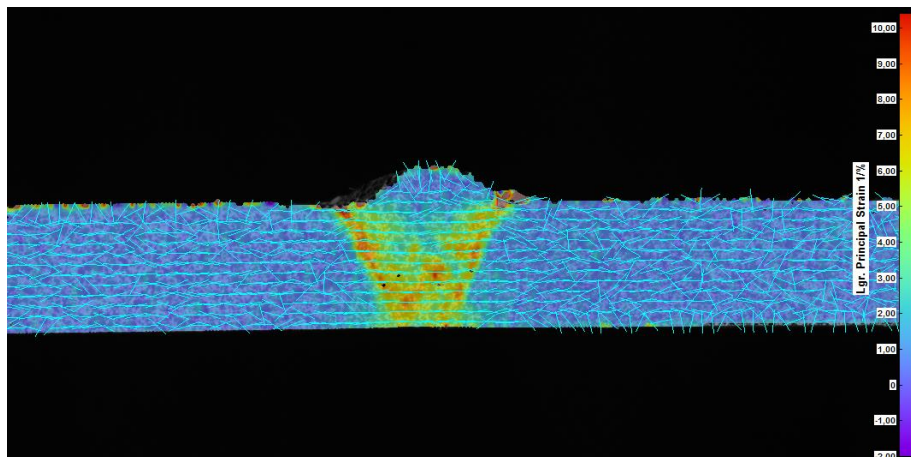
Figura 78 - DIC do corpo de prova 12^a

Figura 79 - DIC do corpo de prova 13b



Apêndice V – Microdureza das amostras soldadas pelo processo CMT® e ForceArc®

Figura 80 - Perfil de microdureza da amostra 1

