



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

ANTONIO RODOLFO PAULINO PESSOA

SOLDAGEM EM CHAPAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS S32750
UTILIZANDO O PROCESSO ARAME TUBULAR

FORTALEZA – CE

2015

ANTONIO RODOLFO PAULINO PESSOA

SOLDAGEM EM CHAPAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX UNS S32750
UTILIZANDO O PROCESSO ARAME TUBULAR

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda

FORTALEZA – CE

2015

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Pós-Graduação em Engenharia - BPGE

-
- P567s Pessoa, Antônio Rodolfo Paulino.
Soldagem em chapas de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 utilizando o processo arame tubular / Antônio Rodolfo Paulino Pessoa. – 2015.
271 f. : il. , enc. ; 30 cm.
- Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2015.
Área de Concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.
Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.
1. Ciência dos materiais. 2. Soldagem. 3. Microestruturas. 4. Corrosão. I. Título.



Universidade Federal do Ceará
Centro de Tecnologia
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais

PARECER DA COMISSÃO DE TESE DE DOUTORADO

ANTONIO RODOLFO PAULINO PESSOA

**Soldagem em chapas de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750
utilizando o processo arame tubular**

A Comissão de Tese composta pelos professores **Hélio Cordeiro de Miranda**, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; **Cleiton Carvalho Silva**, da Universidade Federal do Ceará; **Marcelo Ferreira Motta**, da Universidade Federal do Ceará; **Carlos Alberto Mendes da Mota**, da Universidade Federal do Pará e **Juan Manuel Pardal**, da Universidade Federal Fluminense, considera o candidato:

APROVADO

NÃO APROVADO

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 17 de abril de 2015.

Prof. Hélio Cordeiro de Miranda

Presidente e Orientador

Prof. Cleiton Carvalho Silva

Membro

Prof. Marcelo Ferreira Motta

Membro

Prof. Carlos Alberto Mendes da Mota

Membro

Prof. Juan Manuel Pardal

Membro

À Deus.

Aos meus pais, Carmosa e Ivan.

À minha querida irmã, Nadja.

AGRADECIMENTOS

- À Deus, pelo dom da vida.
- À minha família, por acreditar na educação como um instrumento para construir um futuro melhor e sempre me incentivar a prosseguir nesse caminho.
- Aos Professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Federal do Ceará.
- Ao Professor e Orientador Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pela orientação, dedicação e contribuição para a realização deste trabalho.
- Ao Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, pelos valerosos ensinamentos, contribuição e amizade desde meu ingresso no LPTS.
- Aos Professores Dr. Cleiton Carvalho Silva e Dr. Jesualdo Pereira Farias, pelo incentivo, pelos ensinamentos e pela disposição em sempre ajudar quando necessário.
- Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar, que considero um modelo como educador a ser seguido, pelo convívio, incentivo e contribuições no desenvolvimento desta tese.
- Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS), por toda a estrutura para a realização deste projeto, e pela colaboração na minha formação profissional ao longo destes onze anos como bolsista de graduação, mestrado e doutorado.
- Ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), pelo apoio e utilização dos equipamentos em vários tipos de análises.
- Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará - IFCE pela disponibilização dos equipamentos para as análises por microscopia e microdureza.
- Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LPC) pelo uso dos equipamentos empregados nos ensaios de CPT.
- À Central Analítica-UFC/CT-INFRA/Pró-Equipamentos CAPES pela utilização dos equipamentos fundamentais na análise de MEV e EDS realizadas neste trabalho.

- Aos mestres Higor Jonas e Pedro Helton pelas informações e discussões essenciais ao desenvolvimento deste trabalho.
- Aos engenheiros e futuros engenheiros Antônio Ítalo, Delaney Gomes e Davi Ribeiro pela amizade, esforço e dedicação para a realização deste trabalho.
- Aos amigos com quem convivi nesses vários anos no LPTS, em especial os de longa data: Edson, Edvan, Everton, George Gomes, George Matos, Sitônio e Wellison.
- A todos não citados que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.
- À Universidade Federal Rural do Semi-Árido (UFERSA) e aos colegas do curso de Engenharia de Petróleo, pela compreensão e liberação parcial para realização deste trabalho.
- À FUNCAP pela concessão da bolsa de pesquisa em parte do doutorado.
- Ao CENPES/Petrobras pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho.
- À ESAB pela doação dos eletrodos utilizados neste trabalho.

RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex (AISDs) possuem uma microestrutura bifásica constituída por ferrita (α) e austenita (γ) e quando devidamente balanceadas conferem ao material, boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. Qualidades que atribuem aos AISDs grande empregabilidade no setor petrolífero, onde a fabricação e manutenção de equipamentos são realizadas por soldagem e se executada inadequadamente, pode afetar negativamente as propriedades destes aços, o que se torna mais crítico quando há a imposição de inúmeros ciclos térmicos durante uma soldagem multipasse. Dentre os inúmeros processos de soldagem utilizados na soldagem dos AISDs, coube a este trabalho avaliar o processo arame tubular na soldagem multipasse em juntas do AISD UNS S32750, levando em consideração a seleção dos parâmetros de soldagem adequados, bem como a influência destes parâmetros nas alterações microestruturais, microdureza e resistência à corrosão das juntas soldadas. Desta forma, dividiu-se este trabalho em três etapas: A Etapa 1 consistiu na caracterização do metal de base na condição como recebido. Já na Etapa 2 foram realizadas soldagens por simples deposição para selecionar os fatores de controle e seus níveis a serem utilizados na etapa posterior, e o planejamento experimental foi realizado pelo método Taguchi com a Liga, Gás, DBCP, Técnica da Tocha, Tecimento, Técnica de Energia e Energia foram utilizados como fatores de controle e como variáveis de resposta escolheu-se a razão R/L, a penetração, a fração de ferrita, a fração das inclusões e a microdureza. E por fim, na Etapa 3 foram realizadas soldagens multipasse em juntas e posteriormente efetuou-se: uma caracterização microestrutural em três regiões da Zona Fundida (Raiz, Enchimento e Acabamento) e Zona Afetada pelo Calor através de Microscopia Ótica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios X (EDS); quantificação da fração de ferrita; quantificação da fração das inclusões; ensaios de microdureza e uma avaliação da resistência à corrosão por pites através dos ensaios de temperatura crítica de pite (CPT) seguindo a norma ASTM G150. Como resultados, obteve-se frações de ferrita entre 44% e 54,9% com seus maiores valores observados quando utilizou-se a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua pulsada. As menores frações das inclusões foram obtidas pela utilização do gás de proteção com 96%Ar + 4%CO₂ (Etapa 2) e da energia de 1,6kJ/mm (Etapa 3). As microdurezas na ZF das juntas não apresentaram diferenças significativas. Já os ensaios de CPT revelaram que os pites nuclearam preferencialmente no interior da α , nos contornos α/γ e nas interfaces entre inclusões de grande diâmetro e a matriz metálica, propagando-se exclusivamente através da α . Os valores de CPT apresentaram uma faixa de 47°C à 78°C, com os maiores valores obtidos para a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua constante na região da Raiz e nas regiões do Enchimento e Acabamento ao utilizar-se a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua pulsada. Dentre as três regiões das ZFs, a Raiz apresentou os melhores resultados com ausência de defeitos, frações de ferrita satisfatórias, menores frações das inclusões e maiores valores de CPT.

Palavras-chave: Superduplex. Arame Tubular. Parâmetros de soldagem. Microestrutura. Fração de ferrita. Fração das Inclusões. Microdurezas. Corrosão.

ABSTRACT

Superduplex stainless steels (SDSS) may be defined as a family of steels having a two-phase ferritic-austenitic microstructure and the good mechanical properties and high corrosion resistance of this alloy are attributed to this microstructural balance. These excellent qualities attribute to SDSS great employability in the oil sector, where manufacturing and equipment maintenance are performed by welding, which if not executed properly, can have a negative effect on the metallurgical properties and this problem becomes more critical in multipass welding due to repeated thermal cycles. Among the several welding processes employed in the welding of SDSS, fell to this work was to evaluate the FCAW process in multipass welding joints of SDSS UNS S32750, regarding the selection of appropriate welding parameters and the influence of these parameters on microstructural transformations, mechanical properties and corrosion resistance of welded joints. Then, this work was divided into three steps: Stage 1 was the characterization of the base metal in as-received condition. In Stage 2, weldings were accomplished using a bead on plate (BOP) technique to determine the control factors and their levels to be used in the subsequent stage, in which an experimental design was conducted by Taguchi method with Alloy, Stick out, Shielding gas, welding gun orientation, Arc oscillation, Energy technique and Heat input used as control factors and quality characteristics were evaluated the ratio R/L, bead penetration, ferrite content and inclusions content and microhardness. Finally, in Stage 3 were performed multipass welding in joints and afterwards was executed: A microstructural characterization in three regions of Fusion Zone (Root, Filler and Cap) and Heat Affected Zone by Optical Microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) and were also performed a measurement of the ferrite content; measurement of inclusions content; microhardness tests and Critical Temperature Pitting (CPT) tests according to ASTM G150. The results showed, ferrite contents ranging from 44% and 54.9% and their highest values were observed when employed the alloy 2507, heat input of 1.6 kJ/mm and pulsed current. The lowest inclusions contents were obtained by using of shielding gas with the mixture of 96%Ar + 4%CO₂ (Stage 2) and heat input of 1,6kJ/mm (Stage 3). The microhardness values in FZ of joints were not affected significantly by any of the control factors. Already, the results of CPT tests showed that pits nucleated preferentially within α , at α/γ grain boundaries and at interfaces areas between large diameter inclusions and the metallic matrix and propagated predominantly into α phase. The CPT values ranging from 47 °C to 78 °C, with highest were obtained for the alloy 2507, heat input of 1.6 kJ/mm and continuous current into Root region and for the alloy 2507, heat input of 1.6 kJ/mm and the pulsed current in Filler and Cap regions. From the three regions of FZs, the Root showed the best results with no defects, satisfactory ferrite contents, lowest inclusions contents and highest CPT values.

Keywords: Superduplex. FCAW. Welding parameters. Microstructure. Ferrite Content. Inclusions Content. Microhardness. Corrosion.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Limites de escoamento para aços com diferentes % de ferrita/austenita.	38
Figura 2 - Comparação do PREN para várias famílias de aços inoxidáveis.	41
Figura 3 - Relação entre o PREN e a temperatura crítica de corrosão por pites para vários aços inoxidáveis duplex e austeníticos.	41
Figura 4 - Microestrutura típica dos AIDs na condição solubilizada. Ataque eletrolítico 40% HNO_3 . Aumento 500x.	42
Figura 5 - Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% Fe.	43
Figura 6 – Diagrama de DeLong.	44
Figura 7 - Diagrama de Hull.	44
Figura 8 - Diagrama WRC-1992.	45
Figura 9 - Coeficiente de partição (X_α/X_γ) típico dos elementos de liga para um AID solubilizado (1040 - 1090 °C) e resfriado em água.	46
Figura 10 - Curvas TTT esquemáticas e a influência dos elementos de liga na precipitação de fases secundárias nos AIDs.	48
Figura 11 - Diagrama esquemático mostrando as regiões de um AID soldado.	50
Figura 12 - Diagrama esquemático de um ciclo térmico genérico na ZAC de um AID.	51
Figura 13 - Solubilidade do nitrogênio na ferrita e austenita.	53
Figura 14 - Ilustração da precipitação de M_{23}C_6 e γ_2 a partir da interface, seguida de precipitação de σ .	57
Figura 15 - Micrografia eletrônica de transmissão mostrando em (a) carbonetos do tipo M_{23}C_6 na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α de um AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por 1 hora e em (b) o diagrama esquemático da microestrutura.	57
Figura 16 - Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N .	58
Figura 17 - Microscopia eletrônica de varredura, com canhão de emissão de campo mostrando o crescimento de γ_2 intergranular a partir de partículas preexistentes de γ_1 , após reaquecimento a 1000 °C por 1 s de um AID UNS S32205.	58
Figura 18 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a -20 °C para um AISD com 25% Cr em relação à fração volumétrica de fase σ .	60

Figura 19 - Empobrecimento de Cr na ferrita adjacente à fase σ em um AID UNS S31803 tratado termicamente a 850 °C por 10min.....	61
Figura 20 - Representação esquemática da precipitação das fases χ e σ em um aço inoxidável duplex conforme o tempo t na faixa de temperatura de precipitação desta fase.	62
Figura 21 – Micrografia obtida por MET mostrando as fases σ e χ precipitadas no AID SAF 2205.....	63
Figura 22 - Sucessão de ciclos térmicos experimentados pelo ponto “A” da ZAC em uma junta obtida por soldagem multipasse.	65
Figura 23 - Representação esquemática da soldagem a arame tubular com proteção gasosa adicional.	66
Figura 24 - Representação esquemática da soldagem a arame tubular autoprotégido.	66
Figura 25 - Representação esquemática dos equipamentos do processo arame tubular com proteção gasosa adicional.	68
Figura 26 - Soldagem puxando e empurrando.	72
Figura 27 - Inclinação da tocha para visualização da solda pelo operador.	72
Figura 28 - Perfil de cordões de solda utilizando diferentes gases.	74
Figura 29 - Geometria de seções transversais típicas de arames tubulares.	75
Figura 30 - Representação esquemática dos principais modos de transferência metálica.	77
Figura 31 - Modos típicos de transferência na soldagem com arames tubulares. Arames: (a) "metal cored", (b) rutilico, (c) básico e (d) autoprotégido.	78
Figura 32 - Equipamentos utilizados nas soldagens: (1) robô industrial, (2) fonte eletrônica multiprocesso, (3) sistema de aquisição, (4) mesa de trabalho. ..	81
Figura 33 - Anteparo com fresta para determinação do comprimento do arco.....	81
Figura 34 - Potenciostato/galvanostato para realização de ensaio ASTM G150.....	82
Figura 35 - Banho Ultratermostático para realização de ensaio ASTM G150.	83
Figura 36 - a) Célula eletroquímica e b) Agitador Magnético.	83
Figura 37 - Fluxograma das etapas e das atividades desenvolvidas no trabalho.	85
Figura 38 - Representação esquemática do tecimento triangular.	91
Figura 39 - Posições da tocha.....	92
Figura 40 - Representação esquemática da medição das microdurezas.	96
Figura 41 - Representação esquemática da configuração da junta soldada.	97

Figura 42 - Montagem da junta sobre a mesa de trabalho.....	98
Figura 43 - Problema de rigidez do arco elétrico.....	100
Figura 44 - Problema de molhabilidade do gás 96%Ar + 4%CO ₂	101
Figura 45 - Representação esquemática do posicionamento das três regiões de análise da junta.....	105
Figura 46 - Representação do posicionamento das linhas de microdureza nas três regiões da junta.....	106
Figura 47 - Microestrutura do material como recebido na direção de laminação. Ataque eletrolítico 40%HNO ₃ . Aumento 500X.	109
Figura 48 - Microestrutura do material como recebido na direção transversal à laminação. Ataque eletrolítico 40%HNO ₃ . Aumento 500X.....	109
Figura 49 - Micrografia mostrando a presença de precipitação de fase σ . Aumento 500X. Ataque eletrolítico 20%KOH.....	110
Figura 50 - Micrografia obtida por MEV mostrando a presença de precipitação, possivelmente de fase σ . Aumento 500X. Ataque eletrolítico 40%HNO ₃ . ..	111
Figura 51 - (a) Micrografia obtida por MEV no modo SE. (b) modo BSE. (c) Ampliação da região demarcada na Figura 51b.....	112
Figura 52 - Análises de EDS para: (a) Austenita primária (γ); (b) Ferrita (α); (c) Fase σ ; (d) Austenita secundária (γ_2).	112
Figura 53 - Oscilograma de corrente e tensão com a I = 100 A para o: a) Ensaio 04 e b) Ensaio 15.	115
Figura 54 - Oscilograma de corrente e tensão com a I = 200 A para o: a) Ensaio 02 e b) Ensaio 08.	115
Figura 55 - Aspecto superficial (à esquerda) e seção transversal (à direita) dos cordões de solda para os ensaios 01, 02, 03 e 04.	116
Figura 56 - Aspecto superficial (à esquerda) e seção transversal (à direita) dos cordões de solda para os ensaios 07, 08, 09 e 10.	117
Figura 57 - Aspecto superficial (à esquerda) e seção transversal (à direita) dos cordões de solda para os ensaios 13, 14, 15 e 16.	118
Figura 58 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 05 (Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO ₂ , E= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 15 mm).	119

Figura 59 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 06 (Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO ₂ , E= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 15 mm).	119
Figura 60 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 11 (Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO ₂ , E= 2,0 kJ/mm, T.E=Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm).	120
Figura 61 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 12 (Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO ₂ , E= 2,0 kJ/mm, T.E=Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm).	120
Figura 62 - Representação esquemática da geometria das seções transversais dos cordões de solda.	121
Figura 63 - Influência dos fatores de controle sobre a razão R/L.	123
Figura 64 - Influência da energia e técnica de energia sobre a largura do cordão de solda.	125
Figura 65 - Influência da energia e técnica de energia sobre o reforço do cordão de solda.	125
Figura 66 - Influência da DBCP sobre o reforço do cordão de solda.	126
Figura 67 - Influência da DBCP sobre a largura do cordão de solda.	126
Figura 68 - Influência dos fatores de controle sobre a penetração.....	128
Figura 69 - Micrografia exemplificando a microestrutura da ZF de baixa energia. Liga=2205, Gás=96%Ar + 4%CO ₂ , Energia= 0,7 kJ/mm, T.E=Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Puxando e DBCP= 15 mm (Ensaio 15). Aumento 500x.	131
Figura 70 - Micrografia exemplificando a microestrutura da ZF de alta energia. Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO ₂ , Energia= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm (Ensaio 11). Aumento 500x.....	132
Figura 71 - Micrografia exemplificando a extensão e o crescimento de grão ferrítico da ZAC de alta energia. Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO ₂ , Energia= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 15 mm (Ensaio 05). Aumento 200x.	133
Figura 72 - Micrografia exemplificando a extensão da ZAC de baixa energia. Liga=2205, Gás=96%Ar + 4%CO ₂ , Energia= 0,7 kJ/mm, T.E= Tipo V,	

Tecimento= TT, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm (Ensaio 13). Aumento 200x.....	133
Figura 73 - Micrografia exemplificando a precipitação de nitretos na ZAC. Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO ₂ , Energia= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= TT, T.T=Puxando e DBCP= 15 mm (Ensaio 09). Aumento 500X.	135
Figura 74 - Micrografia dos nitretos de cromo (Cr ₂ N) intragranulares obtida por MEV realizada na região demarcada (círculo pontilhado) da Figura 73.	135
Figura 75 - Micrografia exemplificando: a) maior fração de ferrita obtida (Ensaio 14); b) menor fração de ferrita (Ensaio 11).	137
Figura 76 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita.	138
Figura 77 - Influência da energia sobre a fração de ferrita para: a) 0,7kJ/mm (Ensaio 13) e b) 2,0kJ/mm (Ensaio11).	140
Figura 78 - Influência da técnica de energia tipo I na fração de ferrita para: a) 0,7 kJ/mm (% α = 62,5 – Ensaio 15) e b) 2,0 kJ/mm (% α = 53,6 - Ensaio 11).	141
Figura 79 - Influência da técnica de energia tipo V na fração de ferrita para: a) 0,7 kJ/mm (% α = 64,0 – Ensaio 13) e b) 2,0 kJ/mm (% α = 59,6 - Ensaio 10).	142
Figura 80 - Influência da técnica da tocha sobre a diluição do cordão de solda.	143
Figura 81 - Influência dos fatores de controle sobre a fração das inclusões.	145
Figura 82 - Micrografia exemplificando a influência do Gás sobre a fração das inclusões para: a) 96%Ar + 4% CO ₂ (Ensaio 14) e b) 75%Ar + 25% CO ₂ (Ensaio 12). Aumento de 500X.	147
Figura 83 - Oscilograma de corrente e tensão com o uso da corrente contínua pulsada para o ensaio: a) RJ1 e b) RJ4.	153
Figura 84 - Oscilograma de corrente e tensão com o uso da corrente contínua constante para o ensaio: a) RJ2 e b) RJ3.	153
Figura 85 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ1 (E= 0,8 kJ/mm). ..	154
Figura 86 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ2 (E= 1,6 kJ/mm). ..	154
Figura 87 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ3 (E= 0,8 kJ/mm). ..	155
Figura 88 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ4 (E= 1,6 kJ/mm). ..	155
Figura 89 - Microestrutura típica da ZF na região da Raiz para o ensaio RJ3. Ataque: Behara.	156
Figura 90 - Microestrutura típica da ZF na região do Enchimento para o ensaio RJ3. Ataque: Behara.	157

Figura 91 - Micrografia exemplificando a formação de austenita secundária (γ_2) na ZF para a região do Enchimento do ensaio RJ3. Ataque: Behara.	157
Figura 92 - Micrografia exemplificando a formação de nitretos de cromo (Cr_2N) na ZF para a região do Acabamento do ensaio RJ4. Ataque: 40% HNO_3	158
Figura 93 - Micrografia ilustrando a presença das inclusões não-metálicas na ZF para a região da Raiz do ensaio RJ4. Ataque: 40% HNO_3	158
Figura 94 - Micrografia ilustrando a microestrutura da interseção entre dois passes consecutivos na região do Enchimento do ensaio RJ4. Ataque: 40% HNO_3	159
Figura 95 - Micrografia exemplificando a diferença na fração de austenita entre dois passes consecutivos na região do Acabamento do ensaio RJ3. Ataque: 40% HNO_3	160
Figura 96 - Micrografia mostrando os dois tipos de morfologias encontradas para a γ_2 na região da Raiz do ensaio RJ1. Ataque: 40% HNO_3	166
Figura 97 - a) Micrografia ilustrando a presença de ilhas de γ_2 (círculos pontilhados) na região do Acabamento do ensaio RJ1 e b) Detalhe de uma ilha de γ_2 . Ataque: 40% HNO_3	167
Figura 98 - a) Micrografia ilustrando a microestrutura da interseção entre dois passes consecutivos na região da Raiz do ensaio RJ3. b) Ampliação da concentração de ilhas de γ_2 e c) Ampliação da ilha de γ_2 isolada. Ataque: 40% HNO_3	168
Figura 99 - a) Micrografia ilustrando a presença de γ_2 Intergranular nas interfaces α/γ (indicadas pelas setas) na região do Acabamento do ensaio RJ1 e b) Detalhe de uma γ_2 Intergranular. Ataque: 40% HNO_3	169
Figura 100 - Micrografia obtida por MEV indicando a localização dos pontos de EDS (estrelas) nas diferentes morfologias de γ_2 e na γ para o Ensaio RJ3 (Enchimento).	170
Figura 101 - Micrografia exemplificando a ausência de precipitação de fase σ na região do Enchimento para o ensaio RJ3. Ataque eletrolítico 20% KOH	171
Figura 102 - Micrografia mostrando a presença de precipitação de fase σ (precipitados de cor marrom ou arajanda indicados pelas setas) numa região do MB afasta da ZAC para o ensaio RJ3. Ataque eletrolítico 20% KOH	172
Figura 103 - a) Micrografia exibindo a presença de Cr_2N finamente dispersos na α (círculos pontilhados) e na forma de filmes nos contornos α/α (indicadas pelas setas) na região do Acabamento do ensaio RJ1. Ataque: 40% HNO_3	173

Figura 104 - a) Micrografia ilustrando a presença de Cr ₂ N na região do Acabamento do ensaio RJ4. b) Ampliação dos Cr ₂ N na região demarcada na Figura 104a. Ataque: 40%HN0 ₃	174
Figura 105 - a) Micrografia ilustrando a presença de Cr ₂ N na região ferritizada entre dois passes consecutivos na região da Raiz do ensaio RJ4 b) Ampliação dos Cr ₂ N na região demarcada na Figura 105a. Ataque: 40%HN0 ₃	175
Figura 106 - Micrografia ilustrando a nucleação de algumas γ_2 intragranulares em torno de inclusões presentes no interior da α (círculos pontilhados) para a região da Raiz do ensaio RJ1. Ataque: 40%HN0 ₃	176
Figura 107 - Micrografia ilustrando alguns Cr ₂ N nucleando em torno de inclusões presentes no interior da α (quadrados pontilhados) para a região do Enchimento do ensaio RJ1. Ataque: 40%HN0 ₃	177
Figura 108 - Tipos de inclusões não-metálicas encontradas nas ZFs de todas as juntas soldadas.	178
Figura 109 - a) Micrografia representando as inclusões de grande diâmetro (Ensaio RJ4). b) Mapeamento químico da inclusão. c) e d) Análise de EDS dos pontos 1 e 2 indicados na Figura 109a.	179
Figura 110 - a) Micrografia exemplificando as inclusões mais frequentemente encontradas (Ensaio RJ3). b) e c) Análise de EDS dos pontos 1 e 2 indicados na Figura 110a.	181
Figura 111 - a) Micrografia exemplificando as inclusões compostas por núcleo, casca e prolongamento (Ensaio RJ3). b) e c) Análise de EDS dos pontos 1, 2 e 3 indicados na Figura 111a.	183
Figura 112 - a) Micrografia exemplificando as inclusões composta por um núcleo formado por duas fases distintas (Ensaio RJ2). b) e c) Análise de EDS dos pontos 1 e 2 indicados na Figura 112a.....	185
Figura 113 - a) Micrografia exemplificando as inclusões raramente encontradas na ZF das juntas (Ensaio RJ1). b), c) e d) Análise de EDS dos pontos 1, 2 e 3 indicados na Figura 113a.	187
Figura 114 - Micrografia exibindo a divisão da ZAC observada nos ensaios com energia de 1,6 kJ/mm. Ataque: 40%HN0 ₃	189
Figura 115 - Micrografia exibindo a ZAC observada nos ensaios com energia de 0,8 kJ/mm. Ataque: 40%HN0 ₃	190

Figura 116 - a) Micrografia ilustrando a precipitação de γ_2 intragranular (círculo pontilhado) no interior da α para ZACTE (Ensaio RJ2). Ataque: 40% HNO_3	191
Figura 117 - Micrografia ilustrando a precipitação de γ_2 intergranular nas interfaces α/γ (indicadas pelas setas) para ZACTB (Ensaio RJ4). Ataque: Behara.....	191
Figura 118 - Micrografia ilustrando a precipitação de γ_2 intergranular nos contornos α/α (indicadas pelas setas) para ZACTB (Ensaio RJ4). Ataque: Behara.....	192
Figura 119 - a) Micrografia exibindo a presença de Cr_2N no interior da α (círculo pontilhado) e nos contornos α/α (indicadas pelas setas) na ZAC do ensaio RJ4. b) Ampliação da região demarcada na Figura 119a mostrando a presença de Cr_2N na interface α/γ . Ataque: 40% HNO_3	193
Figura 120 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita na Raiz. ..	195
Figura 121 - Influência da Liga sobre a fração de ferrita na Raiz.	196
Figura 122 - Influência da Energia sobre a fração de ferrita na Raiz.	197
Figura 123 - Influência do Tipo de corrente sobre a fração de ferrita na Raiz.....	198
Figura 124 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita no Enchimento.	199
Figura 125 - Influência da Liga sobre a fração de ferrita no Enchimento.	200
Figura 126 - Influência da Energia sobre a fração de ferrita no Enchimento.....	200
Figura 127 - Influência do Tipo de corrente sobre a fração de ferrita no Enchimento.	201
Figura 128 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita no Acabamento.	202
Figura 129 - Influência da Liga sobre a fração de ferrita no Acabamento.	203
Figura 130 - Influência da Energia sobre a fração de ferrita no Acabamento.	203
Figura 131 - Influência do Tipo de corrente sobre a fração de ferrita no Acabamento.	204
Figura 132 - Influência da região da ZF sobre a fração de ferrita.....	205
Figura 133 - Influência dos fatores de controle sobre a fração das inclusões nas três regiões da ZF.	208
Figura 134 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha H3 (Raiz do ensaio RJ1).	211
Figura 135 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha H2 (Enchimento do ensaio RJ3).	211

Figura 136 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha H1 (Acabamento do ensaio RJ2).	212
Figura 137 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha Vertical (Raiz ao Acabamento do ensaio RJ4).	212
Figura 138 - Micrografia exemplificando as três diferentes localizações das impressões de microdureza ao longo da linha H3 (Raiz do ensaio RJ1).	213
Figura 139 - Micrografias exemplificando as impressões de microdureza ao longo da linha H3 (Raiz do ensaio RJ1) localizada no: a) interior da α e b) interior da γ .	214
Figura 140 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o ensaio de referência com o MB na condição como recebido (duplicata).	215
Figura 141 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ1 (duplicata).	216
Figura 142 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ1 (duplicata).	216
Figura 143 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ1 (duplicata).	217
Figura 144 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ2 (duplicata).	217
Figura 145 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ2 (duplicata).	218
Figura 146 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ2 (duplicata).	218
Figura 147 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ3 (duplicata).	219
Figura 148 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ3 (duplicata).	219
Figura 149 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ3 (duplicata).	220
Figura 150 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ4 (duplicata).	220
Figura 151 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ4 (duplicata).	221

Figura 152 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ4 (duplicata).....	221
Figura 153 - Micrografia obtida por MO ilustrando os pites para: a) RJ2 no Enchimento e b) RJ3 na Raiz.	223
Figura 154 - Micrografia obtida por MEV ilustrando a morfologia de pites metaestáveis formados na Raiz do ensaio RJ3.....	224
Figura 155 - Micrografia obtida por MEV exibindo a morfologia de um pite estável formado no Acabamento do ensaio RJ2.....	225
Figura 156 - Micrografia obtida por MEV de um pite metaestável nucleado no interior da fase ferrítica para o ensaio RJ1 (Raiz).	226
Figura 157 - Micrografia obtida por MEV de um pite metaestável nucleado no contorno α/γ para o ensaio RJ1 (Raiz).	226
Figura 158 - Micrografia obtida por MEV de um pite metaestável nucleado na interface entre uma inclusão e a matriz metálica para o ensaio RJ3 (Enchimento). .	227
Figura 159 - Micrografia obtida por MEV exemplificando a corrosão seletiva da fase α para o ensaio RJ1 (Enchimento). a) aumento de 500X e b) aumento de 1000X.	228
Figura 160 - Micrografia obtida por MEV ilustrando os pites propagados na fase α e contidos pela fase γ para o ensaio: a) RJ2 (Raiz).e b) RJ2 (Acabamento).	229
Figura 161 - Micrografia obtida por MEV exemplificando a ausência de pites nas ilhas de γ_2 para o ensaio RJ1 (Enchimento).	231
Figura 162 - Micrografia obtida por MEV ilustrando: a) A ausência de pites na fase α com precipitação de Cr_2N para o ensaio RJ1 (Enchimento) e b) Ampliação da região delimitada na Figura 162a.	232
Figura 163 - Influência dos fatores de controle sobre o valor de CPT na Raiz.	234
Figura 164 - Influência dos fatores de controle sobre o valor de CPT no Enchimento.	235
Figura 165 - Influência dos fatores de controle sobre o valor de CPT no Acabamento.	237
Figura 166 - Influência da região da ZF sobre o valor de CPT.....	239

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% em peso) dos aços inoxidáveis duplex mais comuns.	34
Tabela 2 - Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis.	35
Tabela 3 - Propriedades mecânicas de algumas classes de AIDs.	36
Tabela 4 - Valores típicos das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis.	36
Tabela 5 - Economia em peso pela troca do aço AISI 316L pelo UNS S31803.	37
Tabela 6 - Fases observadas nos AIDs.	48
Tabela 7 - Composição química (% em peso) dos corpos de prova segundo o fabricante.	79
Tabela 8 - Composição química (% em peso) do arame eletrodo segundo o fabricante.	80
Tabela 9 - Fatores de controle e seus níveis para a matriz L16.	89
Tabela 10 - Tabela demonstrativa das combinações de corrente e velocidade de soldagem para os dois níveis de energia E ₁ e E ₂	91
Tabela 11 - Ensaios realizados com a matriz L16.	93
Tabela 12 - Fatores de controle e seus níveis para a matriz L8.	98
Tabela 13 - Ensaios realizados com a matriz L8.	99
Tabela 14 - Fatores de controle e seus níveis para a matriz L4.	102
Tabela 15 - Parâmetros de pulso utilizados na corrente pulsada.	102
Tabela 16 - Matriz L4.	103
Tabela 17 - Ensaios realizados com a matriz L4.	104
Tabela 18 - Parâmetros de soldagem utilizados no passe de raiz.	104
Tabela 19 - Composição química (% em peso) do AISD UNS 32750 obtida pelo Espectrômetro de Emissão Ótica.	108
Tabela 20 - Valores das frações de ferrita para do material como recebido nas direções de laminação e transversal à laminação.	109
Tabela 21 - Composição química das fases indicadas Figura 51a.	113
Tabela 22 - Parâmetros de soldagem obtidos nos ensaios da matriz L16 e nos ensaios de confirmação.	114
Tabela 23 - Valores das características geométricas obtidos para os ensaios da matriz L16.	121

Tabela 24 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a razão R/L.	122
Tabela 25 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para a razão R/L.	123
Tabela 26 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a penetração.	127
Tabela 27 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para a penetração.....	128
Tabela 28 - Valores das frações de ferrita para os ensaios da matriz L16.....	136
Tabela 29 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração de ferrita.	137
Tabela 30 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para a fração de ferrita.	138
Tabela 31 - Valores das frações das Inclusões para os ensaios da matriz L16.....	144
Tabela 32 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração das inclusões.	145
Tabela 33 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para fração das inclusões.	146
Tabela 34 - Valores das microdurezas para os ensaios da matriz L16.	147
Tabela 35 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a microdureza.	148
Tabela 36 - Composições químicas (% em peso) dos ensaios 06 e C01 obtidas pelo Espectrômetro de Emissão Ótica	149
Tabela 37 - Parâmetros de soldagem obtidos nos ensaios da matriz L4.	152
Tabela 38 - Composição química (% em peso) das fases α e γ na região da Raiz da ZF para os ensaios da matriz L4.	161
Tabela 39 - Composição química (% em peso) das fases α e γ na região do Enchimento da ZF para os ensaios da matriz L4.	162
Tabela 40 - Composição química (% em peso) das fases α e γ na região do Acabamento da ZF para os ensaios da matriz L4.	163
Tabela 41 – Coeficiente de particionamento químico ($P^{\alpha/\gamma}$) de alguns elementos químicos presentes nas três regiões da ZF para os ensaios da matriz L4.	164
Tabela 42 - Composição química média das ligas 2205 e 2507 e as razões Cr_{eq}/Ni_{eq} para as três regiões da ZF.....	165
Tabela 43 - Composição química das fases indicadas na Figura 100.	170
Tabela 44 - Valores das frações de ferrita para os ensaios da matriz L4.....	194
Tabela 45 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para a região da Raiz.....	195
Tabela 46 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para a região do Enchimento.....	199
Tabela 47 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para a região do Enchimento.....	201

Tabela 48 - Análise de variância da região da ZF sobre a fração de ferrita.	204
Tabela 49 - Valores das frações das Inclusões para os ensaios da matriz L4.	206
Tabela 50 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração das inclusões para as três regiões da ZF.....	207
Tabela 51 - Análise de variância da região da ZF sobre a fração das inclusões.....	209
Tabela 52 – Valores das microdurezas para os ensaios da matriz L4.	209
Tabela 53 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a microdureza da ZF ao longo das 4 linhas.....	210
Tabela 54 - Valores de CPT para os ensaios da matriz L4 e o ensaio de referência.	222
Tabela 55 - Valores de PREN ₃₀ das fases α e γ nas três regiões da ZF para os ensaios da matriz L4.....	230
Tabela 56 - Análise de variância dos fatores de controle sobre o valor de CPT na região da Raiz.	233
Tabela 57 - Análise de variância dos fatores de controle sobre o valor de CPT na região do Enchimento.....	235
Tabela 58 - Análise de variância dos fatores de controle sobre o valor de CPT na região do Acabamento.....	237
Tabela 59 - Análise de variância da região da ZF sobre os valores de CPT.....	238
Tabela 60 - Matriz ortogonal L8.....	266

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID - Aços inoxidável Duplex

AISD - Aços inoxidável superduplex

AISI - American Iron and Steel Institute

AO - Arranjo Ortogonal

ASM - American Society of Materials

ASTM - American Society for Testing and Materials

AWS - American Welding Society

BSE - Backscattering Electrons

CCC - Cúbico de Corpo Centrado

CE - Contra Eletrodo

CENPES/Petrobras - Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Leopoldo Américo M. de Mello

CFC - Cúbico de Face Centrada

CPT - Critical Pitting Temperature

CST - Corrosão sob tensão

DL - Direção de Laminação

DRX - Difração de Raio-X

EBSD - Electron Backscattered Diffraction

EDS - Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy

ER - Eletrodo de Referência

FCAW - Flux Cored Arc Welding

FCAW-G - Gas Shielded Flux Cored Arc Welding

FCAW-S - Self Shielded Flux Cored Arc Welding

GMAW - Gas Metal Arc Welding

GTAW - Gas Tungsten Arc Welding

HCP - Hexagonal Compacto

IC - Intervalo de Confiança

LPTS - Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem

MAG - Metal Active Gas

MB - Metal de Base

MIG - Metal Inert Gas

MO - Microscopia Ótica

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura
PREN - Pitting Resistance Equivalent Number
PTA - Plasma Transferred Arc
SAF - Sandvik Austenitic Ferritic
SAW - Submerged Arc Welding
SE - Secondary Electrons
SMAW - Shielded Metal Arc Welding
TIG - Tungsten Inert Gas
TDL - Direção Transversal a Laminação
UFC - Universidade Federal do Ceará
UNS - Unified Numbering System
ZAC - Zona Afetada pelo Calor
ZACTE - Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Elevada
ZACTB - Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa
ZF - Zona Fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

Cr_{eq} - Cromo equivalente

DBCP - Distância entre o bico de contato e a peça (mm)

E - Energia de soldagem (KJ/mm)

I - Corrente de soldagem (A)

I_b - Corrente de base (A)

I_{ef} - Corrente eficaz (A)

I_m - Corrente média (A)

I_p - Corrente de Pulso (A)

L - Largura do cordão de solda (mm)

Ni_{eq} - Níquel equivalente

P - Penetração do cordão de solda (mm)

R - Reforço do cordão de solda (mm)

R/L - Razão entre o reforço e a largura dos cordões de solda

ST - Sem Tecimento

T_b - tempo de base (ms)

T.E - Técnica de Energia

$T_{interpasse}$ - Temperatura de interpasse

T_p - Tempo de pulso (ms)

T.T - Técnica da Tocha

TT - Tecimento Triangular

U - Tensão de soldagem (V)

U_{ef} - Tensão eficaz (V)

V_{alim} - Velocidade de alimentação do arame (m/min)

V_s - Velocidade de soldagem (m/min)

p - Nível de significância estatística

$P^{a/y}$ - Coeficiente particionamento químico

η - Função objetiva ou razão Sinal/Ruído (Função estatística método Taguchi)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	29
2	OBJETIVOS	31
2.1	Objetivo Geral e Metas	31
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	32
3.1	Aços Inoxidáveis Duplex	32
3.2	Propriedades dos AIDs	34
3.2.1	Propriedades físicas	34
3.2.2	Propriedades mecânicas	36
3.2.3	Resistência à corrosão	38
3.3	Microestrutura dos AIDs	41
3.3.1	Fases secundárias precipitadas nos AIDs	47
3.4	Soldagem dos AIDs	49
3.4.1	Microestrutura obtida na soldagem	49
3.4.2	Precipitação de fases decorrentes da soldagem	52
3.4.3	Influência da Energia de soldagem	63
3.4.4	Soldagem multipasse nos AIDs	64
3.5	Processo de soldagem Arame Tubular (FCAW)	65
3.5.1	Equipamentos utilizados no processo arame tubular	68
3.5.2	Variáveis do processo Arame tubular	69
3.5.3	Consumíveis do Processo arame tubular	73
3.5.4	Arares eletrodos	74
3.5.5	Transferência metálica	77
4	MATERIAIS E MÉTODOS	79
4.1	Materiais de consumo	79
4.1.1	Metal de base	79
4.1.2	Arame eletrodo	79
4.1.3	Gás de proteção	80
4.2	Equipamentos e acessórios	80
4.2.1	Equipamentos empregados nas soldagens	80
4.2.2	Equipamentos para preparação metalográfica e análise microestrutural	81
4.2.3	Equipamento para ensaio de dureza	82
4.2.4	Equipamentos para ensaio de temperatura crítica de pite (CPT)	82

4.3 Metodologia	84
4.3.1 Etapa 1 - Caracterização do material como recebido	86
4.3.2 Etapa 2 - Soldagem por simples deposição	88
4.3.3 Etapa 3 – Soldagem Multipasse de Juntas	97
RESULTADOS E DISCUSSÕES: PARTE 1.....	108
5 ETAPA 1 - CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO	108
5.1 Análise química.....	108
5.2 Caracterização microestrutural	108
5.3 Quantificação da fração de ferrita	109
5.4 Detecção de fases secundárias	110
5.5 Composição química das fases.....	111
5.6 ETAPA 2 - SOLDAGEM POR SIMPLES DEPOSIÇÃO	114
5.6.1 Soldagem da matriz L16 e ensaios de confirmação.....	114
5.6.2 Análise macrográfica dos cordões de solda.....	116
5.6.3 Medição das características geométricas	121
5.6.4 Caracterização microestrutural	131
5.6.5 Quantificação da fração de ferrita	136
5.6.6 Quantificação da fração das inclusões.....	144
5.6.7 Microdureza Vickers.....	147
5.6.8 Influência do percentual de CO ₂ no gás de proteção sobre a composição química da ZF	149
5.7 Considerações da Etapa 1 e da Etapa 2.....	150
RESULTADOS E DISCUSSÕES: PARTE 2.....	152
6 ETAPA 3 - SOLDAGEM MULTIPASSE DE JUNTAS.....	152
6.1 Soldagem da matriz L4	152
6.2 Análise macrográfica das juntas	153
6.3 Caracterização microestrutural	156
6.3.1 Zona Fundida (ZF)	156
6.3.2 Zona Afetada pelo Calor (ZAC).....	189
6.4 Quantificação da fração de ferrita	194
6.4.1 Raiz.....	195
6.4.2 Enchimento	198
6.4.3 Acabamento.....	201
6.4.4 Comparativo da fração de ferrita entre as três regiões da ZF.....	204

6.5	Quantificação da fração das inclusões	206
6.5.1	Comparativo da fração das inclusões entre as três regiões da ZF	209
6.6	Microdureza Vickers nas Juntas	209
6.6.1	Perfis de microdureza	210
6.7	Ensaio de temperatura crítica de pite (CPT)	215
6.7.1	Curvas de CPT	215
6.7.2	Nucleação e propagação dos pites	223
6.7.3	Análise estatística dos valores de CPT	233
6.8	Considerações da Etapa 3	241
7	CONSIDERAÇÕES FINAIS	243
8	CONCLUSÕES	244
8.1	Conclusões específicas	245
9	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	246
	REFERÊNCIAS	247
	APÊNDICE A - MÉTODO TAGUCHI / PROJETO ROBUSTO	261
1	MÉTODO TAGUCHI	261
1.1	Desenvolvimento do Projeto Robusto	261
1.2	Projeto dos parâmetros	262
1.3	Razão Sinal/Ruído	262
1.3.1	Sinal/ Ruído	263
1.3.2	Parâmetros de controle e de ruído	265
1.4	Arranjo ortogonal	265
1.5	Experimentação e análise	267
1.5.1	Objetivo/ meta do experimento	267
1.5.2	Seleção das características de qualidade	267
1.5.3	Identificação dos fatores de controle e S/R	267
1.5.4	Escolha do arranjo ortogonal (AO)	268
1.5.5	Preparação experimental	268
1.5.6	Análise estatística e interpretação dos resultados	268
1.5.7	Confirmação experimental	269
1.6	Determinação do intervalo admissível para as variáveis respostas	269

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

Diversos materiais são empregados nas indústrias pertencentes ao setor de Petróleo e Gás Natural. Esta variedade de materiais está diretamente ligada às condições cada vez mais severas nas quais estes materiais são submetidos. Os componentes ou equipamentos destas indústrias muitas vezes são submetidos a altas temperaturas e ao contato com fluidos extremamente corrosivos ou contendo abrasivos, de tal sorte que o projeto destes itens deve considerar primordialmente qual o tipo de material e em que condição será empregada, para sua fabricação. Neste sentido, além dos desafios inerentes à exploração de petróleo cada vez mais agressivo das fontes existentes, as novas descobertas denominadas de Pré-Sal representam mais um grupo de operações que necessitará de emprego de materiais de alto desempenho ao desgaste e à corrosão.

Atualmente as indústrias do setor de Petróleo e Gás Natural empregam, em uma grande parcela de seus equipamentos, aços inoxidáveis para suportar a alta agressividade dos fluidos nas mais diversas etapas de processamento e de transporte do petróleo e seus derivados. Com recente destaque para os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) que são ligas do tipo Fe-Cr-Ni que possuem, na condição como solubilizada, uma microestrutura composta por duas fases: ferrita (α) e austenita (γ) em proporções praticamente iguais. Sendo esta microestrutura bifásica que lhes permite aliar boas propriedades mecânicas à uma excelente resistência à corrosão.

Assim, os aços inoxidáveis austeníticos convencionais (AISI 316L como exemplo) vem sendo substituídos por AIDs e/ou AISDs. Conseqüentemente, a soldagem ganha um papel de destaque, pois é o principal método de fabricação empregado na união ou revestimento de equipamentos e componentes utilizados nas indústrias do setor de Petróleo e Gás Natural.

Contudo, a soldagem interfere diretamente nas propriedades dos AIDs e AISDs e caso não seja executada tomando os devidos cuidados, as vantagens destes materiais sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas, pois os ciclos térmicos oriundos da soldagem afetam as propriedades dos AIDs e AISDs, e tal

problema torna-se ainda mais grave na soldagem multipasse, devido aos sucessivos reaquecimentos necessários para o preenchimento de uma junta.

Neste contexto, a Petrobras em parceria com o Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem da Universidade Federal do Ceará (LPTS, conhecido anteriormente por ENGESOLDA) vêm desenvolvendo projetos de pesquisa que visam estudar a soldagem multipasse dos aços inoxidáveis duplex e superduplex tanto para a união quanto para o revestimento de chapas e tubos utilizados em equipamentos e tubulações do *topside* das plataformas de petróleo que serão usadas na produção do petróleo do pré-sal. Estes projetos contemplam soldagens utilizando diferentes processos de soldagem por fusão à arco elétrico (MIG/MAG, TIG, Arame Tubular, PTA e Eletrodo Revestido), os quais foram ou serão temas de diversos trabalhos de integrantes do LPTS.

Dentre os processos de soldagem mencionados acima, coube a este trabalho estudar a soldagem utilizando o processo arame tubular, o qual é um processo que visa conciliar as principais vantagens do processo MIG/MAG (alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição, alto rendimento, alta produtividade e solda de boa qualidade) com as vantagens do processo eletrodo revestido (alta versatilidade e ajuste de composição química da solda). Contudo, este processo ainda é pouco utilizado na soldagem dos AIDs e AISDs, por problemas ocasionados pela presença de inclusões não-metálicas somadas a falta de informações confiáveis e escassez de literatura científica sobre a soldagem destes materiais utilizando o processo arame tubular. Isto se deve ao recente desenvolvimento e comercialização de eletrodos para soldagem com arames tubulares dos AIDs e em especial dos AISDs, o que sugere que há um enorme campo a ser explorado e estudado na fabricação e aplicação destes eletrodos na soldagem multipasse de juntas envolvendo estes materiais.

CAPÍTULO II

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral e Metas

Este trabalho tem como objetivo geral realizar um estudo sistemático da soldagem multipasse em juntas de chapas do AISD UNS S32750 utilizando o processo de soldagem arame tubular considerando os seguintes aspectos: ajustes de parâmetros de soldagem e avaliação das alterações nas propriedades deste material (através de caracterização microestrutural, propriedades mecânicas e resistência à corrosão). Já as metas a serem atingidas ao final deste trabalho são:

- a) Determinação de parâmetros operacionais para o processo arame tubular visando a correta união em juntas de chapas do AISD UNS S32750;
- b) Estudar o efeito dos parâmetros de soldagem nas características microestruturais (balanço de fases, formação de precipitados e composição química destas fases) da Zona Fundida e da Zona Afetada pelo Calor nas juntas soldadas de chapas do AISD UNS S32750;
- c) Determinação dos valores de microdureza em juntas de chapas do AISD UNS S32750 soldadas utilizando o processo arame tubular;
- d) Avaliar a resistência à corrosão através da determinação da temperatura crítica de pite (CPT) em três regiões da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento) nas juntas do AISD UNS S32750 soldadas com o processo arame tubular.

CAPÍTULO III

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) são uma família de aços baseada no sistema Fe-Cr-Ni, os quais possuem tipicamente em sua composição química de 20 a 30% de cromo; 5 a 10% de níquel; 0,3 a 3,2% de molibdênio; e teores menores que 0,03% de carbono, podendo ainda ter pequenas adições de nitrogênio, tungstênio e cobre (NILSSON, 1997; SOLOMON e DEVINE, 1982). Uma microestrutura bifásica ($\alpha + \gamma$) com proporções aproximadamente iguais (50%) é obtida através do controle da composição química e do processamento termomecânico ao qual este material é submetido durante sua fabricação (DAVIS, 1996). O balanço microestrutural dos AIDs lhes conferem as seguintes propriedades: boa resistência à corrosão sob tensão, alta resistência à corrosão intergranular, excelentes propriedades mecânicas e uma boa soldabilidade (FOLKHARD, 1988).

A microestrutura duplex foi relatada primeiramente em 1927 por Bain e Griffiths, onde estes observaram que há uma microestrutura $\alpha + \gamma$ dentro do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni. Contudo, os AIDs só se tornaram comercialmente disponíveis a partir de 1930 (NILSSON, 1992; NILSSON *et al.*, 2007). Já nos anos 70, com a introdução de novas tecnologias de refino de aço e o seu contínuo aprimoramento, os quais têm permitido a redução dos elementos residuais e o controle das composições, incluindo o nitrogênio. Isto permitiu também um domínio bastante preciso das frações de ferrita e austenita presentes na microestrutura, além do melhoramento da resistência à corrosão e da trabalhabilidade a quente. Assim, estes aços tiveram um verdadeiro impulso nas últimas décadas e por isso ainda continuam em desenvolvimento (CHARLES e BERNHARDSSON, 1991).

Os AIDs podem ser classificados com base na composição química (CHARLES, 1997; NILSSON *et al.*, 2007). Assim os diferentes grupos de AIDs são listados da seguinte forma:

- a) 23%Cr - 4%Ni - 0,10%N: São AIDs de baixo custo e livres de molibdênio, conhecidos como lean duplex. Sendo uma alternativa para substituir os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316.
- b) 22%Cr - 5%Ni - 3%Mo - 0,17%N: Estes AIDs podem ser considerados padrões e por terem um maior teor de nitrogênio, apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos. Possuem uma resistência à corrosão intermediária entre os aços AISI 316 e os superausteníticos com 5-6% de Mo.
- c) 25%Cr - 6,8%Ni - 3,7%Mo - 0,27%N, com ou sem adições de W ou Cu: São chamados de aços inoxidáveis superduplex (AISDs). Eles são especialmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia do petróleo, requerendo mais alta resistência à corrosão em meios altamente agressivos e altas propriedades mecânicas. Possuem o índice equivalente de resistência ao pite (PREN) maior do que 40. Sendo que o PREN é definido em função da composição química e será abordado como maiores detalhes em um tópico posterior.
- d) 27%Cr-7%Ni-5%Mo-0,4%N: São nomeados de hiper-duplex (HD), os quais podem alcançar valores de PREN próximos de 50. Os HD quando comparado aos AISDs têm resistência à corrosão significativamente melhorada em soluções aquecidas contendo cloretos, como a água de mares tropicais. Atualmente são aplicados somente nos tubos de pequeno diâmetro em trocadores de calor nas instalações de plantas de processamento.

A Tabela 1 apresenta a composição química típica e o índice PREN dos AIDs e AIDs comerciais mais comuns.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) dos aços inoxidáveis duplex mais comuns.

Designação UNS	Nome comercial	Cr	Mo	Ni	N	Outros elementos	PREN
S32304	SAF 2304 UR 35N	23	0,2	4,0	0,1	-	25
S31500	3RE60	18,5	2,7	5,0	0,07	1,5 Si	29
S31803	SAF 2205 UR 45N 2205 FALC 223 AF 22 VS 22	22	3,0	5,3	0,17	-	35
S32900	10RE51	25	1,5	4,5	-	-	30
S31260	DP 3	25	3,0	6,5	0,16	0,5Cu, 0,3W	37
S32550	UR 52N Ferralium 255	25	3,0	6,5	0,18	1,6Cu	38
S32200	UR 47N	25	3,0	6,5	0,18	-	38
S32760	Zeron 100	25	3,6	7,0	0,25	0,7Cu, 0,7W	41
S32550	UR 52N+	25	3,8	6,0	0,26	1,5Cu	42
S32750	SAF 2507	25	3,8	7,0	0,27	-	42

Fonte: NILSSON (1992).