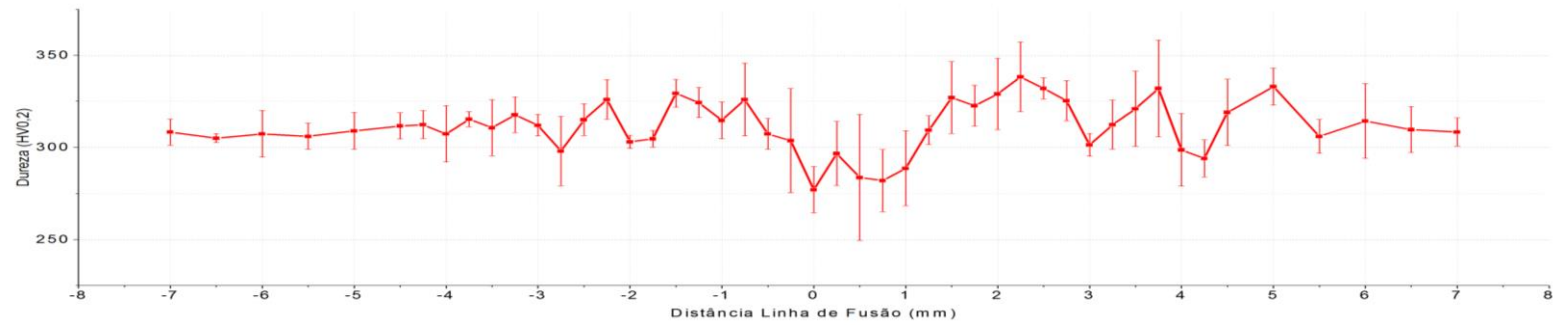


Figura 81 - Perfil de microdureza da amostra 2

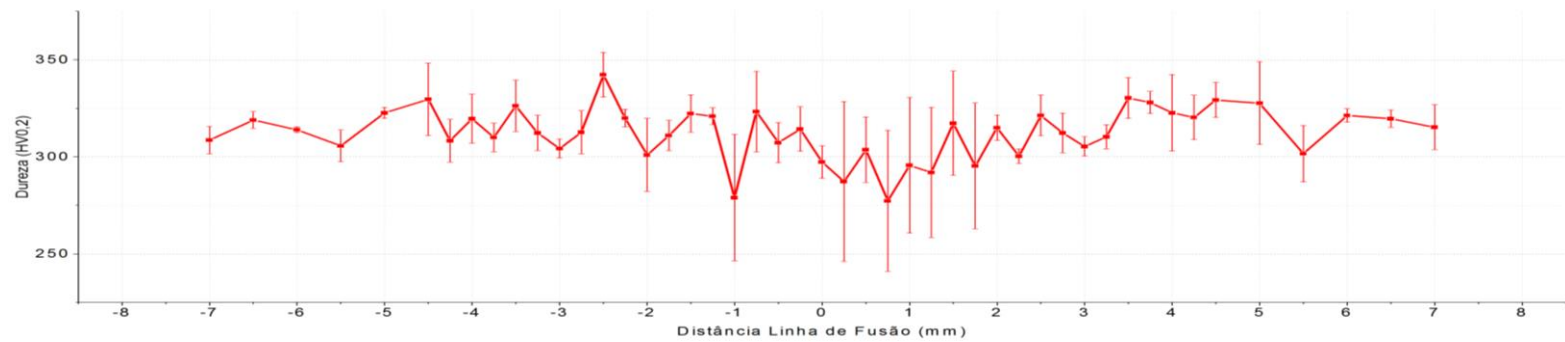


Figura 82 - Perfil de microdureza da amostra 3

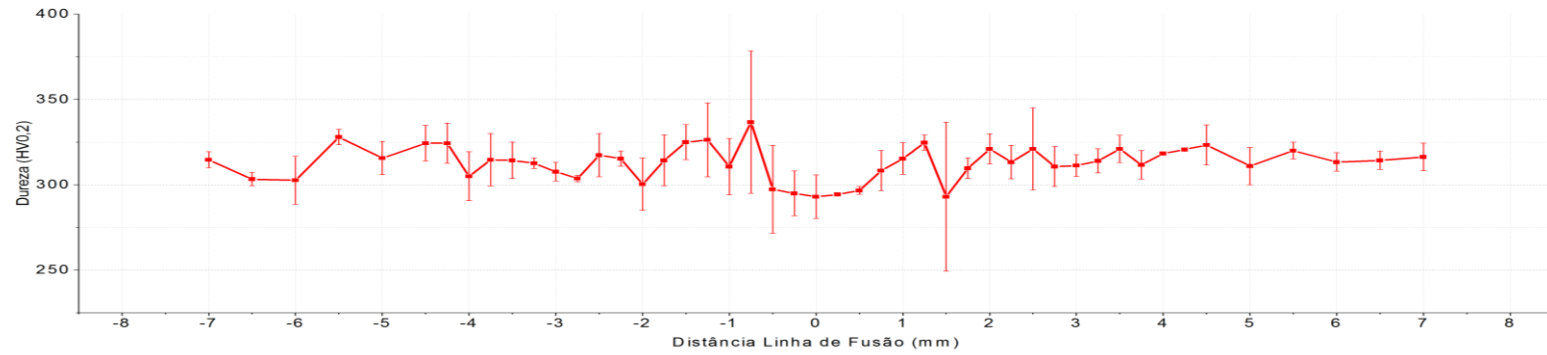


Figura 83 - Perfil de microdureza da amostra 4