3.2 Propriedades dos AIDs

3.2.1 Propriedades físicas

As propriedades físicas consideradas mais relevantes para o uso adequado dos aços inoxidáveis são: a densidade, o módulo de elasticidade, o coeficiente de expansão térmica, a condutividade térmica e o calor específico. Com relação à densidade e ao módulo de elasticidade, a faixa de variação dos valores entre aços inoxidáveis de todas as classes é considerada pequena (MENEZES, 2005).

A Tabela 2 apresenta as principais propriedades físicas dos AIDs e AISDs em comparação com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.

Tabela 2 - Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis.

Tipo	Designação UNS	Temp. em °C	Módulo de elasticidade em GPa	Calor Específico em J/kg.K	Condutividade Térmica em W/m.K	Coeficiente de Expansão Térmica Linear	
						Temp. °C	10 ⁻⁶ /K
Ferrítico	S 43000	20	205	480	22	20-100	10
	S 44700	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S 30400	20	205	520	16	20-100	16
	S 08904	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S 31803	20	200	400	17	20-100	13,5
		100	190	400	18		
		200	180	500	19	20-200	14
		300	170	550	20	20-300	14,5
	S 32550	20	200	450	17	20-200	13,5
		100	190	450	18	20-300	14
		200	180	530	19	20-500	14,5
	S 32750	20	200	470	16	20-100	13
		100	190	-	17		
		200	180	-	19	20-200	13,5
		300	170	-	20	20-300	14
		400	160	-	21	20-400	14,5

Fonte: LONDOÑO (1997).

Com base na Tabela 2 nota-se que os AIDs e os AISDs possuem menores coeficientes de expansão térmica do que os aços inoxidáveis austeníticos, e próximos aos dos aços inoxidáveis ferríticos tornando-os aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores que 300 °C. Sua condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor. Os AIDs também são fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem (GIRALDO, 2001).

3.2.2 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos AIDs e AISDs são reflexos da combinação das propriedades mecânicas individuais das fases ferrita e austenita, particularmente em função do teor da fase ferrítica presente (WILL, 2009).

A Tabela 3 mostra as principais propriedades mecânicas de várias classes de AIDs. Já na Tabela 4 são mostrados os valores típicos das principais propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis duplex, ferríticos e austeníticos.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas de algumas classes de AIDs.

Designação UNS	Limite de Escoamento (σ_y) (MPa)	Limite de resistência à tração (σ_t) (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
S31200	450	690	25	280
S31500	440	630	30	290
S31803	450	620	25	290
S32304	400	600	25	290
S32550	550	760	15	297
S32750	550	800	15	300
S32760	550	750	25	300
S32900	485	620	20	271
S32950	485	690	20	290

Fonte: ASTM (2011a).

Tabela 4 - Valores típicos das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis.

Tipo	Designação UNS	Limite de Escoamento (σ_y) (MPa)	Limite de resistência à tração (σ_t) (MPa)	Alongamento (%)	Tenacidade ao impacto ¹ (J)	Resistência à fadiga ² (MPa)
Austenítico	S30400	210	515 - 690	45	> 300	120 ± 120
Ferrítico	S43000	205	450	20	-	-
Duplex	S32304	400	600 - 820	25	300	245 ± 245
	S31803	450	680 - 880	25	250	285 ± 285
	S32750	550	800 - 1000	25	230	300 ± 300

Fonte: NILSSON (1992). Notas: 1 - Temperatura ambiente e 2 - Tração cíclica.

Com base na Tabela 3 e na Tabela 4 é possível perceber que os AIDs tentam conciliar as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, apresentado uma excelente combinação de propriedades mecânicas. Onde limite de

escoamento dos AIDs e AISDs é na ordem de duas vezes o valor dos aços inoxidáveis austeníticos e ainda possuem tenacidades comparáveis. Já o alongamento mínimo dos AIDs e AISDs é de 25%, sendo superior ao valor alcançado pelos aços inoxidáveis ferríticos.

Os AIDs apresentam ainda alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C), esta alta tenacidade é resultado não somente do pequeno tamanho de grão (aproximadamente 10 µm mesmo após conformação a quente e tratamentos térmicos convencionais), mas também da forte presença de austenita em sua estrutura (MAGNABOSCO, 2001).

E por fim os limites de resistência à tração dos AIDs e AISDs são maiores que os valores médios apresentados pelos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, permitindo importantes reduções na espessura de parede de componentes, obtendo-se grandes economias de peso que podem alcançar valores de até 50% dependendo da norma de fabricação aplicada e do material substituído conforme mostrado na Tabela 5 (CHARLES, 1997). Motivo, além da resistência a corrosão, pelo qual estes aços são empregados nos componentes e/ou equipamentos utilizados no segmento offshore da indústria de petróleo e gás natural.

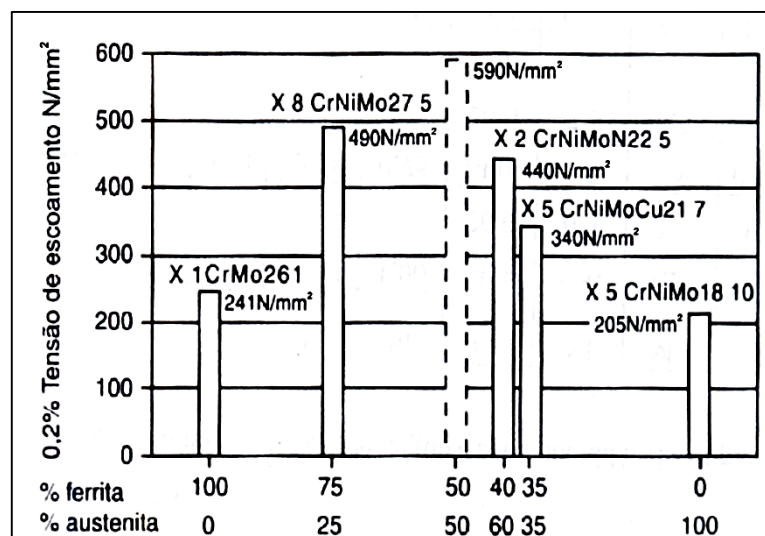
Tabela 5 - Economia em peso pela troca do aço AISI 316L pelo UNS S31803.

Norma	País	Tensão Admissível (e>5mm, 20°C) (MPa)		Economia em peso (%)
		AISI 316L	UNS S31803	
ASME VIII	E.U.A.	115	155	26
CODAP 90, f.1	França	170	275	38
BS 5.500	Inglaterra	150	289	48
ADW 2	Dinamarca	150	300	50

Fonte: CHARLES (1997).

As boas propriedades mecânicas dos AIDs estão condicionadas à sua microestrutura balanceada. Fato que pode ser comprovado através da Figura 1 que ilustra a influência da microestrutura do AID sobre o comportamento do limite de escoamento em função da proporção ferrita/austenita. Percebe-se que os melhores resultados ocorreram quando a fração volumétrica de cada fase foi de 50% (MENEZES, 2005).

Figura 1 - Limites de escoamento para aços com diferentes % de ferrita/austenita.



Fonte: SCHLAPFER e WEBER (1986).

Contudo, os AIDs são materiais com altos teores de elementos de liga, por isso são propensos ao fenômeno de fragilização por tratamentos térmicos ou processamentos termomecânicos inadequados. Essa fragilização pode ocorrer em faixas de temperaturas mais baixas devido à formação de fase α' (fragilização a 475°C) ou em faixas de temperaturas mais altas devido à precipitação de compostos intermetálicos como fase sigma (σ), fase chi (χ), fase Laves (η), nitreto de cromo (Cr_2N) (LONDOÑO, 1997). Tanto as fases formadas quanto as precipitações nos AIDs serão abordadas com maiores detalhes em tópicos posteriores.

3.2.3 Resistência à corrosão

Os AIDs são amplamente conhecidos por apresentarem uma elevada resistência à corrosão localizada (pites e frestas), uma excelente resistência à corrosão sob tensão (CST) induzida pela presença de cloretos e ainda são utilizados em aplicações onde necessita-se de resistência à corrosão generalizada. Além disso, os AIDs possuem bom desempenho em diferentes ambientes altamente agressivos como: ácido sulfúrico, ácido clorídrico, ácido fosfórico e ácido nítrico (BERNHARDSSON, 1991). Contudo as boas propriedades de corrosão dos AIDs dependem da composição química, bem como uma partição dos elementos de liga adequada (LONDOÑO, 1997).

Assim, os AIDs vêm tendo nas últimas décadas uma ampla utilização devido às altas resistências à corrosão aliadas às elevadas propriedades mecânicas. Atualmente no mercado os AIDs possuem uma grande variedade de ligas disponíveis, dentre as quais têm-se ligas com resistência à corrosão similar a alguns materiais como: os aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, as ligas com elevado teor de Mo e mesmo algumas ligas à base de Ni (LONDOÑO, 1997).

3.2.3.1.1 Resistência à corrosão por pites

De forma semelhante aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, os AIDs também são suscetíveis à corrosão por pites (LONDOÑO, 1997). Este tipo de corrosão localizada se caracteriza por uma dissolução localizada acelerada do metal, que ocorre como resultado da ruptura de uma camada protetiva passiva da superfície do aço (MORENO, 2004). A nucleação dos pites ocorre em locais preferenciais, como inclusões, discordâncias, contornos de grão ou interfaces α/γ . Nestes locais, podem estar presentes sulfetos ou ocorrer a precipitação de fases que resultam em regiões empobrecidas em cromo. A presença de sulfetos pode ser controlada pelo processo de fusão e refino do aço. Já a precipitação de fases dependerá da história térmica do material durante o seu processamento ou durante a fabricação de equipamentos (BERNHARDSSON, 1991; LONDOÑO, 1997).

A resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis é ditada pela composição química da liga. Dentre os elementos de liga que conferem elevada resistência à corrosão por pites destacam-se o Cr, Mo, W e N. O nível de resistência à corrosão por pites dos AIDs é comumente classificado através do PREN (termo que vem do inglês "Pitting Resistance Equivalent Number"). O PREN representa um número empírico utilizado para caracterizar a resistência à corrosão por pites em ambientes contendo cloretos e é calculado de acordo com a Equação 1 (NILSSON, 1992).

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$$

Equação 1

Apesar da Equação 1 relacionar apenas três elementos de liga ao PREN, e mesmo tendo algumas limitações, é o modo mais prático e útil de avaliar a resistência à corrosão por pite, do ponto de vista da seleção de materiais (MORENO, 2004). Esta

equação é normalmente usada nos aços inoxidáveis austeníticos, mas pode ser usada com cautela nos AIDs (LONDOÑO, 1997).

Na medida em que as pesquisas com os AIDs foram avançando, o peso do nitrogênio precisou ser reconsiderado e outros elementos precisaram ser considerados. Então com a mesma finalidade da Equação 1, duas novas equações empíricas foram propostas (NICHOLLS, 1994). São elas:

$$\text{PREN}_{30} = \%Cr + 3,3\%Mo + 30\%N \quad \text{Equação 2}$$

$$\text{PREN}_W = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad \text{Equação 3}$$

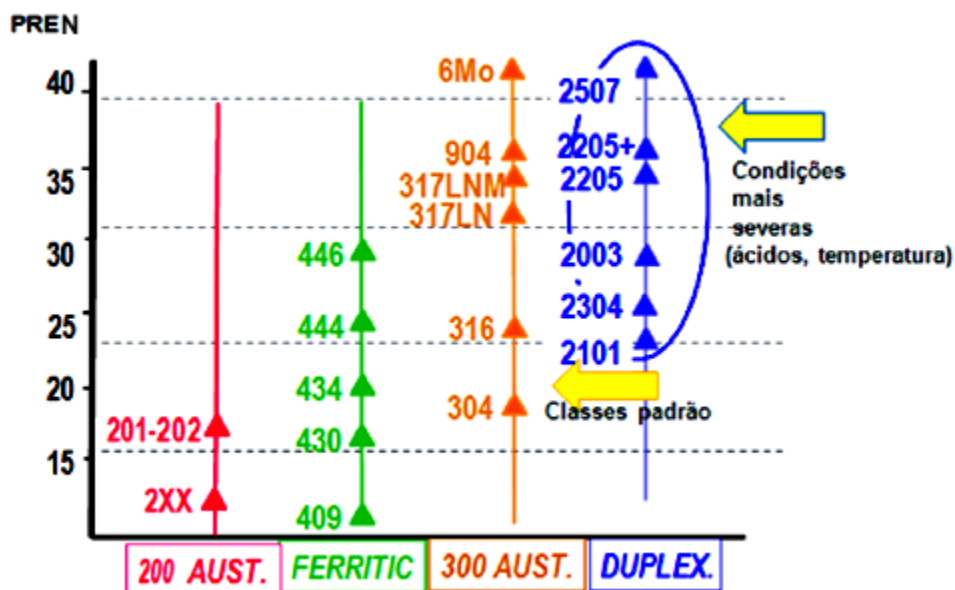
A Equação 2 atribui ao N um peso maior no cálculo do PREN, tendo em vista seu efeito benéfico sobre a resistência à corrosão no AID (MIURA *et al.*, 1990). Já a Equação 3 é utilizada no cálculo do PREN em AIDs ligados ao W (PREN_W), uma vez que este elemento tem influência marcante na resistência à corrosão por pites (MUÑOZ *et al.*, 2008). A Equação 2 e a Equação 3 são mais apropriadas ao uso em AISDs ($\text{PREN} > 40$).

Os AIDs apresentam partição dos elementos de liga entre as duas fases, sendo necessário determinar separadamente o PREN da austenita e da ferrita, pois caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material (BATISTA, 2002).

Na Figura 2 está ilustrada uma comparação entre o PREN para as famílias de aços inoxidáveis: duplex, ferríticos e austeníticos. Onde os AIDs obtiveram maiores PRENs, ou seja, uma maior resistência à corrosão por pites que as classes dos ferríticos e a classe 200 dos austeníticos.

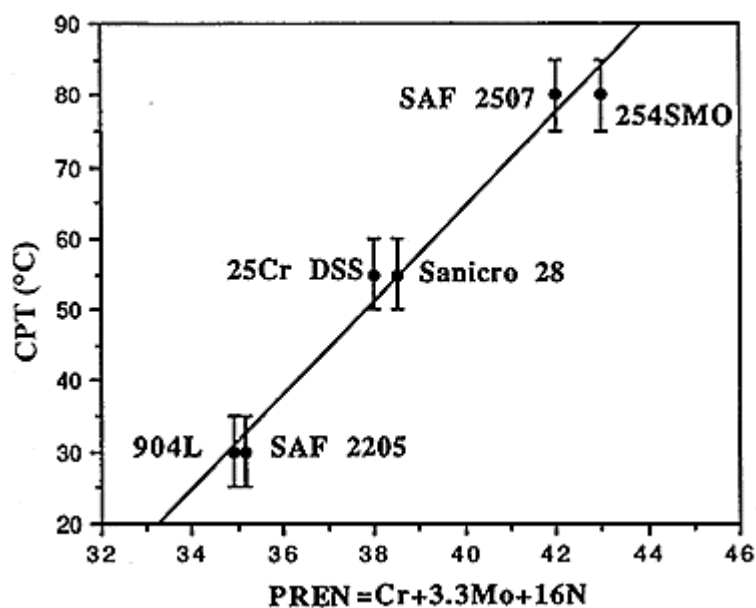
Já na Figura 3 é mostrada a relação existente entre o PREN e a temperatura crítica de corrosão por pites (CPT) para vários aços inoxidáveis. Esta relação é linear e depende essencialmente da composição química da liga, mas é indiferente a razão ferrita/austenita. Nesta figura percebe-se ainda que os AISDs e os superausteníticos (254SMO) que têm os maiores valores de PREN (acima de 40), também apresentam valores de CPT tão elevados como 80 °C (NILSSON, 1992).

Figura 2 - Comparação do PREN para várias famílias de aços inoxidáveis.



Fonte: CHARLES (2007).

Figura 3 - Relação entre o PREN e a temperatura crítica de corrosão por pites para vários aços inoxidáveis duplex e austeníticos.



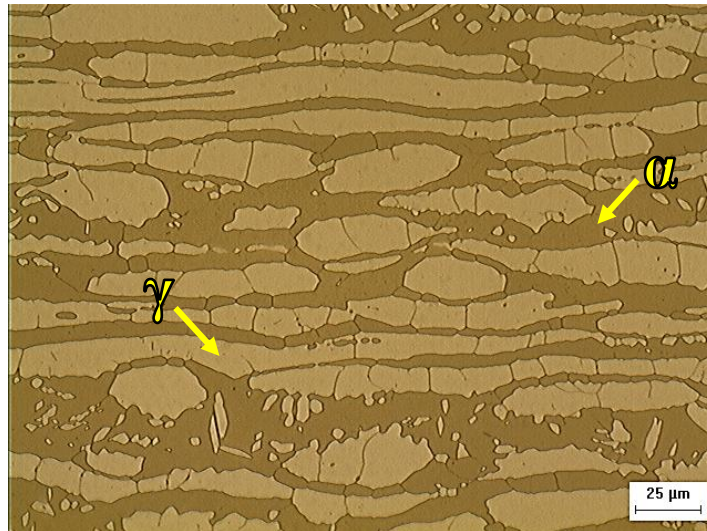
Fonte: NILSSON (1992).

3.3 Microestrutura dos AIDs

Os AIDs produzidos por laminação possuem uma microestrutura típica formada por proporções aproximadamente iguais de ferrita (α) e austenita (γ) dispostas na forma de lamelas alternadas (LONDOÑO, 1997). A Figura 4 exemplifica a

microestrutura típica dos AIDs na condição solubilizada, onde a fase mais escura representa a ferrita e a fase mais clara representa a austenita.

Figura 4 - Microestrutura típica dos AIDs na condição solubilizada. Ataque eletrolítico 40% HNO_3 . Aumento 500x.

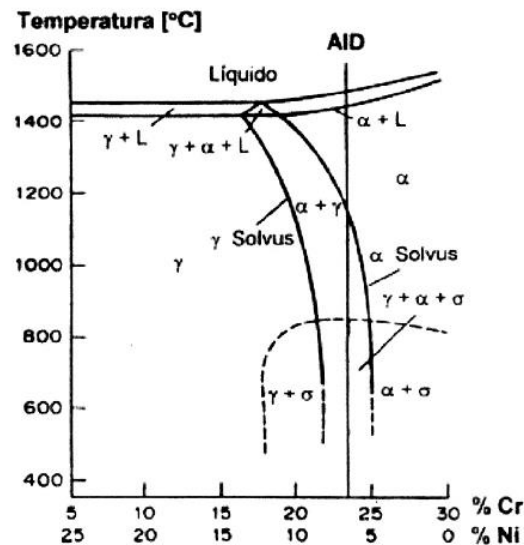


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

As fases em equilíbrio para os AIDs podem ser visualizadas através de um diagrama ternário Fe-Cr-Ni. Contudo estes diagramas ternários em temperaturas diversas foram substituídos pelos diagramas pseudobinários que representam uma série mais fácil de composições no campo $\alpha + \gamma$ e % Fe fixo, o qual para os AIDs em geral são de aproximadamente entre 60 e 70% (SOLOMON e DEVINE, 1982).

Os AIDs geralmente possuem maiores teores de elementos estabilizadores da ferrita (elementos ferritizantes) do que elementos estabilizadores da austenita (elementos austenitizantes) resultando em uma solidificação 100% ferrítica, como poder visualizada através do diagrama pseudobinário 70%Fe-Cr-Ni mostrado na Figura 5. Com base neste diagrama, percebe-se que os AIDs permanecem completamente ferríticos em altas temperaturas (acima da linha solvus da ferrita), com a nucleação e o crescimento de grãos austeníticos ocorrendo à medida que o resfriamento da liga avança (abaixo da linha solvus da ferrita) e assim é obtida uma microestrutura bifásica α/γ à temperatura ambiente, caso sejam utilizadas condições de resfriamento capazes de impedir a formação de outras fases (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Figura 5 - Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% Fe.

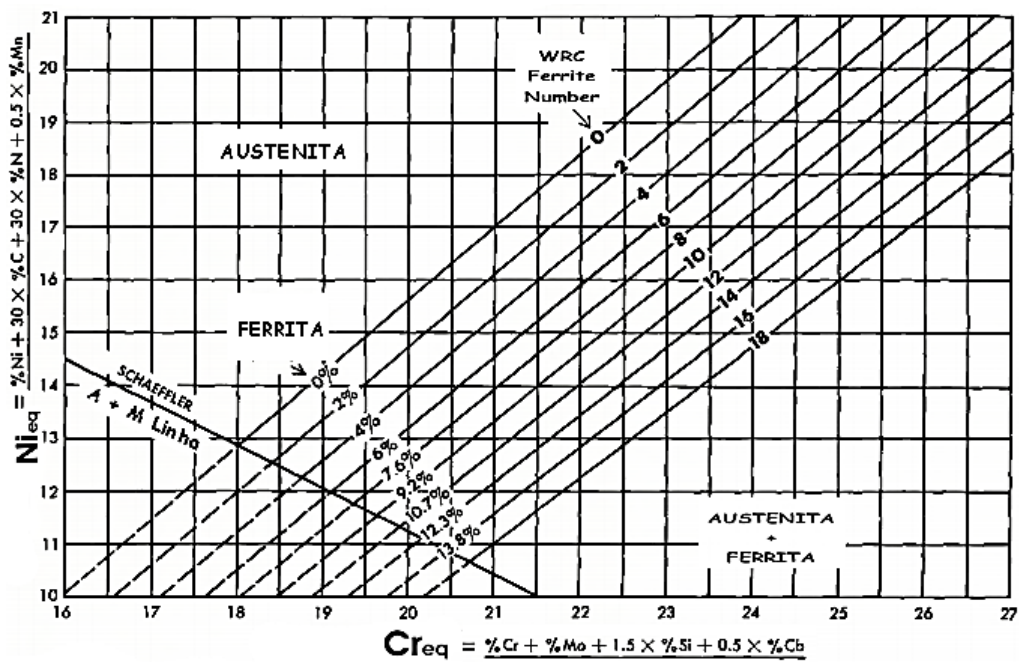


Fonte: (ATAMERT e KING, 1991a).

A utilização dos diagramas pseudobinários para prever a microestrutura dos AIDs é bastante limitada, uma vez que, só é possível em condições de equilíbrio, sendo que na maioria das aplicações estes materiais são submetidos à fundição ou soldagem. Estes diagramas também não consideram a presença de outros elementos químicos (ferritizantes e austenitizantes).

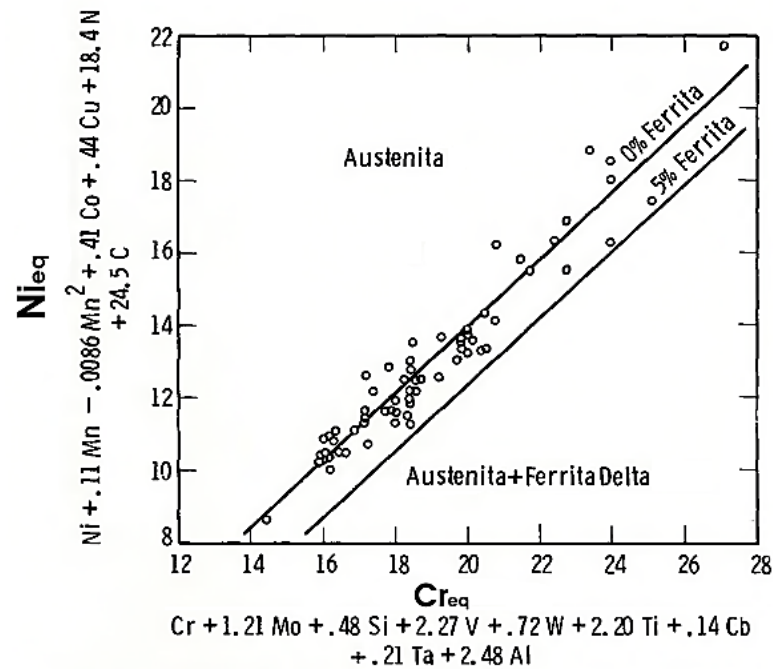
Assim, diversos pesquisadores desenvolveram trabalhos de formulação empírica que tentam prever as frações de austenita e ferrita presentes. Para isto os elementos de liga foram classificados como estabilizadores da ferrita (Cr, Mo, W, Si....) ou da austenita (Ni, N, Mn, C, Co, Cu...). Cada um destes elementos possui um fator de potência, que é proporcional ao seu efeito no balanço das respectivas fases. Desta forma, são determinados o Cromo e Níquel equivalentes (Cr_{eq} , Ni_{eq}) (LONDOÑO, 1997). Nas ligas resfriadas e fundidas rapidamente, tais como as obtidas em soldagens e fundidos em coquilha é possível se ter uma aproximação da fração volumétrica de ferrita através de diagramas como os de DELONG (Figura 6), HULL (Figura 7), ESPY e WRC-1992 (Figura 8) (LONDOÑO, 2001).

Figura 6 – Diagrama de DeLong.



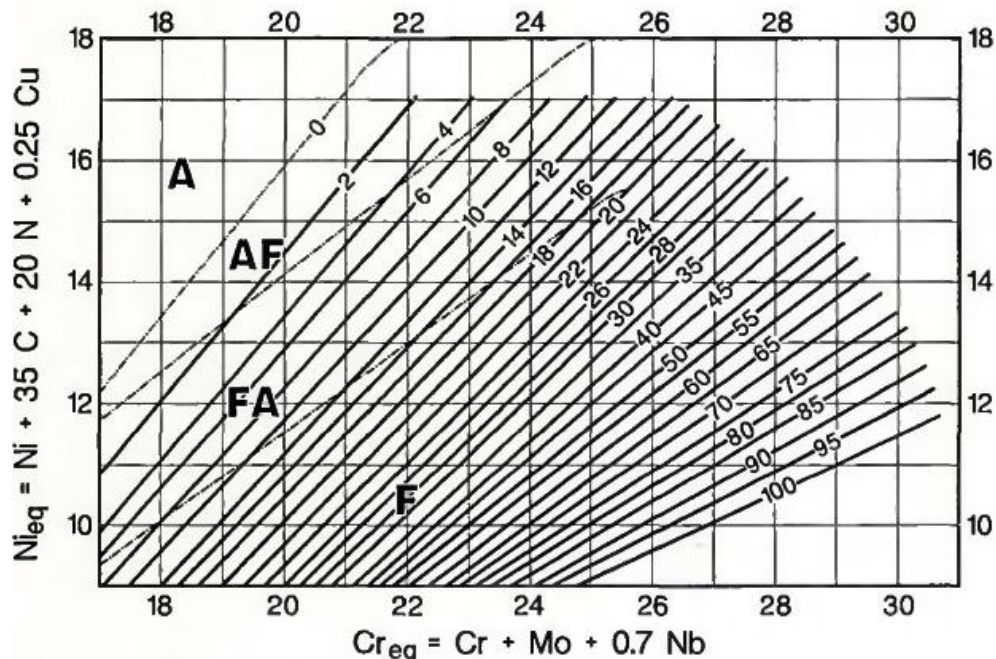
Fonte: DAVIS (1996).

Figura 7 - Diagrama de Hull.



Fonte: (HULL, 1973).

Figura 8 - Diagrama WRC-1992.



Fonte: KOTECKI e SIEWERT (1992).

Nota: A - Austenita; AF- austenita primária e um eutético de austenita e ferrita no espaço interdendrítico; FA - ferrita primária e um eutético de austenita e ferrita no espaço interdendrítico e F – ferrita.

O diagrama de ESPY (1982), não considera tantos elementos de liga como o diagrama de Hull para o cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} como mostrado na Equação 4 e na Equação 5 respectivamente. Mas este diagrama propõe uma avaliação muito boa sobre o efeito do nitrogênio, que é um dos elementos de liga mais importantes nos AIDs.

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,5\%Si + \%Mo + 3\%Al + 0,5\%Nb + 5\%V \quad \text{Equação 4}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,87\%Mn + 30\%C + 0,33\%Cu + x(\%N-0,045), \text{ onde } x=30 \quad \text{Equação 5}$$

para 0,0-0,2%N, $x=22$ para 0,21-0,25%N e $x=20$ para 0,26-0,35%N

Contudo, os diagramas citados acima não são os mais utilizados nos AIDs laminados. Dessa maneira, foi desenvolvido por PRYCE e ANDREWS (1960) um diagrama do tipo “SCHAEFFLER” para os aços inoxidáveis laminados a 1150°C (SOLOMON e DEVINE, 1982).

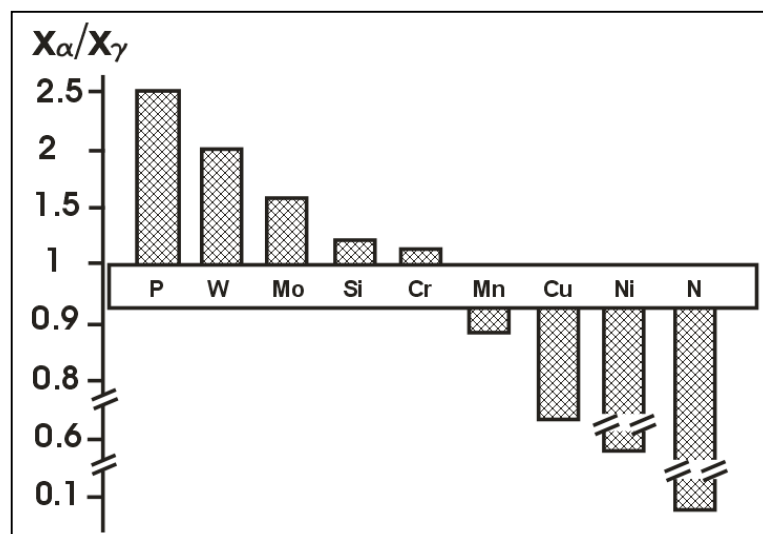
Nos AIDs a ferrita se decompõe em austenita através de dois mecanismos distintos, os quais dependem da temperatura em que ocorrem. No primeiro, a austenita se forma por um processo difusional de nucleação e crescimento em

temperaturas elevadas (650 - 1200 °C) e segue uma cinética com uma curva em “C”. Já no segundo mecanismo, a transformação se dá por um processo atérmico martensítico que ocorre em baixas temperaturas (300 - 650 °C) (SOUTHWICK e HONEYCOMBE, 1980).

Para obtenção da microestrutura balanceada em um AID laminado, a laminação à quente deve ser realizada numa região bifásica ($\alpha+\gamma$) e numa faixa de temperatura de 1000 °C a 1200 °C, sendo que temperaturas acima dessa faixa podem causar problemas de oxidação e abaixo dela precipitações associadas à fragilização. Em seguida é feito um tratamento térmico de solubilização normalmente entre 1050 °C (AID) e 1150 °C (AISD) e por fim um resfriamento rápido até a temperatura ambiente para se assegurar que o aço permaneça inteiramente duplex e evitar a formação de fases secundárias (CHARLES e BERNHARDSSON, 1991; NILSSON, 1992; SOLOMON e DEVINE, 1982). Com este processamento obtém-se uma microestrutura bifásica ($\alpha+\gamma$) nos AIDs, onde considerando que a composição química da liga foi previamente ajustada, a fração volumétrica típica de ferrita é de 40 a 45% (MENEZES, 2005).

Outro detalhe importante que pode ser extraído da Figura 5 é que as composições químicas da ferrita e da austenita em um AID são diferentes, isto se deve a uma partição diferente dos elementos de liga entre estas duas fases. Os coeficientes de partição típicos dos elementos de liga dos AIDs são mostrados na Figura 9.

Figura 9 - Coeficiente de partição (X_α/X_γ) típico dos elementos de liga para um AID solubilizado (1040 - 1090 °C) e resfriado em água.



Fonte: CHARLES (1994).

3.3.1 Fases secundárias precipitadas nos AIDs

Os AIDs possuem elevados teores dos elementos de liga, o que os torna bastante suscetíveis à precipitação de fases secundárias quando submetidos a uma faixa de temperaturas entre 300 e 1000 °C. Na faixa de temperatura de 300 a 500 °C, ocorre a fragilização de baixa temperatura, também conhecida como fragilização à 475°C. Este tipo de fragilização se deve à presença da fase α' e limita a temperatura máxima de aplicação em serviço dos AID à 300 °C para evitar a precipitação desta fase. Já para a faixa de temperatura de 600 a 1000 °C ocorre a fragilização de alta temperatura, devido a precipitação de diversas fases intermetálicas (σ , χ , τ , R, Cr_2N ...). Este tipo de fragilização pode ocorrer durante a soldagem ou em tratamentos térmicos realizados nos AIDs (KARLSSON, 1999; LONDOÑO, 1997; MENEZES, 2005).

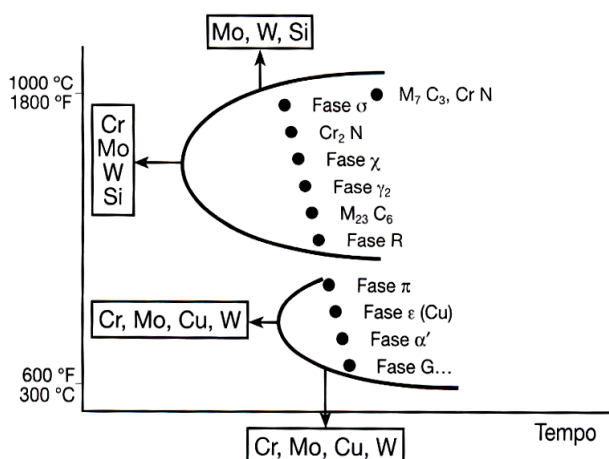
As fases secundárias precipitam em contornos de grão α/α , interfaces α/γ , inclusões, discordâncias e aglomerações de lacunas e tendem a reduzir tanto as propriedades mecânicas, quanto a resistência à corrosão. Isso faz com que a precipitação destas fases sejam indesejáveis nos AIDs e em especial para os AISDs, uma vez que estes são utilizados em aplicações mais severas (KARLSSON, 1999).

Além da precipitação nos AIDs ser afetada pelos teores dos elementos de liga, ela também é fortemente dependente da temperatura, do tamanho de grão das fases e do tempo de permanência na faixa de precipitação (MENEZES, 2005; MUTHUPANDI *et al.*, 2003; PARDAL *et al.*, 2009). Outro fator importante que favorece a precipitação de fases secundárias é a dissolução preferencial e a alta concentração de elementos como Cr, Mo e Si na ferrita, devido o maior coeficiente de difusão apresentado por sua estrutura cristalina CCC (DUPOIRON e AUDOUARD, 1996).

A Figura 10 apresenta as curvas Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) esquemáticas, as quais mostram as faixas de temperatura de precipitação das fases secundárias e também ilustram a influência de diferentes elementos de liga nos AIDs. Com isso é possível perceber que os AISDs possuem uma maior susceptibilidade à formação de fases secundárias, já que possuem estes elementos de liga em maior quantidade.

Já a Tabela 6 resume as principais características de algumas das fases mais comuns que podem precipitar nos AID. Tanto as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade, como as de resistência à corrosão podem ser prejudicadas de diversas formas, dependendo da fase presente (LONDOÑO, 2001).

Figura 10 - Curvas TTT esquemáticas e a influência dos elementos de liga na precipitação de fases secundárias nos AIDs.



Fonte: COLPAERT (2008).

Tabela 6 - Fases observadas nos AIDs.

Fase	Fórmula química	Estrutura cristalina	Parâmetro de rede (Å)	Faixa de temperatura (°C)	Composição química				
					Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Ferrita (α) ¹	-	CCC	a=2,86-2,88	-	54,5	27,9	8,4	2,9	0,05 N
Austenita (γ) ¹	-	CFC	a=3,58-3,62	-	55,5	27	10	3,6	0,54 N
Austenita secundária (γ_2) ¹	-	CFC	a=3,539	600-1000	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19 N
Nitreto ²	Cr ₂ N	Trigonal	a=4,750-4,796 c=4,429-4,470	550-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1 V N
Nitreto ²	CrN	CFC	a=4,140	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn N
Pi (II) ²	Mo ₁₃ Fe ₇ N ₄	Cúbica primária	a=6,47	500-600	28,4	34,9	2,8	33,9	N
Carboneto ²	M ₂₃ C ₆	CFC	a=10,56-10,68	550-1000	35	60	2	3	C
Carboneto	M ₇ C ₃	Ortorrômbico	a=4,52 b=6,99 c=12,11	950-1100	-	-	-	-	-
Chi (χ)	Fe ₁₈ Cr ₆ Mo ₅	CCC	a=8,920 a=8,862-8,878	400-950	48,2	26,7	3,3	21,8	-
Sigma (σ)	FeCr	Tetragonal	a=8,799-8,828 c=4,544-4,597	650-1000	55	29	5	11	-
ϵ	Rica em Cu	CFC	a=3,615	400-650	-	-	-	-	Cu
G ³	-	Cúbica	a=10,9-11,6	300-500	16	25	26	16	14 Si
Alfa linha (α')	α rica em Cr	CCC	a=2,87-2,89	350-750	12	72	3	10	3 Si
R	Fe ₂₈ Cr ₁₃ Mo ₁₂	Trigonal romboédrica hexagonal	a=9,01 $\alpha=74^\circ$ ³ a=10,937 c=19,346	550-800	44,8	25,6	-	27,8	1,8 Co
Tal (τ)	Fe-Cr-Mo	Ortorrômbica	a=4,054 b=3,436 c=2,867	550-650	43,4	23,9	5,9	22,8	3,6 Mn
Laves (η)	Fe ₂ Mo	HCP	a=4,73 c=7,72	650-815	-	-	-	-	-

Fonte: LONDOÑO (2001).

Notas: 1 - As composições da ferrita, γ e γ_2 são ilustrativas para a liga 25,66%Cr-9,24%Ni-3,8%Mo-0,26%N; 2 - Medidos só elementos metálicos e 3 - % atômica

As fases secundárias mais prováveis de precipitar na soldagem dos AIDs e AISDs são: nitretos de cromo (Cr_2N), σ , χ e austenita secundária (γ_2). Assim estas serão as únicas fases abordadas com maiores detalhes na seção 3.4.2.

3.4 Soldagem dos AIDs

Atualmente os AIDs são largamente utilizados em diversos setores industriais, por isso, em muitos casos a soldagem destas ligas faz-se necessária. Contudo, se o procedimento de soldagem não for executado adequadamente, poderá ocorrer um comprometimento das excelentes propriedades, tanto mecânicas quanto de resistência à corrosão, que os AIDs possuem. Portanto, o planejamento da soldagem deve ser feito de modo a tentar manter o balanço de fases da junta soldada o menos alterado possível e evitar a precipitação de fases indesejadas, citadas anteriormente. Assim, é essencial a escolha adequada do consumível (composição química), controlar as temperaturas atingidas pela junta e os tempos de permanência em tais temperaturas.

Com relação aos processos de soldagem, os AIDs podem ser soldados por quase todos os processos convencionais a arco elétrico, dentre os quais se destacam: Eletrodo Revestido (SMAW), MIG/MAG (GMAW), Arame Tubular (FCAW), Arco Submerso (SAW), o TIG (GTAW) e o Plasma por Arco Transferido (PTA) (IMOA, 2009). Porém, deve-se limitar o uso de processos que promovam elevadas velocidades de resfriamento, as quais impedem a formação de austenita e tendem a produzir juntas bastante ricas em ferrita e pouco tenazes. Como exemplos desta limitação podem citar: o TIG autógeno e os processos de soldagem por feixe de elétrons (EBW) e a laser (LBW), que possuem uma fonte de energia de alta densidade e os processos de soldagem por resistência e por atrito (LONDOÑO, 2001; MUTHUPANDI *et al.*, 2003).

Como o presente trabalho emprega o Arame Tubular na soldagem de juntas do AISD UNS S32750, este processo será melhor detalhado na seção 3.5.

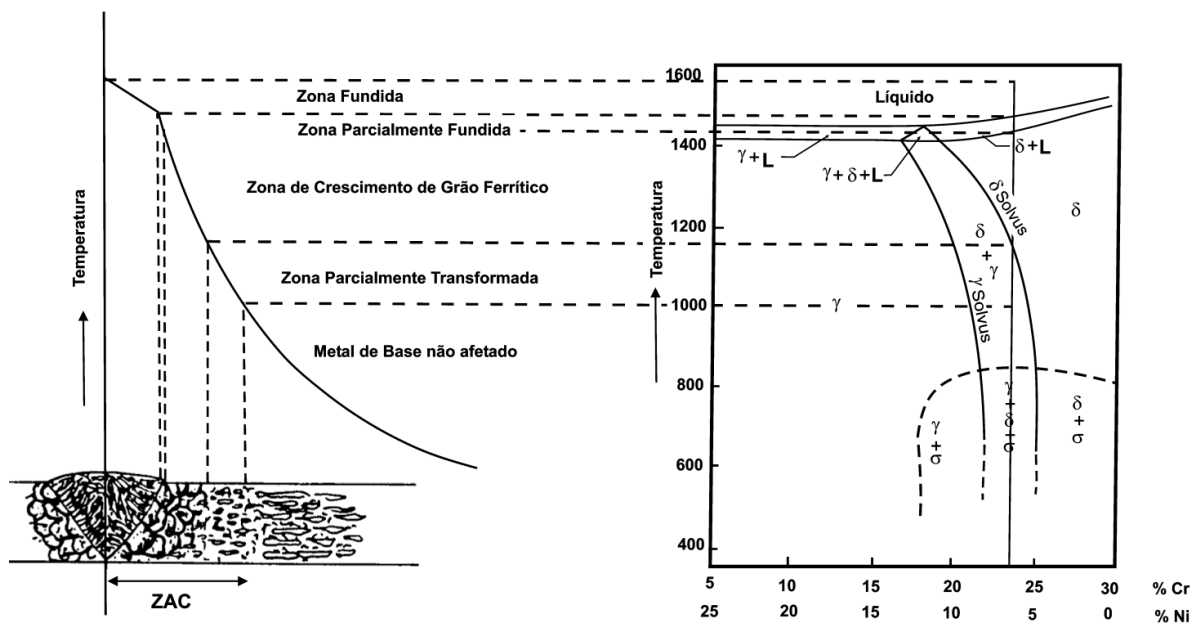
3.4.1 Microestrutura obtida na soldagem

Na soldagem dos aços AIDs são produzidas regiões com microestruturas bem características, as quais variam desde a zona fundida (ZF) obtida através de

fenômenos de solidificação até a zona afetada pelo calor (ZAC), onde ocorrem transformações no estado sólido. A microestrutura característica tanto da ZF como da ZAC é consequência tanto dos ciclos térmicos quanto da repartição térmica as quais essas regiões foram submetidas (LONDOÑO, 2001).

Assim, a Figura 11 apresenta um diagrama esquemático que relaciona a repartição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni e neste diagrama ainda são ilustradas as seguintes regiões: zona fundida, zona de ligação e uma zona afetada pelo calor formada pela zona de crescimento de grão da ferrita, zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado.

Figura 11 - Diagrama esquemático mostrando as regiões de um AID soldado.



Fonte: ATAMERT e KING (1992).

3.4.1.1 Zona fundida (ZF)

A ZF é uma região caracterizada por altas velocidades de resfriamento, o que gera grande preocupação com seu balanço microestrutural (ferrita/austenita). Assim, a composição química do metal de adição, os gases de proteção, o processo de soldagem empregado e a velocidade de resfriamento são os principais fatores que determinam o balanço microestrutural da ZF, podendo este variar consideravelmente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MUTHUPANDI *et al.*, 2003).

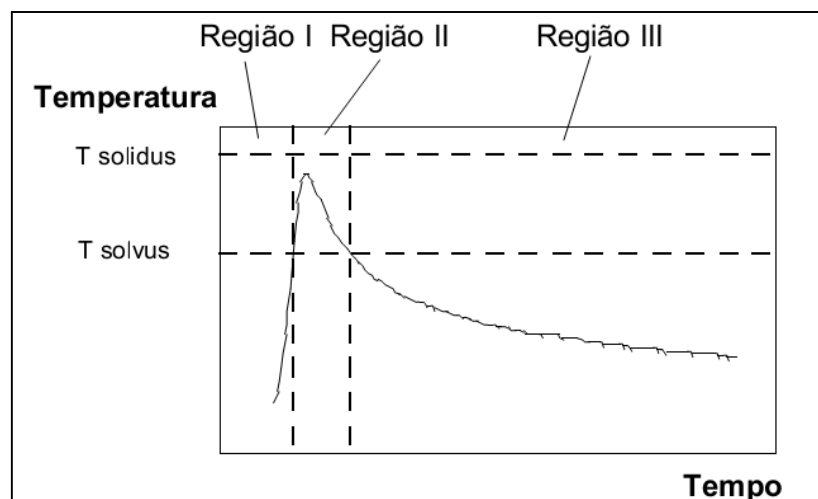
A solidificação na ZF se dá epitaxialmente e evolui de uma condição de boa mistura dos elementos de liga para uma condição onde a microestrutura é controlada pela difusão (GREGORI e NILSSON, 2002). Assim, a microestrutura final da ZF é composta por uma matriz ferrítica e grãos de austenita precipitados em diferentes morfologias. Segundo MUTHUPANDI *et al.* (2003), a austenita pode ser observada em três morfologias distintas na ZF: alotriomórfica de contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten e austenita intragranular. Sendo estas morfologias formadas devido às elevadas taxas de resfriamento (MUTHUPANDI *et al.*, 2003).

3.4.1.2 Zona Afetada Pelo Calor (ZAC)

A ZAC corresponde à área imediatamente adjacente a ZF. Conforme mencionado anteriormente na ZAC as transformações ocorrem no estado sólido e geralmente consistem na dissolução parcial da austenita e dos precipitados durante o aquecimento, e na reformação de austenita e precipitação de fases secundárias.

Estas transformações poder ser melhor entendidas através do uso do diagrama mostrado na Figura 12. Este diagrama esquemático apresenta um ciclo térmico genérico na ZAC, o qual está dividido em três regiões distintas.

Figura 12 - Diagrama esquemático de um ciclo térmico genérico na ZAC de um AID.



Fonte: VAROL (1992).

Na região I, o metal de base é aquecido a temperaturas que se aproximam da linha solvus da ferrita. Nesta faixa de temperatura a austenita começa a se transformar em ferrita através de um processo de crescimento do grão ferrítico controlado por

difusão, até que a estrutura se torne completamente ferrítica. Nesta mesma faixa de temperatura, os precipitados previamente existentes na estrutura, devido aos tratamentos termomecânicos anteriores à soldagem, também começam a se dissolver. Estes precipitados consistem principalmente de carbonetos e especial de nitretos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Na região II, acima da linha solvus da ferrita, ocorre o crescimento do grão ferrítico uma vez que não há segunda fase (austenita) ou precipitados para inibir o seu crescimento, o que é similar ao rápido crescimento de grão observado nos aços inoxidáveis ferríticos. Este crescimento de grão depende da temperatura e do tempo de permanência do material acima da temperatura solvus da ferrita e pode levar a uma severa queda na tenacidade do material (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; LONDOÑO, 2001).

E por fim, na região III o resfriamento abaixo da linha solvus da ferrita proporciona tanto a nucleação e crescimento de austenita quanto a precipitação de fases secundárias. A quantidade de austenita e precipitados dependem da velocidade de resfriamento, pois a transformação de ferrita para austenita em uma dada liga é controlada pela velocidade de resfriamento, onde maiores velocidades de resfriamento retardam esta transformação e resultam em elevados teores de ferrita na ZAC. Já o grau de precipitação de fases secundárias também é uma função da velocidade de resfriamento. Elevadas velocidades de resfriamento, promovem a retenção de ferrita, acarretando numa precipitação de carbonetos e nitretos na fase de ferrita muito mais pronunciada. Assim, a velocidade de resfriamento entre 1200 e 800 °C (ΔT_{12-8}) é frequentemente usada para quantificar seu efeito sobre o teor de ferrita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

3.4.2 Precipitação de fases decorrentes da soldagem

Grande parte do conhecimento que se tem sobre a precipitação de fases nos AIDs e AISDs é baseado em tratamentos isotérmicos, contudo, a soldagem introduz tensões significantes no metal de base que aceleram a precipitação de fases tanto na ZAC quanto na zona fundida, tornando este assunto tema de amplas investigações (KARLSSON, 1999).

Assim, devido aos ciclos térmicos típicos da soldagem tanto as ZACs quanto as ZFs reaquentadas apresentarão regiões expostas à faixa de temperatura em que ocorre a precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N), fase σ e outras fases intermetálicas.

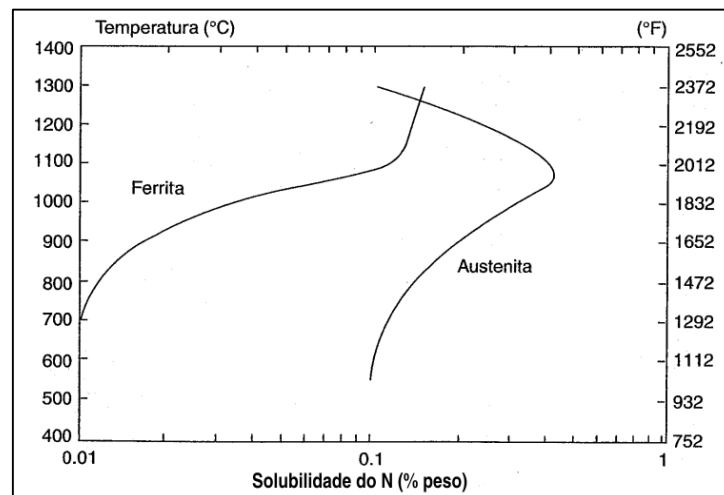
Desta forma, nos AIDs contendo 22%Cr, a formação de fases intermetálicas após a soldagem é normalmente insignificante. Já para os AISDs que contém 25%Cr ou mais, a formação de fases intermetálicas é mais rápida, e a ausência total destas fases após a soldagem é improvável (FOURIE e ROBINSON, 1990; LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

3.4.2.1 Nitretos de cromo (Cr_2N e CrN)

Os AIDs e em especial os AISDs são propositalmente ligados com o N, contendo até 0,3% deste elemento. Assim a precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N ou CrN) numa faixa de 700 a 900 °C tem sido reportada nestes aços (JOSEFSSON *et al.*, 1991; NILSSON, 1992).

A precipitação dos nitretos de cromo ocorre devido à baixa solubilidade do N na ferrita, quando comparada com a austenita. A diferença de solubilidade do N entre a ferrita e austenita em determinadas temperaturas é mostrada na Figura 13. Assim, durante um resfriamento rápido de uma microestrutura parcial ou completamente ferrítica, ocorre uma supersaturação de N na ferrita, resultando em uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo, com a composição química, a taxa de resfriamento e o tamanho de grão da ferrita sendo os fatores determinantes para a precipitação de um sobre o outro (LONDOÑO, 1997; RAMIREZ, A. *et al.*, 2003). Nos AIDs os nitretos de cromo precipitados a partir da ferrita por nucleação e crescimento, seguem uma curva de cinética em “C”. E esta nucleação ocorre em discordâncias, inclusões, contornos de grão α/α e interfaces α/γ (KARLSSON, 1999; RAMIREZ, A. *et al.*, 2003).

Figura 13 - Solubilidade do nitrogênio na ferrita e austenita.



Fonte: LIPPOLD e KOTECKI (2005).

Conforme mencionado anteriormente os elementos de liga tem um papel fundamental na precipitação de fases secundárias nos AIDs. No caso dos nitretos de cromo os efeitos são os seguintes: Cr, Mo e W aceleram a sua cinética de precipitação. O Mo e W ainda ampliam o campo de precipitação destas fases até temperaturas mais elevadas (CHARLES e BERNHARDSSON, 1991). Já o Ni proporciona um aumento no teor de austenita, diminuindo e/ou retardando a precipitação dos nitretos. E por fim, o N apresenta um efeito contraditório, pois este elemento é fortemente austenitizante, podendo retardar e diminuir a precipitação de nitretos ou pode ter um efeito contrário, uma vez que este elemento constitui os nitretos (LONDOÑO, 1997; NILSSON, 1992).