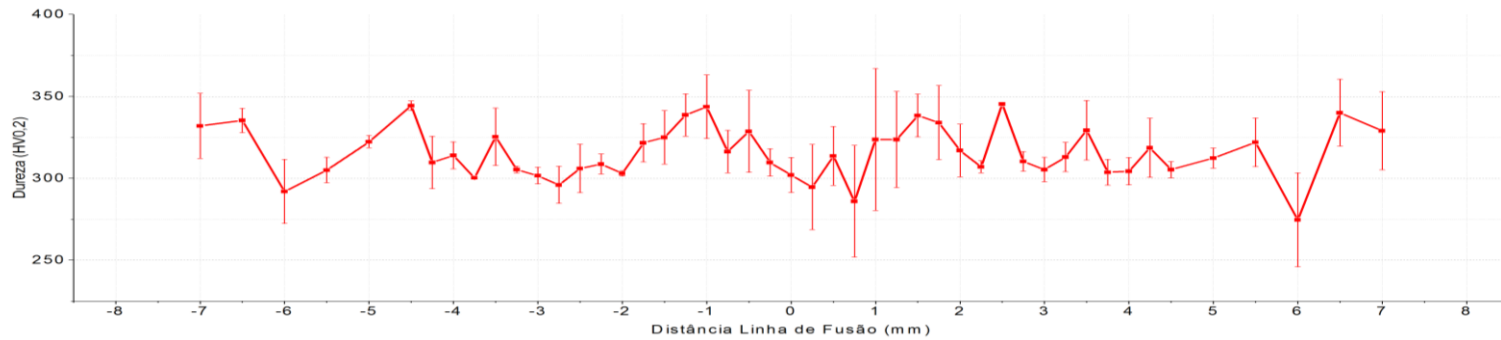


Figura 84 - Perfil de microdureza da amostra 5

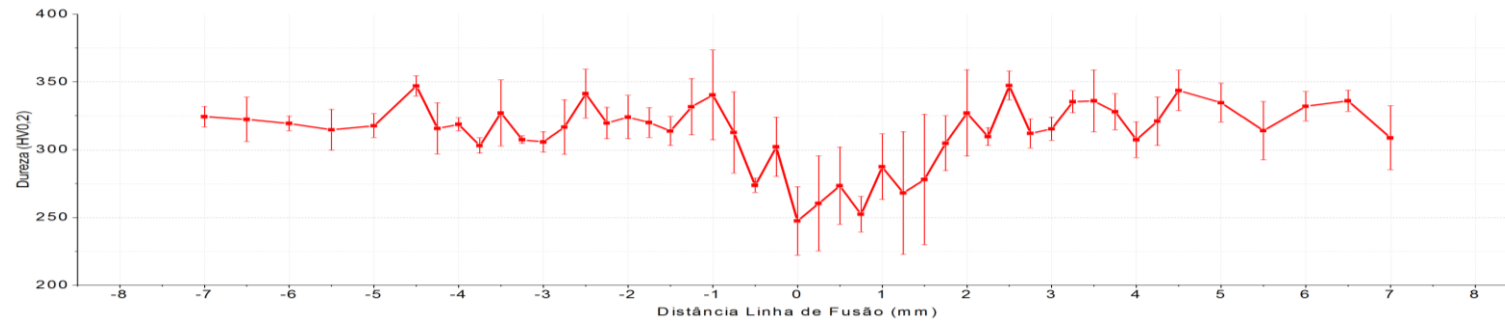


Figura 85 - Perfil de microdureza da amostra 6

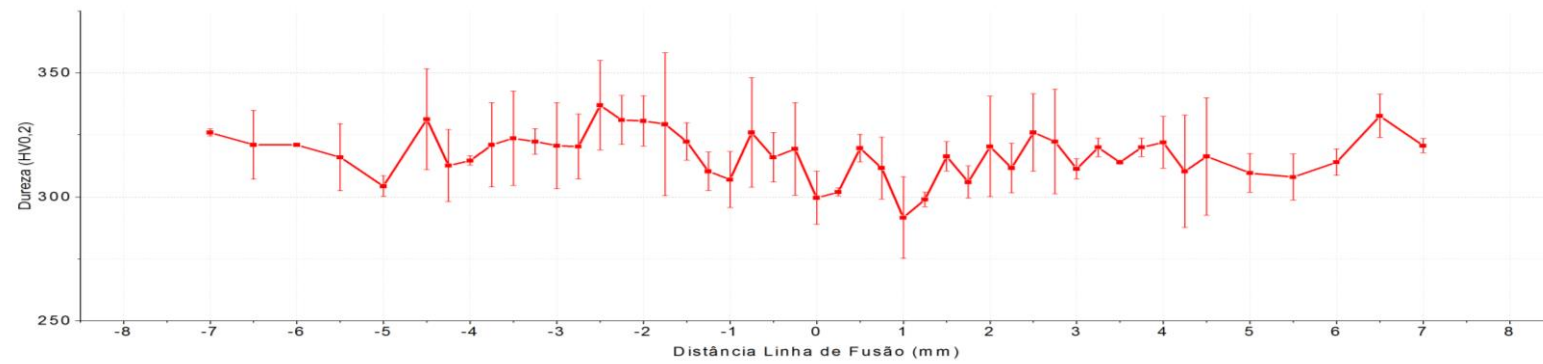