Na soldagem dos AIDs a precipitação dos nitretos está associada a ZAC e majoritariamente forma-se o Cr₂N hexagonal. Porém alguns autores também reportam a presença de placas do CrN cúbico na ZAC dos AIDs (HERTZMAN *et al.*, 1986; LIAO, 2001). Segundo HERTZMAN *et al.* (1986), a precipitação do CrN na ZAC do AID UNS S31803 pode ser explicada pela baixa energia de ativação para a sua nucleação na ferrita, devido à relação de orientação favorável entre as duas fases (HERTZMAN *et al.*, 1986). Já Liao (2001) propõe que a precipitação de CrN cúbico na ZAC de um AID com composição de 25% Cr - 4,6% Ni - 1,8% Mo - 0,14% N, é favorecida pela precipitação de Cr₂N, pois numa região próxima a estes precipitados a concentração de Cr pode se tornar muito baixa, enquanto que a concentração de N é um pouco elevada devido à maior difusividade do N, em relação ao Cr, na ferrita. Assim, a condição para a precipitação de CrN é satisfeita (LIAO, 2001).

Os nitretos são fases ricas em Cr e sua precipitação causa um empobrecimento deste elemento na matriz em torno do precipitado, tornando estas regiões mais suscetíveis à corrosão localizada. O teor de cromo da matriz ferrítica adjacente aos nitretos é aproximadamente 3% menor que no restante da matriz (UME *et al.*, 1987). Como a difusão do cromo na ferrita é facilitada, esta diferença tende a diminuir para velocidades de resfriamento menores durante a soldagem. Este pequeno empobrecimento em Cr não parece justificar totalmente a corrosão localizada gerada nestas regiões. Portanto, outros fenômenos como a corrosão galvânica entre a zona empobrecida e a matriz, o desarranjo interfacial nitreto/matriz ou os esforços internos, podem contribuir para que a corrosão localizada aconteça (ATAMERT e KING, 1992).

A precipitação dos nitretos também afeta as propriedades mecânicas dos AIDs. Vários autores reportam que esta pode levar a uma redução significativa da

tenacidade (LONDOÑO, 1997; NILSSON e WILSON, 1993; VAN NASSAU *et al.*, 1997). Nas ZACs dos AIDs foram observadas fraturas por clivagem na interface α/γ com a presença de Cr_2N em corpos de prova Charpy de AID testados a baixas temperaturas (-200 °C, -20 °C) (CAO e HERTZMAN, 1991; ENJO *et al.*, 1988; LIPPOLD *et al.*, 1994). O Cr_2N apresenta ainda uma elevada dureza que é em torno de 1300 Vickers (KIKUCHI *et al.*, 1988; apud LONDOÑO, 1997).

Contudo, segundo NILSSON (1992) a presença de Cr_2N proporcionou pouca ou nenhuma alteração em relação às propriedades de tenacidade e resistência à corrosão na ZAC dos AIDs. Assim, devido as pequenas frações volumétricas, a presença dos nitretos de cromo nos AIDs é menos prejudicial que a de outras fases intermetálicas, como a fase sigma (LONDOÑO, 1997).

3.4.2.2 Austenita secundária (γ_2)

Nos AIDs em temperaturas imediatamente abaixo da linha solidus sua microestrutura é completamente ferrítica e durante o resfriamento, uma parte desta fase transforma-se em austenita primária (γ_1). Porém, se o resfriamento for rápido o suficiente para prejudicar a formação da γ_1 , têm-se a obtenção de um balanço microestrutural α/γ fora da condição de equilíbrio para uma dada composição e com elevados teores de α . Assim, caso o material seja reaquecido, devido a um tratamento isotérmico ou como consequência do processo de soldagem, há uma difusão adicional como tentativa de se atingir o equilíbrio, resultando em um crescimento da γ_1 e a nucleação de uma “nova” austenita, conhecida como austenita secundária (γ_2) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; LONDOÑO, 2001).

Na soldagem dos AIDs as regiões que experimentam as condições necessárias para precipitação de γ_2 são a ZF e ZAC. E de acordo com NILSSON *et al.* (1995), dois tipos de γ_2 podem ser identificados no metal de solda dos AIDs. O primeiro tipo de γ_2 , denominada intergranular é formada nas interfaces α/γ numa faixa de temperatura de 800 a 900 °C e não é nada mais que o crescimento das partículas preexistentes de austenita, mas apresentam uma composição química diferente desta. Já o segundo tipo, denominado intragranular é formado no interior dos grãos de ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000 °C. Ainda segundo este autor, a cinética de transformação para esta austenita acicular é controlada por

difusão, uma vez que o processo de nucleação e crescimento apresenta uma cinética de curva em “C” (NILSSON *et al.*, 1995).

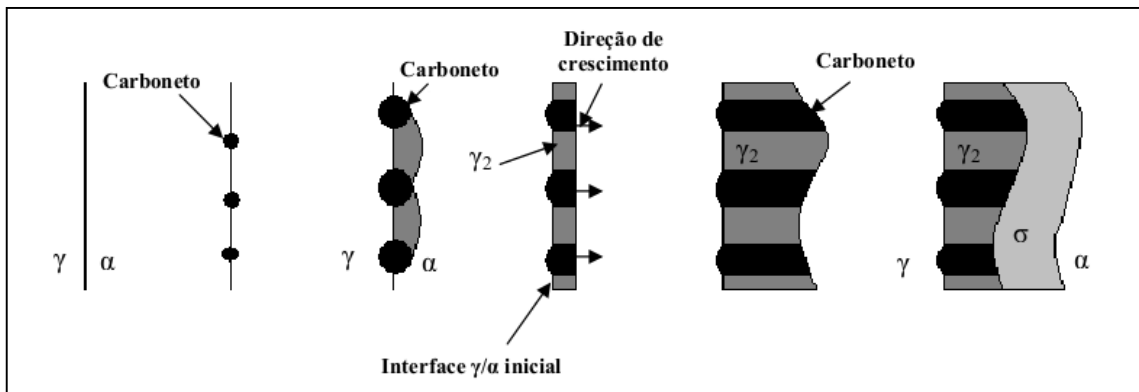
ATAMERT e KING (1991b) propuseram três tipos de nucleação da γ_2 intragranular nos AIDs: heterogênea a partir de inclusões, nucleação simpática e nucleação autocatalítica. Na primeira, as inclusões são como um substrato inerte para a nucleação. A nucleação simpática consiste em uma nucleação a partir de outras partículas de γ_2 . A nucleação autocatalítica consiste em novas placas de γ_2 que nucleiam dentro do campo de tensões e de difusão das partículas existentes. Este mecanismo mostra-se dominante no caso em que a energia de ativação para a nucleação homogênea é baixa (LONDOÑO, 2001).

Diversos autores reportaram que a precipitação de γ_2 está fortemente associada à precipitação de outras fases intermetálicas, como nitretos de cromo (Cr_2N) e carbonetos (M_{23}C_6). A precipitação cooperativa entre γ_2 e os nitretos e carbonetos de cromo será detalhada a seguir.

3.4.2.2.1 *Precipitação cooperativa de austenita secundária e carbonetos*

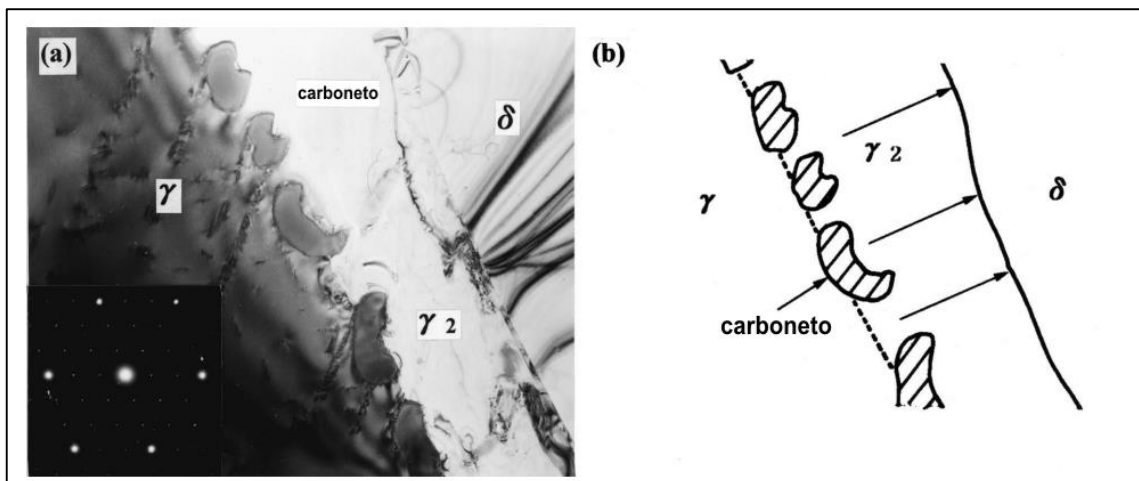
Em tratamentos térmicos de um AID SAF 2205, Lee *et al* (1999) observaram a precipitação cooperativa de carbonetos e γ_2 em duas morfologias. Na morfologia lamelar (Figura 14) foi notado que os carbonetos precipitados na interface α/γ têm uma composição alta de Cr, o que leva à depleção de Cr na vizinhança do contorno dentro da ferrita, levando à nucleação de γ_2 . Por sua vez, a γ_2 expulsa o excesso de Cr para a vizinhança, levando assim à precipitação de carbonetos. Assim, tem-se origem à reação eutetóide $\alpha \rightarrow \gamma_2 + \text{M}_{23}\text{C}_6$. Posteriormente, devido ao reduzido teor de C nos AIDs, a precipitação de carbonetos é limitada, dando origem a uma segunda reação eutetóide do tipo $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$. A outra morfologia observada é a de carbonetos no formato de larva na interface original α/γ , com o crescimento de γ_2 dentro da α , como ilustra a Figura 15.

Figura 14 - Ilustração da precipitação de $M_{23}C_6$ e γ_2 a partir da interface, seguida de precipitação de σ .



Fonte: LEE *et al.* (1999).

Figura 15 - Micrografia eletrônica de transmissão mostrando em (a) carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α de um AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por 1 hora e em (b) o diagrama esquemático da microestrutura.

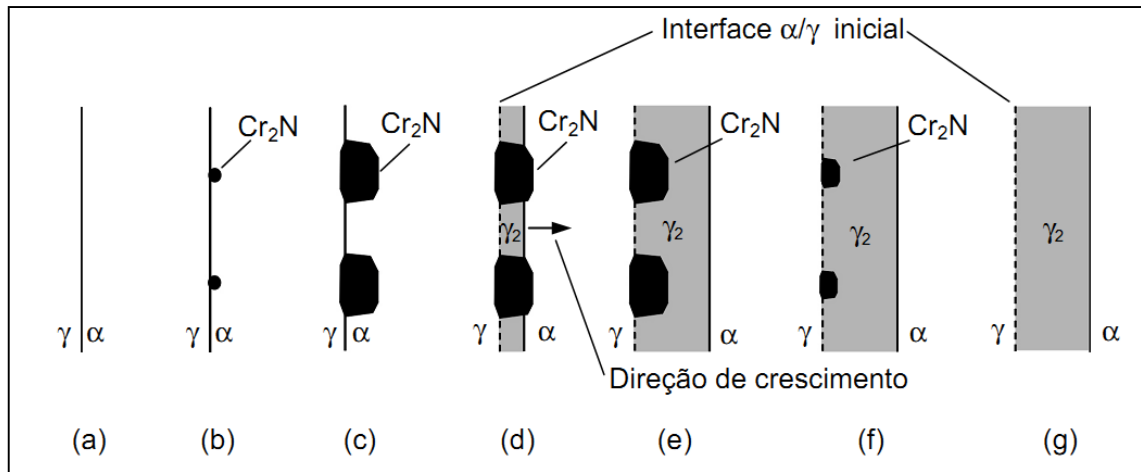


Fonte: LEE *et al.* (1999).

3.4.2.2 Precipitação cooperativa de austenita secundária e nitretos de cromo

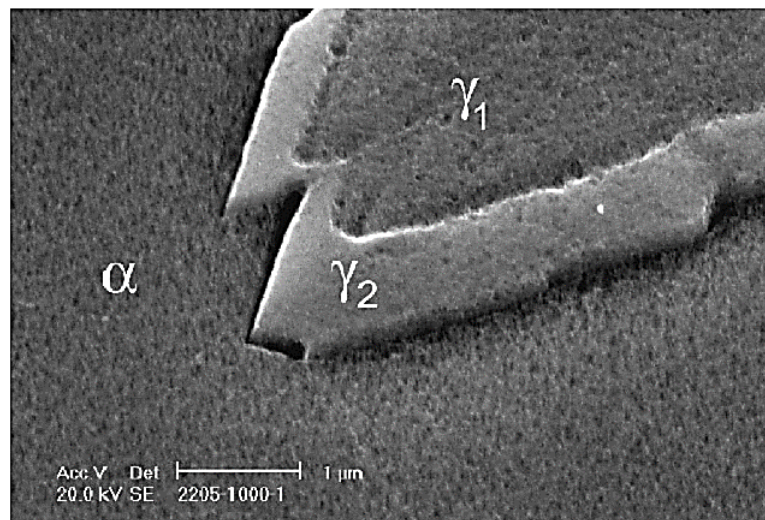
Ramirez *et al* (2003) estudaram detalhadamente a precipitação de γ_2 em várias ligas comerciais de AIDs e propuseram um modelo para descrever o mecanismo de precipitação cooperativa de γ_2 e nitretos de cromo nestas ligas, mostrado esquematicamente na Figura 16. De acordo com este mecanismo, Cr_2N nucleia inicialmente na interface γ/α , resultando em uma depleção local dos elementos ferritizantes Cr e Mo. Esta depleção local leva então à nucleação e crescimento de γ_2 na interface. O Cr_2N original é então isolado da ferrita e dissolvido. Resultando na γ_2 com morfologia típica mostrada na micrografia da Figura 17.

Figura 16 - Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N .



Fonte: (RAMIREZ, A. J. *et al.*, 2003).

Figura 17 - Microscopia eletrônica de varredura, com canhão de emissão de campo mostrando o crescimento de γ_2 intergranular a partir de partículas preexistentes de γ_1 , após reaquecimento a 1000 °C por 1 s de um AID UNS S32205.



Fonte: (RAMIREZ, A. J. *et al.*, 2003).

Com relação à soldagem dos AIDs, a γ_2 formada no MS apresenta menores teores de Cr, Mo e N que a γ_1 (ATAMERT e KING, 1991b; NILSSON *et al.*, 1995). Já a γ_2 observada na ZAC de soldas multipasse para o AISD SAF 2507, se deve a dissolução de precipitados de Cr_2N na faixa de temperatura entre 1000 e 1200 °C, pois o nitrogênio liberado nesta dissolução atua como estabilizador da austenita, promovendo a formação desta γ_2 (BRANDI *et al.*, 1997).

E por fim, a precipitação de γ_2 que possui menores teores de elementos passivadores (Cr, Mo e N) pode provocar um efeito deletério às propriedades de resistência à corrosão dos AIDs e causar um processo de corrosão localizada (LONDOÑO, 2001; NILSSON, 1992; NILSSON e WILSON, 1993). Porém, a precipitação desta fase também causa uma melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AIDs, devido à excelente tenacidade apresentada pela γ (LIPPOLD e AL-RUMAIH, 1997).

3.4.2.3 Fase sigma (σ)

A fase σ formada nos AIDs possui uma estrutura tetragonal e baseia-se no sistema Fe-Cr. Caracteriza-se por possuir elevada dureza (900-1000 HV), fragilidade a temperatura ambiente e por conter um alto teor de elementos como Cr, Mo, Si e W (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MAEHARA *et al.*, 1983). A composição típica desta fase encontra-se na faixa de 29-34% Cr, 3-5% Ni, 3-9% Mo e 0-7% W, dependendo da composição do aço e da temperatura de formação (KARLSSON, 1999). Assim, esta talvez seja a fase intermetálica mais estudada e indesejada nos AIDs, devido a sua influência negativa nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, a qual será melhor abordada posteriormente ainda neste tópico.

A precipitação da fase σ ocorre numa faixa de temperatura que varia entre 600 e 1000 °C, sendo fortemente influenciada pela composição química da liga (SOLOMON e DEVINE, 1982). O principal mecanismo de precipitação desta fase é a decomposição da ferrita, dada por uma reação eutetóide $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$ (MAEHARA *et al.*, 1983). A precipitação desta fase segue uma curva de transformação em "C", nucleando preferencialmente nos contornos de grão ferrítico e nas interfaces α/γ e crescendo para o interior da ferrita (KARLSSON, 1999; NILSSON, 1992; SOLOMON e DEVINE, 1982).

Com relação à influência dos elementos de liga na cinética de precipitação da fase σ nos AIDs, alguns destes elementos terão seus efeitos detalhados a seguir.

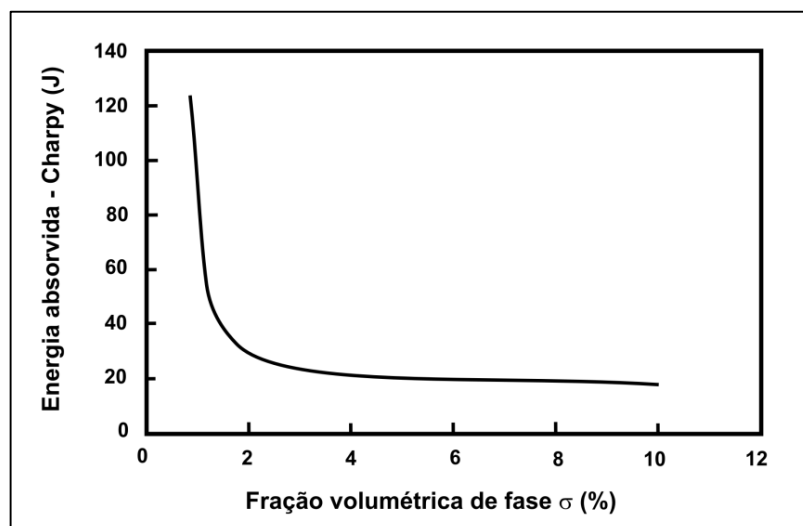
Adições de W e Cu aceleram a cinética de precipitação da fase σ . O Mo além de acelerar a cinética, também amplia o campo de precipitação desta fase até temperaturas mais elevadas (WEGRZZYN e KLIMPEL, 1981). O Mo proporciona ainda uma maior precipitação da fase sigma em relação ao W, onde uma substituição do Mo pelo W no AID SAF 2205 pode diminuir consideravelmente a quantidade de

fase σ formada (AHN e KANG, 2000). Elementos estabilizadores da ferrita como Cr e Mo aceleram e aumentam a quantidade de precipitação da fase σ (LI *et al.*, 2002; MAEHARA *et al.*, 1983). O Ni acelera a cinética de precipitação da fase σ , pois é um elemento austenitizante reduzindo assim a fração de ferrita, a qual apresentará um aumento do teor de elementos formadores de fase σ (Cr e Mo) (MAEHARA *et al.*, 1983; MIURA *et al.*, 1990; NILSSON, 1992).

Além da composição química da liga, a temperatura de solubilização, a deformação a frio prévia ou a quente e a fração volumétrica e tamanho de grão das fases ferrítica e austenítica também podem ter influência sobre a precipitação de fase σ (GIRALDO, 2001; LONDOÑO, 1997; MENEZES, 2005; PARDAL *et al.*, 2009).

A precipitação de fase σ na microestrutura dos AIDs provoca uma drástica redução nas propriedades mecânicas do material como: tenacidade, redução de área, alongamento e limite de escoamento (FOLKHARD, 1988). O alongamento pode cair de 40% para 7%, com a precipitação de sigma (ATAMERT e KING, 1993; BADJI *et al.*, 2008). Para a tenacidade, a literatura reporta que a presença de apenas 1% de fase σ leva a uma redução de aproximadamente 50% na energia absorvida durante um ensaio de impacto como exemplifica a Figura 18 (NORSTRÖM *et al.*, 1981).

Figura 18 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ para um AISD com 25% Cr em relação à fração volumétrica de fase σ .

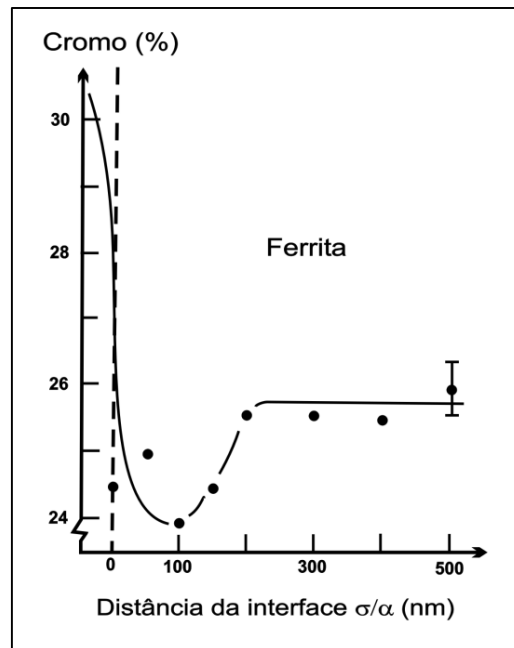


Fonte: KARLSSON (1999).

A resistência à corrosão também é reduzida pela presença de fase σ nos AIDs, uma vez que a precipitação desta fase provoca um empobrecimento de elementos

passivadores (principalmente Cr e Mo) na ferrita adjacente aos precipitados (Figura 19) e conseqüentemente há uma redução na resistência à corrosão localizada (KARLSSON, 1999; TAN *et al.*, 2009). A resistência à CST também é reduzida pela precipitação de fase σ (KOLTS, 1982).

Figura 19 - Empobrecimento de Cr na ferrita adjacente à fase σ em um AID UNS S31803 tratado termicamente a 850 °C por 10min.



Fonte: KARLSSON (1999).

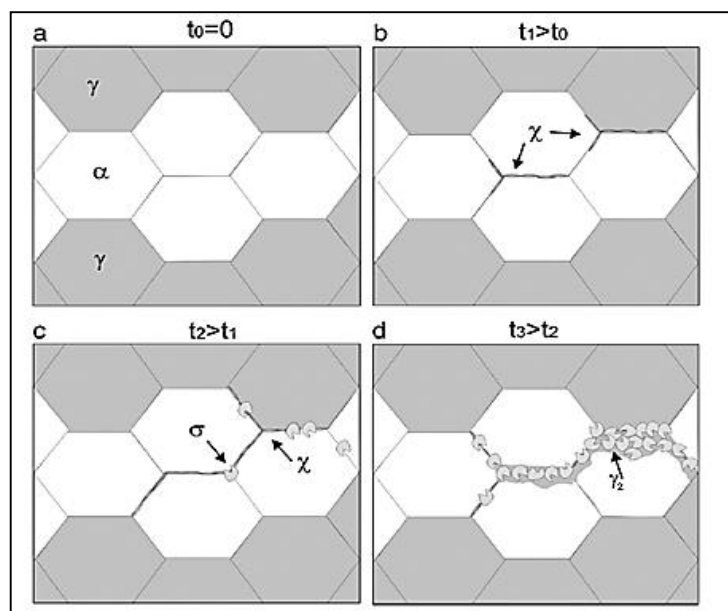
Na soldagem dos AIDs e AISDs, a precipitação da fase σ exibe uma cinética de precipitação mais lenta que os nitretos de cromo. Contudo, pode haver algum tipo de competição entre elas, uma vez que nestes materiais tanto a fase σ quanto o Cr_2N geralmente precipitam a partir da ferrita, ambas são fases ricas em cromo e podem precipitar em lugares comuns (ENJO *et al.*, 1988). Assim, a fase σ pode estar presente em regiões da ZAC e da ZF após o emprego de energias de soldagem elevadas, devido à menor velocidade de resfriamento nestas condições (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; TAVARES *et al.*, 2007). Segundo Nishimoto *et al* (2006), na soldagem multipasse, a fase σ se precipita preferencialmente nos contornos de grão γ_2/α em regiões da ZF que foram reaquentadas. Contudo, para a liga SAF 2507, a simulação realizada por estes autores prevê que a maior fração desta fase tende a ocorrer na ZAC.

3.4.2.4 Fase Chi (χ)

Nos AIDs, a fase χ se caracteriza por possuir uma estrutura CCC e precipita quando estes aços são expostos a uma faixa de temperatura entre 700 e 900 °C (NILSSON, 1992). Esta fase possui um caráter frágil e sua composição típica varia de 20-28% Cr, 3-5% Ni e 9-22% Mo em aços que não possuem W em sua composição, e 4-17% Mo e 3-16% W nos AID que possuem até 4,3% W (ESCRIBA *et al.*, 2009; KARLSSON, 1999).

A fase χ precipita inicialmente nos contornos de grão α/α e em menores quantidades que a fase σ (ESCRIBA *et al.*, 2009). Contudo, esta fase é termodinamicamente instável sendo consumida pela precipitação fase σ e dá lugar a esta após tratamentos térmicos prolongados (CALLIARI *et al.*, 2006; ESCRIBA *et al.*, 2009). A Figura 20 representa esquematicamente a precipitação de fase χ em um aço inoxidável duplex.

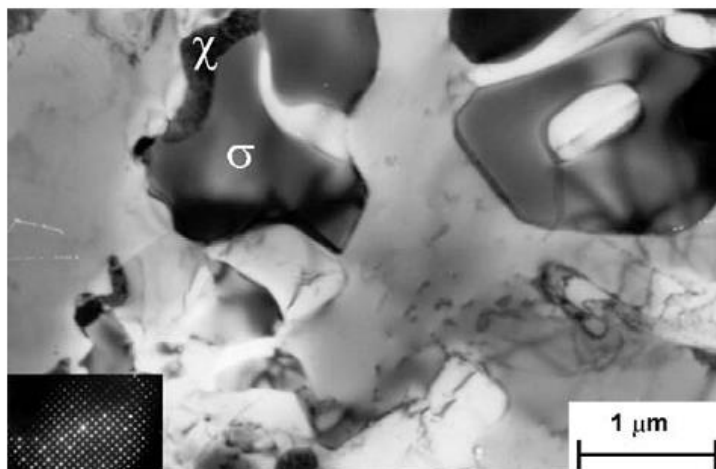
Figura 20 - Representação esquemática da precipitação das fases χ e σ em um aço inoxidável duplex conforme o tempo t na faixa de temperatura de precipitação desta fase.



Fonte: ESCRIBA *et al.* (2009).

Esta fase é identificada usando a difração de elétrons no MET (Figura 21), mas às vezes também pode ser identificada em amostras planas por MEV usando elétrons retroespalhados, pois devido ao seu elevado teor de Mo (muitas vezes por volta de 20%), a fase χ aparece com um contraste maior do que a fase σ (NILSSON, 1992).

Figura 21 – Micrografia obtida por MET mostrando as fases σ e χ precipitadas no AID SAF 2205.



Fonte: MICHALSKA e SOZAŃSKA (2006).

Esta fase é rica em Cr e Mo e também apresenta efeitos deletérios nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, mas devido à sua coexistência com a fase σ estes efeitos são difíceis de serem estudados separadamente (KARLSSON, 1999; NILSSON, 1997). Entretanto, Calliari *et al* (2006) reportaram que uma pequena quantidade de χ , em torno de 0,5-1,0%, é responsável por uma queda drástica na tenacidade de um AID UNS S31803.

3.4.3 Influência da Energia de soldagem

A energia de soldagem é um dos principais parâmetros de soldagem que influencia na microestrutura final dos AIDs, tendo em vista que este parâmetro determina o tempo de exposição à faixa de temperatura crítica (KARLSSON, 1999). Pois, através da energia de soldagem é possível controlar o tempo de resfriamento da junta, o qual determinará não só a fração volumétrica das fases como também a precipitação de fases danosas ao material.

Portanto, a utilização de uma energia de soldagem alta fará com que a ZF e a ZAC resfriem lentamente, o que favorece a precipitação de austenita, resultando em uma microestrutura mais balanceada. Porém, esta menor velocidade de resfriamento favorece a precipitação de fases intermetálicas. Já o uso de uma energia de soldagem menor, conseqüentemente resulta em uma velocidade de resfriamento maior,

desfavorecendo a precipitação de austenita e, assim, resultando em uma microestrutura da ZF mais rica em ferrita (FOURIE e ROBINSON, 1990). O tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C (Δt_{12-8}) é utilizado como um limite prático para a soldagem dos AIDs e, segundo Liljas *et al* (1986), deve estar na faixa de 4 a 15 segundos para se obter uma microestrutura balanceada.

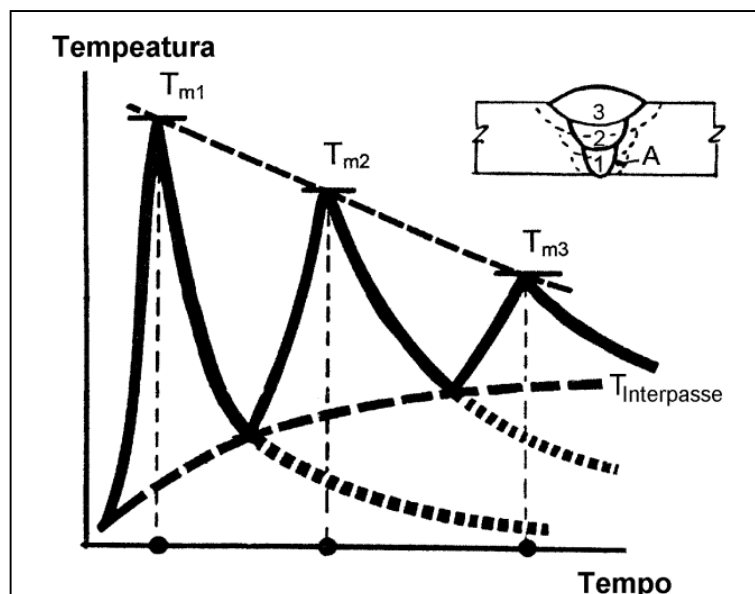
Com relação à precipitação de nitretos, observou-se uma maior densidade de Cr₂N na ZAC de um AID quando maiores velocidades de resfriamento foram utilizadas (LIAO, 2001). E segundo Karlsson *et al* (1992), deve-se utilizar a energia de soldagem na faixa de 0,5 a 1,5 kJ/mm para evitar a precipitação de fases intermetálicas nos AISDs.

3.4.4 Soldagem multipasse nos AIDs

Durante a soldagem multipasse, tanto a ZF como a ZAC são reaquecidas. Isto leva a mudanças microestruturais nestas duas regiões, que dependem da microestrutura gerada em cada região, pelos ciclos térmicos precedentes. O aquecimento repetido da ZF e da ZAC pode levar à precipitação de fases intermetálicas, como os nitretos, a fase sigma entre outras (LONDOÑO, 1997; UME *et al.*, 1987). Por outro lado, há um aumento da fração de austenita da ZAC quando a junta é reaquecida pelos passes sucessivos (DELBLANC *et al.*, 1997; DENG *et al.*, 2009; VAROL, 1992).

Na soldagem multipasse, há também o surgimento de um importante parâmetro: a temperatura de interpasse ($T_{\text{interpasse}}$) mostrada na Figura 22. E esta sendo definida como a temperatura máxima entre os passes de soldagem, em um determinado ponto da junta. Na soldagem das ligas duplex e superduplex, por exemplo, recomenda-se que a temperatura máxima de interpasse seja de 200 °C, contudo na prática esta temperatura pode ser considerada alta, muitas vezes sendo utilizadas temperaturas abaixo de 150°C (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; NILSSON, 1992; NILSSON *et al.*, 2007; NORSOK, 2008).

Figura 22 - Sucessão de ciclos térmicos experimentados pelo ponto "A" da ZAC em uma junta obtida por soldagem multipasse.



Fonte: GRANJON (1991).

3.5 Processo de soldagem Arame Tubular (FCAW)

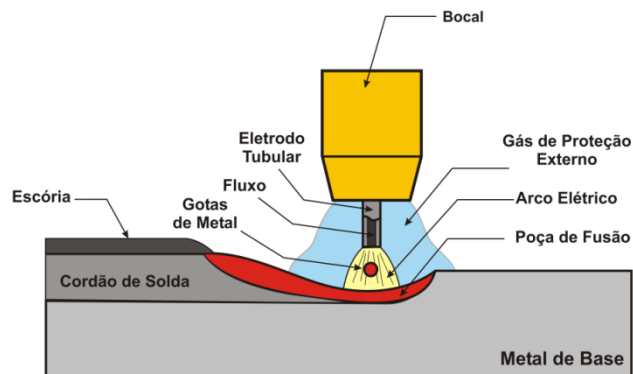
O processo arame tubular, também conhecido pela sigla FCAW (Flux Cored Arc Welding) é um processo de soldagem a arco elétrico, o qual é utilizado para coalescência entre um eletrodo tubular alimentado continuamente e a peça a ser soldada. Este processo pode ser automático ou semiautomático e normalmente utiliza uma fonte de energia do tipo tensão constante (AWS, 2004; MODENESI, 2006). O fato deste processo possuir um eletrodo com formato tubular que contém em seu interior um fluxo, lhe permite conciliar o alto fator de trabalho e a alta taxa de deposição característica do processo MIG/MAG com a alta versatilidade da soldagem com eletrodos revestidos no ajuste de composição química e facilidade de trabalho em campo (AWS, 2004; MARQUES *et al.*, 2005).

O processo arame tubular apresenta duas variações, a primeira é conhecida como soldagem com proteção gasosa adicional (Gas Shielded Flux Cored Arc Welding/FCAW-G) e a segunda é conhecida como soldagem com eletrodo autoprotetido (Self Shielded Flux Cored Arc Welding/FCAW-S) (AWS, 2004; MODENESI, 2006).

Na soldagem a arame tubular com proteção gasosa adicional (Figura 23), a proteção do arco e da poça de fusão da ação da atmosfera (principalmente O_2 e N_2) é

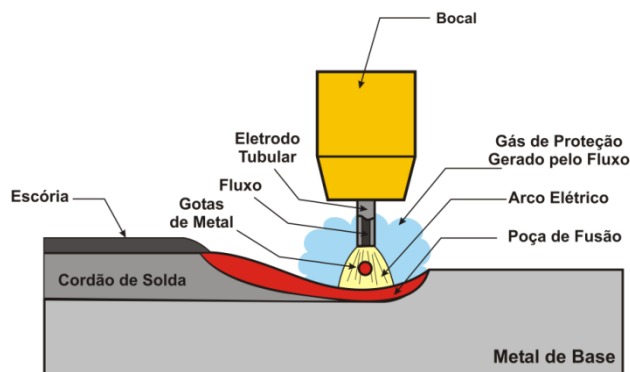
feita pelo fluxo interno do arame e complementada por um gás de proteção adicional, geralmente o CO₂ puro, ou uma mistura desse gás com argônio. Já na soldagem com arame tubular autoprottegido (Figura 24), somente a escória, os elementos desoxidantes e desnitretantes e os gases produzidos pela decomposição do seu recheio protegem o metal de solda da ação da atmosfera (AWS, 2004; GOMES, 2006).

Figura 23 - Representação esquemática da soldagem a arame tubular com proteção gasosa adicional.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 24 - Representação esquemática da soldagem a arame tubular autoprottegido.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Como todo processo, a soldagem com arame tubular tem suas vantagens e limitações e algumas delas são descritas a seguir.

a) Vantagens:

- Benefícios metalúrgicos provenientes do fluxo interno do arame;
- Auxílio da escória na forma e aspecto do cordão de solda;
- Alta qualidade do metal depositado (especialmente eletrodos básico e com núcleo de pó metálico);

- Ótima aparência da solda (solda uniforme);
- Fácil operação devido à alta facilidade de mecanização;
- Alta taxa de deposição devido à alta densidade de corrente no eletrodo tubular em relação ao arame maciço;
- Relativamente alta eficiência de deposição (exceto para o eletrodo autoprottegido);
- Arco visível quando comparado com o processo à arco submerso;
- Requer uma menor limpeza e preparação da junta do que no MIG/MAG;
- Distorção reduzida da peça em relação ao eletrodo revestido;
- Eletrodos autoprottegidos não necessitam de equipamentos para armazenamento e alimentação de gás de proteção adicional;

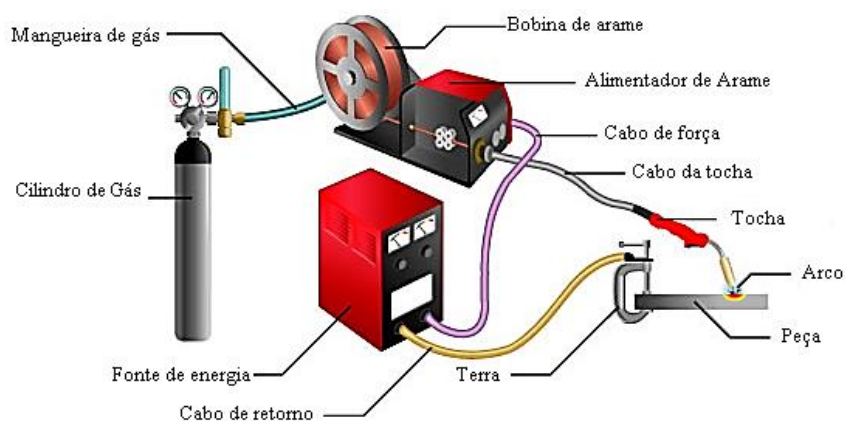
b) Limitações:

- Limitado à soldagem de metais ferrosos e liga a base de níquel;
- Necessidade de remoção de escória;
- O arame tubular é mais caro na base de peso do que o arame de eletrodo sólido, entretanto a medida que aumentam os elementos de liga esta relação diminui;
- O equipamento é mais caro se comparado ao utilizado para soldagem pelo processo eletrodo revestido, mas a alta produtividade compensa;
- Restrição da soldagem ao ar livre (somente para soldagem a arame tubular com proteção gasosa adicional);
- O alimentador de arame e a fonte de energia devem estar próximos ao local de trabalho;
- São gerados mais fumos do que os processos MIG/MAG e arco submerso.

3.5.1 Equipamentos utilizados no processo arame tubular

Assim como na soldagem com o processo MIG/MAG, os equipamentos necessários para soldagem a arame tubular com proteção gasosa adicional são compostos basicamente por uma fonte de energia, um sistema de alimentação de arame eletrodo, uma tocha de soldagem, um sistema de fornecimento de gás e, normalmente, um sistema independente de refrigeração da tocha, ilustrados na Figura 25. Dentre estes equipamentos, a fonte de energia pode ser considerada a mais importante, pois é responsável pelo controle dos principais parâmetros de soldagem. Já o equipamento necessário para a soldagem com arame tubular autoprotégido é mais simples, necessitando apenas de uma fonte de energia e de um adequado sistema de alimentação de arame. Dispensa o armazenamento e a alimentação externa de gás e os reguladores de pressão (AWS, 2004; NASCIMENTO, 2005).

Figura 25 - Representação esquemática dos equipamentos do processo arame tubular com proteção gasosa adicional.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

3.5.2 Variáveis do processo Arame tubular

O ajuste das variáveis de soldagem no processo arame tubular é bem complexo devido ao grande número de variáveis existentes e, muitas vezes, há interações entre elas, o que resulta numa dificuldade de obtenção de uma boa repetibilidade para os valores da resistência ao impacto do metal de solda, pois este fator depende que os parâmetros de soldagem estejam em conformidade com a natureza do arame consumível. Deste modo, pequenas alterações nas condições de soldagem podem causar modificações no ciclo térmico e resultar em variação microestrutural que conduza a diferentes propriedades mecânicas, especialmente nos valores de tenacidade de tal forma que é fundamental o conhecimento e o controle destas variáveis para se conseguir soldas com a qualidade desejada. (MIRANDA, 1999; MOTA, 1998).

A seguir as variáveis mais importantes bem como suas influências serão descritas a seguir.

3.5.2.1 Corrente de soldagem

A corrente de soldagem tem grande influência no processo arame tubular, e caso todas as outras variáveis do processo sejam mantidas constantes, um aumento na corrente proporciona um aumento na taxa de deposição, na penetração e na largura do cordão de solda. Já o uso de elevadas correntes tornam o cordão de solda convexo e com aparência deteriorada, enquanto que baixas intensidades de corrente têm como consequência uma transferência globular com gotas grandes e excessivos respingos. Quando se utiliza uma fonte de tensão constante, a corrente de soldagem é diretamente proporcional à velocidade de alimentação do arame (AWS, 2004).

3.5.2.2 Tensão do arco

A tensão do arco está diretamente relacionada com o seu comprimento. A aparência, a penetração e as propriedades do cordão de solda obtidas através do processo com arame tubular podem ser afetadas pela tensão do arco. Altas tensões (comprimento de arco maior) podem resultar em respingos excessivos e irregularidades no cordão de solda. Em eletrodos autoprotetidos, o aumento da

tensão pode provocar aumento na absorção de nitrogênio. Com o uso de eletrodo de aço de baixo carbono podem causar porosidade. Em eletrodos de aço inoxidável podem se originar trincas pela redução do teor de ferrita no metal depositado. Já o uso de baixas tensões (comprimento de arco menor) resultará em um cordão convexo com uma superfície estreita e reduzida penetração (AWS, 2004).

3.5.2.3 Comprimento do eletrodo

Esta variável representa o comprimento do arame não fundido a partir do bico de contato até o início do arco. O aumento na extensão do eletrodo acarreta um aumento da resistência elétrica do mesmo e por meio do efeito Joule (RI^2), a sua temperatura tende a aumentar. Esta temperatura do eletrodo afeta a tensão exigida da fonte, a taxa de deposição e a penetração. Podendo também afetar a rigidez do arco e sua estabilidade. Mantendo-se as demais condições, a redução deste parâmetro aumenta a corrente de soldagem. Um excessivo comprimento do eletrodo contribui para a redução da tensão de soldagem, o aumento da instabilidade do arco, a intensificação da salpicagem e na geração de porosidade no metal depositado. Contudo, a possibilidade de soldagem com grandes valores de comprimento do eletrodo, facilita a visibilidade na soldagem em juntas de difícil acesso (AWS, 2004; MACHADO, 1996; MARQUES *et al.*, 2005).

Os fabricantes recomendam a extensão de 19 a 38 mm para eletrodos com proteção gasosa e 19 a 95 mm com eletrodos autoprotetidos, dependendo da aplicação (AWS, 2004).

3.5.2.4 Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem representa o deslocamento do eletrodo no sentido do comprimento da solda na unidade de tempo. A penetração é influenciada pela velocidade soldagem da seguinte forma: para valores muito baixos de velocidade a quantidade de material depositado aumenta, resultando numa poça de fusão com grande volume, fazendo com que o calor do arco não atue diretamente no metal de base, gerando um reforço grande e uma penetração baixa. A partir desta condição, a penetração tende a aumentar com o uso de velocidades intermediárias e depois diminui com velocidades mais altas (MIRANDA, 1999).

Com relação tenacidade do metal de solda, alguns pesquisadores concluíram que a velocidade de soldagem é um dos parâmetros que apresenta as maiores influências no seu controle da tenacidade do metal de solda. Esta variável afeta as reações metalúrgicas envolvendo o metal líquido. Uma velocidade de soldagem muito baixa promove o aumento do volume da poça de fusão e uma maior facilidade para a sua contaminação pelo nitrogênio. No entanto, um valor muito elevado desta velocidade não permite, a intensificação das reações metalúrgicas de modo a complementar o processo de desnitretação. Neste caso, verifica-se também o aumento do teor de nitrogênio livre no metal de solda (MOTA, 1998).

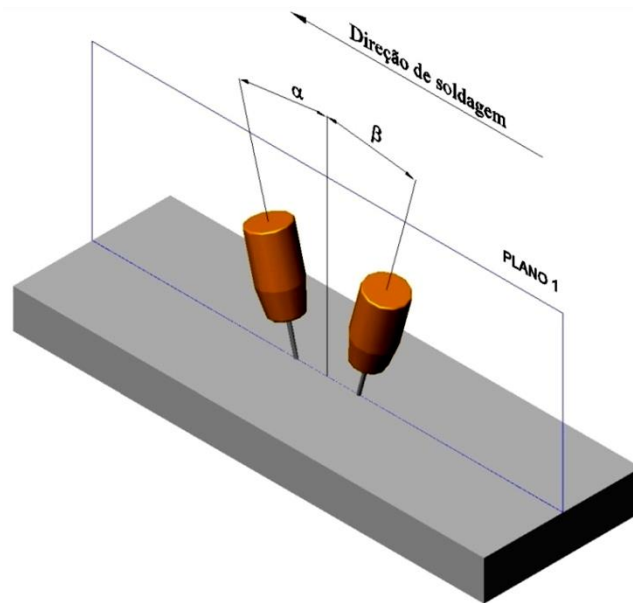
3.5.2.5 Ângulo de inclinação da tocha

Corresponde ao ângulo em que o eletrodo é mantido durante a soldagem e determina a direção na qual a força do arco é aplicada sobre a poça de fusão. Esta variável é controlada para tentar-se evitar, que a poça de fusão e a escória líquida ultrapassem a frente do arco elétrico, de forma a evitar inclusões de escória, porosidades, diminuição da penetração e irregularidades no formato do cordão de solda (AWS, 2004).

Considerando o plano 1 da Figura 26, a tocha pode assumir dois tipos de inclinação na soldagem arame tubular. A primeira, correspondente ao ângulo α , é denominada de soldagem “puxando” que direciona a tocha mais para poça de fusão, proporcionando uma maior taxa de transferência de calor para a peça, aumentando a penetração para ângulos de até cerca de 25° , quando depois começa a diminuir. A segunda, ângulo β , é denominada soldagem “empurrando” direciona a tocha mais para o metal base (mais frio) proporcionando uma redução na penetração e produzindo um cordão de solda mais largo e plano (AWS, 2004; MACHADO, 1996).

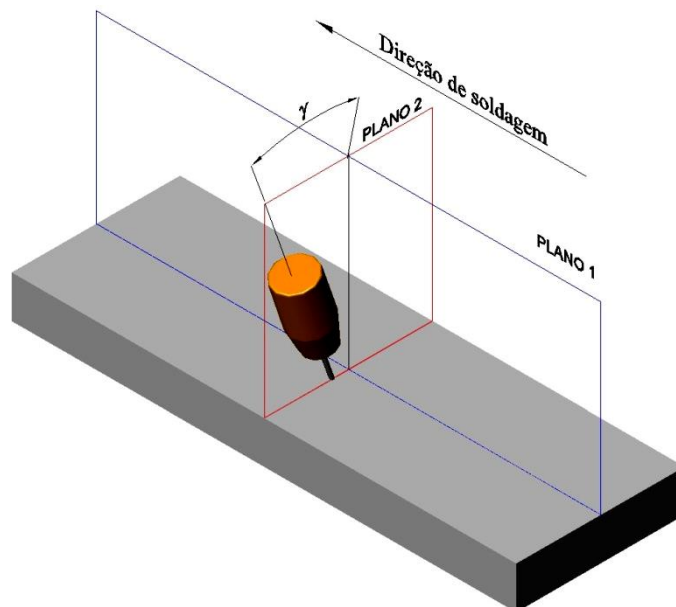
A tocha ainda pode ser inclinada de um ângulo γ no plano 2 da Figura 27 para facilitar a visualização do arco pelo operador na soldagem semiautomática e em soldagem de revestimento para minimizar a presença de defeitos no “pé” do cordão de solda.

Figura 26 - Soldagem puxando e empurrando.



Fonte: PESSOA (2009).

Figura 27 - Inclinação da tocha para visualização da solda pelo operador.



Fonte: PESSOA (2009).

Assim como as variáveis apresentadas anteriormente, o modo de transferência metálica e o tipo de gás de proteção também são variáveis importantes na soldagem com arame tubular, por isso serão detalhadas nos tópicos seguintes.

3.5.3 Consumíveis do Processo arame tubular

Basicamente, os consumíveis do processo arame tubular são os gases de proteção e os arames eletrodos.

3.5.3.1 Gás de Proteção

O gás de proteção tem uma influência muito significativa em todo o desempenho da soldagem com arame tubular. Sua função principal é proteger o metal fundido da oxidação, quando este é transferido do eletrodo para o metal de base durante a soldagem. O gás promove também a estabilidade do arco e a uniformidade da transferência metálica, controlando o modo de transferência em conjunto com outros parâmetros. Tanto a abertura como a estabilidade do arco são influenciadas pelo potencial de ionização dos gases de proteção usados no processo de soldagem. Ele afeta a eficiência, a qualidade, as propriedades da solda e a geometria do cordão de solda. O gás de proteção interage com o arame eletrodo na soldagem melhorando a resistência mecânica, a dureza e a resistência à corrosão no metal depositado. Controlando a transferência eficiente dos componentes do arame tubular, o gás de proteção pode alterar a microestrutura e as propriedades inerentes da solda. O gás de proteção pode também afetar o conteúdo residual de hidrogênio, oxigênio e nitrogênio dissolvido no metal de solda (LYTTLE e STAPON, 1990).

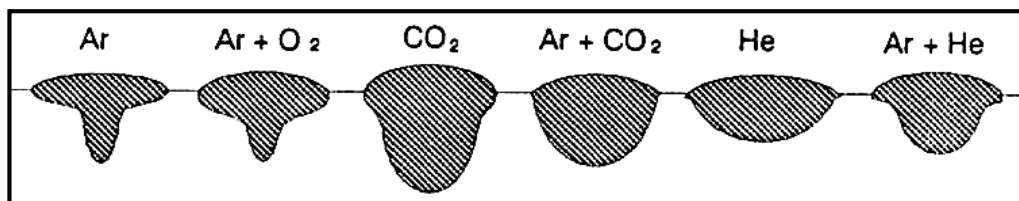
A escolha correta do gás de proteção depende tanto dos fatores do processo como dos fatores do material. Os gases mais comuns para a soldagem pelo processo arame tubular são o CO₂ puro ou misturas de CO₂ com o Ar. As proporções mais comuns para estes gases são 80% Ar – 20% CO₂, 75 % Ar – 25% CO₂. O CO₂ é mais usado neste processo, devido a duas vantagens deste gás: o baixo custo e a alta penetração (AWS, 2004).

O CO₂ é relativamente inativo na temperatura ambiente. Quando ele é aquecido a altas temperaturas pelo arco elétrico, dissocia formando o monóxido de carbono (CO) e o oxigênio. O oxigênio proveniente desta dissociação irá reagir com os elementos do metal fundido oxidando-os. Assim, materiais desoxidantes são adicionados ao fluxo do eletrodo para compensar os efeitos oxidantes do CO₂. O uso da mistura de gases na soldagem com arames tubulares pode combinar as vantagens separadas de dois ou mais gases. O aumento de gás inerte aumenta a eficiência de

transferência dos desoxidantes que estão no fluxo do arame. Por outro lado, a penetração será reduzida. O Argônio é capaz de proteger a poça de fusão em todas as temperaturas de soldagem. Sua presença em quantidade suficiente resulta na diminuição da oxidação comparativamente a proteção com 100% CO₂ (AWS, 2004).

A Figura 28 ilustra o perfil do cordão de solda característico para diversos gases e misturas.

Figura 28 - Perfil de cordões de solda utilizando diferentes gases.



Fonte: MARQUES (1991).

Quanto ao modo de transferência, o uso do CO₂ puro faz com que a transferência predominante seja por curto-circuito, devido a sua ação no balanço de forças que atuam na gota metálica na ponta do arame. Quando uma mistura de gases é usada, o modo de transferência pode ser outro, como a transferência goticular; mais comum quando se usa a mistura Ar e CO₂ com até 25% deste último (JEFFUS, 2002; MACHADO, 1996).

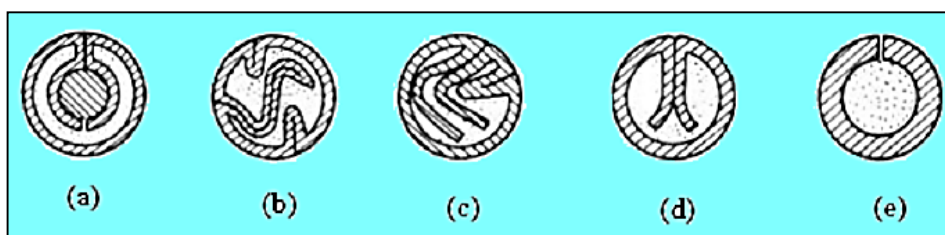
3.5.4 Arames eletrodos

Os arames eletrodos empregados no processo arame tubular são constituídos por uma capa metálica que aloja em seu interior um fluxo de composição química um tanto complexa. Esta capa metálica pode ser de aço baixo carbono ou de um material similar ao que será soldado, como é o caso da soldagem de aço inoxidável. O fluxo é composto por uma mistura de materiais que tem a função de garantir além das características metalúrgicas, a proteção da poça de fusão e as características operacionais. A mistura do fluxo pode incluir pó metálico (ferro-liga e elementos de liga), compostos minerais, fluxos sinterizados, compostos químicos elementares ou complexos (AWS, 2004).

Neste processo os arames eletrodos são fabricados com diâmetros que variam numa faixa de 0,8 mm a 3,2 mm e fornecidos na forma de bobinas. A configuração

geométrica metal/fluxo destes arames podem ser do tipo como tubular simples ou “multifolder” conforme mostrado na Figura 29 (AWS, 2004; DIAS, 2003). As formas simples, Figura 29(e), são de mais fácil fabricação e custos mais baixos. Nas seções mais complexas, Figura 29(a, b, c, d), projetadas para arame de maior diâmetro, as características operacionais (estabilidade) do arco são superiores e propiciam melhor soldabilidade, no entanto, têm dificuldades para a soldagem fora da posição plana.

Figura 29 - Geometria de seções transversais típicas de arames tubulares.



Fonte: DIAS (2003).

Os arames tubulares podem ser classificados em três tipos segundo o fluxo fusível interno que apresentam: rutilico, básico e núcleo de pó metálico.

Os arames com fluxo rutilico são os mais comuns, pois possuem uma excelente soldabilidade. Eles proporcionam um arco mais suave sobre uma grande faixa de corrente de soldagem, boa conformação do cordão e podem ser utilizados em todas as posições. A sua boa capacidade de soldagem em todas as posições é conseguida pela utilização de uma escória que solidifica a altas temperaturas, permitindo assim a sustentação da poça de fusão. Esses arames tubulares possuem ótimos recursos operacionais, com baixo nível de respingos, e suas propriedades mecânicas são boas e atendem ou excedem as especificações AWS (norma americana de soldagem). Outra característica importante é a fácil destacabilidade da escória, além de se poder trabalhar com todos os tipos de transferências metálicas (FRENCH e BOSWORTH, 1995; WIDGERY, 1994).

Os arames com fluxo básico são utilizados quando se requer depósitos com boas propriedades mecânicas, pois produz soldas com excelente ductilidade e tenacidade. A principal desvantagem desses arames é sua operacionalidade. Comparado aos arames com fluxo rutilico, esses arames têm um arco menos estável, produz solda com maior convexidade e gera maior nível de respingos. Sua utilização em pequenos diâmetros para soldagem fora da posição plana não é aconselhada,

porque em baixas correntes de soldagem, necessárias para a soldagem fora de posição, a transferência metálica ocorre em grandes gotas, as quais dependem da força da gravidade para uma satisfatória formação. Em adição a esse fator, o fluxo básico não produz uma escória que possa sustentar a poça de fusão como a escória gerada pelo fluxo rutílico (FRENCH e BOSWORTH, 1995).

O arame tubular com núcleo de pó metálico (metal cored) promove uma maior taxa de deposição e uma pequena proteção por escória, seus elementos têm a função de unir o metal de solda com os elementos de ligas contidos no revestimento metálico do eletrodo, para aumentar a resistência do material depositado e também para desoxidá-lo. Geralmente opera com a utilização de um gás rico em argônio com níveis de tensão e de corrente que permitam a transferência no modo goticular. As correntes utilizadas nesse processo geralmente são de valores elevados (BAUNÉ *et al.*, 2000; FRENCH e BOSWORTH, 1995).

Assim com base no que foi exposto, os componentes de cada tipo de fluxo determinam a soldabilidade do arame e as propriedades mecânicas do metal de solda, ou seja, a seleção correta do eletrodo influencia diretamente na qualidade final da solda.

O fluxo contido no interior dos arames tubulares é composto por vários elementos que contribuem através de diferentes reações químicas para o comportamento geral do fluxo no que diz respeito ao desempenho do eletrodo, por exemplo, a estabilidade da transferência do metal, a viscosidade e destacabilidade da escória, as propriedades mecânicas finais da soldagem (BAUNÉ *et al.*, 2000). Assim, cada composição de fluxo, vai gerar um resultado final diferente. Neste sentido, as funções básicas dos componentes do fluxo de acordo com AWS (2004) são:

- a) Desoxidantes e desnitretantes - são adicionados desoxidantes como o manganês e o silício e formadores de nitretos como o alumínio para auxiliar na purificação do metal de solda;
- b) Formadores de escória - compostos formadores de escória como óxidos de cálcio, potássio, silício, ou sódio, são adicionados para proteger a poça de fusão da atmosfera. A escória ajuda a melhorar o perfil do cordão de solda, e escórias de rápida solidificação ajudam a suportar a poça de fusão na soldagem fora de posição. A escória também reduz a

taxa de resfriamento, ação especialmente importante quando se soldam aços de baixa liga;

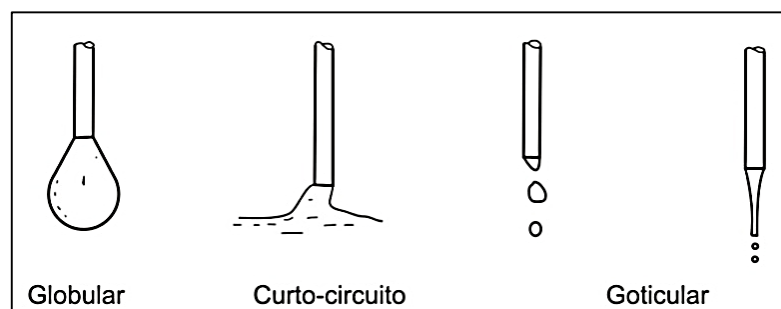
- c) Estabilizadores do arco - o potássio e o sódio são os elementos que auxiliam na obtenção de um arco suave e reduzem a quantidade de respingos;
- d) Elementos de liga - para aumentar a resistência, a ductilidade, a dureza e a tenacidade são empregados elementos de liga como o molibdênio, cromo, carbono, manganês, níquel e vanádio;
- e) Geradores de gases.

3.5.5 Transferência metálica

A transferência metálica é o modo como o metal fundido se transporta da ponta do eletrodo para a poça de fusão, e este modo determina: a estabilidade do processo, a possibilidade de soldagem em várias posições, a quantidade de respingos gerada, a qualidade e a geometria da solda e a aparência superficial do cordão de solda (NIXON e NORRISH, 1988; NORRISH, 1992).

Devido à grande influência na soldagem, o estudo dos fenômenos de transferência metálica começou quase que no mesmo período da implementação dos processos que empregam eletrodos consumíveis. Com isto, foram identificados os três principais tipos de transferência metálica, que são a transferência metálica por curto-circuito, a globular e a goticular ilustrados na Figura 30. O tipo de transferência é determinado por alguns fatores como a magnitude e o tipo de corrente, o diâmetro do arame eletrodo, a composição do arame e o gás de proteção (MIRANDA, 2002).

Figura 30 - Representação esquemática dos principais modos de transferência metálica.

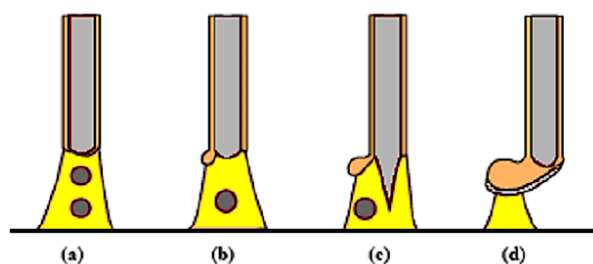


3.5.5.1 Transferência metálica no processo FCAW

No processo FCAW, o fluxo ou agente formador de escória, localiza-se no interior da parte metálica do arame, a qual é a responsável pela condução elétrica até o arco. A ocorrência deste arco externamente ao fluxo gera condições menos favoráveis para a fusão do arame neste processo, quando comparado aos outros processos de soldagem que também apresentam proteção por fluxo (ex: eletrodo revestido e arco submerso). Assim, a transferência metálica neste processo depende particularmente das características do fluxo no núcleo do arame, como mostra a Figura 31.

Arares com fluxo interno metálico e que contêm reduzidas adições não metálicas, “metal cored”, se comportam de forma semelhante aos arames sólidos (Figura 31a). Já os arames rútilicos operam normalmente a altas correntes com uma transferência “goticular” projetada não axial (Figura 31b). Enquanto que os Arames básicos operam normalmente com transferência globular não axial a correntes elevadas e curto-circuito para menores correntes (Figura 31c). E por fim os arames autoprotetidos, as transferências por curto-circuito e globular repelida são típicas (Figura 31d) (MODENESI, 2008; NORRISH, 1992).

Figura 31 - Modos típicos de transferência na soldagem com arames tubulares. Arames: (a) "metal cored", (b) rútilico, (c) básico e (d) autoprotetido.



Fonte: MODENESI (2008).

CAPÍTULO IV

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados e descritos todos os procedimentos experimentais empregados nos ensaios, bem como os equipamentos, os acessórios e os materiais de consumo utilizados.

4.1 Materiais de consumo

Os materiais de consumo empregados neste trabalho estão agrupados em três categorias: metal de base, os arames eletrodo e os gases de proteção.

4.1.1 Metal de base

O metal de base utilizado para confecção dos corpos de prova foi o aço inoxidável superduplex UNS S32750, também conhecido comercialmente como SAF 2507. Este material foi fornecido na forma de chapas laminadas e com espessuras de 22 mm. A Tabela 7 mostra a composição química deste material que possui um PREN= 42,2 (segundo dados de seu fabricante). Esta composição será verificada por espectroscopia de emissão ótica durante a caracterização do material como recebido descrita na Etapa 1 (seção 4.3.1).

Tabela 7 - Composição química (% em peso) dos corpos de prova segundo o fabricante.

Item	Composição, peso %									
	Fe	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P	S
UNS S32750 (SAF 2507)	Bal.	25,0	7,0	4,0	0,30	0,030 máx.	1,2 máx.	0,8 máx.	0,035 máx.	0,015 máx.

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.1.2 Arame eletrodo

Foram utilizados como metais de adição dois arames eletrodos com fluxos rútilicos, diâmetros de 1,2 mm e seção transversal simples (Figura 29e). O arame de AID, classificado como AWS E2209T0-1 (UNS S31803) e o arame de AISD, OK

Tubrod 14.28 (UNS S32750), o qual ainda não apresenta classificação AWS. A Tabela 8 mostra as composições químicas dos arames segundo dados dos fabricantes.

Tabela 8 - Composição química (% em peso) do arame eletrodo segundo o fabricante.

Item	Composição, peso %							
	Fe	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si
E2209T0-1 (UNS S31803)	Bal.	22,6	8,9	3,0	0,15	0,028	1,0	0,8
OK Tubrod 14.28 (UNS S32750)	Bal.	25,2	9,2	3,9	0,25	0,034	0,9	0,6

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.1.3 Gás de proteção

Nos ensaios foram utilizados dois gases de proteção: uma mistura gasosa contendo 96% de argônio e 4% de dióxido de carbono (96%Ar + 4%CO₂) e uma mistura gasosa contendo 75% de argônio e 25% de dióxido de carbono (75%Ar + 25%CO₂).

4.2 Equipamentos e acessórios

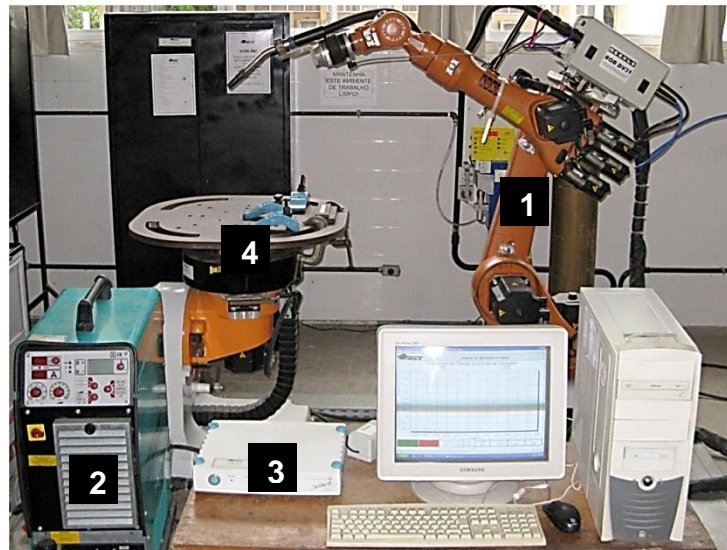
A seguir serão apresentados os equipamentos e acessórios empregados neste trabalho.

4.2.1 Equipamentos empregados nas soldagens

Os equipamentos utilizados na realização das soldagens podem ser vistos na Figura 32 e na Figura 33 e são listados a seguir:

- a) Robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem;
- b) Uma fonte de soldagem eletrônica multiprocessos;
- c) Sistema de aquisição de dados para adquirir os sinais de tensão e corrente;
- d) Uma mesa de trabalho interligada ao robô;
- e) Um anteparo com fresta para determinação do comprimento do arco.

Figura 32 - Equipamentos utilizados nas soldagens: (1) robô industrial, (2) fonte eletrônica multiprocesso, (3) sistema de aquisição, (4) mesa de trabalho.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 33 - Anteparo com fresta para determinação do comprimento do arco.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.2.2 Equipamentos para preparação metalográfica e análise microestrutural

Os equipamentos utilizados para preparação dos corpos de provas do material como recebido e das amostras soldadas para análises metalográficas são listados a seguir:

- a) Serra de fita;
- b) Equipamento para corte metalográfico;
- c) Lixadeira rotativa e politriz;
- d) Equipamento para ataque eletrolítico;
- e) Soprador térmico;

- f) Máquina fotográfica digital;
- g) Régua metálica graduada;
- h) Microscópio óptico
- i) Microscópio eletrônico de varredura (MEV)

4.2.3 Equipamento para ensaio de dureza

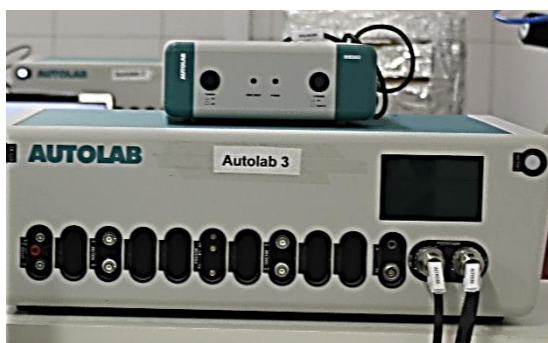
- Microdurômetro.

4.2.4 Equipamentos para ensaio de temperatura crítica de pite (CPT)

Os equipamentos utilizados nos ensaios de determinação da temperatura crítica de pite conforme a norma ASTM G150, realizados no LABCOR da Universidade Federal do Ceará foram:

- a) Potenciostato/galvanostato (Figura 34);
- b) Banho Ultratermostático (Figura 35);
- c) Célula eletroquímica (Figura 36a):
 - Eletrodo de referência (ER) de prata/cloreto de prata (Ag/AgCl);
 - Contra eletrodo (CE) de platina;
 - Eletrodo de Trabalho.
- d) Agitador Magnético (Figura 36b);
- e) Sensor de temperatura;

Figura 34 - Potenciostato/galvanostato para realização de ensaio ASTM G150.



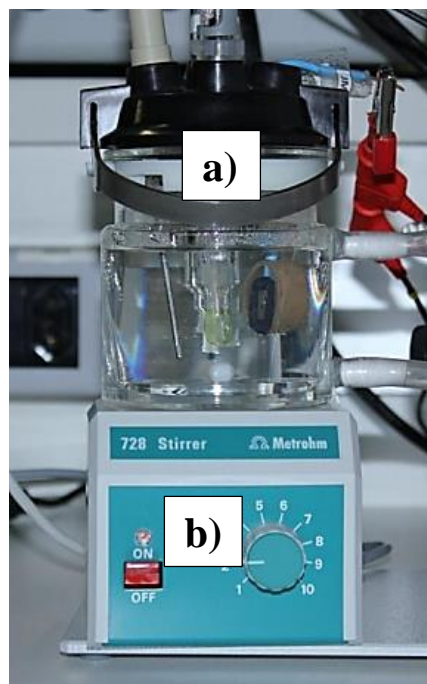
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 35 - Banho Ultratermostático para realização de ensaio ASTM G150.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 36 - a) Célula eletroquímica e b) Agitador Magnético.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

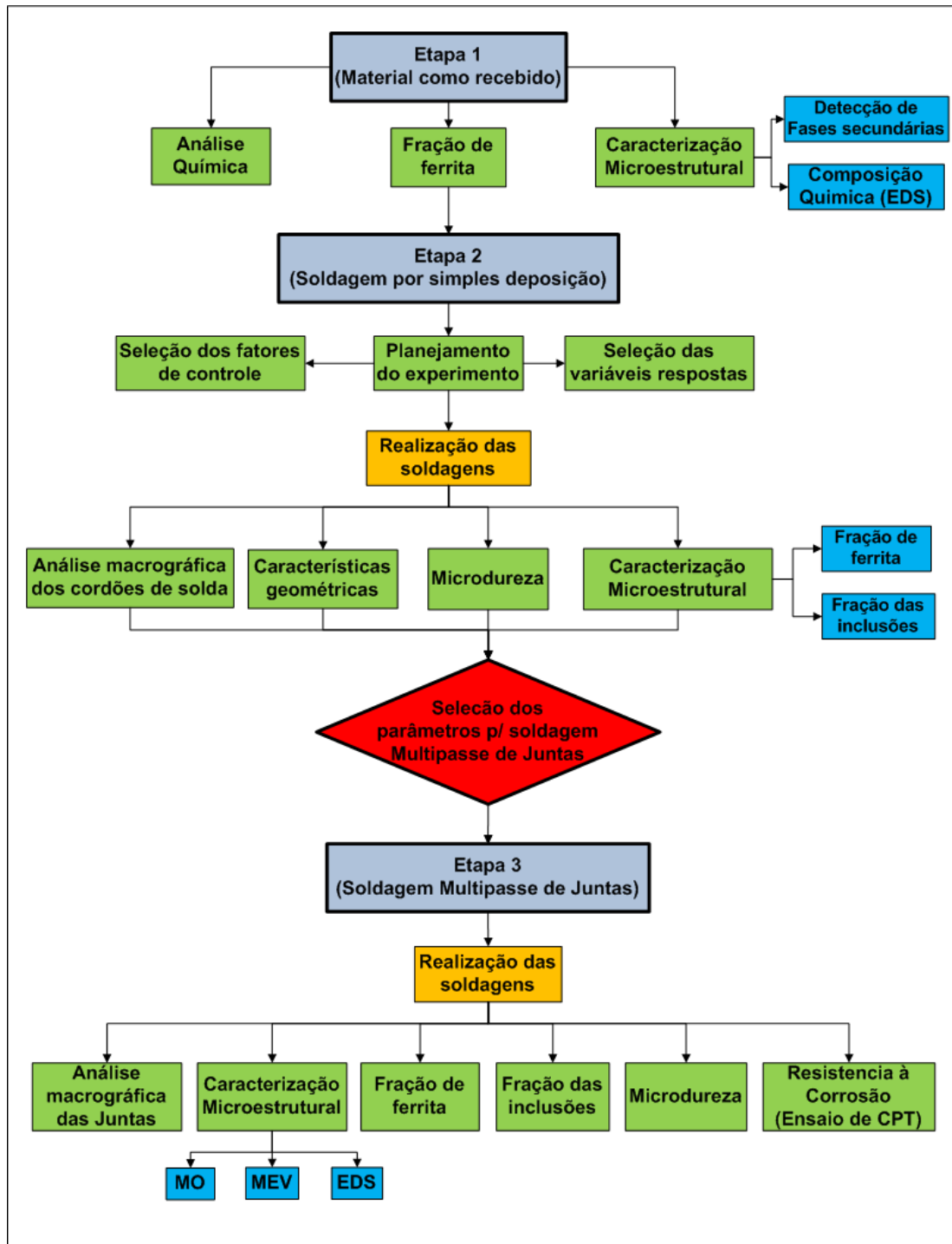
4.3 Metodologia

Com intuito de atingir os objetivos estabelecidos, o trabalho foi dividido em 27 atividades, as quais foram agrupadas em três etapas experimentais:

- a) a primeira etapa consistiu em uma caracterização microestrutural do material de base na condição como recebido e foi nomeada de “Caracterização do material como recebido”;
- b) a segunda etapa consistiu em um estudo exploratório destinado a avaliar a influência dos parâmetros de soldagem. Esta etapa foi nomeada de “Soldagem por simples deposição”;
- c) e por fim, na terceira etapa, nomeada de “Soldagem multipasse de juntas”, foram realizadas soldagens com base nos resultados obtidos na segunda etapa.

As três etapas citadas anteriormente são melhor compreendidas através do fluxograma, ilustrado na Figura 37. Vale ressaltar que no fluxograma não são mostradas as atividades de apoio as outras atividades como: preparação metalográfica e preparação dos corpos de prova.

Figura 37 - Fluxograma das etapas e das atividades desenvolvidas no trabalho.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.1 Etapa 1 - Caracterização do material como recebido

Para caracterização do metal de base na condição como recebido e posterior comparação com os resultados obtidos experimentalmente ao longo da execução do trabalho foram realizadas as seis atividades, as quais são descritas abaixo.

4.3.1.1 Análise química

Para realização desta atividade foram retiradas duas amostras com dimensões de 20 x 20 x 22 mm do material de base na condição como recebido. Uma amostra na direção de laminação (DL) e outra amostra na transversal à direção de laminação (TDL). Após a extração das amostras, elas foram lixadas com a lixa da granulação de 80 mesh e por fim foram realizadas três medidas para determinar a composição química utilizando um espectrômetro de emissão ótica. Esta técnica permite que seja estimada a maioria dos elementos metálicos, contudo o equipamento utilizado nas análises pode utilizar o Nitrogênio como gás de resfriamento, não sendo possível a quantificação deste elemento.

4.3.1.2 Preparação metalográfica

Para a preparação metalográfica utilizou-se as duas amostras (DL e TDL) retiradas na atividade anterior. E consistiu em um lixamento usando lixas da granulação de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200, seguido de um polimento com as pastas de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm .

4.3.1.3 Caracterização microestrutural

Após a preparação metalográfica das amostras em ambas as direções (DL e TDL) foi feito um ataque eletrolítico utilizando uma solução aquosa de 40% HNO_3 com uma tensão 1,1 V e uma corrente de 0,02 A aplicados nas amostras durante 4 minutos. Assim a microestrutura foi adequadamente revelada e identificada.

Esta atividade é complementada por duas outras atividades: Detecção de fases secundárias e composição química das fases, as quais são descritas nas seções 4.3.1.4 e 4.3.1.5 respectivamente.

4.3.1.4 *Detecção de fases secundárias*

Esta atividade foi realizada com a finalidade de detectar a presença de fases secundárias no metal de base na condição como recebido. Então após uma nova preparação metalográfica como a descrita na seção 4.3.1.2, foi feito um ataque eletrolítico com uma solução aquosa de 20% de KOH (recomendado para detectar a presença de fases secundárias, especialmente a fase σ) (MICHALSKA e SOZAŃSKA, 2006; VANDER VOORT, 1989). Os parâmetros utilizados no ataque foram: uma tensão de 2,7 V, uma corrente de 0,2 A e um tempo de 20 segundos.

4.3.1.5 *Composição química das fases*

A composição química das fases presentes na microestrutura do material na condição como recebido foi obtida por espectroscopia dispersiva de raios-X (EDS), a qual é uma técnica capaz de determinar de forma semi-quantitativa a composição química do material, através da incidência de um feixe de elétrons na superfície da amostra. Apesar desta técnica permitir estimar a maioria dos elementos metálicos, ela apresenta duas limitações: A primeira é a não quantificação de elementos como o C e N e a segunda limitação é que o diâmetro da pera de interação (volume de interação) do feixe com o material é da ordem de 1 μm para a tensão de 20 kV, normalmente utilizada neste trabalho, o que impede uma análise mais precisa de precipitados com diâmetros reduzidos.

4.3.1.6 *Quantificação da fração de ferrita*

Esta atividade consistiu na quantificação da fração da ferrita presente na microestrutura através de uma técnica de análise de imagens, as quais foram obtidas por microscopia óptica. O procedimento utilizado nas quantificações foi feito segundo a norma ASTM E1245-03 (ASTM, 2008). Assim em cada uma das direções da amostra (DL e TDL) foram quantificadas 25 imagens com um aumento de 500x utilizando o programa ImageJ, o qual realiza uma segmentação da imagem e calcula a área ocupada por cada fase. Vale salientar que uma correta segmentação de uma imagem é dependente de um bom contraste entre as fases resultante do ataque eletrolítico adequado realizado na caracterização microestrutural (seção 4.3.1.3).

Como recomendado pela norma ASTM E1245-03, os resultados das medições por análise de imagem foram dispostos como mostrado na Equação 6. Na qual, o valor do intervalo de confiança é dado pela Equação 7 (ASTM, 2008).

Resultado de medição = Média das “n” medições \pm IC (95%) Equação 6

$$IC (95\%) = \frac{t \times s}{\sqrt{n}} \quad \text{Equação 7}$$

Onde:

- s é o desvio padrão das medições
- n é número de medições
- t é o fator da distribuição t de *Student*. Seu valor depende do número de medições.

4.3.2 Etapa 2 - Soldagem por simples deposição

Esta etapa consistiu na soldagem dos corpos de prova e sua posterior caracterização microestrutural e geométrica. Sendo dividida em treze atividades:

- a) Planejamento do experimento: Escolha dos fatores de controle e de seus níveis;
- b) Seleção da matriz ortogonal;
- c) Seleção das variáveis respostas;
- d) Preparação dos corpos de prova;
- e) Realização das soldagens;
- f) Análise macrográfica dos cordões de solda;
- g) Preparação metalográfica;
- h) Medição das características geométricas;
- i) Identificação da microestrutura;
- j) Quantificação da fração de ferrita;
- k) Quantificação da fração das inclusões;

- l) Microdureza Vickers;
- m) Influência do percentual de CO₂ no gás de proteção sobre a composição química da ZF.

4.3.2.1 Planejamento do experimento

Esta atividade consistiu em planejar o número de ensaios a serem realizados, na qual optou-se pelo uso do método Taguchi (APÊNDICE A) neste trabalho para reduzir a quantidade de ensaios em relação ao fatorial completo, comumente utilizado na realização de experimentos.

Então, com base na revisão da literatura foram identificados os fatores de controle e seus níveis mais influentes para obtenção da transferência metálica desejada, bem como os fatores capazes de influenciar de forma significativa as características geométricas e microestruturais dos cordões de solda. Na Tabela 9 são apresentados os fatores de controle e seus respectivos níveis, os quais serão descritos a seguir.

Tabela 9 - Fatores de controle e seus níveis para a matriz L16.

Fatores de Controle	Nível	
	1	2
Liga	2205	2507
Gás	96%Ar + 4%CO ₂	75%Ar + 25%CO ₂
DBCP (mm)	15	25
T.T	Puxando	Empurrando
Tecimento	Sem tecimento (ST)	Triangular (TT)
T.E	Tipo I	Tipo V
Energia (kJ/mm)	0,7	2,0

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.2.1.1 *Material de adição (Liga)*

O material de adição foi escolhido como fator de controle para verificar a influência do consumível sobre as variáveis respostas. Assim, foram utilizados dois arames eletrodos para este fator de controle: AWS E2209T0-1 ou 2205 e o OK Tubrod 14.28 ou 2507, que são os Níveis 1 e 2 mostrados na Tabela 9.

4.3.2.1.2 *Gás de proteção (Gás)*

Este parâmetro foi adotado como fator de controle, pois segundo a literatura, possui uma forte influência sobre a transferência metálica, sobre as características geométricas e sobre a microestrutura dos cordões de solda. Assim foram adotados neste trabalho dois gases de proteção diferentes: 96% Ar + 4% CO₂ e 75% Ar + 25% CO₂, que correspondem aos Níveis 1 e 2, como pode ser visto na Tabela 9.

4.3.2.1.3 *Energia de soldagem (Energia)*

Este parâmetro foi selecionado como fator de controle, pois segundo a literatura afeta fortemente as características geométricas dos cordões de solda e o balanço microestrutural dos AIDs. Assim, para esse fator de controle foram escolhidos dois níveis de energia de soldagem: 0,7 kJ/mm (Nível 1) e 2,0 kJ/mm (Nível 2), como mostrado na Tabela 9.

4.3.2.1.4 *Técnica de energia (T.E)*

Este parâmetro foi escolhido, pois uma mesma energia de soldagem (E) pode ser obtida através de diversas combinações de tensão (U), corrente (I) e velocidade de soldagem (Vs) (Equação 8). Por isso, buscou-se avaliar a influência da energia com o efeito individual da velocidade de soldagem e da corrente sobre as variáveis resposta. Desta forma definiu-se a técnica de energia Tipo I (Nível 1) como sendo aquela na qual a corrente varia e a velocidade de soldagem é constante e a técnica de energia Tipo V (Nível 2), como sendo aquela em que a velocidade de soldagem varia e a corrente é constante. Assim como mostra a Tabela 10, cada nível de energia pode ser obtido pela combinação de dois valores de corrente e velocidade de

soldagem distintos. Ressalta-se, que as técnicas de energia Tipo I e Tipo V apresentaram a mesma combinação dos valores de corrente e velocidade de soldagem para a energia de 2,0 kJ/mm.

$$E = \frac{U \times I}{V_s}$$

Equação 8

Tabela 10 - Tabela demonstrativa das combinações de corrente e velocidade de soldagem para os dois níveis de energia E₁ e E₂.

Técnica de Energia	Níveis de energia	
	E ₁	E ₂
Tipo I	I ₁ /V ₁	I ₂ /V ₁
Tipo V	I ₂ /V ₂	I ₂ /V ₁

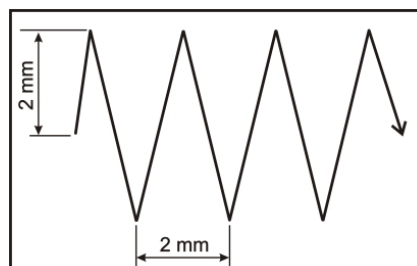
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Nota: E₁= 0,7 kJ/mm, I₁= 100 A e V₁= 22 cm/min e E₂ = 2,0 kJ/mm, I₂=200A e V₂ = 62 cm/min

4.3.2.1.5 Tipo de tecimento (Tecimento)

O tipo de tecimento foi escolhido por afetar significativamente o formato do perfil geométrico do cordão de solda (AGUIAR, 2010; PESSOA, 2009). Assim, foram adotados dois níveis: soldagem sem tecimento (ST) e soldagem com tecimento triangular (TT) que são os Níveis 1 e 2 respectivamente (Tabela 9). No tecimento triangular foi utilizada uma amplitude de 2 mm e um comprimento de 2 mm, como ilustra a Figura 38.

Figura 38 - Representação esquemática do tecimento triangular.

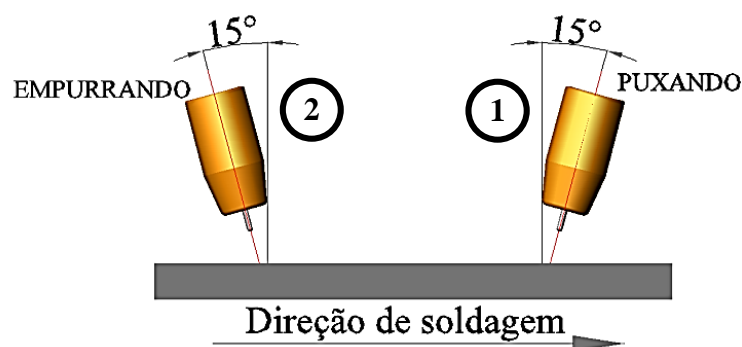


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.2.1.6 Técnica da Tocha (T.T)

Este parâmetro foi escolhido como fator de controle devido a sua influência significativa sobre o perfil geométrico do cordão de solda. Assim, foram adotados dois níveis (Tabela 9), no qual o Nível 1 é tocha com inclinação de 15° puxando, e o Nível 2 é tocha com inclinação de 15° empurrando. A Figura 39 ilustra estas duas posições descritas anteriormente.

Figura 39 - Posições da tocha.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.2.1.7 Distância bico de contato peça (DBCP)

Este parâmetro foi escolhido como fator de controle devido à sua influência significativa sobre a taxa de fusão do arame e conseqüentemente sobre o perfil geométrico do cordão de solda (GOMES, 2006). Desta forma, foram escolhidos dois valores de DBCP: 15 mm (Nível 1) e 25 mm (Nível 2), mostrados na Tabela 9.

4.3.2.2 Seleção da matriz ortogonal

Assim, com base no número de fatores de controle e no número de seus níveis, para realização dos ensaios nesta etapa, foi selecionada uma matriz L16 a qual é capaz de avaliar até 15 fatores de controle com 2 níveis em cada um deles. Contudo, nesta etapa do trabalho utilizou-se apenas 7 fatores de controle, fazendo com que haja uma duplicidade nos ensaios (combinação dos níveis dos fatores de controle) entre as linhas ímpares e as linhas pares como mostra a Tabela 11. Essa duplicidade das linhas não é prejudicial para a análise do método Taguchi, pois segundo PHADKE (1989) atua como uma repetição do ensaio, reduzindo os erros associados à medição e à previsão dos valores das variáveis repostas.

Tabela 11 - Ensaio realizados com a matriz L16

Ensaio	Liga	Gás	Energia (kJ/mm)	Técnica de Energia	Tipo de tecimento	Técnica da Tocha	DBCP (mm)
01	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	2 (Tipo V)	1 (ST)	1 (Puxando)	2 (25)
02	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	2 (Tipo V)	1 (ST)	1 (Puxando)	2 (25)
03	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	2 (TT)	2 (Empurrando)	1 (15)
04	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	2 (TT)	2 (Empurrando)	1 (15)
05	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	2 (Tipo V)	1 (ST)	2 (Empurrando)	1 (15)
06	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	2 (Tipo V)	1 (ST)	2 (Empurrando)	1 (15)
07	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	2 (TT)	1 (Puxando)	2 (25)
08	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	2 (TT)	1 (Puxando)	2 (25)
09	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	2 (Tipo V)	2 (TT)	1 (Puxando)	1 (15)
10	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	2 (Tipo V)	2 (TT)	1 (Puxando)	1 (15)
11	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	1 (ST)	2 (Empurrando)	2 (25)
12	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	1 (ST)	2 (Empurrando)	2 (25)
13	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	2 (Tipo V)	2 (TT)	2 (Empurrando)	2 (25)
14	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	2 (Tipo V)	2 (TT)	2 (Empurrando)	2 (25)
15	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	1 (ST)	1 (Puxando)	1 (15)
16	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	1 (ST)	1 (Puxando)	1 (15)

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.2.3 Seleção das variáveis respostas

Nos experimentos realizados na matriz L16, as variáveis respostas adotadas como critério de qualidade, para julgar se a combinação dos níveis dos fatores de controle é aceitável, são fundamentais para uma adequada soldagem multipasse de juntas e serão justificadas a seguir.

4.3.2.3.1 A razão entre o reforço e a largura (R/L)

A razão R/L do cordão de solda representa a convexidade do cordão de solda. Onde altos valores da razão R/L podem ocasionar defeitos como: concentrações de tensão no “pé” do cordão de solda, a falta de fusão e vazios entre os passes, os quais são indesejáveis nas soldagens multipasse de juntas. Por isso, este critério é do tipo “menor é melhor”.

4.3.2.3.2 Penetração

Nas soldagens multipasse de juntas, é necessário garantir que não haja defeitos como falta de fusão e falta de penetração. Portanto, a penetração do cordão de solda foi avaliada como sendo um problema do tipo “**maior é melhor**”.

4.3.2.3.3 Fração de ferrita

As excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AIDs estão associadas a uma microestrutura balanceada. Porém, o rápido resfriamento durante a soldagem inibi ou dificulta a precipitação da austenita, favorecendo uma alta fração de ferrita. Deste modo, a fração de ferrita é um critério do tipo “**menor é melhor**” dentro da faixa de valores encontrada nesta etapa (Tabela 28).

4.3.2.3.4 Fração das inclusões

As inclusões não-metálicas afetam de forma significativa a tenacidade da ZF, pois uma maior quantidade de inclusões tende a reduzir a tenacidade da ZF. Conseqüentemente a fração das inclusões foi avaliada como um problema do tipo “**menor é melhor**”.

4.3.2.4 *Preparação dos corpos de prova*

Nesta atividade, os corpos de prova foram confeccionados e preparados para a soldagem descrita na atividade posterior. Os corpos de prova foram extraídos da direção de laminação das chapas do material de base como recebido e foram cortados utilizando a serra de fita nas seguintes dimensões 150x50x22 mm. Após a confecção, as amostras passaram por uma remoção da camada de óxido por esmerilhamento e uma posterior limpeza da superfície da amostra com acetona.

4.3.2.5 *Realização das soldagens*

Após a realização da atividade descrita anteriormente, procedeu-se as soldagens dos corpos de prova com processo arame tubular, as quais foram

realizadas na posição plana por simples deposição sobre chapas do AISD UNS S32750, com a fonte operando no modo de corrente constante e o eletrodo na polaridade positiva. A vazão do gás de proteção foi mantida constante em 20 l/min. O comprimento do arco também foi mantido constante em torno de 5 mm, através do uso do anteparo com fresta (Figura 33).

4.3.2.6 *Análise macrográfica dos cordões de solda*

Após as soldagens, as amostras foram escovadas para remoção da escória e em seguida fotografadas para registro e posterior análise do aspecto superficial e da seção transversal dos cordões de solda.

4.3.2.7 *Preparação metalográfica*

Nesta atividade retirou-se duas amostras com 10 mm de largura do centro de cada um dos cordões de solda, as quais foram utilizadas em todas as atividades posteriores realizadas nesta etapa. Já o procedimento de preparação foi idêntico ao descrito na seção 4.3.1.2.

4.3.2.8 *Medição das características geométricas*

Para revelação do perfil geométrico do cordão de solda foi feito um ataque eletrolítico utilizando uma solução aquosa de 40% HNO_3 com uma tensão 1,1 V e uma corrente de 1,0 A aplicados nas amostras durante de 20 segundos. Em seguida, as amostras foram fotografadas e tiveram a largura, o reforço e a penetração medidos através de um programa de análise de imagens.

4.3.2.9 *Caracterização microestrutural*

Procedimento idêntico ao descrito na seção 4.3.1.3.

4.3.2.10 *Quantificação da fração de ferrita*

Procedimento idêntico ao relatado na seção 4.3.1.6.

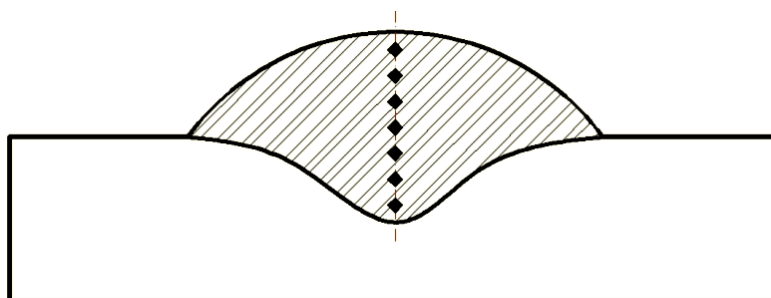
4.3.2.11 Quantificação da fração das inclusões

Esta atividade consistiu na medição do percentual de inclusões de óxidos presentes nas ZFs nos ensaios da matriz L16. A preparação da superfície foi feita segundo a norma ASTM E768-99 e consistiu em um lixamento com lixas de 80 a 800 e um posterior polimento utilizando as pastas de diamante de 6, 3 e 1 μm . Por fim, as amostras não devem ser atacadas para obtenção das micrografias (ASTM, 1999). Já a quantificação e apresentação dos resultados foi feita com base na norma ASTM E1245-03 e de forma semelhante a relatada na seção 4.3.1.6. (ASTM, 2008).

4.3.2.12 Microdureza Vickers

Nesta etapa a avaliação da influência dos fatores de controle sobre as propriedades mecânicas dos cordões de solda foi realizada através de ensaios de microdureza Vickers feitas na ZF e na ZAC, cujos cordões foram previamente submetidos ao mesmo ataque químico descrito na identificação da microestrutura realizado na Etapa 1. A medição da microdureza foi realizada ao longo de uma linha vertical no centro do cordão de solda, partindo do topo do cordão de solda conforme mostra a Figura 40. Conforme recomendação da norma ASTM E384-11, os parâmetros utilizados para realizar as impressões foram: força de 0,98 N, tempo de impressão de 15 s e passo de 0,2 mm, (ASTM, 2011b).

Figura 40 - Representação esquemática da medição das microdurezas.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.2.13 *Influência do percentual de CO₂ no gás de proteção sobre a composição química da ZF*

Devido aos elevados percentuais de CO₂ nos gases de proteção e a possibilidade de perda de elementos de liga por oxidação e adição de C na composição química da ZF dos cordões de solda, foram realizadas medidas de composição química através do espectrômetro de emissão ótica em dois ensaios soldados utilizando 96% Ar + 4% CO₂ e 75% Ar + 25% CO₂ como gases de proteção, enquanto os demais fatores de controle foram mantidos constantes.

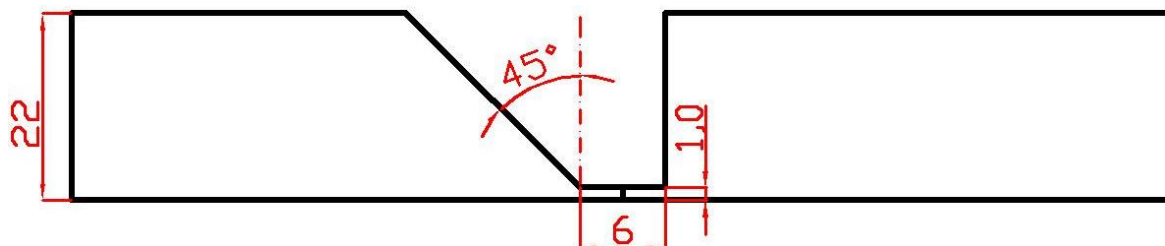
4.3.3 *Etapa 3 – Soldagem Multipasse de Juntas*

A terceira e última etapa consistiu em realizar o preenchimento de quatro juntas através da soldagem multipasse utilizando como base os resultados das etapas anteriores. Para isso, esta etapa foi dividida em oito atividades descritas a seguir.

4.3.3.1 *Geometria e montagem da junta a ser soldada*

A geometria da junta utilizada neste trabalho foi baseada na geometria empregada por BATISTA (2012) em seu trabalho. Contudo, a geometria da junta utilizada por BATISTA (2012) apresentou dificuldades durante a execução dos passes de raiz como: falta de penetração, falta de fusão e necessidade de um cordão adicional no lado oposto da junta em que foi depositado o primeiro passe de raiz. Assim, adaptou-se a solução encontrada pelo LPTS (2011) durante a soldagem de tubos dos AISDs UNS S32750 e UNS S32760 resultando na geometria da junta ilustrada na Figura 41, a qual foi obtida por usinagem das chapas do AISD UNS S32750 com dimensões de 230 x 120 x 22.

Figura 41 - Representação esquemática da configuração da junta soldada.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 42 mostra a montagem das juntas, as quais foram posicionadas na mesa de trabalho sobre um suporte que fornece uma passagem para o gás de purga (Argônio Puro). Posteriormente as juntas foram fixadas por meio de grampos, com o intuito de minimizar as distorções provocadas pelos ciclos térmicos da soldagem multipasse.

Figura 42 - Montagem da junta sobre a mesa de trabalho.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.3.2 Planejamento experimental e execução da soldagem das juntas

A Tabela 12 foi elaborada com base nos resultados obtidos na Etapa 2, na qual foram selecionados os fatores de controle e seus níveis mais influentes nas características geométricas e microestruturais dos cordões de solda.

Tabela 12 - Fatores de controle e seus níveis para a matriz L8.

Fatores de Controle	Nível	
	1	2
Liga	2205	2507
Gás	96%Ar + 4%CO ₂	75%Ar + 25%CO ₂
Energia (kJ/mm)	0,7	2,0
T.E	Tipo I	Tipo V

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Assim, a partir do número de fatores de controle e de seus níveis foi selecionada uma matriz L8 (Tabela 13), para realização dos ensaios pertinentes a esta etapa.

Tabela 13 - Ensaios realizados com a matriz L8.

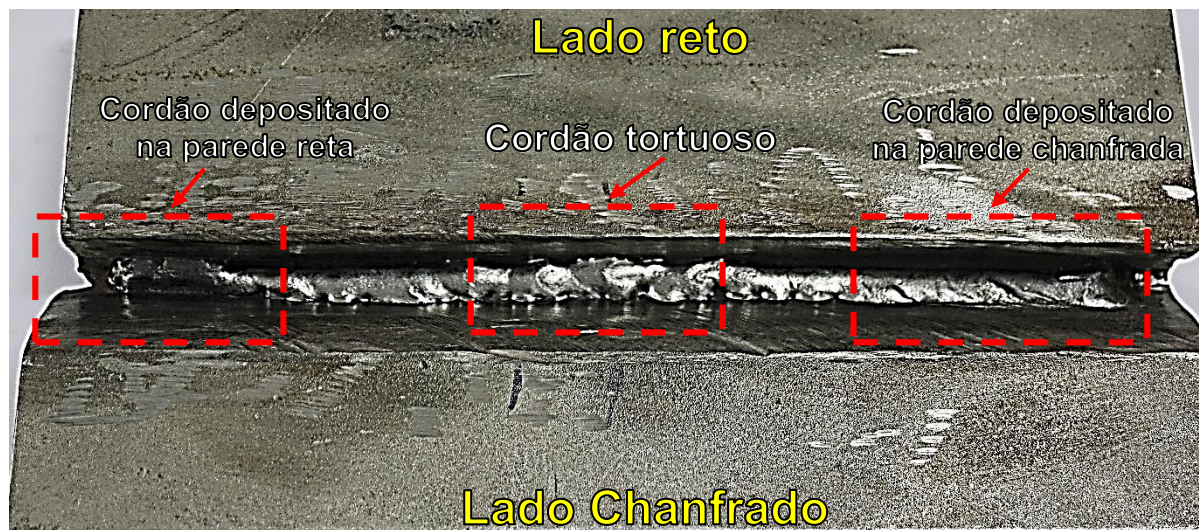
Ensaio	Liga	Gás	Energia (kJ/mm)	Técnica de Energia
01	2(2507)	2(75%Ar +25%CO ₂)	1(0,7)	2(Tipo V)
02	2(2507)	2(75%Ar +25%CO ₂)	1(0,7)	1(Tipo I)
03	2(2507)	1(96%Ar + 4%CO ₂)	2(2,0)	2(Tipo V)
04	2(2507)	1(96%Ar + 4%CO ₂)	2(2,0)	1(Tipo I)
05	1(2205)	2(75%Ar +25%CO ₂)	2(2,0)	2(Tipo V)
06	1(2205)	2(75%Ar +25%CO ₂)	2(2,0)	1(Tipo I)
07	1(2205)	1(96%Ar + 4%CO ₂)	1(0,7)	2(Tipo V)
08	1(2205)	1(96%Ar + 4%CO ₂)	1(0,7)	1(Tipo I)

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Durante a soldagem das juntas utilizando a matriz L8 apresentada na Tabela 13 ocorreram alguns problemas que serão relatados a seguir:

Ao utilizar-se a 0,7 kJ/mm com a técnica de energia Tipo I, ou seja, corrente de 100 A e velocidade de soldagem de 22 cm/min, o arco elétrico durante a soldagem do primeiro passe após o passe de raiz apresentou baixa rigidez desviando para as laterais do chanfro na junta depositando o cordão de solda, ou na parede reta da junta, ou na parede chanfrada (Figura 43). Fato que proporcionou um cordão tortuoso e mal distribuído no interior do chanfro, impossibilitando o enchimento da junta com os ensaios 02 e 08.

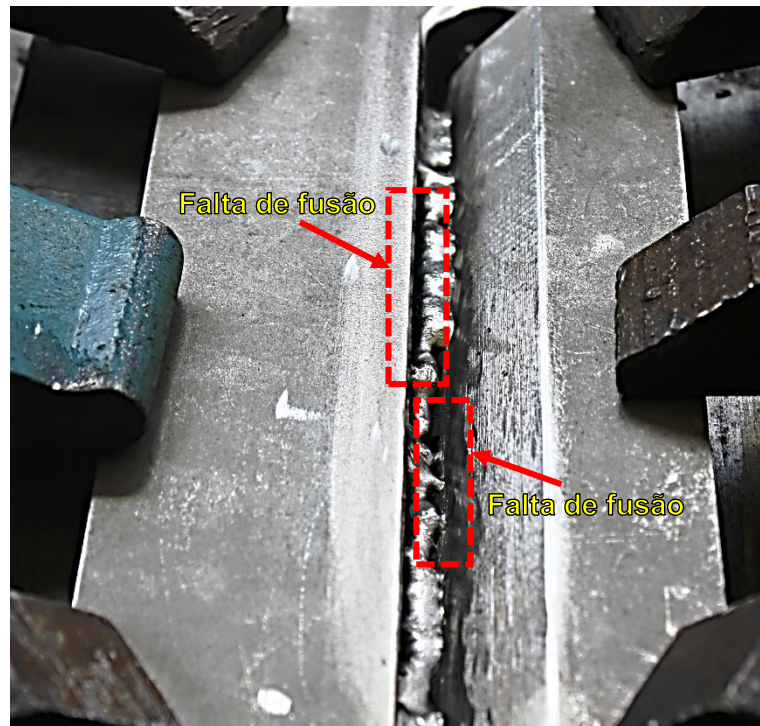
Figura 43 - Problema de rigidez do arco elétrico.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

O gás 96%Ar + 4%CO₂ com a energia de 0,7kJ/mm (Ensaio 07 e 08) durante a soldagem do primeiro passe apresentou uma perceptível mudança na molhabilidade do cordão ao longo do chanfro (Figura 44). Este problema ocasionou falta de fusão ora na parede reta da junta, ora na parede chanfrada, com isso tornou-se impossível um correto preenchimento da junta. Acredita-se que este problema esteja relacionado ao longo tempo entre a aquisição do cilindro com esta mistura gasosa e sua efetiva utilização nas soldagens desta etapa. Este fato pode ter ocasionado alterações na composição da mistura gasosa presente no interior cilindro, uma vez que existe uma diferença de peso específico entre o argônio (1,38) e o CO₂ (1,65) presentes na mistura.

As soluções possíveis para esse problema seriam: a utilização de um misturador de gases ou a aquisição de um novo cilindro desta mistura (96%Ar + 4%CO₂). Contudo, ambas as soluções se mostraram inviáveis em decorrência da limitação de tempo hábil para a execução deste trabalho e defesa da tese.

Figura 44 - Problema de molhabilidade do gás 96%Ar + 4%CO₂.

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Devido aos problemas citados anteriormente optou-se por alterar alguns fatores de controle da Tabela 12 para viabilizar a soldagem das juntas. A primeira alteração foi a exclusão do fator de controle Técnica de energia, pois sem o uso da corrente de 100 A e com a restrição de imposta pela estreita faixa de variação da corrente de soldagem (100 A – 250 A) sugerida pelo fabricante do eletrodo tubular, a matriz L8 perderia sua ortogonalidade. A segunda alteração, se deve a impossibilidade de usar o gás de proteção com 96%Ar + 4%CO₂, resultando na extinção do fator de controle denominado Gás. A terceira alteração consistiu em modificar os níveis do fator de controle denominado Energia com o intuito de manter a corrente de 200 A como parâmetro de soldagem, a qual apresentou bons resultados na Etapa 2 (Soldagem por simples deposição). E por fim, decidiu-se avaliar um novo fator de controle denominado “Tipo de corrente”.

Assim, baseado nas alterações relatadas acima foi montada a Tabela 14 com os fatores de controle e seus respectivos níveis utilizadas nesta etapa. Os fatores de controle: Energia e Tipo de corrente serão descritos mais detalhadamente a seguir.

Tabela 14 - Fatores de controle e seus níveis para a matriz L4.

Fatores de Controle	Nível	
	1	2
Liga	2205	2507
Energia (kJ/mm)	0,8	1,6
Tipo de corrente	Pulsada	Constante

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.3.2.1 Tipo de corrente

O tipo de corrente de soldagem durante a soldagem dos AISDs é capaz de afetar seus balanços microestruturais e resistência à corrosão (BATISTA, 2012; EGHIMI *et al.*, 2014; PINHEIRO, 2011). Assim, para esse fator de controle foram selecionados dois níveis: corrente contínua pulsada (Nível 1) e corrente contínua constante (Nível 2) como mostra a Tabela 14.

A Tabela 15 apresenta os parâmetros de pulso utilizados na soldagem das juntas, como: Corrente de Pulso (I_p), Tempo de pulso (t_p), Corrente de base (I_b) e Tempo de base (t_b) utilizados nos ensaios com a corrente pulsada.

Tabela 15 - Parâmetros de pulso utilizados na corrente pulsada.