Figura 86 - Perfil de microdureza da amostra 7

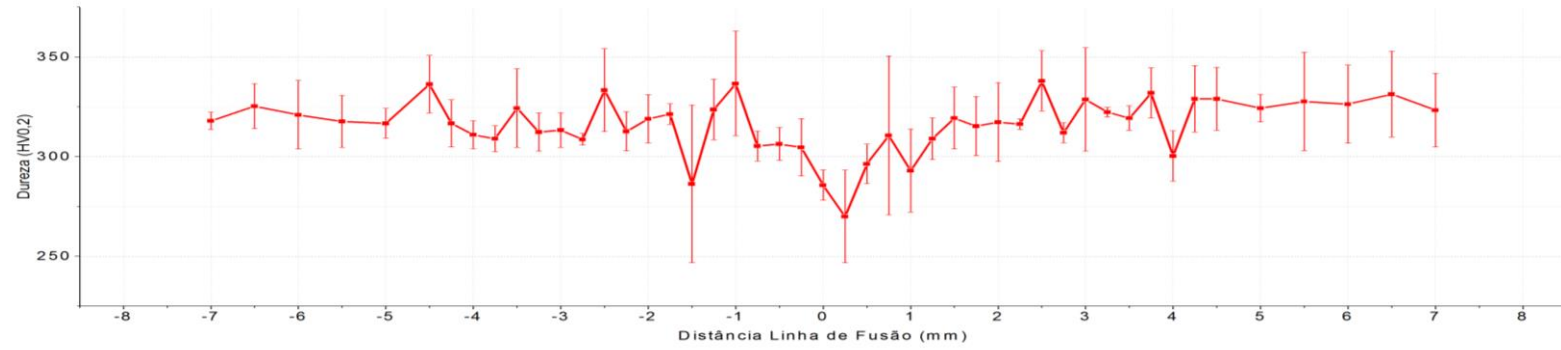


Figura 87 - Perfil de microdureza da amostra 8

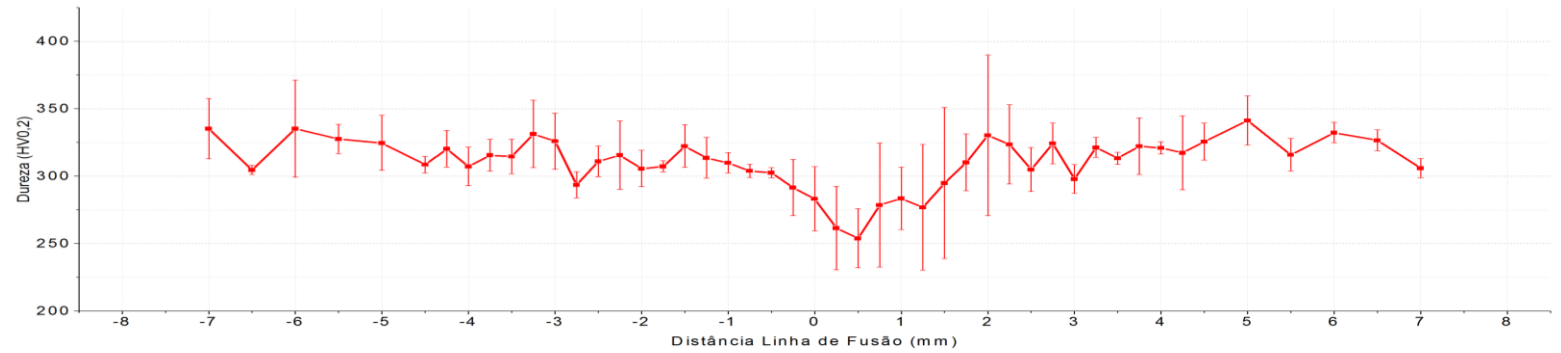


Figura 88 - Perfil de microdureza da amostra 9

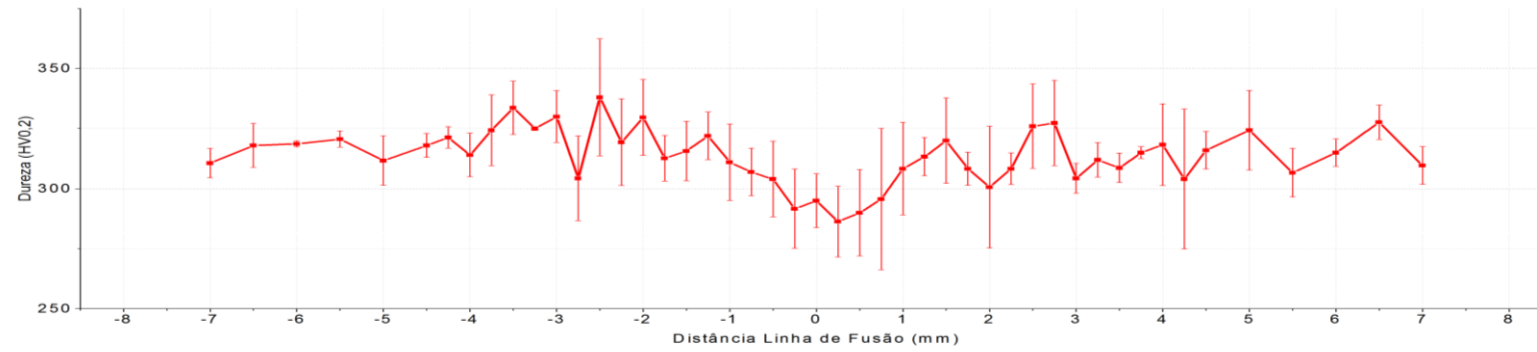