I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)
250	2,5	130	4

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.3.2.2 Energia

Nesta etapa a V_s máxima, capaz de obter cordões adequados à soldagem de juntas, limitou-se a 40 cm/min com o uso da corrente contínua pulsada. Assim, o menor valor de energia de soldagem (Nível 1 da Tabela 14) foi de 0,8 kJ/mm tanto para a corrente contínua pulsada e corrente contínua constante.

Já um segundo valor de energia de soldagem, capaz de proporcionar alterações nas variáveis resposta analisadas nesta etapa, foi obtido pelo uso da V_s de 20 cm/min. Isto resultou na energia de 1,6 kJ/mm (Nível 2 da Tabela 14) para ambos os tipos de corrente.

4.3.3.2.3 Seleção da matriz ortogonal

Com base nos novos números de fatores de controle e nos números de seus níveis mostrados na Tabela 14, foi selecionada uma matriz L4, a qual é capaz de avaliar até 3 fatores de controle com 2 níveis em cada um deles, como pode ser visto na Tabela 16.

Tabela 16 - Matriz L4.

Ensaio	Liga	Energia (kJ/mm)	Tipo de corrente
RJ1	1(2205)	1(0,8)	1(Pulsada)
RJ2	1(2205)	2(1,6)	2(Constante)
RJ3	2(2507)	1(0,8)	2(Constante)
RJ4	2(2507)	2(1,6)	1(Pulsada)

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.3.2.4 Variáveis resposta

Nos experimentos realizados na matriz L4, as variáveis resposta adotadas como critério de qualidade foram: fração de ferrita, fração das inclusões, resistência à corrosão por pites e microdureza.

4.3.3.2.5 Realização das soldagens

A realização das soldagens nesta etapa consistiu no preenchimento das juntas por meio de múltiplos passes com a fonte de soldagem operando no modo de corrente constante e o eletrodo na polaridade positiva. Na Tabela 17 observa-se a combinação dos níveis dos fatores de controle sugeridos pelo método Taguchi, a sequência de execução, os parâmetros de soldagem e os consumíveis para a realização dos ensaios referentes a esta etapa do trabalho. E com base nos ensaios da Etapa 2 foram mantidos constantes em todos os ensaios da Tabela 17, os seguintes fatores de controle: sem tecimento, técnica da tocha puxando e DBCP de 15 mm.

Tabela 17 - Ensaio realizados com a matriz L4.

Ensaio	Liga	Energia (kJ/mm)	Tipo de corrente	I _m (A)	I _{ef} (A)	V _s (cm/min)
RJ1	1(2205)	1(0,8)	1(Pulsada)	176,2	195,6	40
RJ2	1(2205)	2(1,6)	2(Constante)	200	200	20
RJ3	2(2507)	1(0,8)	2(Constante)	200	200	40
RJ4	2(2507)	2(1,6)	1(Pulsada)	176,2	195,6	20

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

$$\text{Nota: } I_m = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{t_p + t_b} \text{ e } I_{ef} = \frac{I_p^2 \cdot t_p + I_b^2 \cdot t_b}{t_p + t_b}$$

Durante o preenchimento das juntas foram utilizados parâmetros de soldagem diferentes para a execução do passe de raiz como mostrado na Tabela 18 e para a proteção da sua poça de fusão foi utilizada a alimentação de Argônio puro como gás de purga pelo lado inferior da junta, como mostrado na Figura 42. Já na execução dos demais passes (enchimento e acabamento) foram utilizados os parâmetros de soldagem mostrados na Tabela 17, com a temperatura de interpasse sendo mantida em 150 °C como recomenda a norma interna da Petrobras (PETROBRAS, 2006).

Tabela 18 - Parâmetros de soldagem utilizados no passe de raiz.

I (A)	V _s (cm/min)	U _{ef} (V)	E (kJ/mm)	V _{alim} (m/min)
100	20	25	0,8	3,7

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

4.3.3.3 Análise macrográfica das juntas

Após as soldagens, as juntas foram cortadas e de cada uma delas retirou-se uma amostra com 10 mm de largura da seção transversal, as quais foram lixadas até a lixa de 1200, posteriormente foi feito um ataque eletrolítico utilizando uma solução aquosa de 40% HNO₃ com uma tensão 1,1 V e uma corrente de 1,0 A durante de 20 segundos para revelação do perfil macroográfico das juntas. E por fim, as juntas foram fotografadas para registro e posterior análise macrográfica.

4.3.3.4 Caracterização microestrutural

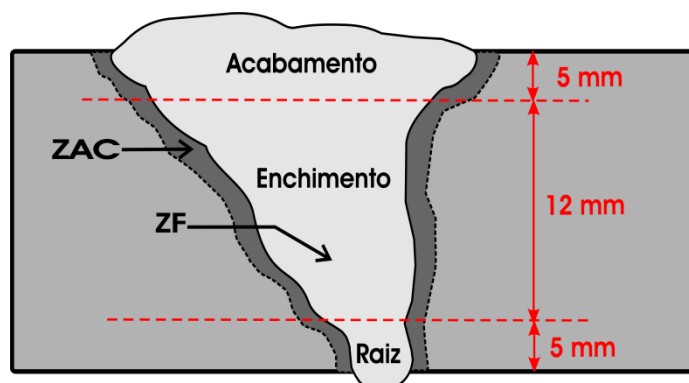
Nesta atividade realizou-se análises metalográficas da seção transversal das juntas soldadas, visando a caracterização da microestrutura da ZF e ZAC, utilizando as técnicas de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise de energia dispersiva de raio-X (EDS).

A preparação das amostras e a revelação da microestrutura foram executadas de forma semelhante as descritas na metodologia da Etapa 1. Contudo, devido ao baixo contraste entre a ferrita e austenita em algumas regiões na ZF das juntas foi necessário realizar um ataque químico durante 12 s utilizando o reagente Behara modificado (100ml de água destilada + 30 ml de Ácido clorídrico + 0,35 g de metabissulfito de potássio).

4.3.3.5 Quantificação da fração de ferrita

As frações de ferrita das juntas soldadas nesta etapa foram quantificadas em três regiões diferentes na ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento), as quais se encontram delimitadas conforme mostrado na Figura 45. Já os procedimentos de quantificação e apresentação dos resultados foram feitos de forma idêntica aos apresentados na Etapa 1 (caracterização do material como recebido).

Figura 45 - Representação esquemática do posicionamento das três regiões de análise da junta.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

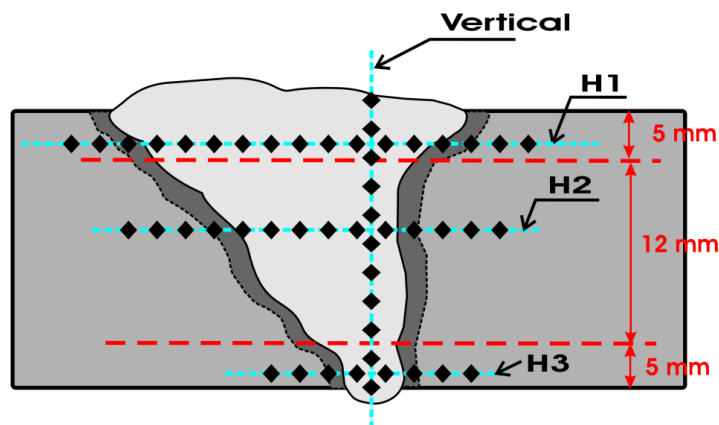
4.3.3.6 Quantificação da fração das inclusões

As frações das inclusões das juntas soldadas nesta etapa também foram quantificadas nas três regiões exibidas na Figura 45. E o procedimento para execução das quantificações e apresentação dos valores obtidos foi realizado conforme o descrito na Etapa 2 (soldagem por simples deposição).

4.3.3.7 Microdureza Vickers nas Juntas

Nesta etapa do trabalho o ensaio de microdureza foi realizado ao longo de 4 linhas na junta soldada como mostra a Figura 46. Uma linha ao longo da Zona fundida das três regiões denominada de “linha Vertical”. E três linhas horizontais, uma na região do Acabamento (H1), outra na região do Enchimento (H2) e a última na região da Raiz (H3), estas linhas percorrem desde o metal de base (MB) da parede reta até o metal de base da parede chanfrada.

Figura 46 - Representação do posicionamento das linhas de microdureza nas três regiões da junta



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Todas as linhas horizontais (H1, H2 e H3) seguiram o mesmo procedimento para levantamento do perfil de microdureza, o qual consistiu em iniciar as impressões de microdureza no MB do lado reto da junta à uma distância de 1 a 2 mm da linha de fusão e encerrar as impressões no MB do lado chanfrado após 1 a 2 mm da linha de fusão. Já para a linha vertical as impressões de microdureza foram iniciadas na região da Raiz da junta à uma distância de 2 mm da borda do cordão de solda do passe de raiz e o encerramento das impressões de microdureza se deu à uma

distância de 2 mm da borda do cordão de solda dos passes que compõem a região de Acabamento. E todos os parâmetros utilizados para realizar as impressões foram os mesmos da Etapa 2 (soldagem por simples deposição).

4.3.3.8 Ensaio de temperatura crítica de pite (CPT)

A avaliação da resistência à corrosão por pites das juntas soldadas foi realizada através do ensaio eletroquímico que mede a temperatura crítica de pite (CPT), a qual foi obtida seguindo a norma ASTM G-150 (ASTM, 2013).

Primeiramente, os corpos de prova foram retirados das três regiões exibidas na Figura 45 e em seguida foram lixados até a granulometria de 400 mesh. Posteriormente, os corpos de prova foram completamente expostos à uma solução de 1 M de Cloreto de Sódio (NaCl), estando inicialmente numa temperatura de 25 °C e após um tempo com esta temperatura estabilizada, iniciou-se o aquecimento da solução à uma taxa de 1 °C/min com os corpos de prova sendo polarizados anodicamente acima de seus potenciais de pite, ou seja, 700 mV (valor recomendado para os aços inoxidáveis) e permaneceu neste potencial durante todo o ensaio. Por fim, a CPT foi definida como sendo a temperatura na qual a densidade de corrente se torna superior a 100 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ por no mínimo 60 segundos e os resultados são apresentados graficamente na Seção 6.7 com os valores de densidade de corrente versus temperatura de tratamento.

Após os ensaios de CPT, alguns corpos de prova foram atacados eletroliticamente por uma solução de 40 % de HNO_3 e suas superfícies analisadas no microscópio óptico e no MEV para identificação e localização dos pites.

CAPÍTULO V

RESULTADOS E DISCUSSÕES: PARTE 1

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos nas Etapas 1 e 2. As informações obtidas serão abordadas de acordo com os critérios estabelecidos na metodologia descrita no Capítulo 4.

5 ETAPA 1 - CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO

5.1 Análise química

As três medidas de análise química efetuadas no material como recebido e sua respectiva média são mostradas na Tabela 19.

Tabela 19 - Composição química (% em peso) do AISD UNS 32750 obtida pelo Espectrômetro de Emissão Ótica.

Item	Composição, peso %								
	Fe	Cr	Ni	Mo	N ¹	C	Mn	Si	P
Medida 1	Bal.	25,968	6,466	3,900	-	0,025	0,493	0,252	0,023
Medida 2	Bal.	25,963	6,679	3,977	-	0,027	0,507	0,257	0,026
Medida 3	Bal.	25,978	6,743	4,001	-	0,028	0,512	0,258	0,028
Média	Bal.	25,970	6,629	3,959	-	0,027	0,504	0,256	0,026

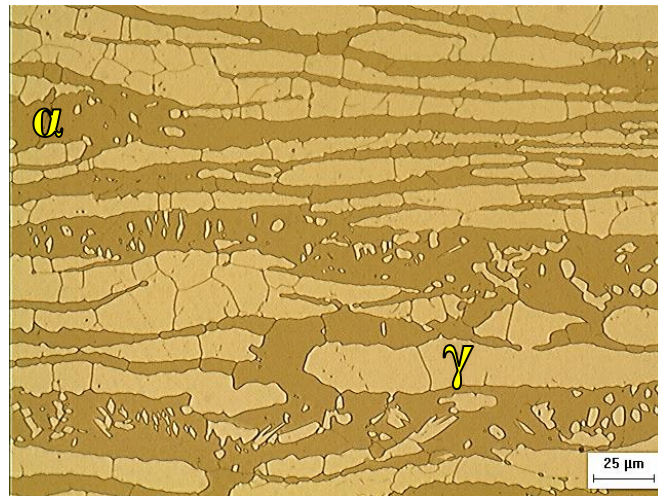
Fonte: Elaborada pelo próprio autor. Nota: 1- Não medido pelo equipamento.

Conforme observado na tabela acima os teores médios de todos os elementos medidos encontram-se dentro dos limites estabelecidos pela norma ASTM A790/A790M para o AISD UNS S32750 (ASTM, 2011a).

5.2 Caracterização microestrutural

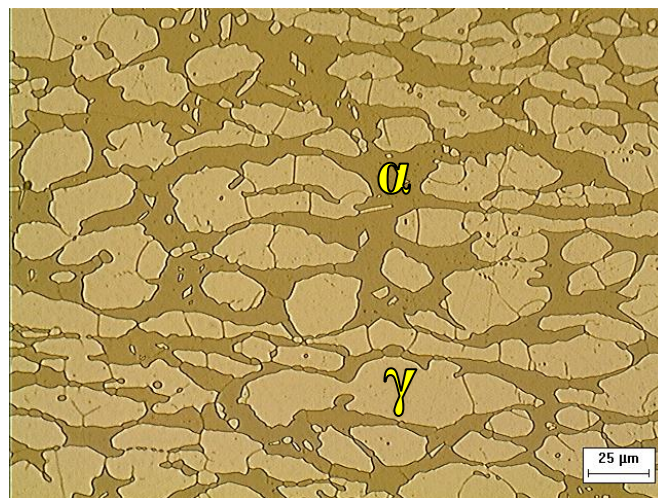
A análise microestrutural do material como recebido foi realizada com base nas micrografias mostradas na Figura 47 e na Figura 48, as quais revelam uma microestrutura composta por lamelas de ferrita (fase escura) e lamelas de austenita (fase clara).

Figura 47 - Microestrutura do material como recebido na direção de laminação. Ataque eletrolítico 40% HNO_3 . Aumento 500X.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 48 - Microestrutura do material como recebido na direção transversal à laminação. Ataque eletrolítico 40% HNO_3 . Aumento 500X.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.3 Quantificação da fração de ferrita

As médias dos valores das frações de ferrita e seus respectivos intervalos de confiança (IC) são apresentados na Tabela 20.

Tabela 20 - Valores das frações de ferrita para do material como recebido nas direções de laminação e transversal à laminação.

Condição	Direção	Fração de Ferrita (% α)
Como recebido	Direção de laminação	$51,5 \pm 2,1$
	Transversal à laminação	$48,6 \pm 1,7$

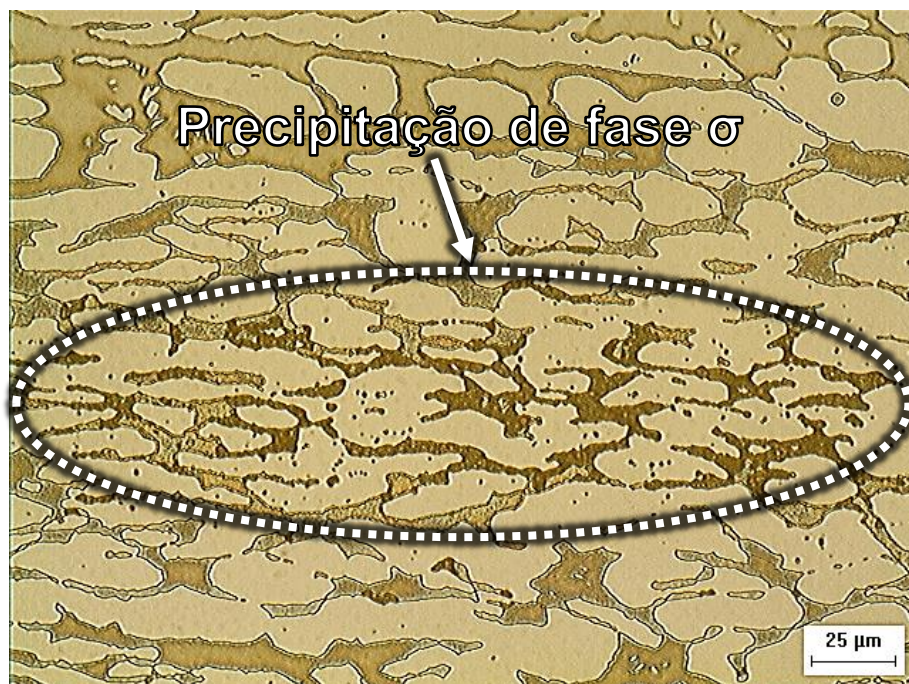
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme mostrado na Tabela 20, a microestrutura encontra-se balanceada com teores de ferrita próximos a 50%, sendo este um dos requisitos necessários para o alto desempenho em serviço do AISD.

5.4 Detecção de fases secundárias

Após a execução do procedimento descrito na seção 4.3.1.4 (pág. 87) foi detectada a precipitação de fase σ (indicada pela presença de precipitados de cor marrom) numa faixa de aproximadamente 100 μm na região central da chapa do material como recebido conforme mostrado na Figura 49. A presença de fase σ , provavelmente está relacionado ao processo de fabricação das chapas, pois segundo KARLSSON (1999), o processo de laminação a quente em chapas de AID provoca um particionamento dos elementos de liga, devido à exposição a altas temperaturas, proporcionando uma maior cinética de precipitação de fases intermetálicas nestas chapas.

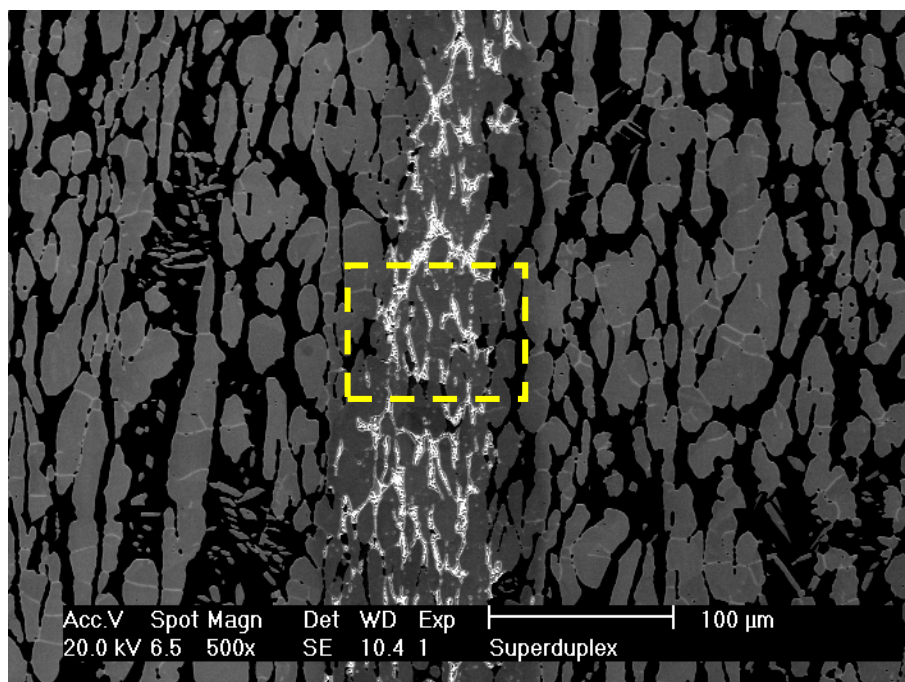
Figura 49 - Micrografia mostrando a presença de precipitação de fase σ . Aumento 500X. Ataque eletrolítico 20%KOH.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A presença da fase σ também foi confirmada em outra região do centro da chapa através de uma micrografia obtida por MEV mostrada na Figura 50. Nesta figura é possível ver regiões brilhantes que correspondem a precipitação de fase σ no interior da fase ferrítica.

Figura 50 - Micrografia obtida por MEV mostrando a presença de precipitação, possivelmente de fase σ . Aumento 500X. Ataque eletrolítico 40% HNO_3 .



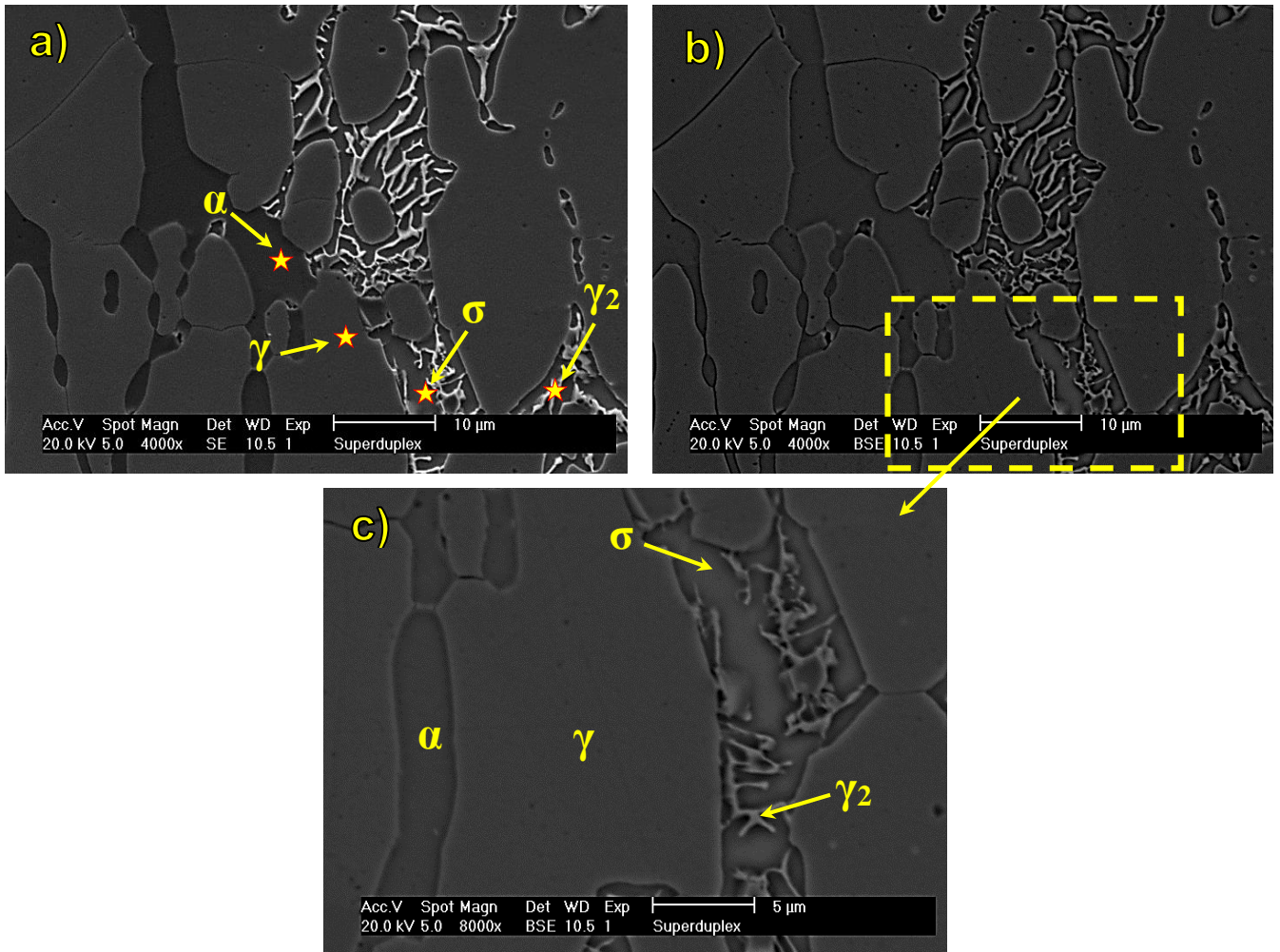
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.5 Composição química das fases

As análises de composição química por EDS das diversas fases presentes no material como recebido foram realizadas na região delimitada da Figura 50 e os resultados de MEV e EDS são mostrados na Figura 51, na Figura 52 e na Tabela 21.

A Figura 51a apresenta uma micrografia obtida por MEV no modo SE. Já a Figura 51b traz uma micrografia da mesma região (Figura 51a) obtida por MEV no modo BSE e por fim a Figura 51c mostra uma ampliação da região demarcada na Figura 51b.

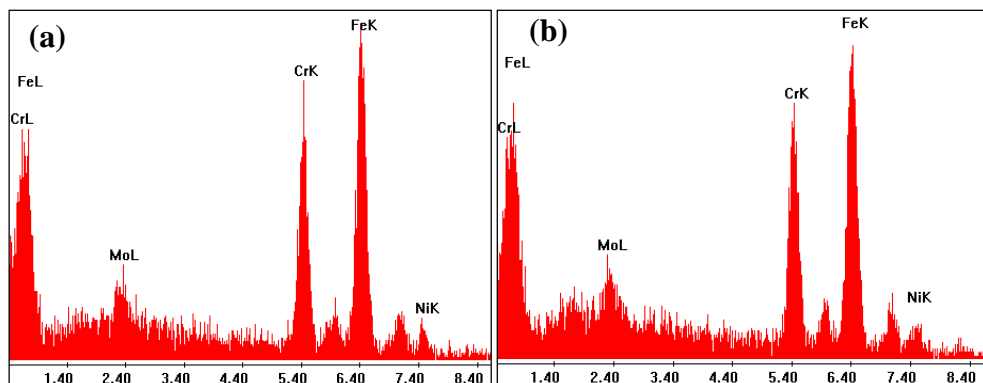
Figura 51 - (a) Micrografia obtida por MEV no modo SE. (b) modo BSE. (c) Ampliação da região demarcada na Figura 51b.

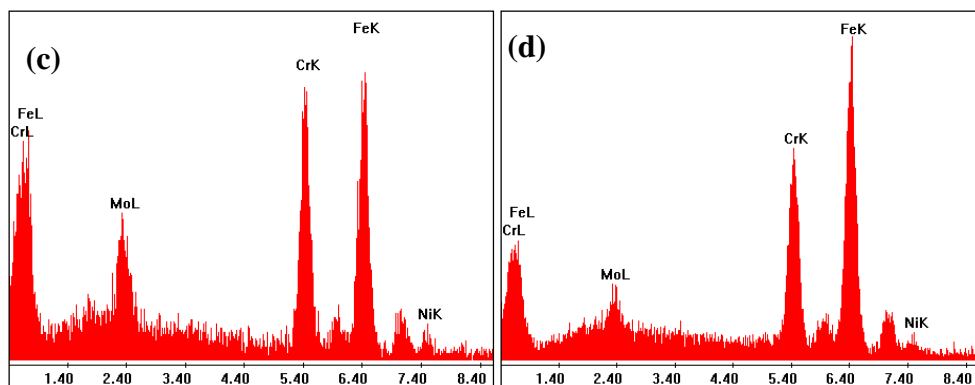


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 52 apresenta as análises de EDS das fases identificadas na Figura 51a na qual as estrelas indicam a localização dos pontos de EDS.

Figura 52 - Análises de EDS para: (a) Austenita primária (γ); (b) Ferrita (α); (c) Fase σ ; (d) Austenita secundária (γ_2).





Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Tabela 21 apresenta a composição química das fases indicadas na Figura 51a através dos valores dos principais elementos que as compõem.

Tabela 21 - Composição química das fases indicadas Figura 51a.

Fase	Elemento	% em peso
Austenita γ	Mo	2,86
	Cr	25,60
	Fe	65,10
	Ni	6,43
Ferrita α	Mo	3,10
	Cr	27,06
	Fe	64,44
	Ni	5,39
Fase σ	Mo	8,35
	Cr	31,28
	Fe	58,23
	Ni	2,14
Austenita γ_2	Mo	2,60
	Cr	25,57
	Fe	65,17
	Ni	6,67

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com base na Figura 51, na Figura 52 e na Tabela 21 pode-se afirmar que houve pouca diferença nos teores de Cr, Mo e Ni entre a ferrita e a austenita resultante de uma microestrutura balanceada (Tabela 20), contudo a fase σ destaca-se pelos maiores teores de Cr e Mo. Também confirma-se que a presença da fase σ é resultado de um processo de decomposição da ferrita em fase σ e austenita secundária (γ_2) conforme relatado na literatura (BRANDI e PADILHA, 1990; MAEHARA *et al.*, 1983).

5.6 ETAPA 2 - SOLDAGEM POR SIMPLES DEPOSIÇÃO

5.6.1 Soldagem da matriz L16 e ensaios de confirmação

A Tabela 22 apresenta os parâmetros de soldagem obtidos durante a execução dos ensaios propostos pela matriz L16 na metodologia (seção 4.3.2.1) e dos ensaios de confirmação realizados para validar os resultados previstos para as variáveis resposta analisadas pelo método Taguchi (seção 1.5.7 do Apêndice A). Os ensaios de confirmação para as variáveis respostas: razão R/L, penetração, fração de ferrita e fração das inclusões foram denominados respectivamente de C01, C02, C03 e C04.

Tabela 22 - Parâmetros de soldagem obtidos nos ensaios da matriz L16 e nos ensaios de confirmação.

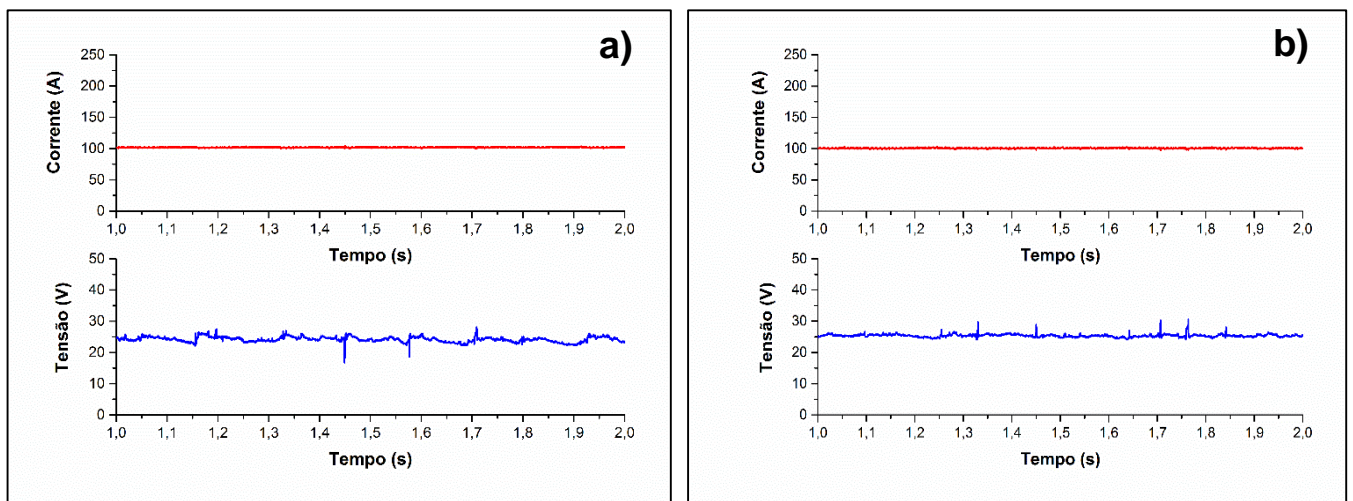
Ensaio	U _m (V)	U _{ef} (V)	I _m (A)	I _{ef} (A)	V _s (cm/min)	E (kJ/mm)	V _{alim} (m/min)
01	38,8	39,0	194,4	194,4	62,0	0,7	15,0
02	37,2	37,2	196,7	196,7	62,0	0,7	15,0
03	23,8	24,0	101,2	101,2	22,0	0,7	4,4
04	23,8	23,9	102,2	102,3	22,0	0,7	4,4
05	30,7	30,7	201,0	200,9	22,0	1,7	9,9
06	30,4	30,4	203,2	203,2	22,0	1,7	9,9
07	32,6	32,7	199,7	199,7	22,0	1,8	14,4
08	33,0	33,0	199,5	199,5	22,0	1,8	14,4
09	34,4	34,5	197,7	197,7	22,0	1,8	9,5
10	33,9	33,9	199,4	199,4	22,0	1,9	9,5
11	34,5	34,5	199,6	199,6	22,0	1,9	13,7
12	33,6	33,6	199,2	199,2	22,0	1,8	13,7
13	32,8	33,2	197,1	197,1	62,0	0,7	14,5
14	33,9	34,1	200,5	200,5	62,0	0,7	14,5
15	25,7	25,7	100,5	100,5	22,0	0,7	3,8
16	26,0	26,0	101,9	101,9	22,0	0,7	3,8
C01	33,2	33,2	197,8	197,8	22,0	1,8	9,5
C02	35,8	35,8	196,9	197,0	22,0	1,9	14,2
C03	33,2	33,2	197,8	197,8	22,0	1,8	9,5
C04	33,4	33,4	201,6	201,6	62,0	0,6	10,3

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Nota: U_m - Tensão média, U_{ef} - Tensão eficaz, I_m - Corrente média, I_{ef} - Corrente eficaz, V_s - Velocidade de soldagem, E - Energia de soldagem e V_{alim} - Velocidade de alimentação do arame.

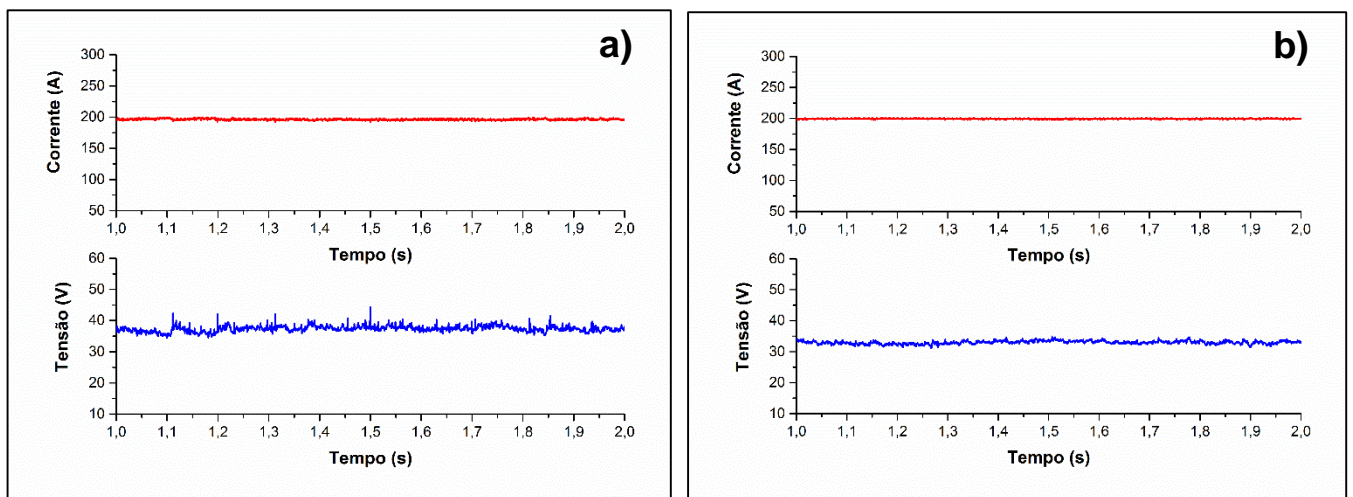
A Figura 53 e a Figura 54 exemplificam os oscilogramas de corrente e tensão típicos para as correntes de soldagem de 100 A e 200 A, os quais foram obtidos à uma taxa de aquisição de 9600 Hz, durante a soldagem da matriz L16 com a fonte de soldagem operando no modo de corrente constante. Cabe destacar que em ambos os valores de corrente obteve-se uma transferência metálica do tipo goticular idêntica à ilustrada na Figura 31b.

Figura 53 - Oscilograma de corrente e tensão com a $I = 100$ A para o: a) Ensaio 04 e b) Ensaio 15.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 54 - Oscilograma de corrente e tensão com a $I = 200$ A para o: a) Ensaio 02 e b) Ensaio 08.

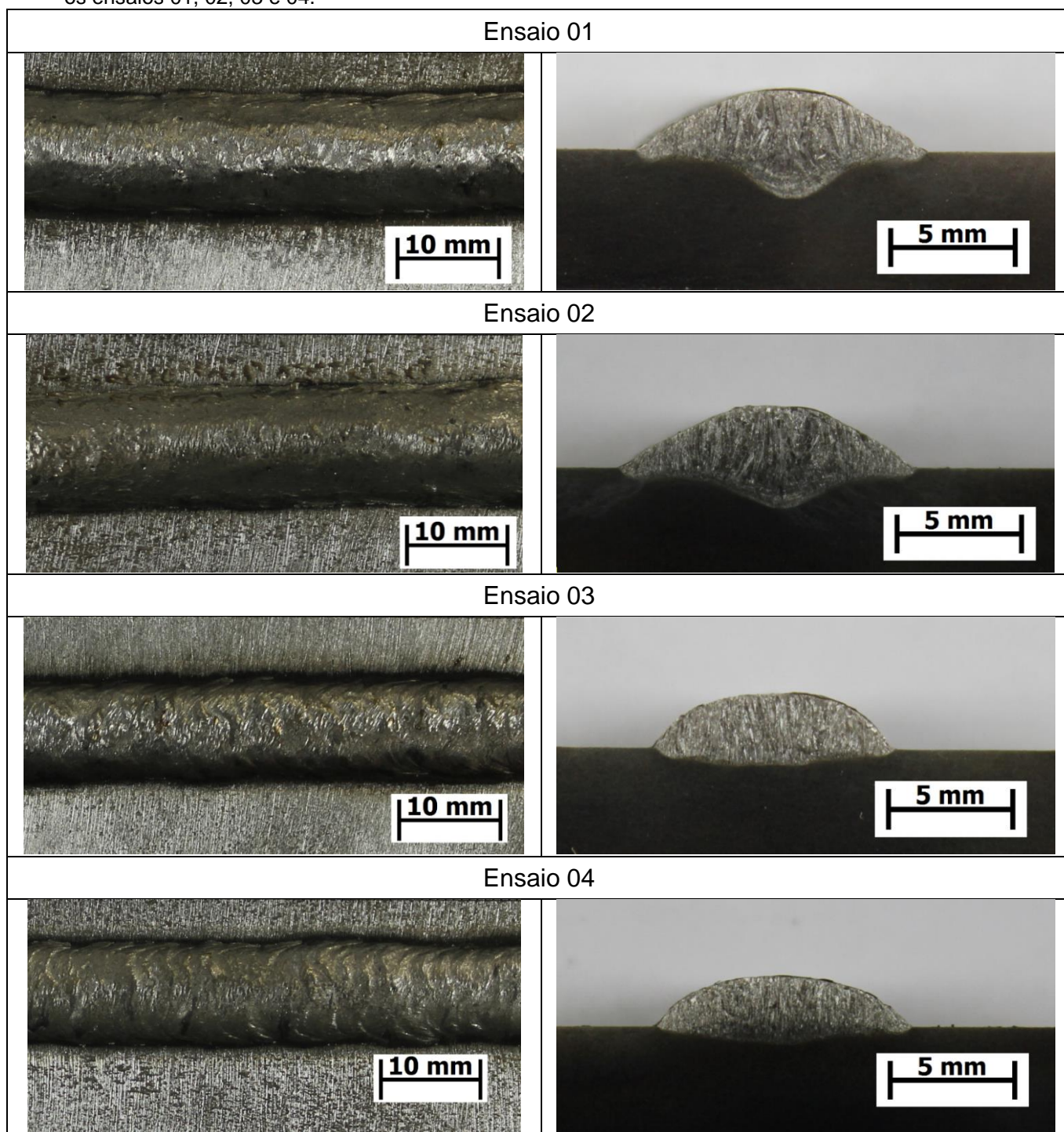


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.6.2 Análise macrográfica dos cordões de solda

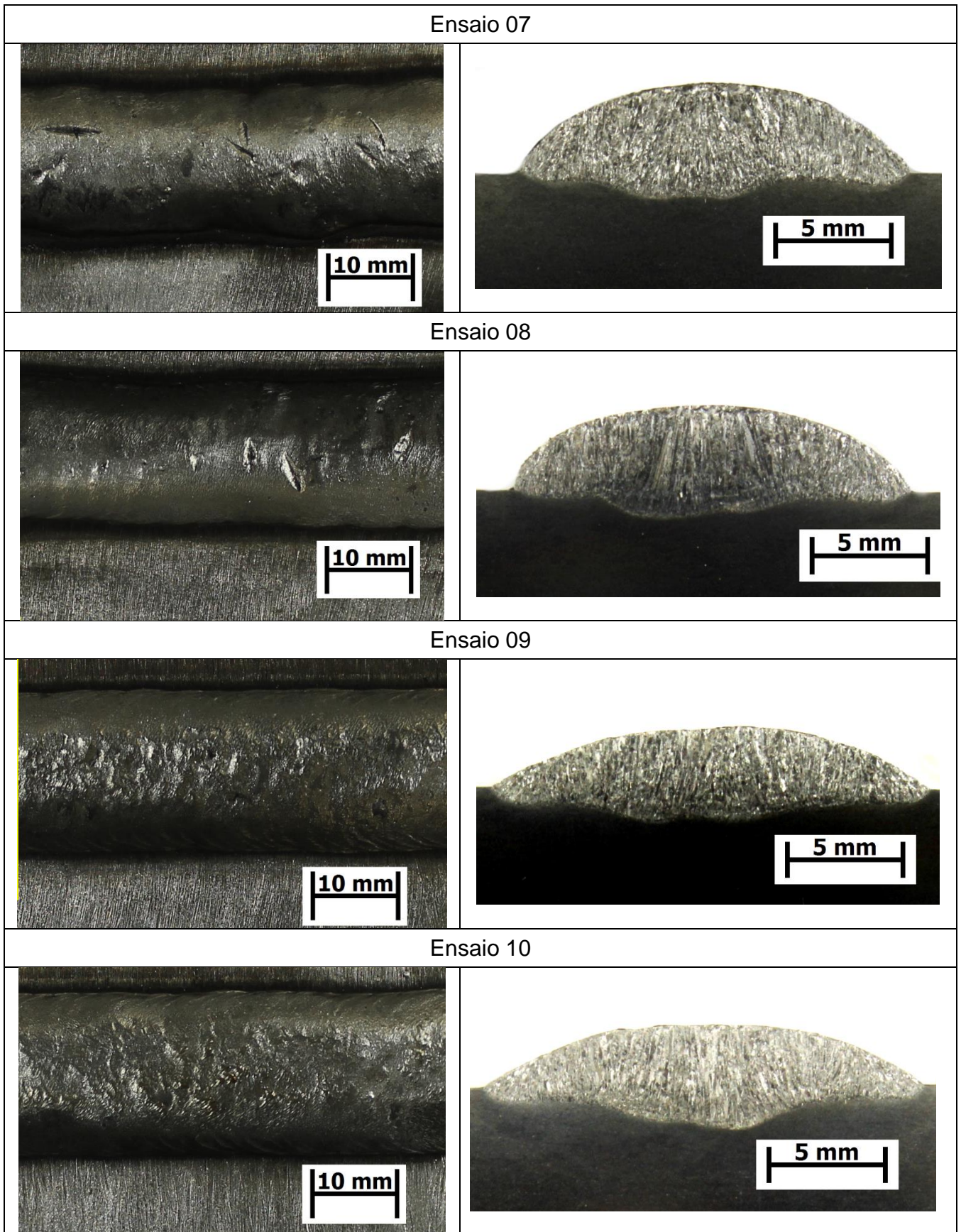
De uma forma geral, os ensaios para a matriz L16 apresentaram cordões de solda com bons aspectos superficiais e não foram detectados defeitos, tais como: mordeduras, trincas e falta de fusão, como ilustrado da Figura 55 à Figura 57.

Figura 55 - Aspecto superficial (à esquerda) e seção transversal (à direita) dos cordões de solda para os ensaios 01, 02, 03 e 04.



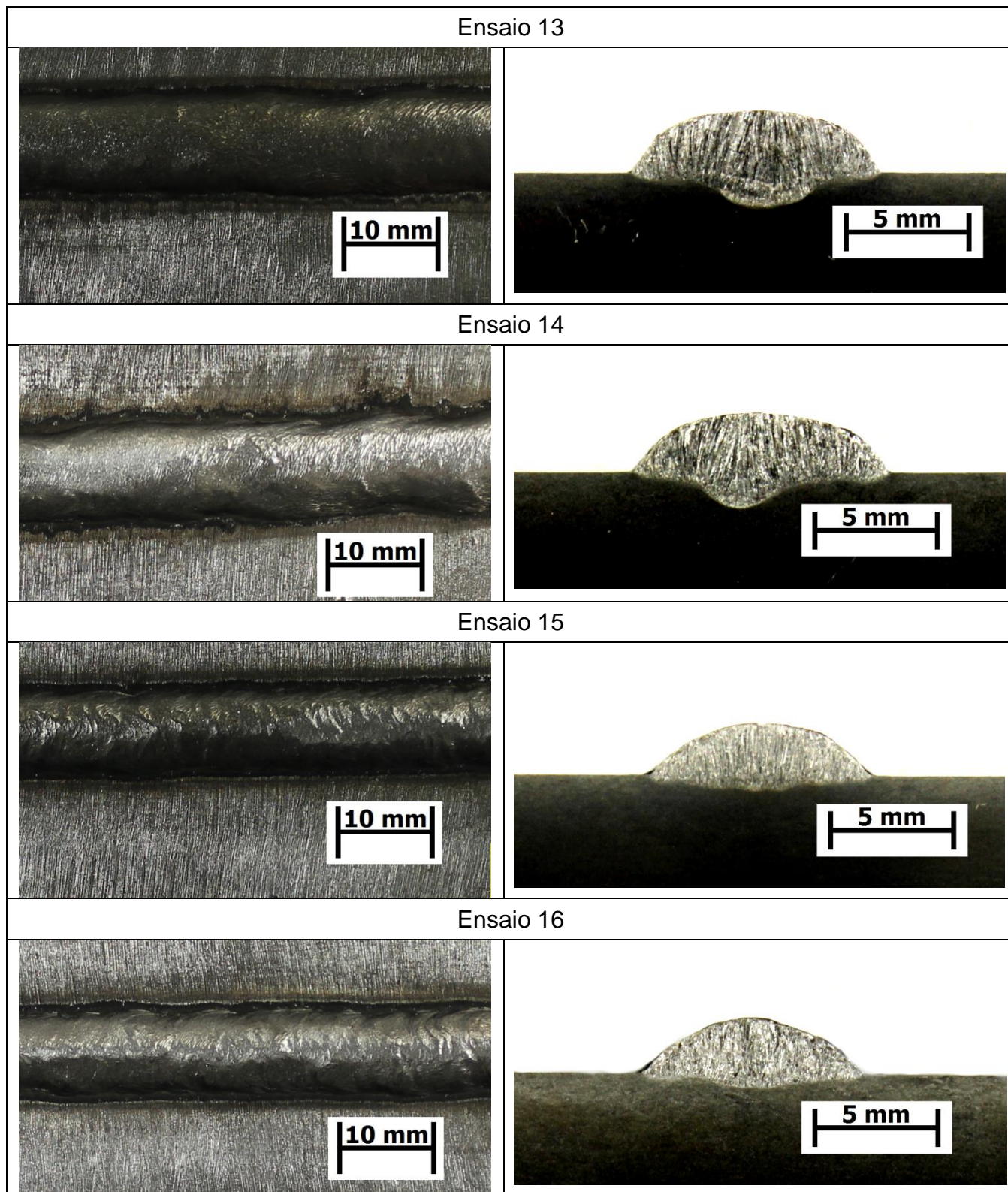
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 56 - Aspecto superficial (à esquerda) e seção transversal (à direita) dos cordões de solda para os ensaios 07, 08, 09 e 10.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 57 - Aspecto superficial (à esquerda) e seção transversal (à direita) dos cordões de solda para os ensaios 13, 14, 15 e 16.

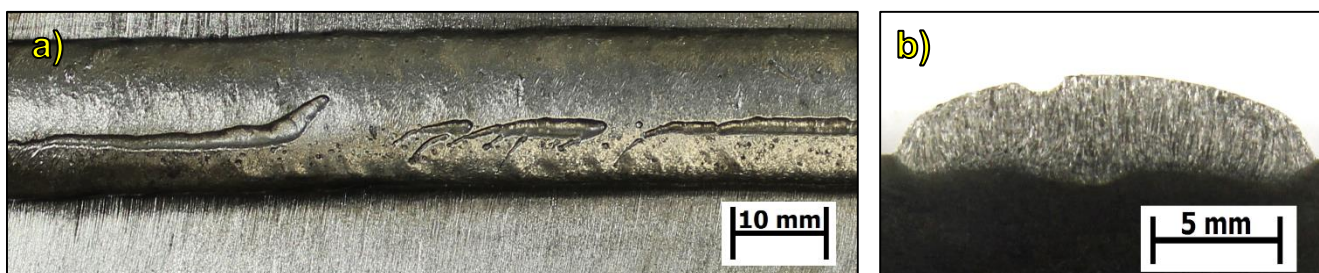


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Contudo, nos Ensaios 05 e 06 (Figura 58 e Figura 59) os cordões de solda apresentaram um tipo de porosidade denominada porosidade vermiforme, uma vez que a forma e o arranjo das falhas ou vazios são semelhantes ao rastro deixado por um verme.

A ocorrência deste tipo de porosidade se deve ao aprisionamento de gás entre a escória e o metal líquido durante a solidificação do cordão, fazendo com que o metal de solda quando solidificado apresente depressão tubular na área da linha central do cordão de solda. Fato que ocorre provavelmente devido a elevada temperatura de solidificação da escória formada durante a soldagem com eletrodos do tipo rutílico (AWS, 2004; WIDGERY, 1994).

Figura 58 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 05 (Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO₂, E= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 15 mm).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 59 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 06 (Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO₂, E= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 15 mm).

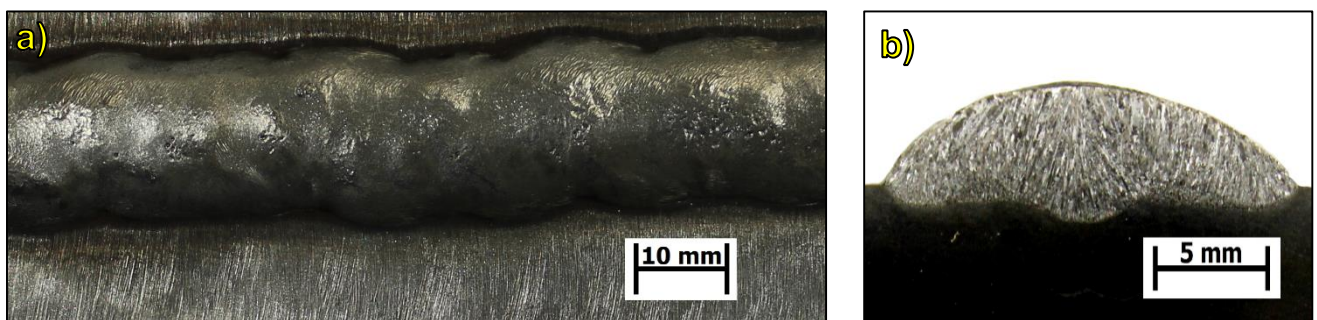


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Já os Ensaios 11 e 12 apresentaram cordões de solda irregulares e tortuosos, como mostrados na Figura 60 e na Figura 61. Este fato se deve à grande quantidade de material depositado por unidade de comprimento, visto que apenas os Ensaios 07, 08, 11 e 12 possuem uma elevada velocidade de alimentação (Ensaio 7 e 8 = 14,4 m/min e Ensaio 11 e 12 = 13,7 m/min) associada a uma baixa velocidade de soldagem

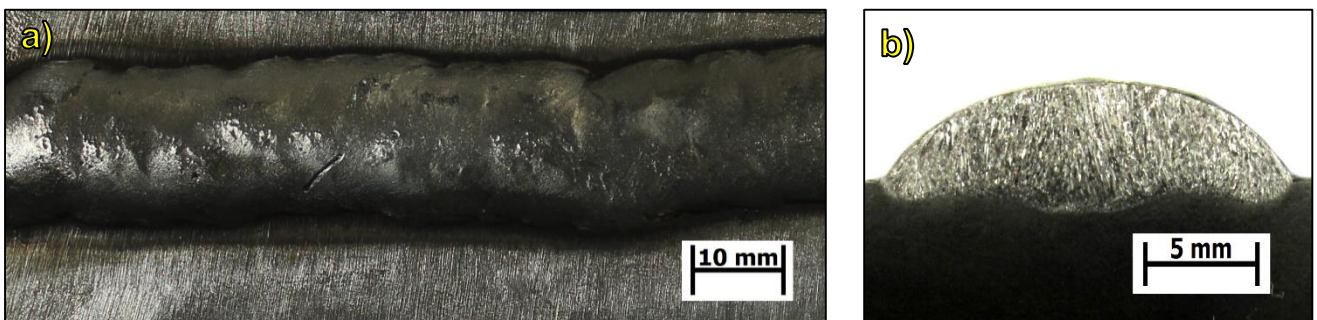
(22 cm/min). Porém nos Ensaio 11 e 12 não há a realização do tecimento, o qual proporcionaria uma melhor distribuição do metal de solda sobre o material de base. Assim, temos que os cordões de solda são constituídos pela sobreposição de poças de fusão formadas por um grande volume de material concentrado sendo depositado em uma determinada área enquanto o arco se desloca apenas na direção de soldagem resultando em cordões com um formato irregular e tortuoso.

Figura 60 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 11 (Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO₂, E= 2,0 kJ/mm, T.E=Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 61 - a) Aspecto superficial e b) seção transversal do cordão de solda para o Ensaio 12 (Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO₂, E= 2,0 kJ/mm, T.E=Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm).

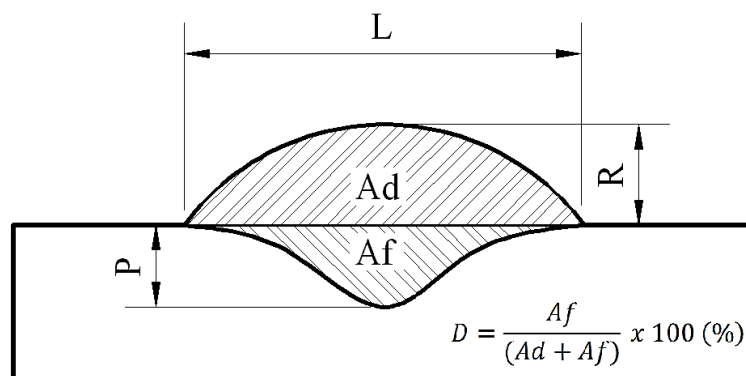


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.6.3 Medição das características geométricas

A Tabela 23 mostra a média dos valores da largura, do reforço, da penetração, da razão R/L e da diluição obtidos para cada ensaio da matriz L16. Com a diluição sendo calculada como mostrado na Figura 62.

Figura 62 - Representação esquemática da geometria das seções transversais dos cordões de solda.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Nota: L - Largura, R - Reforço, P- Penetração, Ad - Área depositada do cordão, Af - Área fundida do metal de base e D - Diluição.

Tabela 23 - Valores das características geométricas obtidos para os ensaios da matriz L16.

Ensaio	L (mm)	R (mm)	P (mm)	Razão R/L	Ad (mm ²)	Af (mm ²)	D (%)
01	11,8	2,4	1,9	0,20	9,6	18,3	34,3
02	11,9	2,5	1,6	0,21	9,0	19,0	32,1
03	9,7	2,1	0,7	0,21	4,7	15,1	23,5
04	10,1	2,0	0,7	0,20	4,2	14,8	22,1
05	16,7	2,6	0,8	0,16	9,1	33,4	21,5
06	16,4	2,6	0,8	0,16	8,8	33,9	20,7
07	16,8	3,9	1,1	0,23	11,4	47,7	19,2
08	16,9	3,7	1,2	0,22	10,6	47,3	18,3
09	18,8	2,7	1,5	0,14	17,8	35,0	33,7
10	18,8	2,7	1,8	0,14	18,9	37,7	33,3
11	18,3	3,5	1,3	0,19	14,6	46,1	24,0
12	18,1	3,5	1,2	0,19	12,7	45,6	21,8
13	10,0	2,5	1,3	0,25	6,8	19,2	26,2
14	10,3	2,4	1,5	0,23	6,5	18,5	25,9
15	8,9	2,1	0,6	0,24	3,1	13,2	19,0
16	8,9	2,2	0,6	0,25	3,1	13,3	18,8

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.6.3.1 Razão R/L:

Com base nos resultados da Tabela 23 foi realizada uma análise estatística de variância no método Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a razão R/L. Níveis de significância menores que 0,05 (valores sublinhados e em negrito na Tabela 24) indicam efeitos estatisticamente significativos. Outro dado importante presente na Tabela 24 é a “Contribuição no η ”, calculada conforme mostrada no Apêndice A (seção 1.5.6.1) e com os maiores valores de contribuição indicam quais fatores de controle tem o efeito mais significativo no valor da variável resposta analisada.

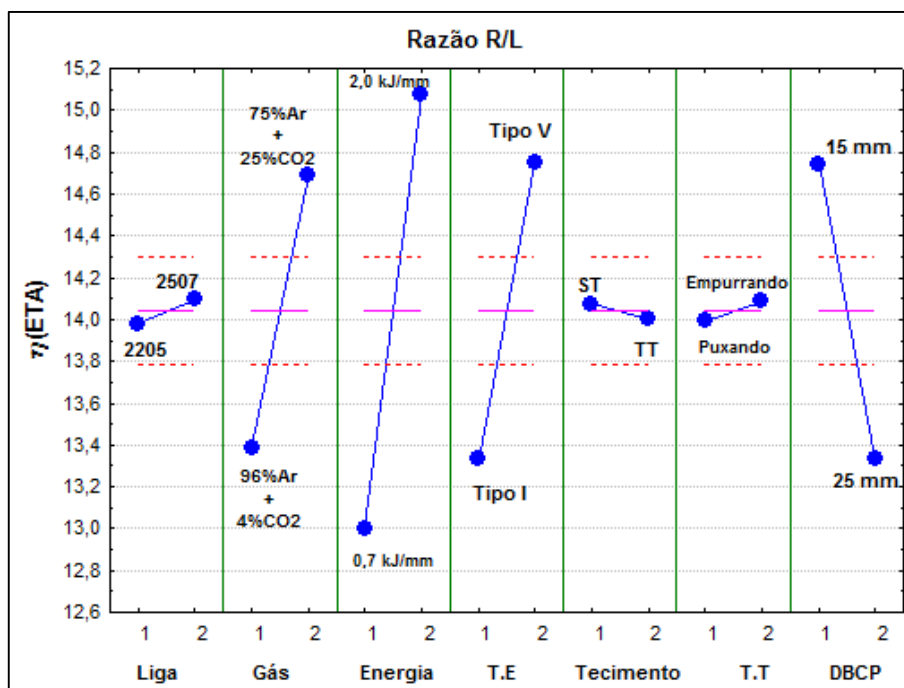
Tabela 24 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a razão R/L.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,400	0,13
Gás	<u>0,000</u>	16,75
Energia	<u>0,000</u>	42,42
Técnica de Energia	<u>0,000</u>	19,75
Tipo de tecimento	0,586	0,05
Técnica da Tocha	0,484	0,09
DBCP	<u>0,000</u>	19,49
Erro residual		1,32

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

De acordo com a seção 4.3.2.3.1, a razão R/L do cordão de solda foi avaliada através de um tratamento estatístico do método Taguchi como sendo um problema do tipo “**menor é melhor**”. Onde, as condições necessárias para obter o valor mínimo da variável resposta são representadas pelos maiores valores de η (eta) presentes na Figura 63, a qual aponta que a razão R/L é minimizada para a combinação de fatores de controle nos níveis “2 2 2 2 1 2 1”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo V, sem tecimento, técnica da tocha empurrando e uma DBCP de 15mm.

Figura 63 - Influência dos fatores de controle sobre a razão R/L.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Os resultados do ensaio de confirmação utilizando a combinação ótima sugerida pelo método Taguchi são mostrados na Tabela 25. Este ensaio apresentou uma razão R/L de 0,14 a qual se encontra dentro do intervalo admissível (0,13 a 0,15), o qual foi calculado conforme mostrado no Apêndice A. Assim conclui-se que esta variável resposta pode ser avaliada com segurança pelo método Taguchi.

Tabela 25 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para a razão R/L.

Ensaio	Combinação de fatores	η (eta)	Valor previsto	Intervalo admissível	Valor medido
C01	2 2 2 2 1 2 1	17,28	0,14	0,13 a 0,15	0,14

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com base na Figura 63 e na Tabela 24, podem-se extrair os seguintes dados do uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle sobre a razão R/L:

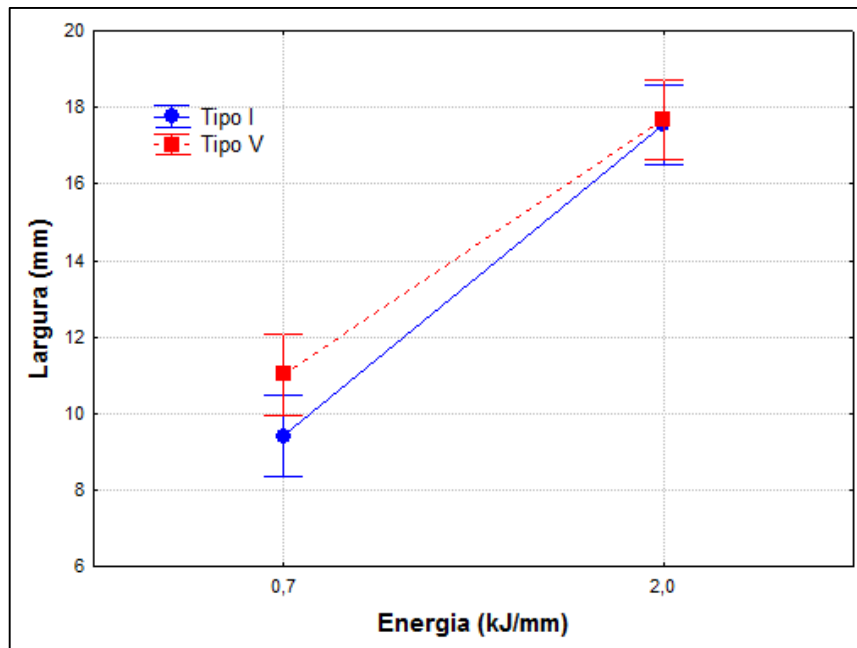
O gás de proteção apresentou influência significativa no valor da razão R/L, obtendo uma contribuição de 16,75% em relação aos outros fatores de controle. O método Taguchi mostra que a utilização da mistura 75%Ar + 25% CO₂ (Nível 2) tende a apresentar uma menor razão R/L. Resultado condizente com a literatura, que relata um aumento da largura e uma redução no reforço do cordão de solda com o aumento

do teor de CO₂ no gás de proteção utilizado (MOREIRA, 2008; STARLING *et al.*, 2009). Conforme mencionado anteriormente, maiores adições de CO₂ em misturas com argônio aumentam tanto a condutividade térmica do gás quanto a tensão do arco, proporcionando arcos com maiores aportes térmicos (GARCIA e SCOTTI, 2010; SCOTTI e PONOMAREV, 2008; SUBAN e TUŠEK, 2001). Assim, o aumento do teor de CO₂ proporciona uma maior fluidez da poça de fusão e uma melhor molhabilidade resultando numa menor razão R/L.

A energia de soldagem influenciou significativamente e foi o fator de controle que mais afetou no valor da razão R/L, apresentando uma contribuição de 42,42% em relação aos demais fatores de controle. O Nível 2 (2,0 kJ/mm) é apontado pelo método Taguchi como sendo o nível capaz de minimizar o valor deste critério. Este resultado está associado ao aumento da energia, que por sua vez acarreta numa maior quantidade de calor imposto a peça, reduzindo a viscosidade e aumentando a fluidez do metal líquido na poça, o que promove uma melhor distribuição da poça de fusão sobre o metal de base. Com isso, o cordão de solda torna-se mais largo e mais achatado, resultando num menor reforço e conseqüentemente numa menor razão R/L (GOMES, 2006; PESSOA, 2009; SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

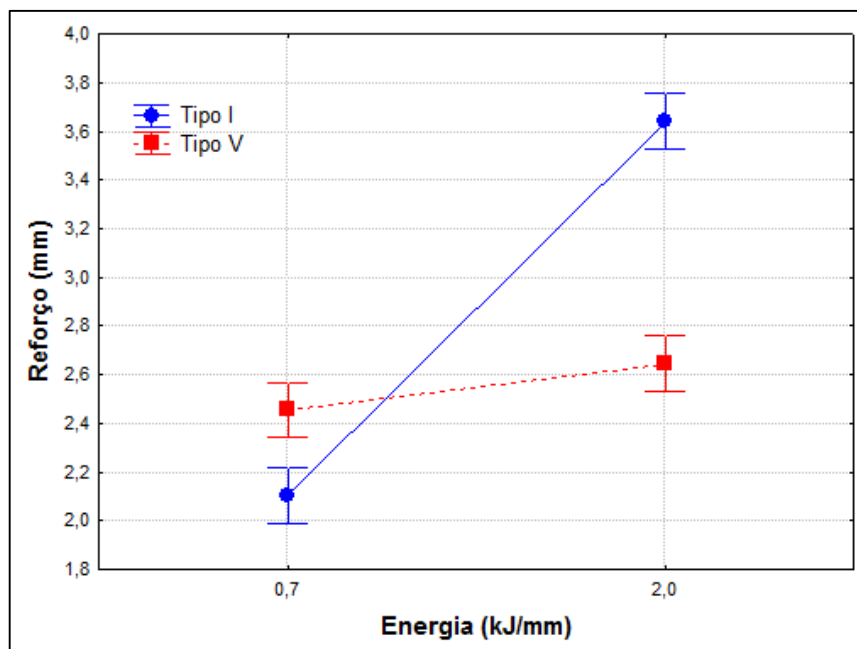
A técnica de energia influenciou significativamente e foi o segundo fator de controle que mais afetou o valor da razão R/L, proporcionando uma contribuição de 19,75% em relação aos demais fatores de controle. O aumento da energia de soldagem através da técnica Tipo V (Nível 2), ou seja, aumento da energia pela redução da velocidade de soldagem, é indicado pelo método Taguchi como sendo o nível capaz de obter os menores valores para a razão R/L. Fato justificado devido ao aumento da energia de soldagem através de ambas técnicas de energia proporcionarem aumentos tanto na largura (Figura 64) quanto do reforço do cordão de solda (Figura 65). Contudo, na técnica de energia Tipo V o aumento do reforço foi menos acentuado que na técnica de energia Tipo I como mostra a Figura 65, conseqüentemente os cordões executados utilizando a técnica de energia Tipo V apresentaram os menores valores para a razão R/L.

Figura 64 - Influência da energia e técnica de energia sobre a largura do cordão de solda.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 65 - Influência da energia e técnica de energia sobre o reforço do cordão de solda.

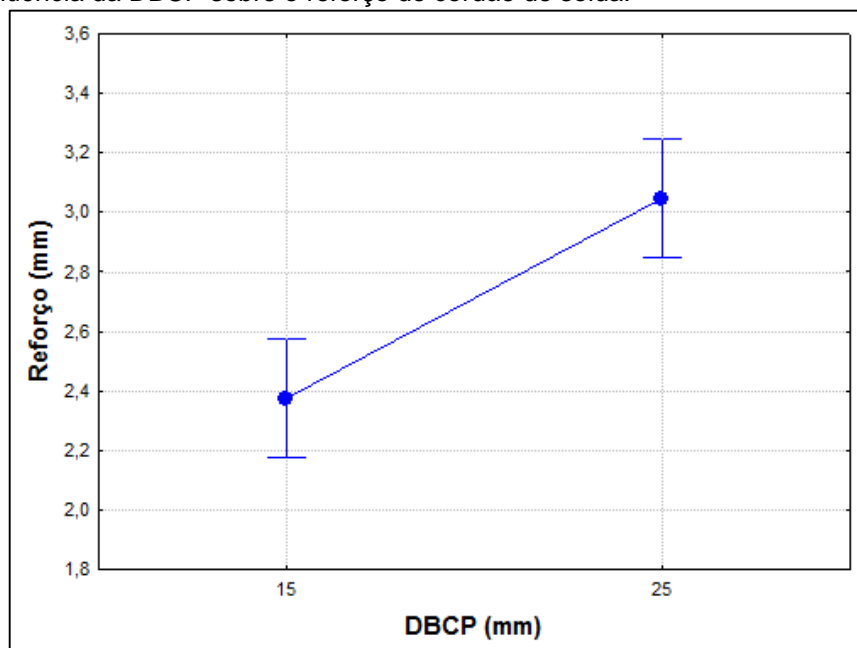


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A DBCP influenciou significativamente o valor da razão R/L, apresentando uma contribuição de 19,49%. Com um menor valor de DBCP, ou seja, o Nível 1 (15 mm) deste fator de controle proporcionando uma menor razão R/L. Conforme já mencionado anteriormente um aumento da DBCP proporciona um aumento no comprimento do eletrodo e devido ao efeito Joule, há um aumento na taxa de fusão e

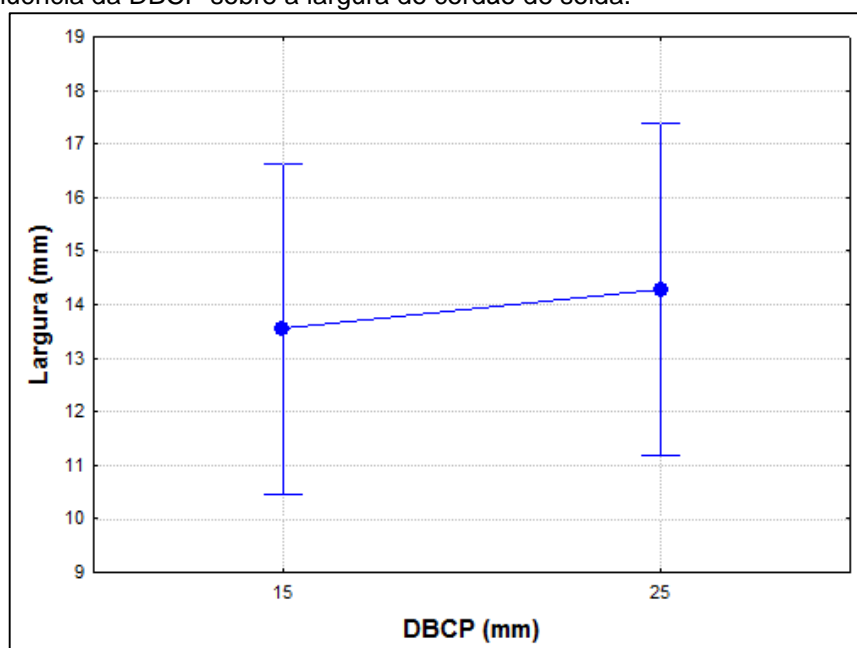
consequentemente um aumento na taxa de deposição do arame, pois aumenta-se a V_{alim} para manter o comprimento do arco constante, e como resultado final obtêm-se uma poça de fusão mais volumosa. Contudo, este aumento de volume da poça fusão acarretou num aumento significativo apenas do reforço (Figura 66), enquanto a largura não foi afetada de forma significativa (Figura 67). Assim, o menor valor de DBCP resultou em menores razões R/L.

Figura 66 - Influência da DBCP sobre o reforço do cordão de solda.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 67 - Influência da DBCP sobre a largura do cordão de solda.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.6.3.2 Penetração:

Com base nos resultados da Tabela 23 foi realizada uma análise estatística de variância no método Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a penetração. Níveis de significância menores que 0,05 (valores sublinhados e em negrito na Tabela 26) indicam efeitos estatisticamente significativos. A Tabela 26 também apresenta os valores de “Contribuição no η ”, com seus maiores valores indicando quais fatores de controle tem o efeito mais significativo no valor da penetração.

Tabela 26 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a penetração.

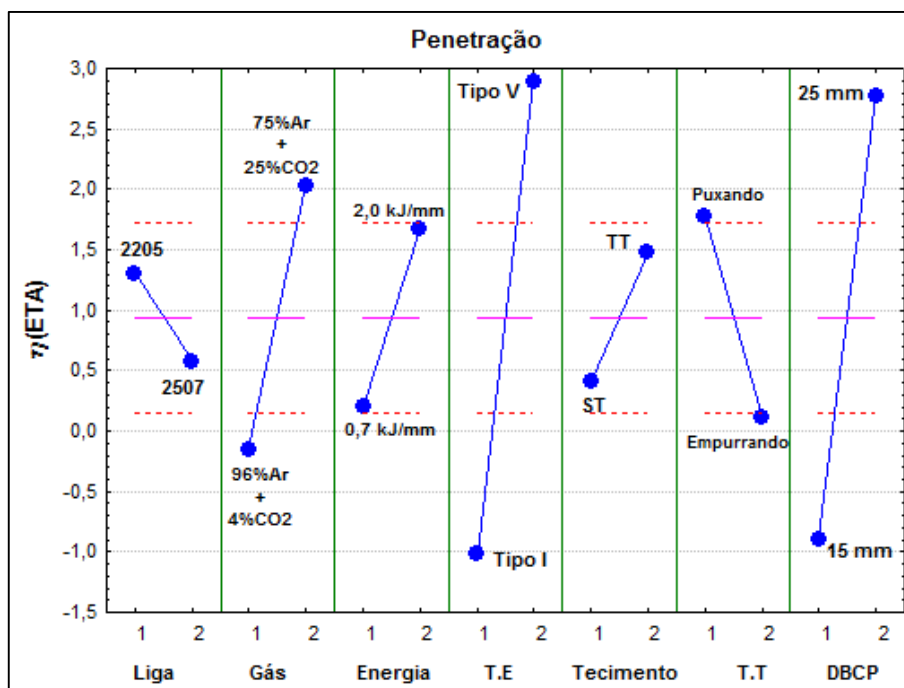
Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,101	1,29
Gás	<u>0,001</u>	11,47
Energia	<u>0,006</u>	5,29
Técnica de Energia	<u>0,000</u>	36,98
Tipo de tecimento	<u>0,026</u>	2,79
Técnica da Tocha	<u>0,003</u>	6,66
DBCP	<u>0,000</u>	32,54
Erro residual		3,00

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme mencionado na seção 4.3.2.3.2, a penetração do cordão de solda foi avaliada através de um tratamento estatístico do método Taguchi como sendo um problema do tipo “**maior é melhor**”. Com isso, as condições necessárias para obter o valor máximo da variável resposta são representadas pelos maiores valores de η (eta) mostrados na Figura 68.

Assim, a Figura 68 aponta que a penetração é maximizada para a combinação de fatores de controle nos níveis “1 2 2 2 1 2”, ou seja, a liga 2205 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo V, tecimento triangular, técnica da tocha puxando e uma DBCP de 25mm.

Figura 68 - Influência dos fatores de controle sobre a penetração.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Os resultados do ensaio de confirmação utilizando a combinação ótima sugerida pelo método Taguchi são mostrados na Tabela 27. Este ensaio apresentou uma penetração de 2,10 mm a qual se encontra dentro do intervalo admissível (2,08 mm a 3,24 mm), o qual foi calculado conforme mostrado no Apêndice A. Assim, conclui-se que esta variável resposta pode ser avaliada com segurança pelo método Taguchi.

Tabela 27 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para a penetração.

Ensaio	Combinação de fatores	η (eta)	Valor previsto	Intervalo admissível	Valor medido
C02	1 2 2 2 2 1 2	8,42	2,64 mm	2,08 mm a 3,24 mm	2,10 mm

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Após uma análise conjunta da Figura 68 e da Tabela 26 retiram-se as seguintes informações do uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle sobre a penetração:

O gás de proteção influenciou de forma significativa no valor da penetração, apresentando uma contribuição de 11,47% em relação aos outros fatores de controle. O método Taguchi mostra que a utilização do Nível 2 (75%Ar + 25% CO₂) é capaz de maximizar o valor da penetração. Este resultado está de acordo com o esperado, uma

vez que o CO₂ apresenta uma maior condutividade térmica o que proporciona arcos com maiores aportes térmicos quando comparados com o argônio (GARCIA e SCOTTI, 2010; SCOTTI e PONOMAREV, 2008; SUBAN e TUŠEK, 2001). Assim, maiores adições CO₂ em misturas com argônio proporcionam cordões de solda com maiores penetrações (MOREIRA, 2008; STARLING *et al.*, 2009).

A energia de soldagem afetou significativamente o valor da penetração, sendo responsável por uma contribuição de 5,29%. O Nível 2 (2,0 kJ/mm) é apontado como o melhor nível para obtenção dos maiores valores para a penetração. Fato já esperado tendo em vista que um aumento da energia de soldagem proporciona uma maior quantidade de calor imposto à peça resultando assim numa maior penetração do cordão de solda.

A técnica de energia influenciou de forma significativa e foi o fator de controle que mais afetou o valor da penetração, proporcionando uma contribuição de 36,98% em relação aos demais fatores de controle. O aumento da energia de soldagem através da técnica Tipo V (Nível 2), ou seja, aumento da energia pela redução da velocidade de soldagem, é indicado pelo método Taguchi como sendo o nível capaz de obter os maiores valores para a penetração. Apesar do aumento da energia de soldagem através de ambas as técnicas proporcionarem um aumento na penetração dos cordões de solda, a técnica de energia Tipo I também apresentou um aumento mais acentuado do reforço (Figura 65), o qual pode atuar como uma barreira e amortecer a força do arco sobre a poça de fusão, ocasionando uma redução na penetração (AWS, 2004; SCOTTI e PONOMAREV, 2008). Assim, os cordões executados utilizando a técnica de energia Tipo V apresentaram as maiores penetrações.

O tipo de tecimento apesar de afetar significativamente a penetração apresentou uma contribuição muito pequena (2,79%). Segundo o método Taguchi a utilização do tecimento triangular (Nível 2) proporciona os maiores valores para a penetração. Este aumento da penetração com o uso do tecimento se deve ao movimento realizado pela tocha de soldagem durante a execução do tecimento, o qual faz com que o arco elétrico seja jogado mais nas laterais da poça resultando num menor reforço para os cordões de solda, o qual não é capaz de atuar como uma barreira para amortecer a força do arco sobre a poça de fusão (PESSOA, 2009).

A técnica da tocha afetou de forma significativa penetração, sendo responsável por uma contribuição de 6,66%. Assim o método Taguchi aponta que, para este fator

de controle, o Nível1 (puxando) apresentou os maiores valores de penetração. Este resultado está de acordo com a literatura, a qual cita que na posição puxando o jato de plasma empurra a poça de fusão para trás fazendo com que o arco atue diretamente sobre o fundo da poça de fusão proporcionando maiores penetrações (AWS, 2004; SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

A DBCP apresentou uma influência significativa e foi o segundo fator de controle que mais afetou a penetração, sendo responsável por uma contribuição de 32,54% em relação aos demais fatores de controle. O maior valor de DBCP, ou seja, o Nível 2 (25 mm) deste fator de controle, tende a proporcionar uma maior penetração. Neste trabalho como o comprimento do arco é mantido constante, um aumento da DBCP proporciona três efeitos distintos: o primeiro é um aumento no comprimento do eletrodo e conseqüentemente um maior aquecimento do mesmo por efeito Joule. Contudo, ao contrário do que ocorre numa fonte de tensão constante não há uma queda da corrente de soldagem, ou seja, não há uma redução do aporte térmico proporcionado pelo arco, o que resulta em maiores penetrações dos cordões de solda. O segundo efeito é que o maior aquecimento provocado por efeito Joule aumenta a taxa de fusão do arame, evidenciado pela maior V_{alim} entre os ensaios 09 (9,5 m/min) e C02 (14,2 m/min) proporcionando uma poça de fusão com maior volume (SUBAN e TUŠEK, 2001), podendo atuar como uma barreira para a força do arco e reduzir a penetração (AWS, 2004; SCOTTI e PONOMAREV, 2008). E por fim, o aumento da taxa de fusão também aumenta a frequência de destacamento das gotas de metal líquido aumentando a frequência de incidência destas gotas sobre a poça de fusão acarretando numa maior penetração do cordão de solda (ESSERS e WALTER, 1981). Assim, acredita-se que a somatória destes três efeitos resultou num maior valor de penetração com o aumento da DBCP de 15 mm para 25 mm. Resultado similar ao observado por PALANI *et al.* (2006) durante a soldagem do aço estrutural IS-2062 com o arame tubular de aço inoxidável austenítico 317L, no qual um aumento da DBCP de 20 mm para 23 mm proporcionou uma maior penetração do cordão de solda.

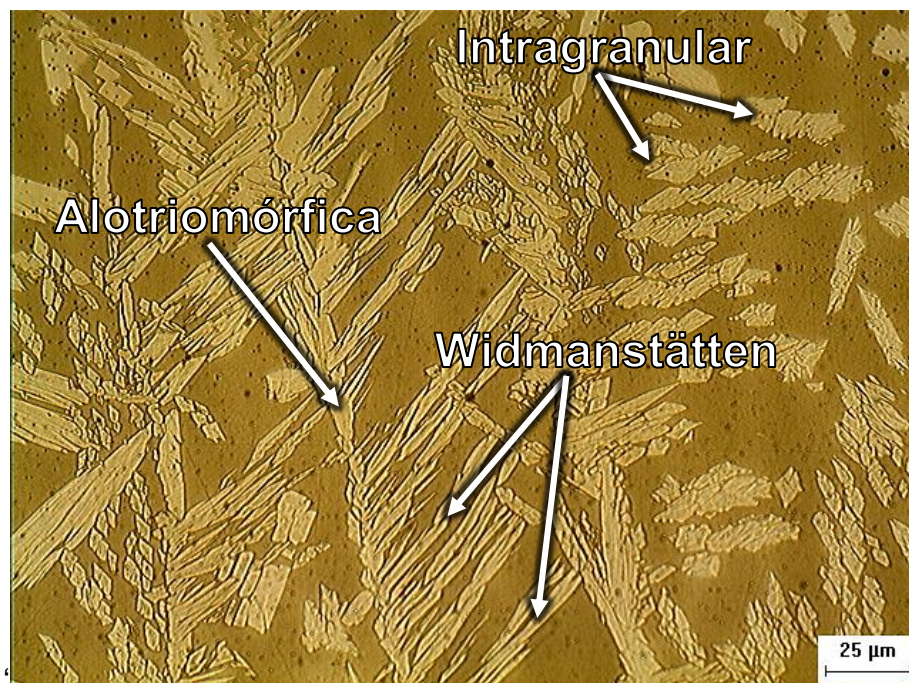
5.6.4 Caracterização microestrutural

Nesta seção são exibidos e discutidos os resultados referentes as características metalúrgicas para a Zona Fundida e a Zona Afetada pelo Calor das soldas obtidas por simples deposição.

5.6.4.1 Microestrutura da Zona Fundida (ZF):

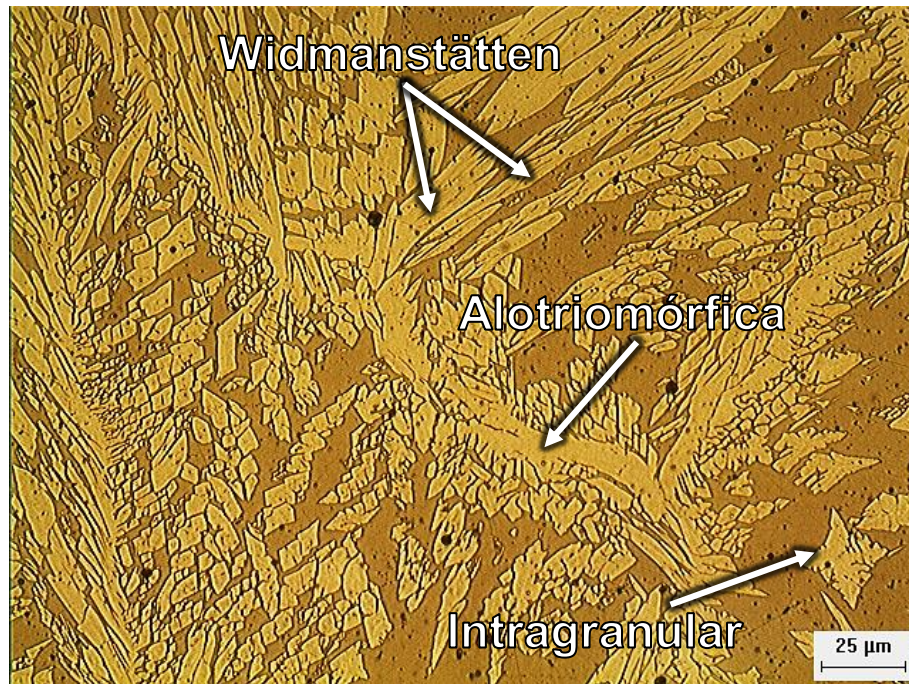
De forma geral para todos os ensaios da matriz L16 as microestruturas características das zonas fundidas foram compostas por uma matriz ferrítica e austenita com diversas morfologias (alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e Widmanstätten). A microestrutura típica dos ensaios soldados com baixa energia (0,7 kJ/mm) é mostrada na Figura 69 e na Figura 70 a microestrutura dos ensaios soldados com alta energia (2,0 mm).

Figura 69 - Micrografia exemplificando a microestrutura da ZF de baixa energia. Liga=2205, Gás=96%Ar + 4%CO₂, Energia= 0,7 kJ/mm, T.E=Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Puxando e DBCP= 15 mm (Ensaio 15). Aumento 500x.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 70 - Micrografia exemplificando a microestrutura da ZF de alta energia. Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO₂, Energia= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo I, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm (Ensaio 11). Aumento 500x.



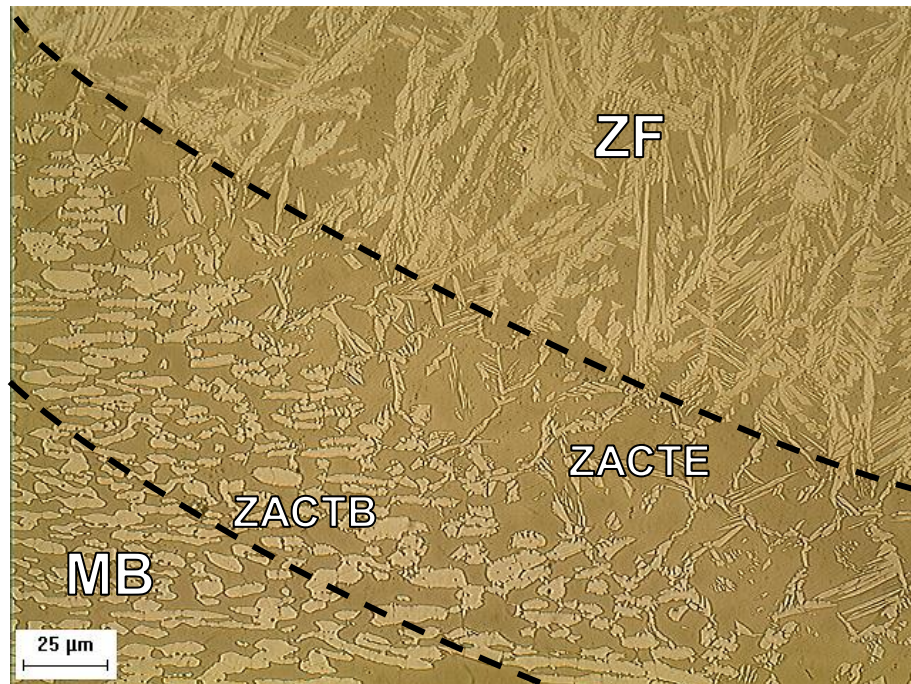
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com base nas microestruturas apresentadas acima nota-se que há uma maior presença de austenita e com placas de austenita de Widmanstätten mais espessas para os ensaios com alta energia (2,0 kJ/mm). Fato que influencia diretamente o balanço de fases e será analisado detalhadamente de forma estatística na seção 5.6.5.

5.6.4.2 *Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC)*

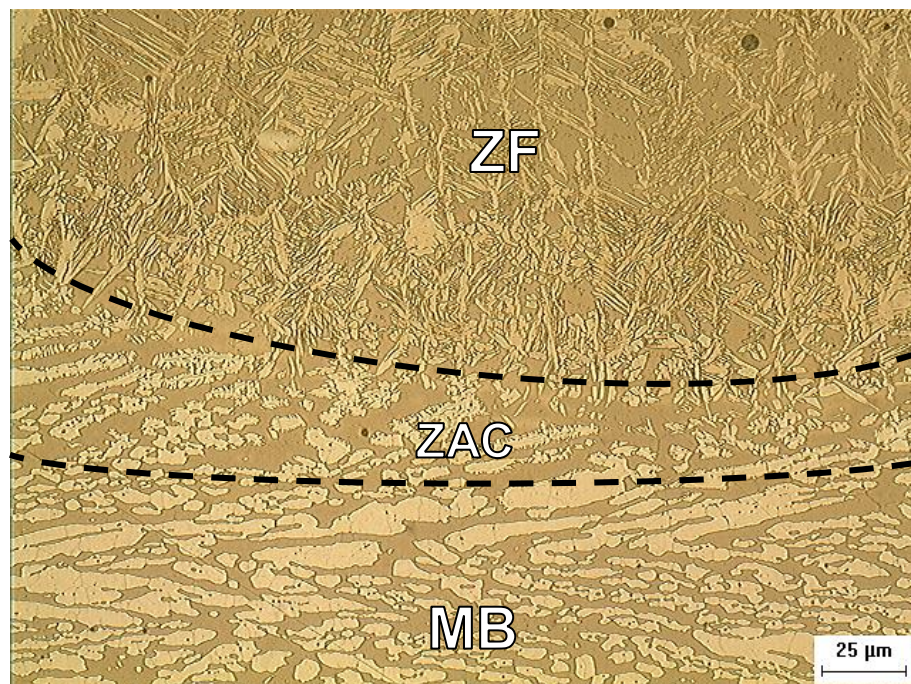
Todos os ensaios da matriz L16 apresentaram ZACs estreitas e apenas nos ensaios com alta energia (2,0 kJ/mm) foi possível notar um crescimento acentuado dos grãos ferríticos. A extensão da ZAC e o crescimento de grão ferrítico são bem exemplificados pela Figura 71 e pela Figura 72.

Figura 71 - Micrografia exemplificando a extensão e o crescimento de grão ferrítico da ZAC de alta energia. Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO₂, Energia= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T= Empurrando e DBCP= 15 mm (Ensaio 05). Aumento 200x.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 72 - Micrografia exemplificando a extensão da ZAC de baixa energia. Liga=2205, Gás=96%Ar + 4%CO₂, Energia= 0,7 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= TT, T.T= Empurrando e DBCP= 25 mm (Ensaio 13). Aumento 200x.



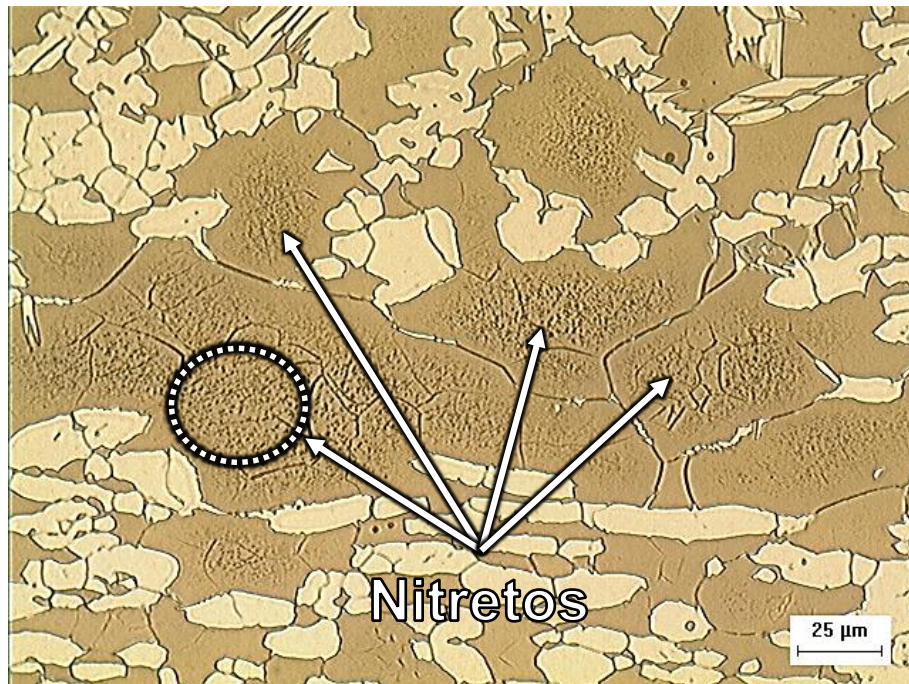
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

No ensaio com alta energia (Figura 71), a ZAC pode ser dividida em duas regiões: Na primeira região houve um crescimento acentuado dos grãos ferríticos próximos a Zona de Ligação (ZL), sendo esta região frequentemente descrita na literatura como zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE) e o crescimento dos grãos ferríticos é controlado pela composição química, que determina a temperatura da linha solvus da ferrita, e pelo tempo de exposição do material à temperaturas acima desta linha. A segunda região localizada um pouco mais distante da ZL não apresentou mudanças significativas no aspecto e no tamanho dos grãos de ferrita e austenita quando comparadas com o MB, sendo esta região denominada de zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) e segundo a literatura essa região permanece no campo bifásico, mas sofre alterações nas frações volumétricas finais de austenita e na precipitação de fases intermetálicas (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; LONDOÑO, 2001; NOWACKI e LUKOJC, 2006).

Já nos ensaios realizados empregando baixa energia (Figura 72), não foi possível perceber uma divisão na ZAC, uma vez que a energia de 0,7 kJ/mm não foi capaz de promover um aquecimento suficiente para provocar um notável crescimento dos grãos ferríticos. Vale ressaltar também que a pequena extensão da ZAC em ambas as energias é um aspecto bastante favorável para a manutenção das boas propriedades durante a soldagem das juntas que será realizada na etapa seguinte deste trabalho.

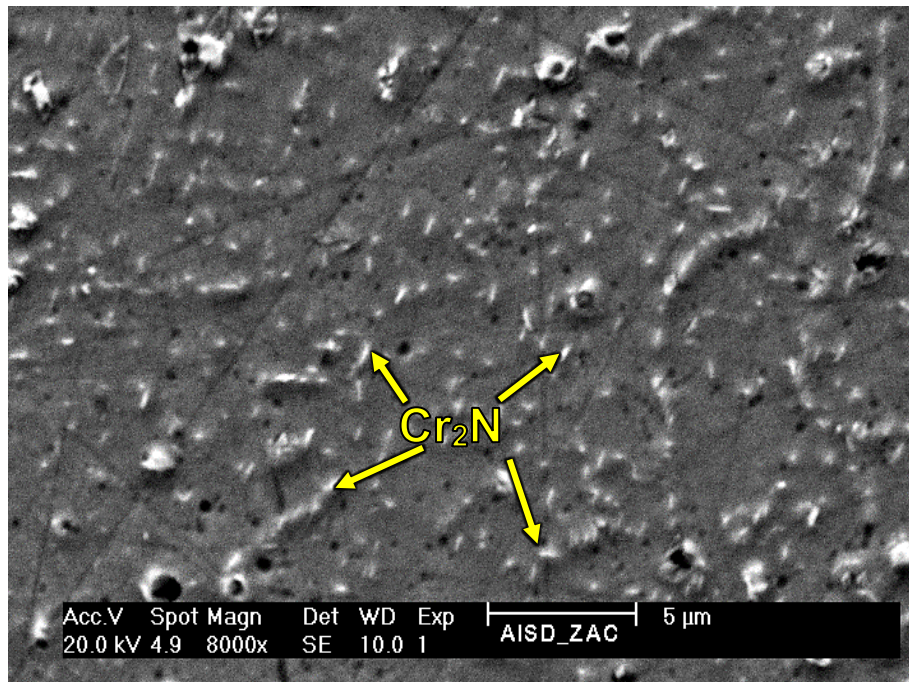
Na ZAC de todos os ensaios da matriz L16 também foi observada a presença de fases intermetálicas finamente dispersas no interior dos grãos ferríticos (Figura 73). Dada a morfologia e a sua localização (Figura 74) deduz-se que estes precipitados são nitretos de cromo (Cr_2N), tendo em vista que estes tendem a se precipitar em regiões de resfriamento rápido como a ZAC e preferencialmente no interior dos grãos ferríticos, uma vez que a ferrita apresenta baixa solubilidade ao N em baixas temperaturas (KARLSSON, 1999; LONDOÑO, 2001; NILSSON, 1992). Porém, devido às pequenas dimensões dos precipitados não foi possível obter suas composições por EDS.

Figura 73 - Micrografia exemplificando a precipitação de nitretos na ZAC. Liga=2205, Gás=75%Ar + 25%CO₂, Energia= 2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= TT, T.T=Puxando e DBCP= 15 mm (Ensaio 09). Aumento 500X.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 74 - Micrografia dos nitretos de cromo (Cr₂N) intragranulares obtida por MEV realizada na região demarcada (círculo pontilhado) da Figura 73.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.6.5 Quantificação da fração de ferrita

A quantificação do teor de ferrita foi feita apenas na ZF e a Tabela 28 apresenta a média dos valores das frações de ferrita para ZF de cada um dos ensaios da matriz L16, seguidas de seus respectivos intervalos de confiança (IC).

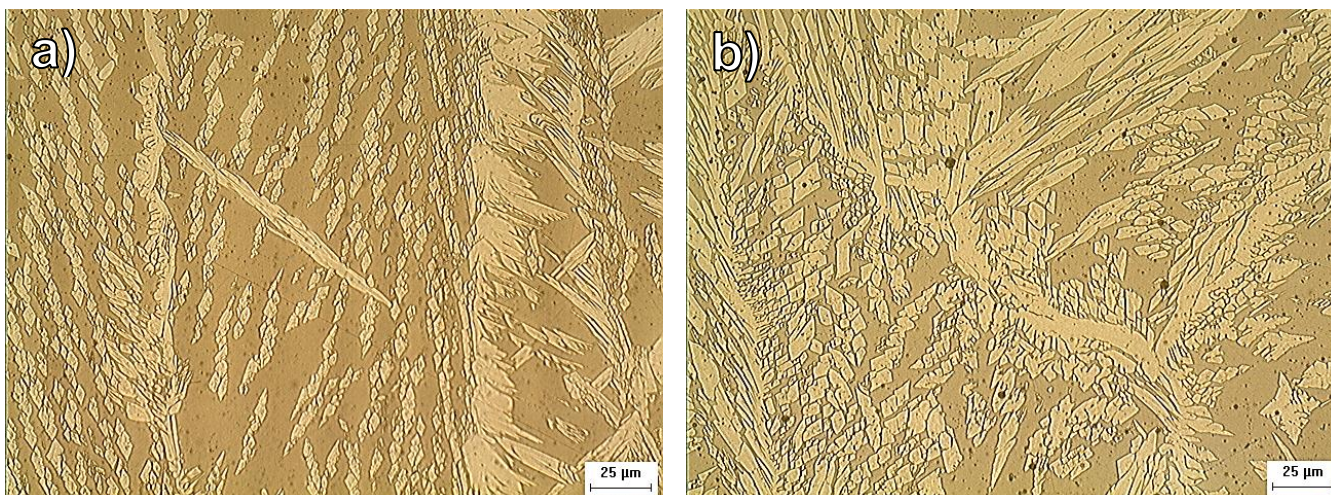
Tabela 28 - Valores das frações de ferrita para os ensaios da matriz L16.

Ensaio	Fração de Ferrita (% α)
01	62,7 \pm 1,1
02	62,1 \pm 2,0
03	56,2 \pm 1,4
04	58,9 \pm 1,0
05	56,1 \pm 1,5
06	56,4 \pm 1,3
07	57,2 \pm 1,6
08	55,4 \pm 1,1
09	58,7 \pm 1,2
10	59,6 \pm 1,5
11	53,6 \pm 1,4
12	56,3 \pm 1,1
13	64,0 \pm 1,6
14	65,2 \pm 1,8
15	62,5 \pm 1,4
16	60,3 \pm 1,3

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Segundo a Tabela 28, a maior fração de ferrita foi obtida pelo ensaio 14 com 65,2% (Figura 75a) enquanto o menor valor foi obtido pelo ensaio 11 com 53,6% (Figura 75b). Assim todos os ensaios apresentam frações de ferrita superiores a 50% e inferiores a 70% estando dentro dos limites recomendados pela norma NORSOK M-601 (NORSOK, 2008).

Figura 75 - Micrografia exemplificando: a) maior fração de ferrita obtida (Ensaio 14); b) menor fração de ferrita (Ensaio 11).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com os resultados obtidos na Tabela 28 foi realizada uma análise estatística de variância no método de Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a fração de ferrita. Níveis de significância menores que 0,05 (valores sublinhados e em negrito na Tabela 29) indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 95% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando na variável resposta analisada. Na Tabela 29, ainda podem ser vistos os valores de Contribuição no η , com seus maiores valores indicando quais fatores de controle tem os maiores efeitos sobre o valor da fração de ferrita.

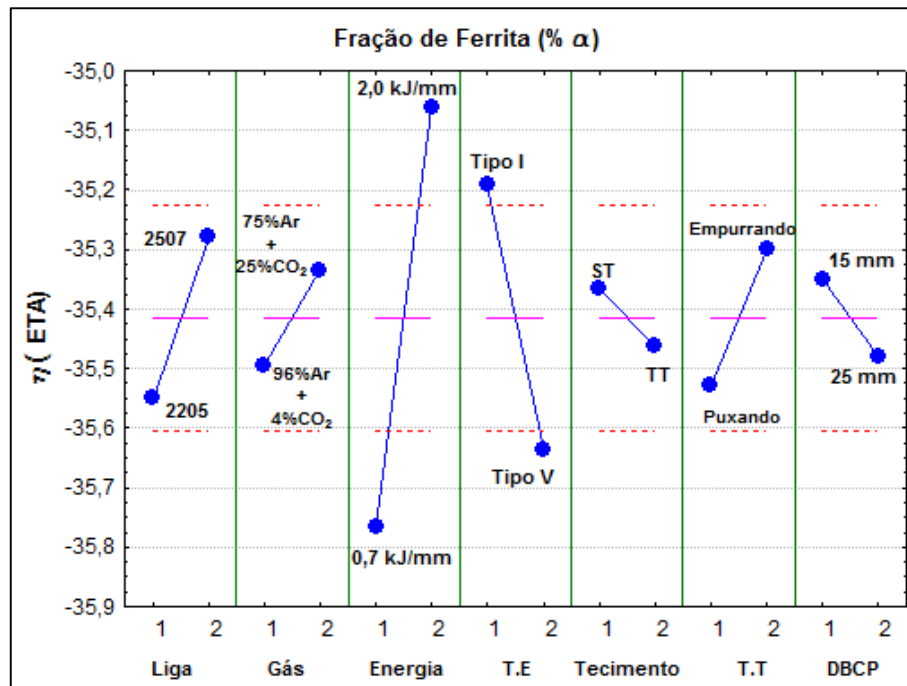
Tabela 29 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração de ferrita.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	<u>0,021</u>	7,83
Gás	0,130	2,71
Energia	<u>0,000</u>	52,63
Técnica de Energia	<u>0,002</u>	21,02
Tipo de tecimento	0,338	0,99
Técnica da Tocha	<u>0,043</u>	5,49
DBCP	0,214	1,73
Erro residual		7,60

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Baseado nos resultados obtidos na Tabela 28, e seguindo a metodologia descrita na seção 4.3.2.3.3, a fração de ferrita foi avaliada como um problema do tipo “menor é melhor”. Assim, as condições necessárias para se obter o menor valor possível desta variável resposta são representadas na Figura 76 pelos maiores valores de η (eta).

Figura 76 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme a Figura 76, a fração de ferrita é minimizada para a combinação de fatores de controle nos níveis “2 2 2 1 1 2 1”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo I, sem tecimento, técnica da tocha empurrando e uma DBCP de 15 mm.

Tabela 30 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para a fração de ferrita.

Ensaio	Combinação de fatores	η (eta)	Valor previsto	Intervalo admissível	Valor medido
C03	2 2 2 1 1 2 1	-34,40	52,5%	49,7% a 55,3%	54,6%

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Os resultados do ensaio de confirmação utilizando a combinação ótima sugerida pelo método Taguchi são mostrados na Tabela 30. Este ensaio apresentou

uma fração de ferrita de 54,6%, a qual se encontra dentro do intervalo admissível (49,7% a 55,3%), sendo este calculado conforme mostrado no Apêndice A. Assim conclui-se que esta variável resposta pode ser avaliada com segurança pelo método Taguchi.