Figura 89 - Perfil de microdureza da amostra 10

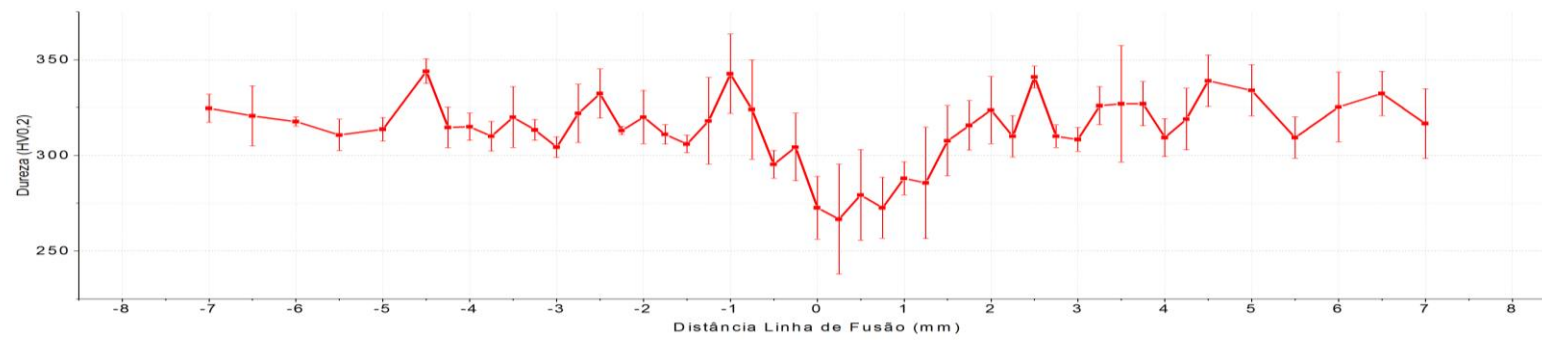


Figura 90 - Perfil de microdureza da amostra 11

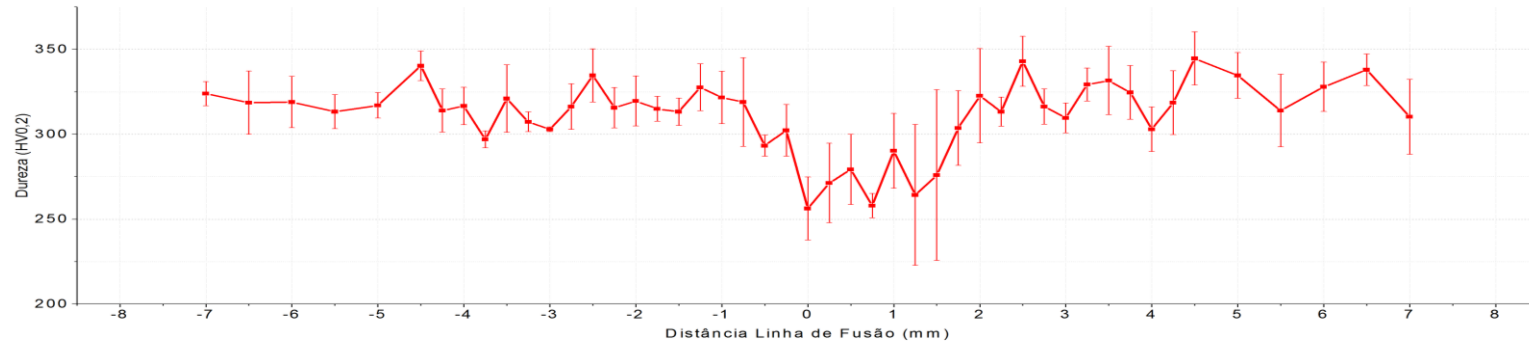


Figura 91 - Perfil de microdureza da amostra 12