Analisando conjuntamente a Tabela 29 e a Figura 76, é possível extrair as seguintes informações do uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita:

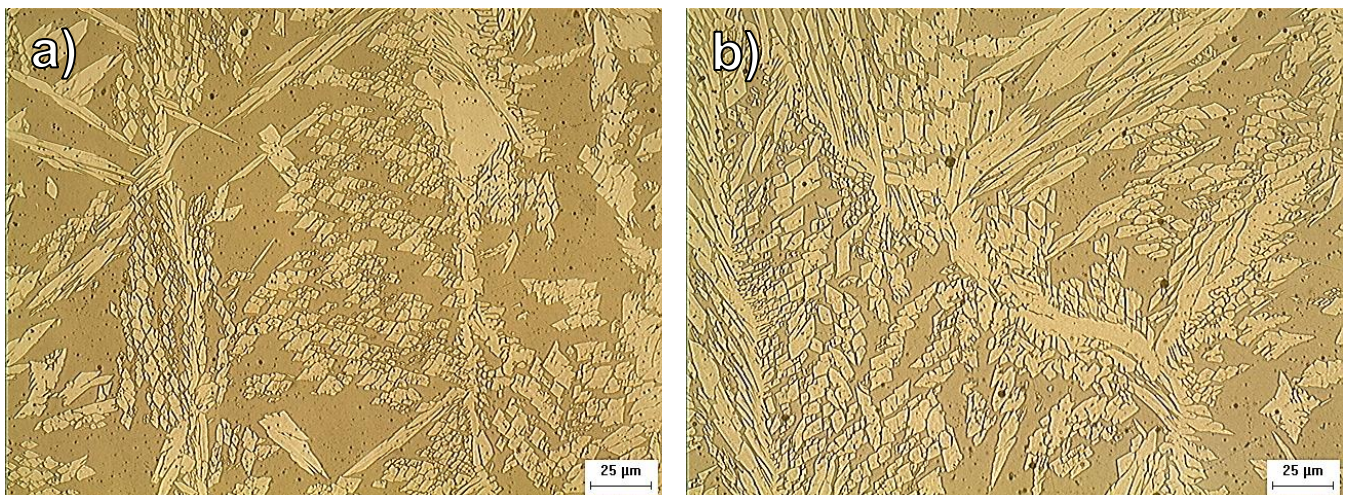
A liga afetou de forma significativa o valor da fração de ferrita, sendo responsável por uma contribuição de 7,83%. Assim, o método Taguchi aponta que, para este fator de controle, o Nível 2 (liga 2507) apresentará a menor fração de ferrita. Pois, apesar de ambas as ligas apresentarem um modo de solidificação primordialmente ferrítico e transformarem-se parcialmente em austenita por meio de uma reação no estado sólido, a liga 2507 apresenta maiores teores de níquel e nitrogênio como mostra Tabela 8. Assim, a redução na fração de ferrita com o aumento dos teores de níquel e nitrogênio se deve a dois fatores: O primeiro é que estes elementos são estabilizadores da austenita, com o níquel sendo o principal elemento que promove a microestrutura austenítica e o nitrogênio mesmo em pequenas adições altera sensivelmente a fração volumétrica de austenita. O segundo é que estes elementos também deslocam a linha solvus da ferrita para maiores temperaturas, entre níquel e nitrogênio, este último tem uma maior influência no deslocamento da linha solvus da ferrita. Assim a precipitação da austenita começa em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita e conseqüentemente uma menor fração de ferrita (ATAMERT e KING, 1991a; LILJAS e QVARFORT, 1986; LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MUTHUPANDI *et al.*, 2003; MUTHUPANDI *et al.*, 2005).

O gás de proteção não apresenta influência significativa no valor da fração de ferrita e obteve uma contribuição de 2,71% em relação aos outros fatores de controle. Contudo, o método Taguchi mostra que a utilização da mistura 75%Ar + 25% CO₂ (Nível 2) tende a apresentar uma menor fração de ferrita. Isto se deve ao CO₂ apresentar uma maior condutividade térmica (maior capacidade de transferência do calor gerado com a abertura do arco para o metal de base) e uma maior tensão do arco (para um mesmo comprimento de arco e mesma corrente de soldagem) quando comparado com o argônio (GARCIA e SCOTTI, 2010; SCOTTI e PONOMAREV, 2008; SUBAN e TUŠEK, 2001). Assim, maiores adições de CO₂ em misturas com argônio

proporcionam arcos com maiores aportes térmicos, os quais reduzem as velocidades de resfriamento favorecendo a formação de austenita e conseqüentemente resulta em menores frações de ferrita na ZF.

A energia de soldagem, além de influenciar significativamente, foi também o fator de controle que mais afetou a fração de ferrita. Este fator teve uma contribuição de 52,63% dentre os fatores de controle. O Nível 2 (2,0kJ/mm) deste fator é apontado como nível que resulta numa menor fração de ferrita. Isto se deve ao fato de que ambas as ligas utilizadas neste trabalho possuem um modo de solidificação predominantemente ferrítico, com a nucleação e crescimento da austenita nestas ligas ocorrendo durante o resfriamento a partir de uma redistribuição dos elementos estabilizadores da fase α (Cr e Mo, por exemplo) e da γ (Ni e N) por meio de um processo difusivo (FOURIE e ROBINSON, 1990; KARLSSON, 1999; LIPPOLD e KOTECKI, 2005; NILSSON, 1992). Assim, maiores níveis energias proporcionam menores velocidades de resfriamento, as quais aumentam o tempo disponível para a difusão dos elementos e, conseqüentemente, o crescimento dos grãos de austenita, resultando numa microestrutura final da ZF com menores frações de ferrita, como pode ser comprovado através da Figura 77.

Figura 77 - Influência da energia sobre a fração de ferrita para: a) 0,7kJ/mm (Ensaio 13) e b) 2,0kJ/mm (Ensaio11).

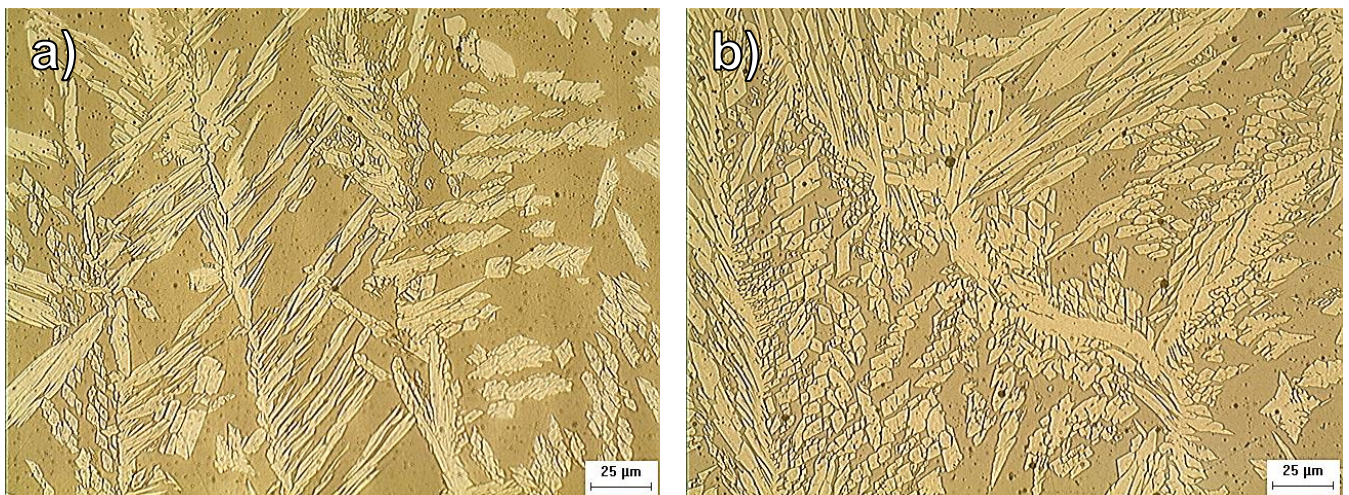


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A técnica de energia influenciou significativamente e foi o segundo fator de controle que mais afetou a fração de ferrita, apresentando uma contribuição de 21,02% em relação aos demais fatores de controle. O aumento da energia de

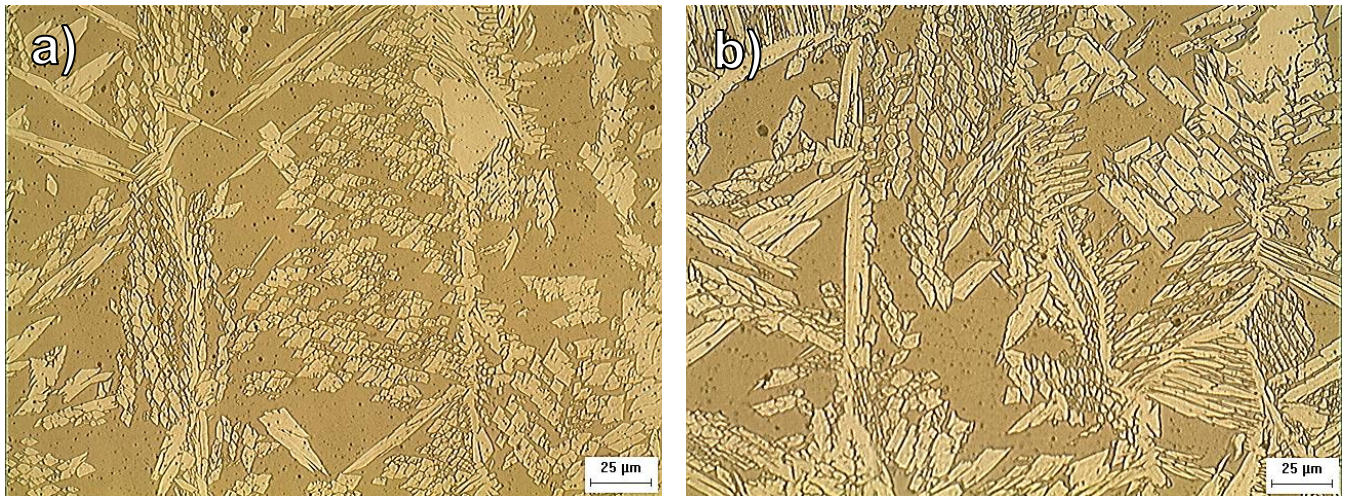
soldagem através da técnica Tipo I (Nível 1), ou seja, aumento da energia pelo aumento da corrente, é indicado pelo método Taguchi como sendo o nível capaz de obter as menores frações de ferrita. Comportamento justificado pelo fato de que na técnica Tipo I o aumento da energia se dá através do aumento da corrente, a qual é responsável direta por uma maior temperatura do arco, tornando assim o arco mais quente e promovendo um maior aquecimento da poça de fusão e do metal de adição (aumento da taxa de fusão do arame) (CHANDEL, 1990; SUBAN e TUŠEK, 2001). Assim, têm-se uma redução na velocidade de resfriamento da poça favorecendo a precipitação de austenita e conseqüentemente uma microestrutura da ZF mais balanceada, como exemplifica a Figura 78. Entretanto, o mesmo não ocorre na técnica Tipo V, na qual o aumento da energia de soldagem se dá através da redução da velocidade de soldagem, ou seja, o maior tempo de permanência do arco em um determinado ponto proporciona uma maior energia de soldagem, mas também proporciona uma maior quantidade de material depositado sem alteração na potência do arco, resultando numa poça de fusão mais fria e dificultando a precipitação de austenita, o que torna a técnica Tipo V incapaz de alterar significativamente a fração de ferrita como mostra a Figura 79.

Figura 78 - Influência da técnica de energia tipo I na fração de ferrita para: a) 0,7 kJ/mm ($\% \alpha = 62,5$ – Ensaio 15) e b) 2,0 kJ/mm ($\% \alpha = 53,6$ - Ensaio 11).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 79 - Influência da técnica de energia tipo V na fração de ferrita para: a) 0,7 kJ/mm ($\% \alpha = 64,0$ - Ensaio 13) e b) 2,0 kJ/mm ($\% \alpha = 59,6$ - Ensaio 10).

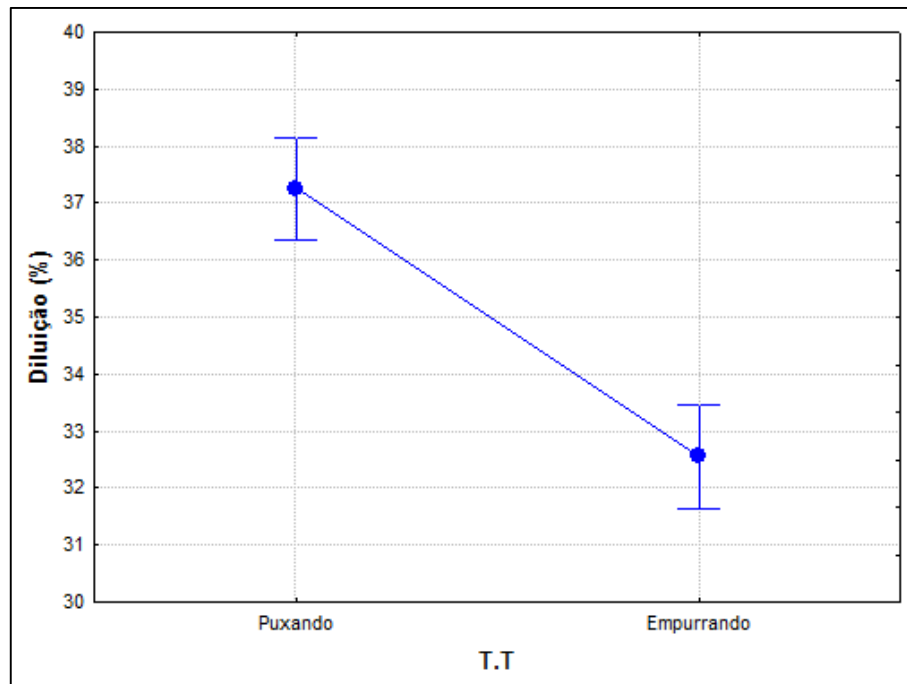


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

O tipo de tecimento não afetou significativamente a fração de ferrita devido a pequena amplitude do tecimento utilizado e apresentou uma contribuição muito pequena (0,99%). Apesar de não influenciar estatisticamente este fator de controle será discutido, pois em conjunto com os outros fatores pode ser relevante para alcançar a fração de ferrita ideal (50%). Assim, segundo o método Taguchi a não utilização do tecimento (Nível 1) mostra uma tendência de redução na fração de ferrita. Uma vez que, o movimento realizado pela tocha de soldagem durante a execução do tecimento faz com que o arco elétrico atue sobre uma maior área do MB proporcionando uma menor concentração de calor em um determinado ponto, resultando assim numa maior velocidade de resfriamento e desta forma a microestrutura da ZF apresentará maiores frações de ferrita.

A técnica da tocha afetou de forma significativa o valor da fração de ferrita, sendo responsável por uma contribuição de 5,49%. Assim, o método Taguchi aponta que, para este fator de controle, o Nível 2 (empurrando) apresentará a menor fração de ferrita. Este resultado se deve à menor diluição apresentada pela técnica da tocha na posição empurrando (Figura 80), o que acarreta num aumento da participação do metal de adição em relação ao MB na composição final da ZF. E como pode ser comprovado pela Tabela 8 e pela Tabela 19, os metais de adição geralmente são enriquecidos com teores de Ni acima do teor do MB, o que proporciona uma maior formação de austenita e conseqüentemente resulta numa ZF com menores frações de ferrita.

Figura 80 - Influência da técnica da tocha sobre a diluição do cordão de solda.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A DBCP não influenciou significativamente a fração de ferrita, apresentando apenas uma pequena contribuição de 1,73%. Contudo, o método Taguchi aponta que um menor valor de DBCP, ou seja, o Nível 1 (15 mm) deste fator de controle, tende a proporcionar uma menor fração de ferrita. Isto se deve ao fato de que neste trabalho como o comprimento do arco é mantido constante, um aumento da DBCP proporciona um aumento no comprimento do eletrodo, o qual devido ao aumento na sua resistência proporciona um aquecimento maior do mesmo por efeito Joule, fazendo com que haja um aumento nas taxas de fusão e de deposição do arame, tornando a poça de fusão mais volumosa e mais fria, pois não há alteração no aporte térmico fornecido pelo arco (HARWIG *et al.*, 1999; MACHADO, 1996; SUBAN e TUŠEK, 2001). Assim, a precipitação de austenita é dificultada pelas maiores velocidades de resfriamento e como resultado tem-se uma maior fração de ferrita na ZF para a maior DBCP (25 mm).

5.6.6 Quantificação da fração das inclusões

A quantificação do teor de inclusões foi realizada somente na ZF e a Tabela 31 apresenta a média dos valores percentuais de inclusões contidas na ZF de cada um dos ensaios da matriz L16, seguidas de seus respectivos intervalos de confiança (IC).

Tabela 31 - Valores das frações das Inclusões para os ensaios da matriz L16.

Ensaio	Fração das Inclusões (%)
01	0,72 ± 0,01
02	0,67 ± 0,03
03	0,72 ± 0,03
04	0,74 ± 0,04
05	0,49 ± 0,02
06	0,61 ± 0,02
07	0,61 ± 0,02
08	0,69 ± 0,04
09	0,74 ± 0,02
10	0,76 ± 0,04
11	0,74 ± 0,03
12	0,81 ± 0,03
13	0,60 ± 0,03
14	0,48 ± 0,02
15	0,63 ± 0,04
16	0,62 ± 0,03

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

De posse dos resultados mostrados na Tabela 31 foi realizada uma análise estatística de variância no método Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a fração das inclusões. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos. E os maiores valores de Contribuição no η presentes na Tabela 32, indicam os fatores de controle com efeito mais significativo sobre o valor da fração das inclusões.

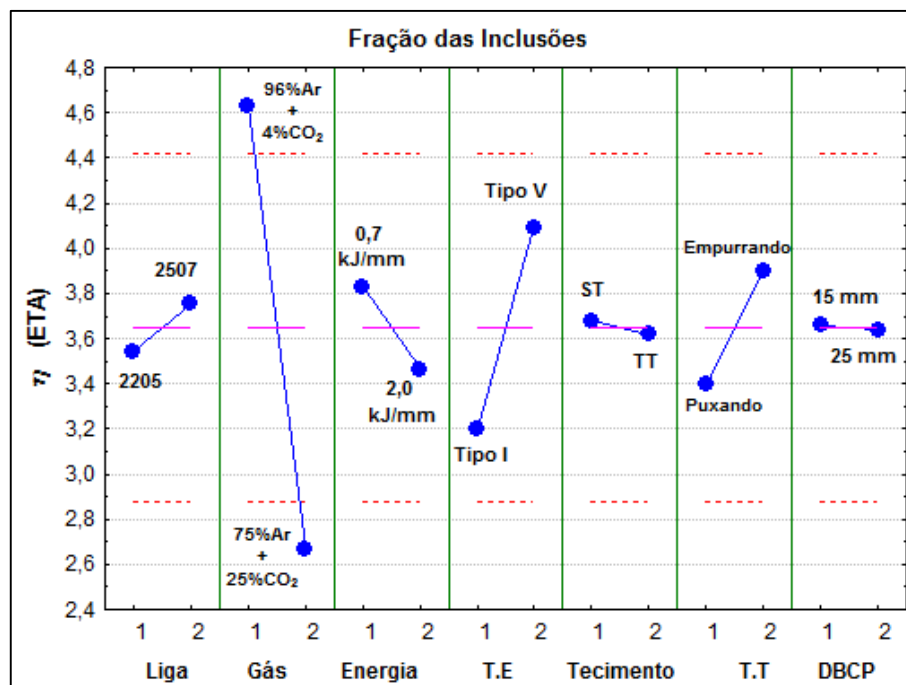
Tabela 32 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração das inclusões.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,597	0,72
Gás	0,001	61,43
Energia	0,372	2,13
Técnica de Energia	0,060	12,62
Tipo de tecimento	0,883	0,05
Técnica da Tocha	0,230	4,01
DBCP	0,959	0,01
Erro residual		19,03

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme mencionado na seção 4.3.2.3.4, a fração das inclusões foi avaliada pelo método Taguchi como um problema do tipo “menor é melhor”. O nível de cada um dos fatores de controle capaz de minimizar esta variável resposta é indicado pelo maior valor de η (eta) mostrado na Figura 81.

Figura 81 - Influência dos fatores de controle sobre a fração das inclusões.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

De acordo com a Figura 81, a fração das inclusões é minimizada para a combinação de fatores de controle nos níveis “2 1 1 2 1 2 1”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, 96%Ar + 4% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 0,7 kJ/mm, técnica de energia Tipo V, sem tecimento, técnica da tocha empurrando e uma DBCP de 15mm.

O valor medido para fração das inclusões presentes no ensaio de confirmação foi de 0,61% (Tabela 33), o qual se encontra dentro do intervalo admissível (0,42% a 0,65%) calculado conforme mostrado no Apêndice A. Assim, conclui-se que esta variável resposta pode ser avaliada com segurança pelo método Taguchi.

Tabela 33 - Valores obtidos no ensaio de confirmação para fração das inclusões.

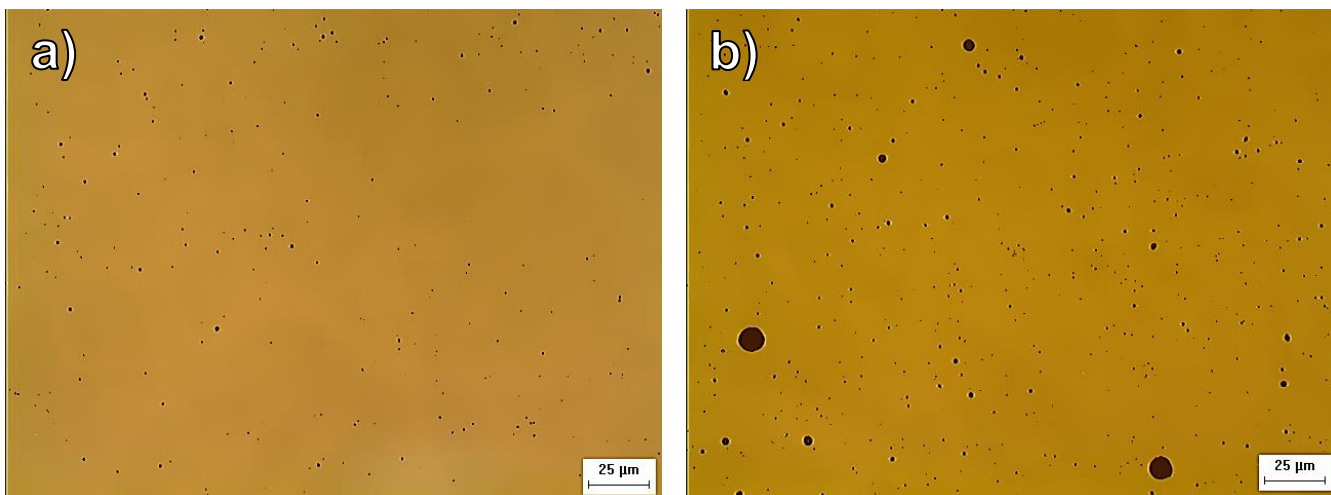
Ensaio	Combinação de fatores	η (eta)	Valor previsto	Intervalo admissível	Valor medido
C04	2 1 1 2 1 2 1	5,65	0,52	0,42 a 0,65	0,61

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Ao analisar de forma conjunta a Figura 81 e a Tabela 32 retira-se os seguintes dados do uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle sobre a fração das inclusões:

O gás de proteção foi o único fator de controle a influenciar de forma significativa no valor da fração das inclusões, sendo responsável por uma contribuição de 61,43% quando comparado com os demais fatores de controle. E de acordo com o método Taguchi a utilização do Nível 1 (96%Ar + 4% CO₂) deste fator é capaz de minimizar o valor da fração das inclusões. Assim, os ensaios com maiores teores de CO₂ no gás de proteção, além de apresentarem um maior número de inclusões na ZF (pontos pretos), também proporcionaram inclusões com maiores diâmetros, como pode ser observado por meio da Figura 82. Resultado condizente com a literatura, que maiores teores de CO₂ no gás de proteção proporcionam maiores frações volumétricas de inclusões no metal de solda (ARIVAZHAGAN *et al.*, 2009; CARDOSO *et al.*, 2003; LIAO e CHEN, 1998; MUKHOPADHYAY e PAL, 2006).

Figura 82 - Micrografia exemplificando a influência do Gás sobre a fração das inclusões para: a) 96%Ar + 4% CO₂ (Ensaio 14) e b) 75%Ar + 25% CO₂ (Ensaio 12). Aumento de 500X.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

5.6.7 Microdureza Vickers

A média dos valores de microdureza na ZF obtidos para cada um dos ensaios da matriz L16 e seus respectivos desvios padrões são apresentados na Tabela 34.

Tabela 34 - Valores das microdurezas para os ensaios da matriz L16.

Ensaio	Microdureza (HV)
01	308 ± 10,0
02	309 ± 11,0
03	314 ± 9,0
04	316 ± 7,0
05	299 ± 9,0
06	298 ± 8,0
07	310 ± 11,0
08	300 ± 22,0
09	305 ± 6,0
10	300 ± 11,0
11	299 ± 8,0
12	298 ± 10,0
13	302 ± 12,0
14	301 ± 9,0
15	303 ± 10,0
16	300 ± 7,0

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Ao realizar-se uma análise estatística de variância no método Taguchi nos resultados apresentados na Tabela 34, obteve-se o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a microdureza. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos. Conforme mostrado na Tabela 35, nenhum dos fatores de controle e seus níveis foram capazes de afetar de forma significativa a microdureza obtida na ZF para os ensaios realizados nesta etapa do trabalho (matriz L16).

Tabela 35 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a microdureza.

Fator de Controle	Nível de significância (p)
Liga	0,443
Gás	0,451
Energia	0,971
Técnica de Energia	0,989
Tipo de tecimento	0,430
Técnica da Tocha	0,442
DBCP	0,991

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Isto ocorre, pois a diferença entre a maior média de microdureza (Ensaio 04) e a menor média (Ensaio 06 e 12) torna-se estatisticamente insignificante quando se considera o desvio-padrão. Comportamento explicado por dois fatores: o primeiro é a ausência de fases intermetálicas na ZF de todos os ensaios da matriz L16, os quais foram exemplificados pelas microestruturas típicas mostradas na Figura 69 e na Figura 70. O segundo fator é a pequena diferença no teor de ferrita da ZF entre os ensaios da matriz L16, a qual não ultrapassa 10% (considerando o intervalo de confiança) entre a condição de maior teor de ferrita (Ensaio 14) e a condição de menor teor de ferrita (Ensaio 11). Este resultado está de acordo com o encontrado por MUTHUPANDI *et al.* (2003), o qual relata que diferentes razões α/γ têm pouca influência sobre o valor de dureza.

Com relação à ZAC, devido à pequena extensão de sua região de crescimento de grão e a reduzida quantidade de fases intermetálicas precipitadas, não foi obtida uma diferença significativa no valor médio de microdureza para estas regiões nos diversos ensaios da matriz L16. Logo, foi obtida uma média de microdureza da ZAC para todos os ensaios com um valor de 303 HV.

5.6.8 Influência do percentual de CO₂ no gás de proteção sobre a composição química da ZF

A Tabela 36 mostra o teor dos elementos de ligas da ZF para o ensaio 06 e ensaio C01.

Tabela 36 - Composições químicas (% em peso) dos ensaios 06 e C01 obtidas pelo Espectrômetro de Emissão Ótica

Amostra	Composição, peso %								
	Fe	Cr	Ni	Mo	C	Mn	Si	Al	Ti
Ensaio 06	Bal.	25,867	9,078	4,224	0,039	0,657	0,804	0,055	0,036
Ensaio C01	Bal.	25,846	9,011	4,191	0,040	0,617	0,654	0,007	0,040

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Ao analisar a tabela acima nota-se que maiores teores de CO₂ proporcionaram uma pequena redução nos elementos importantes no AISD como o Cr, o Ni e o Mo. Contudo, esta redução não se mostra significativa. Há também uma notável redução do teor de elementos desoxidantes como Si e Al, enquanto o Mn e Ti permanece praticamente constante. E por fim o C, ao contrário do que se esperava, não apresentou um aumento relevante do seu teor na ZF ao aumentar-se o percentual de CO₂ na mistura gasosa.

5.7 Considerações da Etapa 1 e da Etapa 2

Com base nos resultados da Etapa 1 verifica-se que:

- O material de base como recebido apresentou uma microestrutura balanceada ($\sim 50\% \alpha + 50\% \gamma$), que é um dos requisitos necessários para o alto desempenho em serviço do AISD.
- A composição química do material de base como recebido encontra-se dentro dos limites estabelecidos pela norma ASTM A790/790M para o AISD UNS S32750.
- No material de base como recebido por meio de MEV e EDS foi detectada a presença de fase sigma no centro das chapas.

Com base nos resultados da Etapa 2 verificou-se:

- A análise macrográfica revelou que os cordões de solda obtidos nesta etapa apresentaram bons aspectos superficiais e sem a presença de defeitos como: mordeduras, trincas, falta de fusão dentre outros. Contudo, os ensaios 05 e 06 apresentaram porosidades vermiformes, já os ensaios 11 e 12 apresentaram cordões de solda irregulares e tortuosos.
- A penetração foi afetada por todos os fatores de controle, com exceção da liga. Onde o maior valor de penetração foi obtido através da liga 2205 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo V, tecimento triangular, técnica da tocha puxando e uma DBCP de 25mm.
- A razão R/L foi afetada significativamente apenas pelos seguintes fatores: gás, a energia, a técnica de energia e a DBCP. E os menores valores da razão R/L foram conseguidos ao se utilizar a liga 2507 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo V, sem tecimento, técnica da tocha empurrando e uma DBCP de 15mm.
- As microestruturas características das ZFs, em todos os ensaios da matriz L16, foram compostas por uma matriz ferrítica e austenita com diversas morfologias (alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e Widmanstätten). Já para a ZACs, nos ensaios soldados com energia de 2,0 kJ/mm houve um crescimento dos grãos de

α próximos à linha de fusão, o que não foi possível perceber nos ensaios com energia de 0,7 kJ/mm.

- Todos os ensaios apresentaram frações de ferrita superiores a 50% e foram afetadas significativamente apenas por quatro fatores de controle: a liga, a energia, a técnica de energia e a técnica da tocha.
- A menor fração de ferrita foi alcançada para a seguinte combinação de fatores de controle: a liga 2507 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo I, sem tecimento, técnica da tocha empurrando e uma DBCP de 15mm.
- Diferentes frações de ferrita foram obtidas ao utilizar-se o aumento da energia de soldagem por acréscimos da corrente de soldagem (técnica de energia Tipo I) ou pela redução da velocidade de soldagem (técnica de energia Tipo V).
- A fração das inclusões foi afetada significativamente apenas pelo gás de proteção, no qual maiores teores de CO₂ no gás de proteção apresentaram maiores frações volumétricas de inclusões no metal de solda.
- Com relação à microdureza na ZF, nenhum dos fatores de controle foi capaz de afetar de forma significativa seu valor.
- O Percentual de CO₂ no gás de proteção não afetou de forma significativa a composição química do metal de solda.

CAPÍTULO VI

RESULTADOS E DISCUSSÕES: PARTE 2

6 ETAPA 3 - SOLDAGEM MULTIPASSE DE JUNTAS

Nesta etapa são apresentados e discutidos os resultados referentes aos ensaios obtidos com a soldagem multipasse utilizada no preenchimento das juntas.

6.1 Soldagem da matriz L4

A Tabela 37 apresenta os parâmetros de soldagem obtidos durante a execução dos ensaios propostos pela matriz L4 na Tabela 16 da metodologia (seção 4.3.3.2). Os dados da tabela abaixo são referentes ao primeiro passe depositado após o passe de raiz. Vale ressaltar que os demais passes foram executados com pequenas correções apenas da V_{alim} não provocando mudanças significativas nos parâmetros da Tabela 37.

Tabela 37 - Parâmetros de soldagem obtidos nos ensaios da matriz L4.

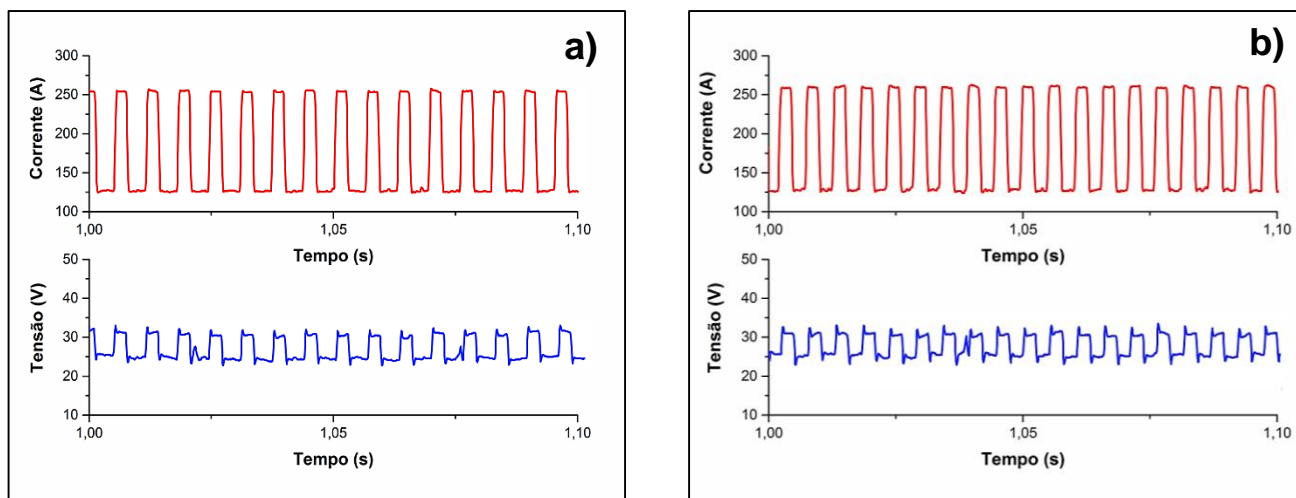
Ensaio	U_m (V)	U_{ef} (V)	I_m (A)	I_{ef} (A)	V_s (cm/min)	E (kJ/mm)	V_{alim} (m/min)	Nº de passes
RJ1	27,5	27,7	177,1	196,8	40	0,8	8,8	19
RJ2	28,1	28,2	201,4	201,4	20	1,7	10,0	8
RJ3	28,5	28,5	203,2	203,2	40	0,9	10,3	21
RJ4	26,8	27,0	178,1	197,8	20	1,6	8,8	12

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Nota: Nº de passes é o número de passes necessários para preenchimento das juntas, excluindo o passe de raiz.

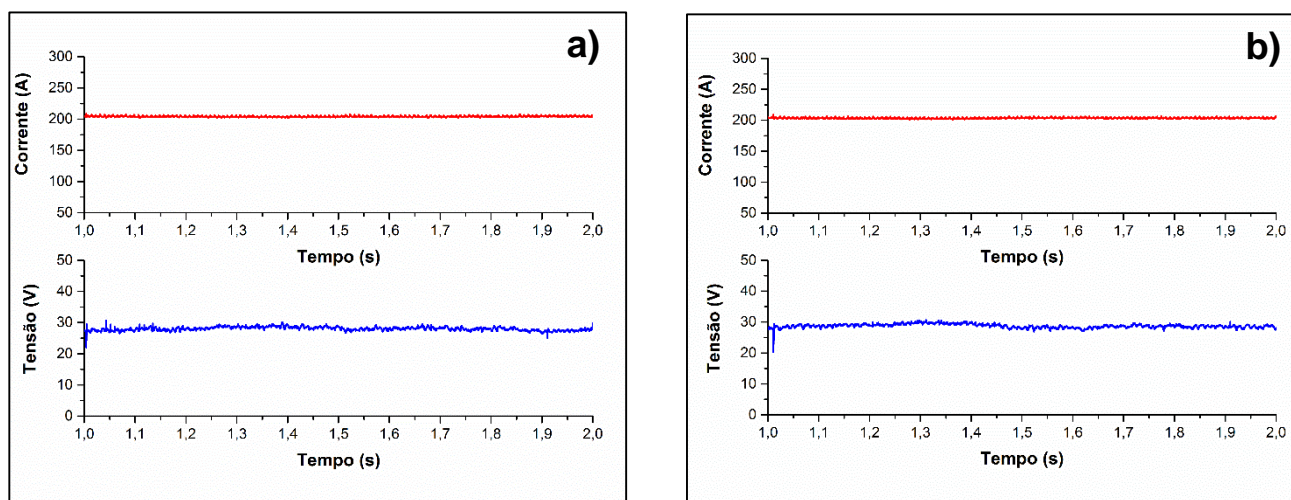
A Figura 83 e a Figura 84 exemplificam os oscilogramas de corrente e tensão típicos para a corrente contínua constante e a corrente contínua pulsada, os quais foram obtidos, para o primeiro passe após o passe de raiz, durante a soldagem da matriz L4 com a fonte de soldagem operando no modo de corrente constante.

Figura 83 - Oscilograma de corrente e tensão com o uso da corrente contínua pulsada para o ensaio: a) RJ1 e b) RJ4.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 84 - Oscilograma de corrente e tensão com o uso da corrente contínua constante para o ensaio: a) RJ2 e b) RJ3.



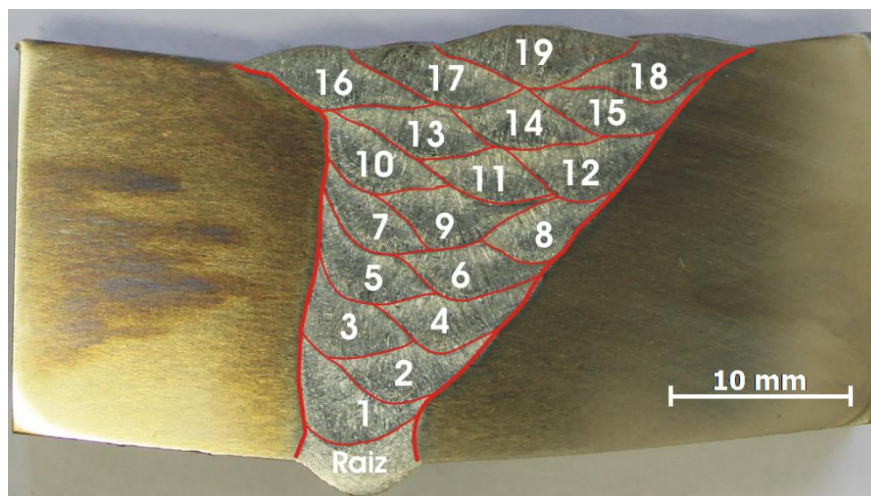
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.2 Análise macrográfica das juntas

Da Figura 85 a Figura 88 são apresentadas as macrografias das seções transversais das juntas soldadas nesta etapa. Através destas macrografias é possível observar tanto o número e a sequência dos passes depositados durante o preenchimento das juntas, quanto pode ser vista a presença ou não de defeitos nas juntas. Assim, foi perceptível nas juntas soldadas com energia de 1,6 kJ/mm (RJ2 e RJ4) um menor número de passes em relação às juntas soldadas com a energia de 0,8 kJ/mm (RJ1 e RJ3). Em geral, as juntas soldadas não apresentaram defeitos como

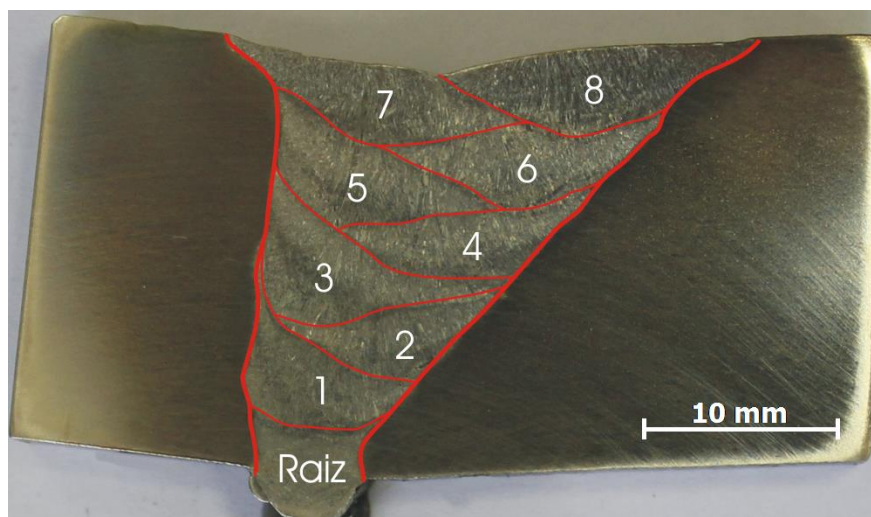
mordeduras, trincas ou falta de fusão. Contudo, o ensaio RJ4 apresentou um aprisionamento de escória abaixo dos cordões depositados no lado da parede reta da junta (Figura 88), o que se deve ao grande volume de material depositado decorrente da energia de 1,6 kJ/mm associado ao tempo insuficiente provocado pelo uso da corrente pulsada para que toda a escória pudesse sobrenadar a poça de fusão antes de sua solidificação.

Figura 85 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ1 (E= 0,8 kJ/mm).



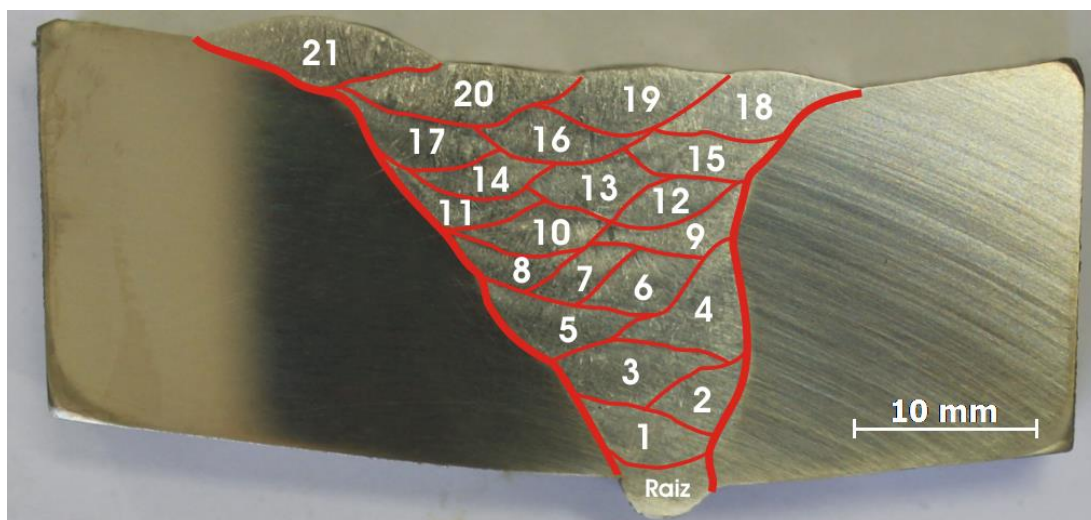
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 86 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ2 (E= 1,6 kJ/mm).



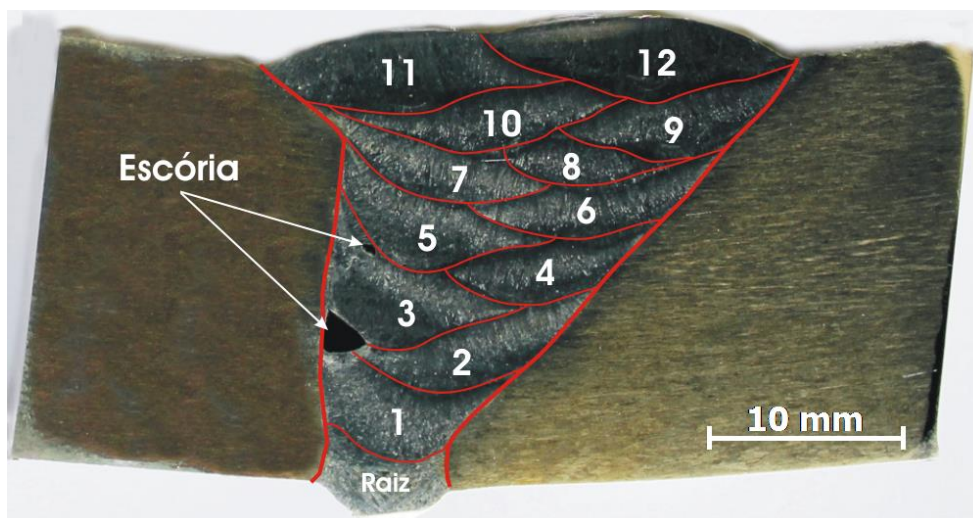
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 87 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ3 (E= 0,8 kJ/mm).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 88 - Macrografia da seção transversal para o ensaio RJ4 (E= 1,6 kJ/mm).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

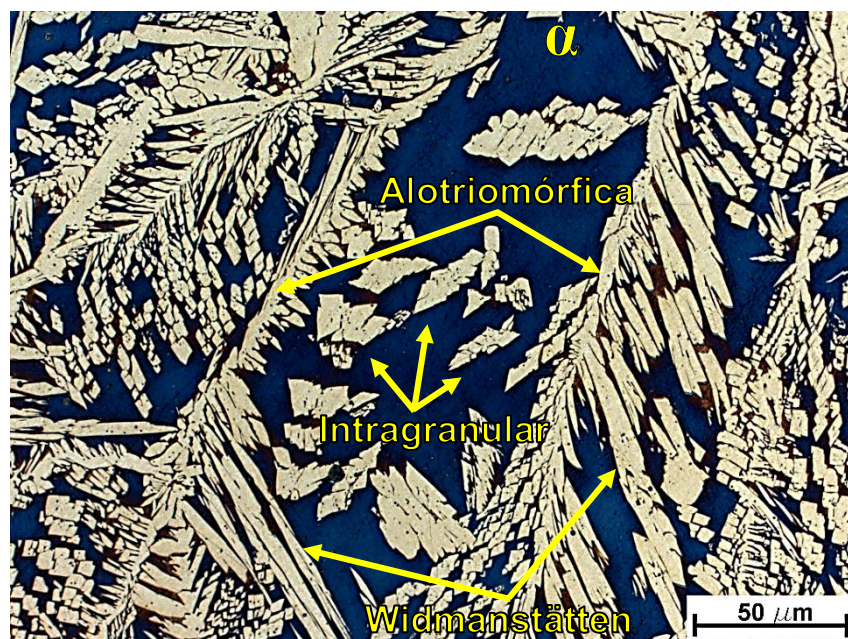
6.3 Caracterização microestrutural

Nesta seção são apresentados e discutidos aspectos referentes à distribuição das fases ferrita e austenita e precipitação de fases intermetálicas. Essa discussão foi dividida em Zona Fundida e Zona Afetada pelo Calor, abordando as características das regiões da raiz, enchimento e acabamento das juntas soldadas. Vale ressaltar que durante a caracterização microestrutural não houve mudanças perceptíveis nas fases presentes nas microestruturas da ZF e da ZAC, levando em conta a influência dos fatores de controle utilizados nesta etapa. Assim, os resultados desta seção são apresentados de forma geral para as quatro juntas soldadas nesta etapa.

6.3.1 Zona Fundida (ZF)

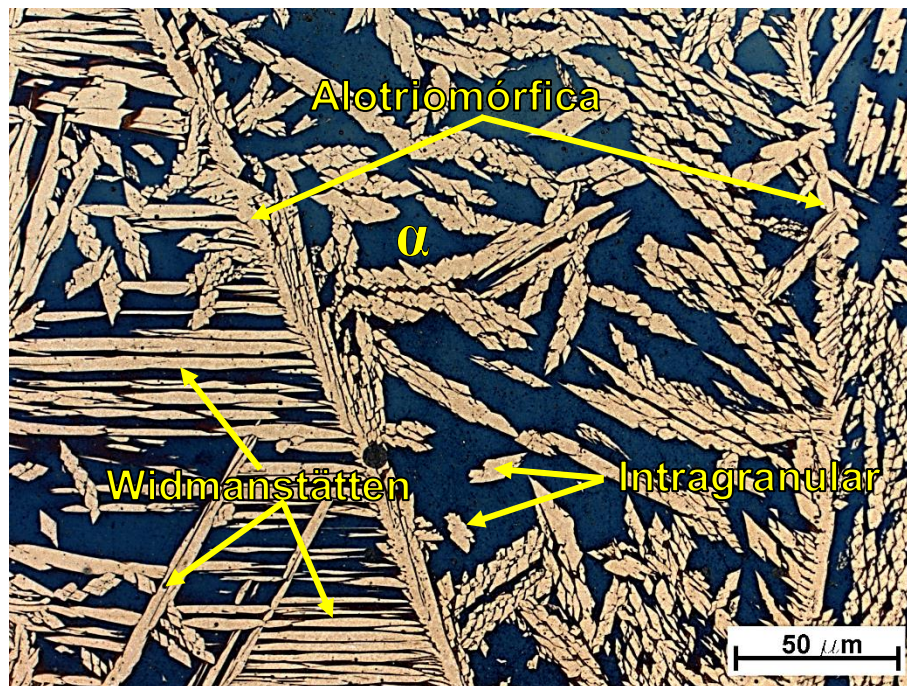
Em geral, as três regiões da ZF de todos os ensaios da matriz L4 (Tabela 16) apresentaram microestruturas típicas composta por uma matriz ferrítica e austenita em três morfologias distintas: alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e Widmanstätten conforme mostrado na Figura 89 e na Figura 91. Também se observou em alguns locais da ZF, a formação de austenita secundária (Figura 91) e nitretos de cromo (Figura 92). Além da presença de um grande número de inclusões não-metálicas (Figura 93). Uma análise detalhada da γ_2 , Cr_2N e das inclusões são apresentadas e discutidas nas seções 6.3.1.2, 6.3.1.3 e 6.3.1.4 respectivamente.

Figura 89 - Microestrutura típica da ZF na região da Raiz para o ensaio RJ3. Ataque: Behara.



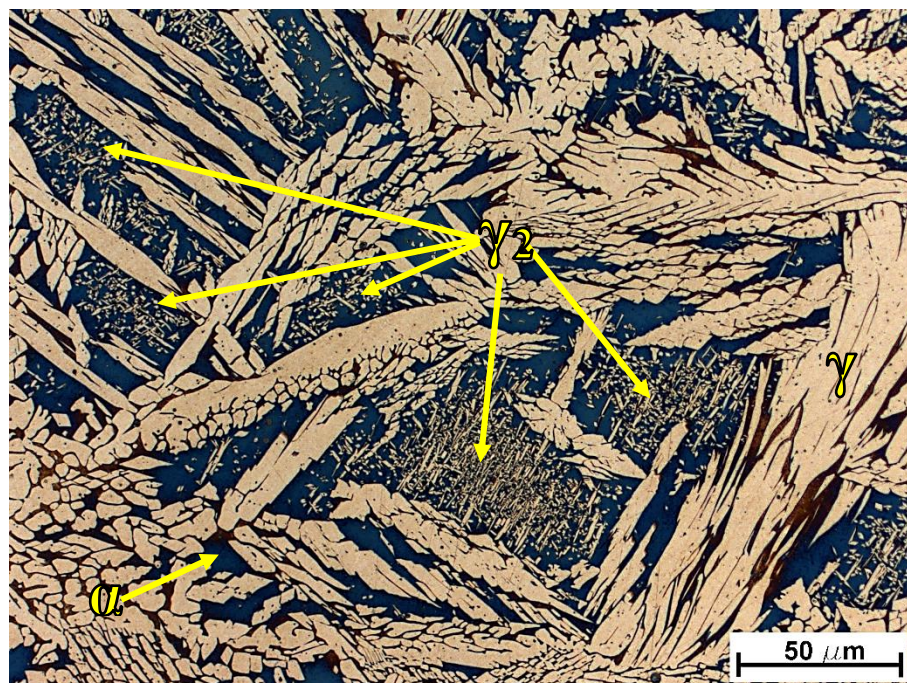
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 90 - Microestrutura típica da ZF na região do Enchimento para o ensaio RJ3. Ataque: Behara.



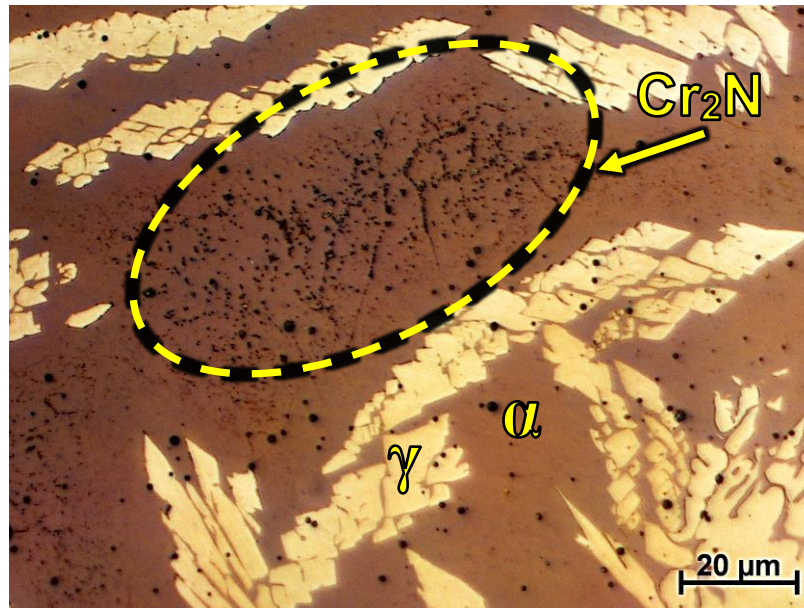
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 91 - Micrografia exemplificando a formação de austenita secundária (γ_2) na ZF para a região do Enchimento do ensaio RJ3. Ataque: Behara.



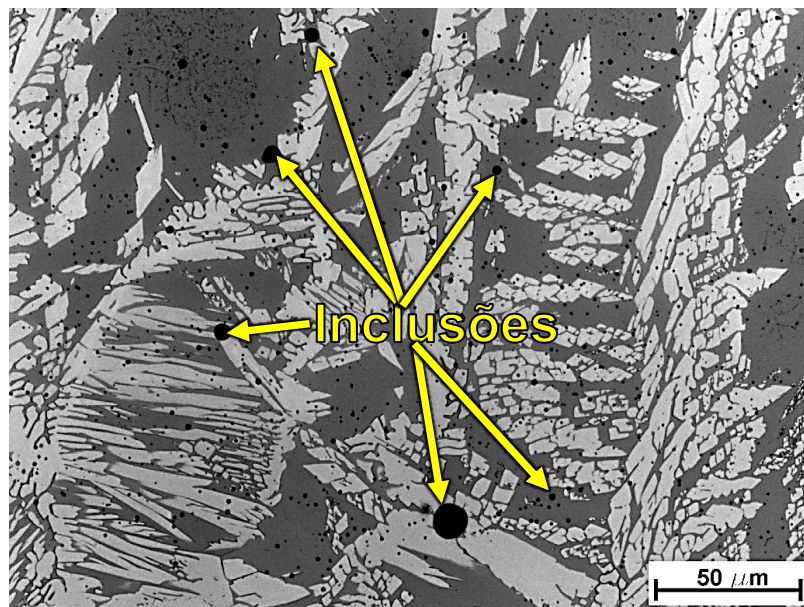
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 92 - Micrografia exemplificando a formação de nitretos de cromo (Cr_2N) na ZF para a região do Acabamento do ensaio RJ4. Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 93 - Micrografia ilustrando a presença das inclusões não-metálicas na ZF para a região da Raiz do ensaio RJ4. Ataque: 40% HNO_3 .



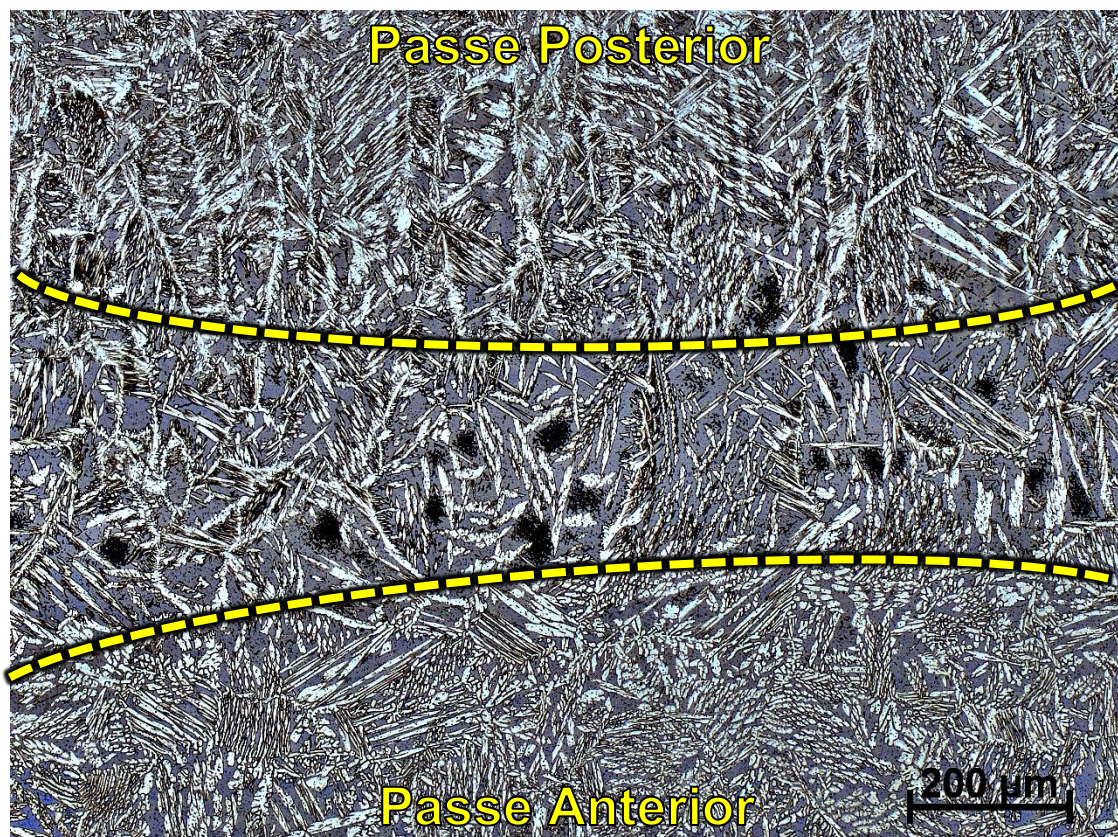
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Outro fator importante a ser considerado na soldagem multipasse é que os reaquescimentos realizados pela deposição dos passes subsequentes são capazes de proporcionar mudanças microestruturais em determinadas regiões do passe anterior. A microestrutura nestas regiões reaquescidas do passe anterior apresentam uma

morfologia similar às observadas nas ZACs dos AIDs e AISDs (EGHLIMI *et al.*, 2014; MUTHUPANDI *et al.*, 2004; WANG, 2005).

Conforme mostrado na Figura 94 é possível notar uma região entre os passes que apresenta uma maior fração de ferrita (entre as linhas pontilhadas) denominada neste trabalho de “região ferritizada”. Isto ocorre devido o ciclo térmico imposto pelo passe posterior provocar, numa região do passe anterior localizada próximo à linha de fusão, uma completa transformação da fase austenítica em ferrita e uma posterior nucleação e crescimento de austenita dificultada pela rápida velocidade de resfriamento. Assim, essas regiões ferritizadas assemelham-se muito as ZACTE, apresentando inclusive a maioria das reações como a precipitação de γ_2 , Cr_2N (WANG, 2005). Contudo, devido aos inúmeros ciclos térmicos impostos pelos vários passes subsequentes depositados tornou-se pouco frequente a observação das regiões ferritizadas nos passes anteriores.

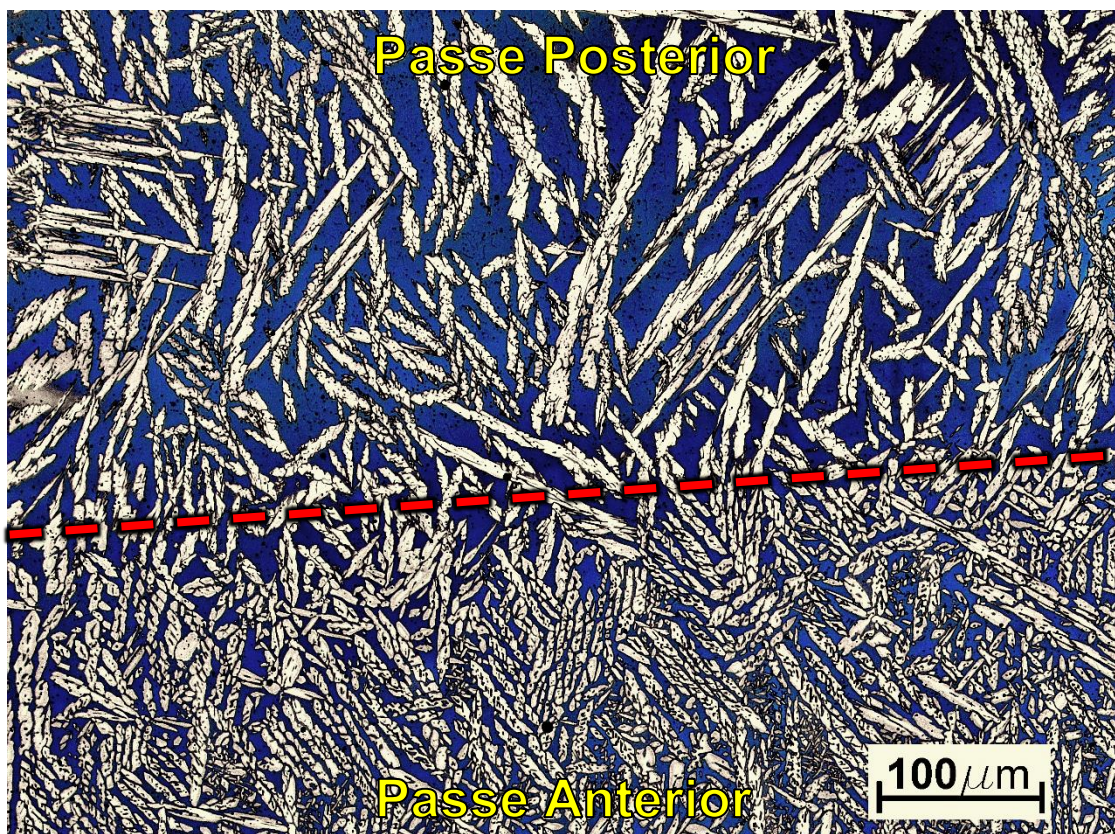
Figura 94 - Micrografia ilustrando a microestrutura da interseção entre dois passes consecutivos na região do Enchimento do ensaio RJ4. Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Por sua vez, a mudança microestrutural decorrente da soldagem multipasse mais frequentemente encontrada foi uma maior presença de austenita na microestrutura do passe anterior quando comparado ao passe posterior, como exemplifica a Figura 95. Este resultado é coerente ao apresentado na literatura (EGHLIMI *et al.*, 2014; MUTHUPANDI *et al.*, 2004; WANG, 2005), a qual relata que apenas uma faixa muito estreita da microestrutura do passe anterior experimenta uma temperatura acima da linha solvus e esta faixa não é completamente transformada em ferrita devido ao intervalo de tempo entre a temperatura de pico e uma temperatura um pouco acima do solvus ser muito curto, mas é capaz de reduzir a velocidade de resfriamento favorecendo a precipitação de austenita e ocasionar um aumento da fração de austenita no passe anterior. Assim, segundo WANG (2005) esta faixa com aumento de austenita no passe anterior se comporta como uma ZACTB apresentando alterações nas frações finais de austenita (aumento) e presença de γ_2 e, dependendo da história térmica à qual o material é submetido, pode haver precipitações de fases intermetálicas como Cr_2N ou fase σ .

Figura 95 - Micrografia exemplificando a diferença na fração de austenita entre dois passes consecutivos na região do Acabamento do ensaio RJ3. Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.3.1.1 Composição química da ferrita e austenita

A composição química da ferrita e da austenita foi obtida através da técnica EDS para as três regiões da ZF de todos os ensaios da matriz L4. As médias dos teores de Cr, Mo e Ni resultantes de três medições em cada fase nas três regiões da ZF são apresentadas na Tabela 38, na Tabela 39 e na Tabela 40 respectivamente.

Tabela 38 - Composição química (% em peso) das fases α e γ na região da Raiz da ZF para os ensaios da matriz L4.

Ensaio (Liga)	Elemento	Fase	
		α	γ
RJ1 (2205)	Cr	25,46	24,40
	Fe	62,27	63,19
	Mn	1,17	1,11
	Mo	2,21	1,87
	Ni	8,35	8,88
	Si	0,54	0,55
RJ2 (2205)	Cr	25,30	24,47
	Fe	62,21	62,42
	Mn	1,07	1,07
	Mo	2,06	1,81
	Ni	8,83	9,20
	Si	0,43	0,38
RJ3 (2507)	Cr	27,51	25,86
	Fe	62,12	62,96
	Mn	0,94	0,99
	Mo	3,07	2,44
	Ni	6,17	7,54
	Si	0,19	0,21
RJ4 (2507)	Cr	26,55	26,10
	Fe	59,70	59,82
	Mn	0,93	0,94
	Mo	3,81	3,33
	Ni	8,38	9,26
	Si	0,63	0,55

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Tabela 39 - Composição química (% em peso) das fases α e γ na região do Enchimento da ZF para os ensaios da matriz L4.

Ensaio (Liga)	Elemento	Fase	
		α	γ
RJ1 (2205)	Cr	25,32	24,72
	Fe	63,09	62,76
	Mn	1,09	1,18
	Mo	2,09	1,92
	Ni	7,86	8,90
	Si	0,55	0,52
RJ2 (2205)	Cr	25,03	24,24
	Fe	63,30	63,35
	Mn	0,92	1,15
	Mo	2,05	1,84
	Ni	8,29	8,99
	Si	0,41	0,43
RJ3 (2507)	Cr	27,22	26,60
	Fe	58,62	58,97
	Mn	1,04	1,08
	Mo	3,44	3,18
	Ni	8,87	9,42
	Si	0,81	0,75
RJ4 (2507)	Cr	26,36	25,75
	Fe	59,65	59,59
	Mn	0,75	0,85
	Mo	3,36	3,10
	Ni	8,50	9,20
	Si	0,69	0,80

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Tabela 40 - Composição química (% em peso) das fases α e γ na região do Acabamento da ZF para os ensaios da matriz L4.

Ensaio (Liga)	Elemento	Fase	
		α	γ
RJ1 (2205)	Cr	24,85	24,28
	Fe	63,57	63,12
	Mn	1,10	1,18
	Mo	2,09	1,90
	Ni	7,83	8,97
	Si	0,56	0,55
RJ2 (2205)	Cr	25,20	24,49
	Fe	63,35	63,31
	Mn	0,95	1,15
	Mo	2,15	1,93
	Ni	7,87	8,64
	Si	0,48	0,48
RJ3 (2507)	Cr	26,48	25,93
	Fe	60,31	59,84
	Mn	0,93	1,11
	Mo	3,04	2,82
	Ni	8,76	9,38
	Si	0,70	0,70
RJ4 (2507)	Cr	26,94	25,96
	Fe	59,16	59,66
	Mn	0,78	0,85
	Mo	3,45	3,00
	Ni	8,93	9,81
	Si	0,74	0,72

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com base nos dados das tabelas acima, constata-se que as diferentes condições de soldagem utilizadas na soldagem das juntas provocaram pequenas diferenças nos teores dos elementos químicos entre as fases ferrítica e austenítica na ZF. Fato que ocorre devido às mudanças nas frações de ferrita e austenita na

microestrutura destas ligas proporcionarem que os elementos ferritizantes (Cr e Mo) e austenitizantes (Ni e N) se concentrem em determinada fase (ATAMERT e KING, 1991a; CERVO *et al.*, 2010; GUNN, 1997; WANG, 2005).

Assim, o coeficiente de particionamento químico ($P^{\alpha/\gamma}$) destes elementos é um importante critério para avaliar se estas fases estão enriquecidas ou empobrecidas nestes elementos que são fundamentais para garantir boas propriedades como a resistência à corrosão por pites. A Tabela 41 exibe os valores de $P^{\alpha/\gamma}$ calculados através da razão entre os teores para Cr, Mo e Ni presentes nas fases ferrítica e austenítica com base nas tabelas anteriores.

Tabela 41 – Coeficiente de particionamento químico ($P^{\alpha/\gamma}$) de alguns elementos químicos presentes nas três regiões da ZF para os ensaios da matriz L4.

Ensaio (Liga)	Elemento	Coeficiente de particionamento ($P^{\alpha/\gamma}$)		
		Região da ZF		
		Raiz	Enchimento	Acabamento
RJ1 (2205)	Cr	1,0	1,0	1,0
	Mo	1,2	1,1	1,1
	Ni	0,9	0,9	0,9
RJ2 (2205)	Cr	1,0	1,0	1,0
	Mo	1,1	1,1	1,1
	Ni	1,0	0,9	0,9
RJ3 (2507)	Cr	1,1	1,0	1,0
	Mo	1,3	1,1	1,1
	Ni	0,8	0,9	0,9
RJ4 (2507)	Cr	1,0	1,0	1,0
	Mo	1,1	1,1	1,1
	Ni	0,9	0,9	0,9

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Os resultados obtidos através da Tabela 41 mostram que não houve um considerável particionamento de Cr, Mo e Ni entre as fases ferrítica e austenítica na ZF. Onde o Mo é o elemento que apresenta o maior particionamento, alcançando um valor de 1,3 para o ensaio RJ3 na região da Raiz, enriquecendo a ferrita. Já o Ni apresentou um particionamento muito leve no sentido de enriquecimento da austenita. E por fim, o Cr não apresentou particionamento entre as fases independente do ensaio

ou da região da ZF analisada. O reduzido particionamento dos elementos entre as fases, se deve a rápida velocidade de resfriamento proporcionada pela soldagem não favorecer a difusão de elementos substitucionais como o Cr, Mo e o Ni (CERVO *et al.*, 2010; KARLSSON, 1999; OGAWA e KOSEKI, 1989; SATHIYA *et al.*, 2009).

Cabe destacar, que segundo CHARLES (1994) o N é o elemento que apresenta o maior coeficiente de particionamento entre as fases ferrítica e austenítica em comparação com os outros elementos químicos presentes nos AIDs. Contudo, devido à limitação da técnica EDS não foi possível medir o seu teor.

A composição química apresentada da Tabela 38 à Tabela 40, também foi utilizada para avaliar tendência de uma liga para formar austenita ou ferrita, através da razão Cr_{eq}/Ni_{eq} . Esta razão foi calculada empregando a Equação 4 e Equação 5 propostas por Espy, pois segundo LONDOÑO (2001), estas equações são as que melhor representam o efeito do nitrogênio (elemento de liga chave nos AIDs). A Tabela 42 apresenta a composição química média para as ligas 2205 e 2507 nas três regiões da ZF e suas respectivas razões Cr_{eq}/Ni_{eq} .

Tabela 42 - Composição química média das ligas 2205 e 2507 e as razões Cr_{eq}/Ni_{eq} para as três regiões da ZF.

Liga	Região	Composição, peso %							
		Cr	C ¹	Mn	Mo	N ¹	Ni	Si	Cr_{eq}/Ni_{eq}
2205	Raiz	24,91	0,028	1,10	1,99	0,15	8,82	0,48	2,01
	Enchimento	24,83	0,028	1,08	1,97	0,15	8,51	0,48	2,05
	Acabamento	24,71	0,028	1,09	2,02	0,15	8,33	0,52	2,07
2507	Raiz	26,51	0,034	0,95	3,16	0,25	7,83	0,39	2,13
	Enchimento	26,48	0,034	0,93	3,27	0,25	9,02	0,76	2,07
	Acabamento	26,33	0,034	0,93	3,08	0,25	9,22	0,72	1,96

Fonte: Elaborada pelo próprio autor. Nota: 1 - Fonecida pelo fabricante dos arames (Tabela 8).

De acordo com a Tabela 42, ambas as ligas em todas as regiões da ZF apresentaram valores superiores a 1,95 para a razão Cr_{eq}/Ni_{eq} , o que segundo FOURIE e ROBINSON (1990) resulta em uma solidificação completamente ferrítica, com a fase austenítica se formando posteriormente a partir de uma transformação no estado sólido da ferrita através de um mecanismo de Widmanstätten.

Cabe destacar também, que as composições químicas de ambas as ligas, com destaque para a liga 2205, apresentaram maiores teores de Cr e menores teores de

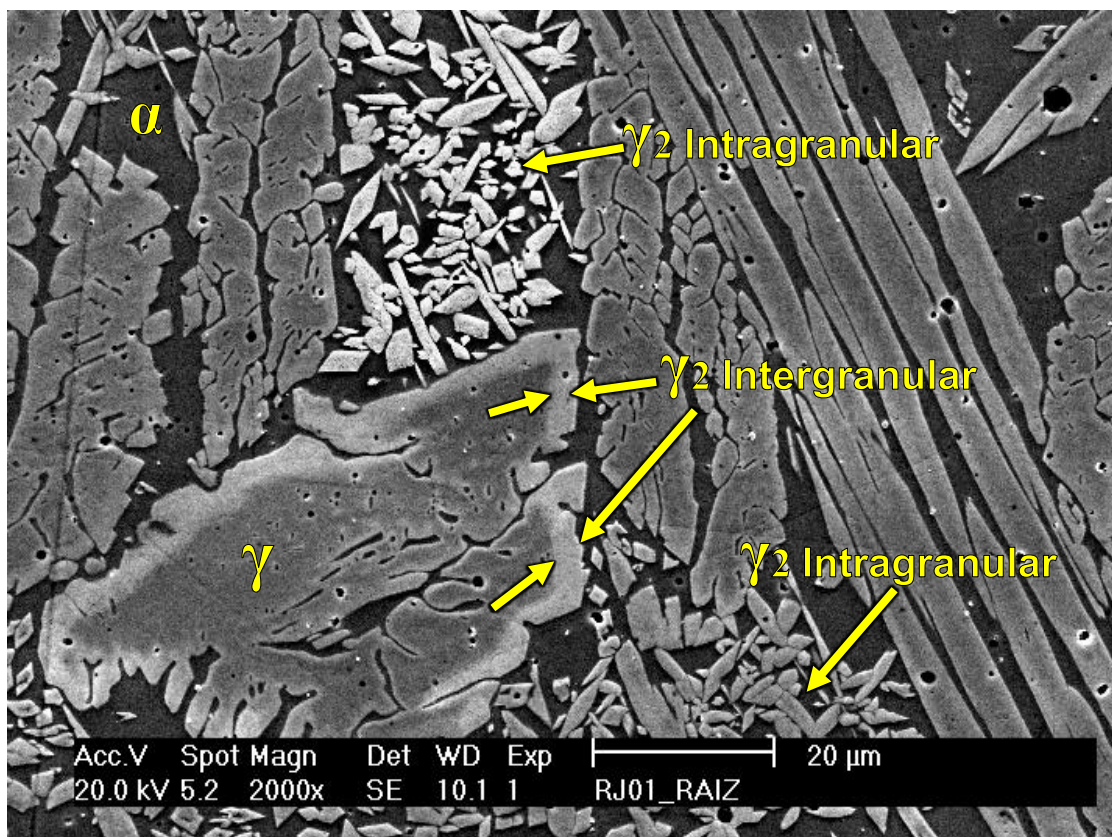
Mo que os valores esperados para as ZFs obtidas com os arames eletrodos mostrados na Tabela 8.

6.3.1.2 Austenita secundária (γ_2)

A soldagem multipasse dos AIDs e AISDs é marcada pela presença de austenita secundária (γ_2), que se forma em decorrência do reaquecimento da ZF pelos sucessivos passes depositados ao preencher-se uma junta por soldagem.

Assim, em todas as três regiões da ZF das juntas soldadas neste trabalho a γ_2 fez-se presente em duas morfologias distintas: austenita secundária intragranular (γ_2 Intragranular) e austenita secundária intergranular (γ_2 Intergranular) como mostra a Figura 96.

Figura 96 - Micrografia mostrando os dois tipos de morfologias encontradas para a γ_2 na região da Raiz do ensaio RJ1. Ataque: 40% HNO_3 .

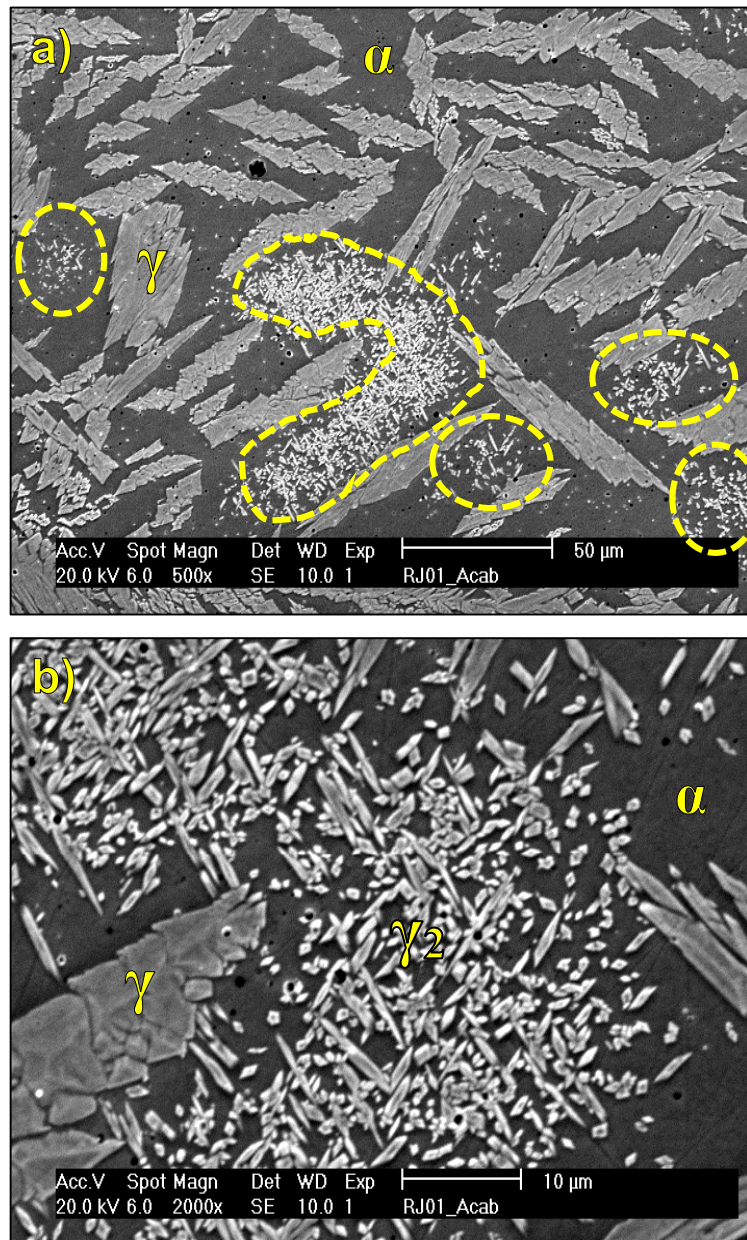


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A γ_2 Intragranular foi a morfologia encontrada com maior frequência e precipitou sob a forma de pequenos grãos aglomerados no interior da ferrita (Figura 97), por isso foi chamada por BATISTA (2012) em seu trabalho de “ilhas de γ_2 ”. Segundo a literatura,

esta morfologia tem sua nucleação associada às discordâncias, inclusões e Cr₂N intragranulares (RAMIREZ *et al.*, 2004; RAMIREZ, A. J. *et al.*, 2003).

Figura 97 - a) Micrografia ilustrando a presença de ilhas de γ_2 (círculos pontilhados) na região do Acabamento do ensaio RJ1 e b) Detalhe de uma ilha de γ_2 . Ataque: 40%HN0₃.

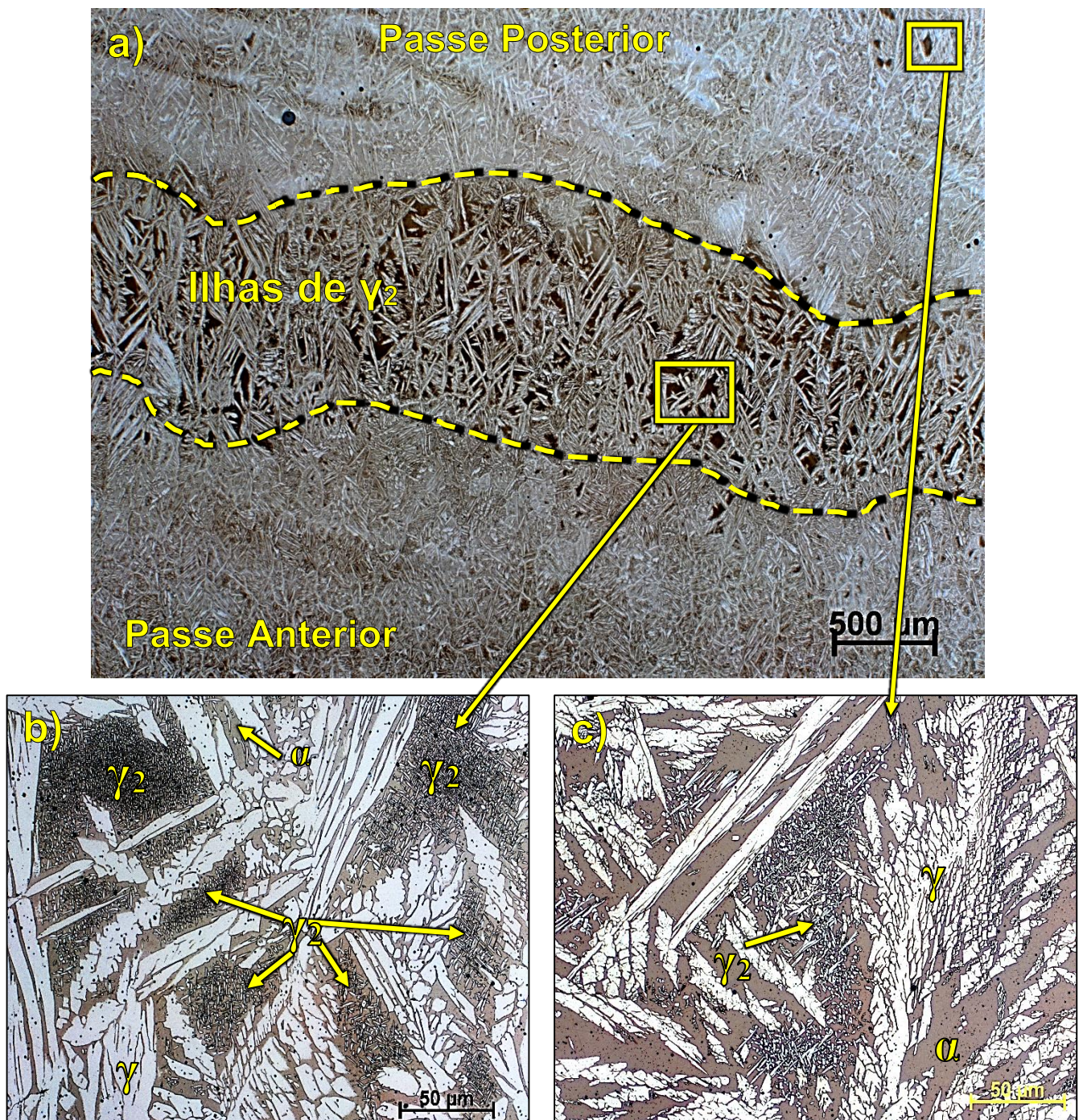


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Vale destacar ainda, que conforme mostra a Figura 98a e Figura 98b a grande maioria das ilhas de γ_2 concentrou-se preferencialmente ao longo das faixas em volta das regiões que sofreram reaquecimento entre dois passes consecutivos. Sendo estas regiões reaquecidas apresentadas e discutidas anteriormente na seção 6.3.1.

Contudo, também foram observadas algumas ilhas de γ_2 isoladas em regiões mais afastadas da interseção entre dois passes consecutivos (Figura 98a e Figura 98c).

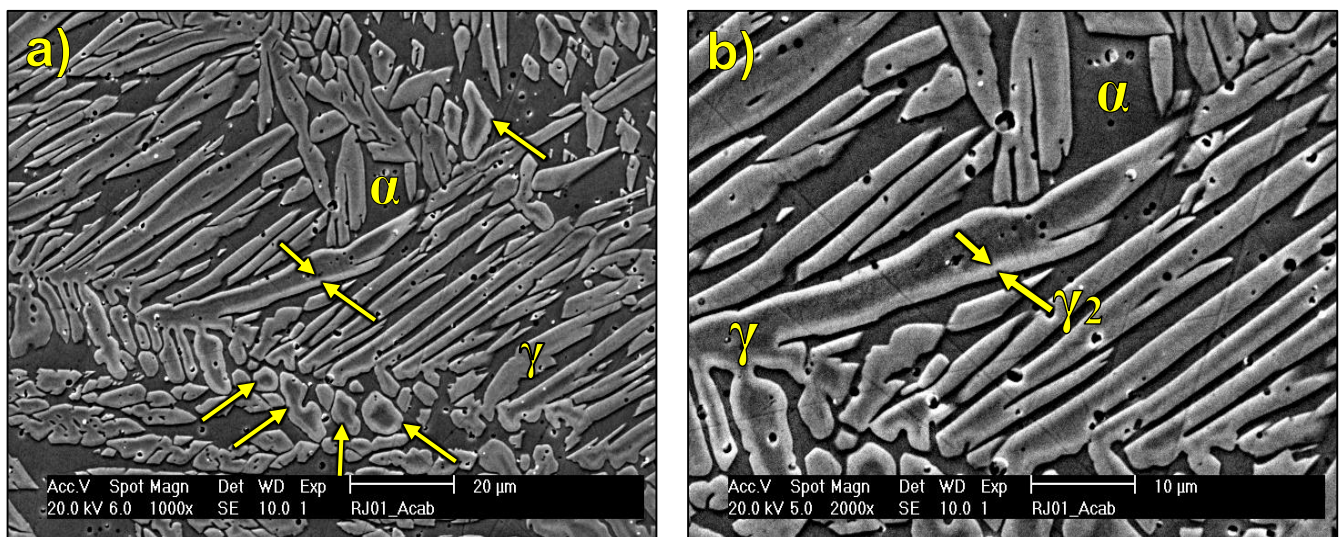
Figura 98 - a) Micrografia ilustrando a microestrutura da interseção entre dois passes consecutivos na região da Raiz do ensaio RJ3. b) Ampliação da concentração de ilhas de γ_2 e c) Ampliação da ilha de γ_2 isolada. Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Já a γ_2 Intergranular foi encontrada com pouca frequência e foi formada nas interfaces α/γ (Figura 99) e os locais preferenciais de ocorrência desta morfologia de γ_2 foram majoritariamente as interfaces α/γ que circundam as ilhas de γ_2 como exemplificado anteriormente na Figura 96. Segundo RAMIREZ, A. J. *et al.* (2003), a formação deste tipo morfologia de γ_2 é resultante do crescimento da austenita pré-existente (γ_1) sob a forma de uma nova austenita (γ_2) que está associada inicialmente à um processo de precipitação cooperativa entre os Cr_2N e a γ_2 nas interfaces α/γ e um posterior crescimento da γ_2 impulsionada por uma dissolução dos Cr_2N .

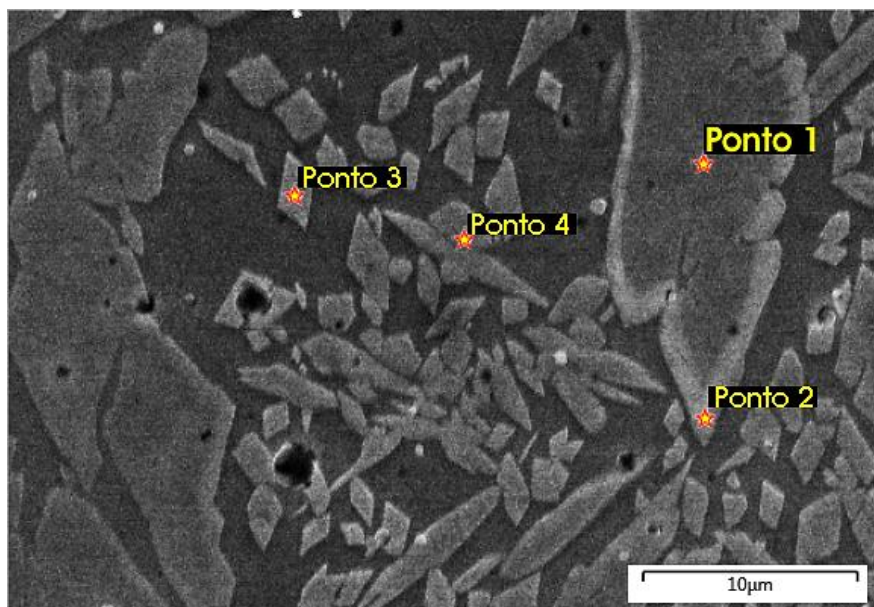
Figura 99 - a) Micrografia ilustrando a presença de γ_2 Intergranular nas interfaces α/γ (indicadas pelas setas) na região do Acabamento do ensaio RJ1 e b) Detalhe de uma γ_2 Intergranular. Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Pelas análises de composição química obtidas por EDS foi possível verificar que as duas morfologias de γ_2 apresentaram menores teores de Cr e Mo e maiores teores de Ni quando comparadas com a γ , conforme indicado na Figura 100 e na Tabela 43. O empobrecimento de Cr e Mo exibido pelas duas morfologias de γ_2 é preocupante na soldagem dos AIDs e AISDs, pois segundo NILSSON *et al.* (1995) pode provocar uma redução na resistência à corrosão nestas ligas.

Figura 100 - Micrografia obtida por MEV indicando a localização dos pontos de EDS (estrelas) nas diferentes morfologias de γ_2 e na γ para o Ensaio RJ3 (Enchimento).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Tabela 43 - Composição química das fases indicadas na Figura 100.

Fase	Elemento	% em peso
γ (Ponto 1)	Cr	25,64
	Fe	62,07
	Mo	2,82
	Ni	8,58
γ_2 Intergranular (Ponto 2)	Cr	24,22
	Fe	62,63
	Mo	2,15
	Ni	9,41
γ_2 Intragranular (Ponto 3)	Cr	23,89
	Fe	63,84
	Mo	1,60
	Ni	9,60
γ_2 Intragranular (Ponto 4)	Cr	23,67
	Fe	63,06
	Mo	1,75
	Ni	9,73

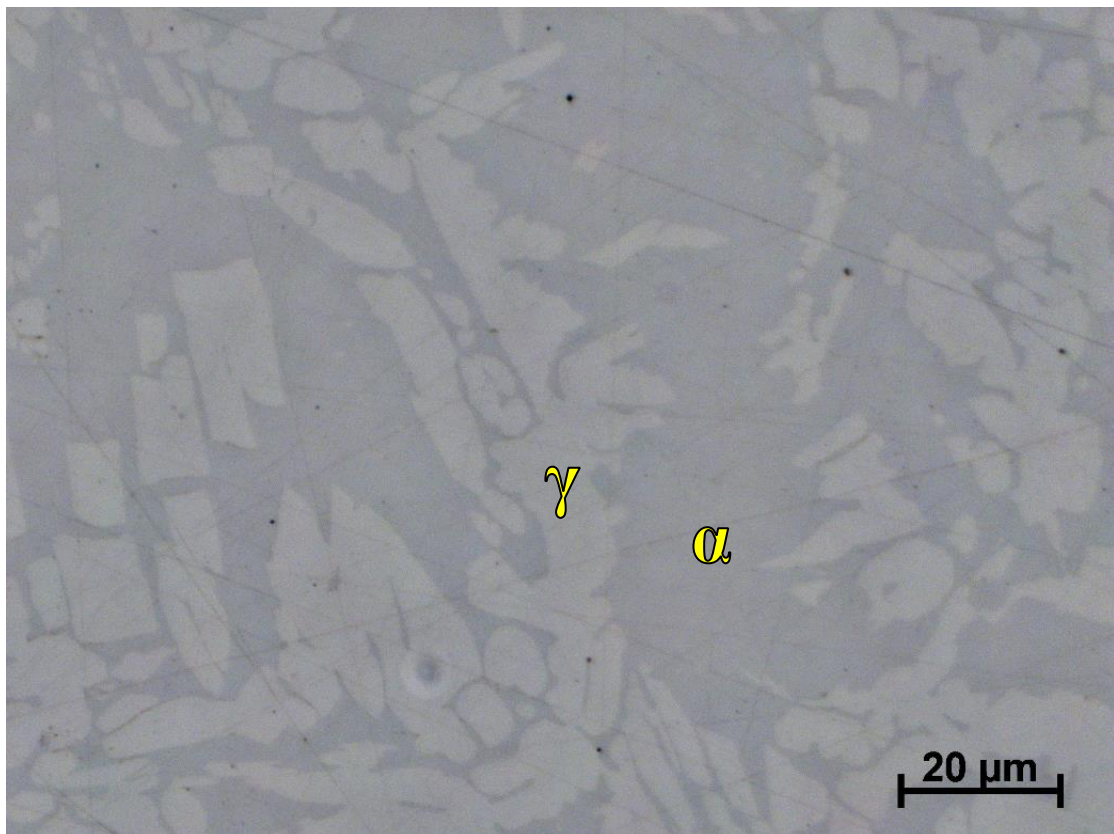
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.3.1.3 Precipitação das fases intermetálicas

6.3.1.3.1 Fase sigma (σ)

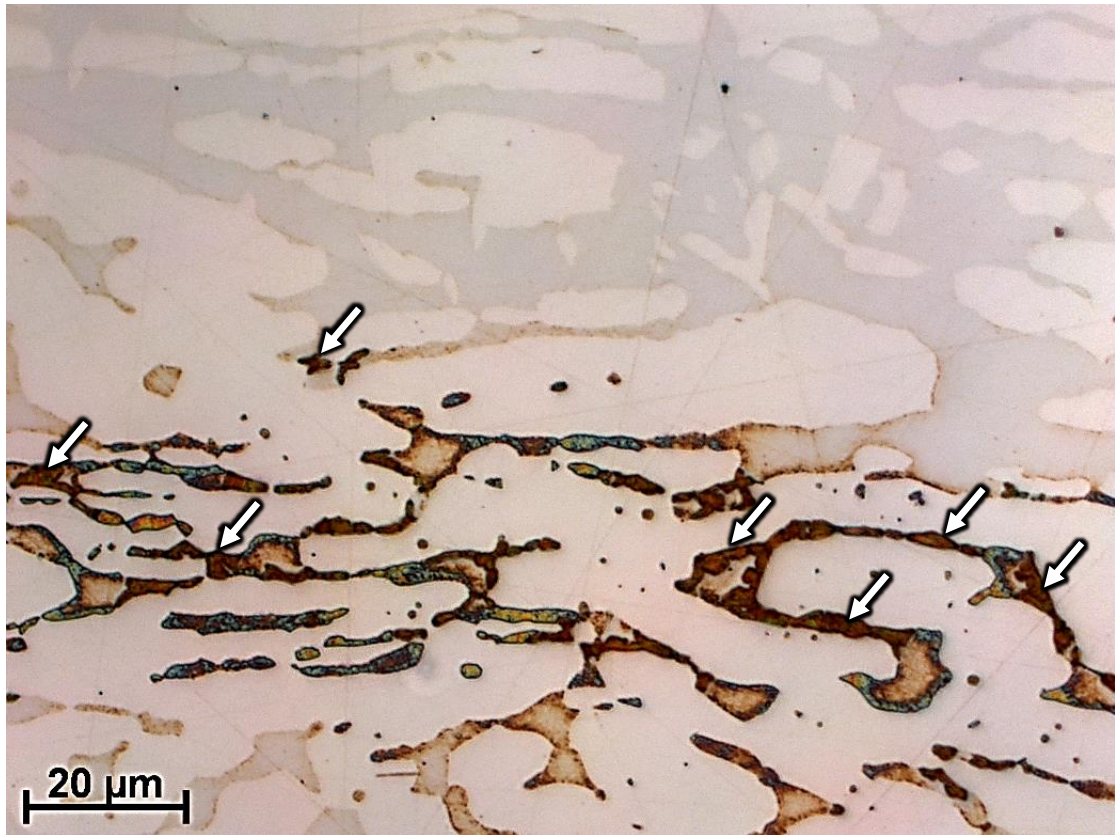
Para a ZF de todas as juntas soldadas neste trabalho (Figura 101) observou-se apenas a presença da ferrita e da austenita, com um baixo contraste entre estas fases, uma vez que o ataque realizado é recomendado para detecção da fase σ . Já para o centro da chapa numa região do MB bastante afastada da ZAC foram encontradas quantidades muito reduzidas de fase σ (Figura 102), a qual se deve a presença desta fase localizada anteriormente no MB na condição como recebido (seção 5.4).

Figura 101 - Micrografia exemplificando a ausência de precipitação de fase σ na região do Enchimento para o ensaio RJ3. Ataque eletrolítico 20%KOH.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 102 - Micrografia mostrando a presença de precipitação de fase σ (precipitados de cor marrom ou arajanda indicados pelas setas) numa região do MB afasta da ZAC para o ensaio RJ3. Ataque eletrolítico 20%KOH.

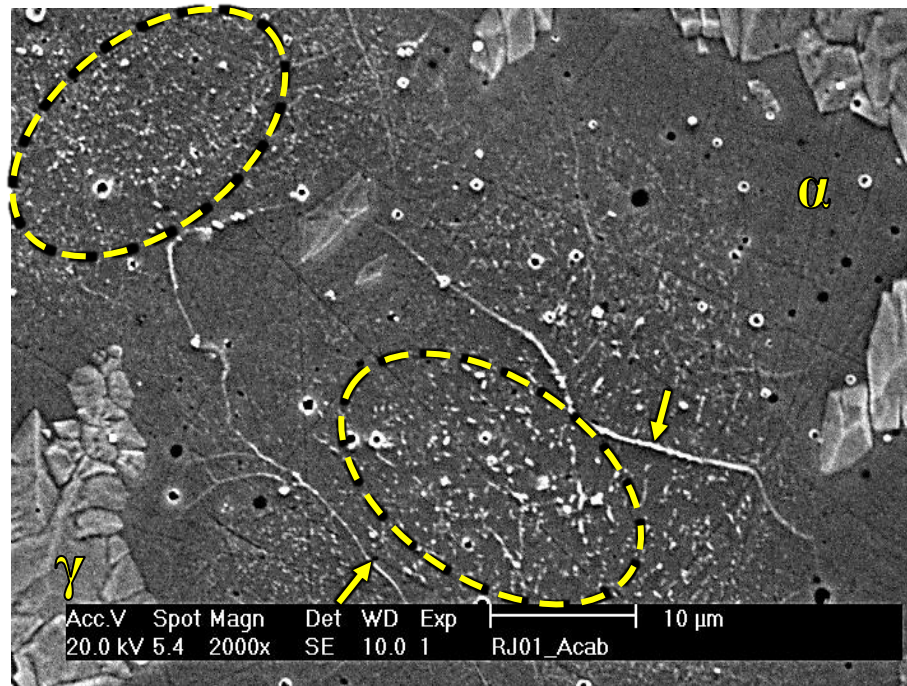


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.3.1.3.2 Nitretos de Cromo (Cr_2N)

Na ZF de todas as juntas soldadas neste trabalho foi possível observar a presença de precipitados finamente dispersos no interior dos grãos ferríticos ou formando um filme nos contornos de subgrão da ferrita conforme ilustrado na Figura 103. Dado à reduzida dimensão dos precipitados aliada a resolução do equipamento EDS utilizado, não foi possível determinar sua composição química. Contudo, pela morfologia e localização estes precipitados tratam-se nitretos de cromo conforme a identificação realizada em diversos trabalhos (LIAO, 2001; RAMIREZ *et al.*, 2004; RAMIREZ, A. J. *et al.*, 2003).

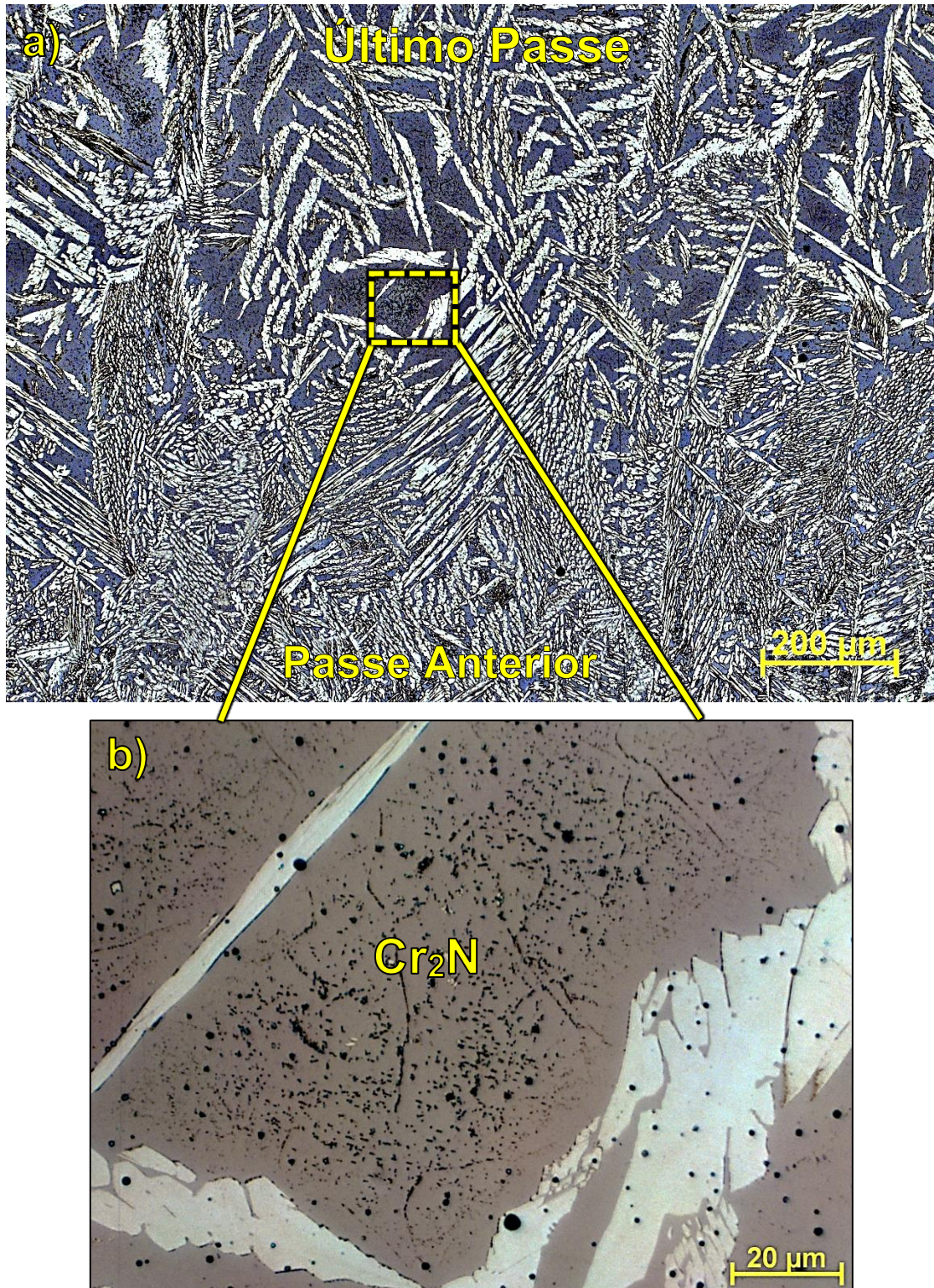
Figura 103 - a) Micrografia exibindo a presença de Cr_2N finamente dispersos na α (círculos pontilhados) e na forma de filmes nos contornos α/α (indicadas pelas setas) na região do Acabamento do ensaio RJ1. Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

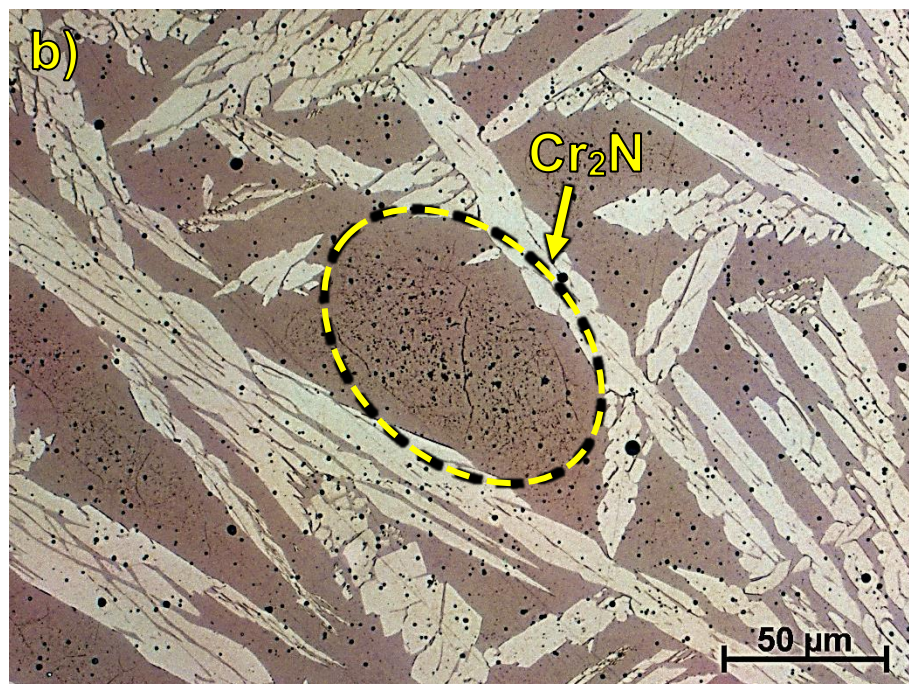
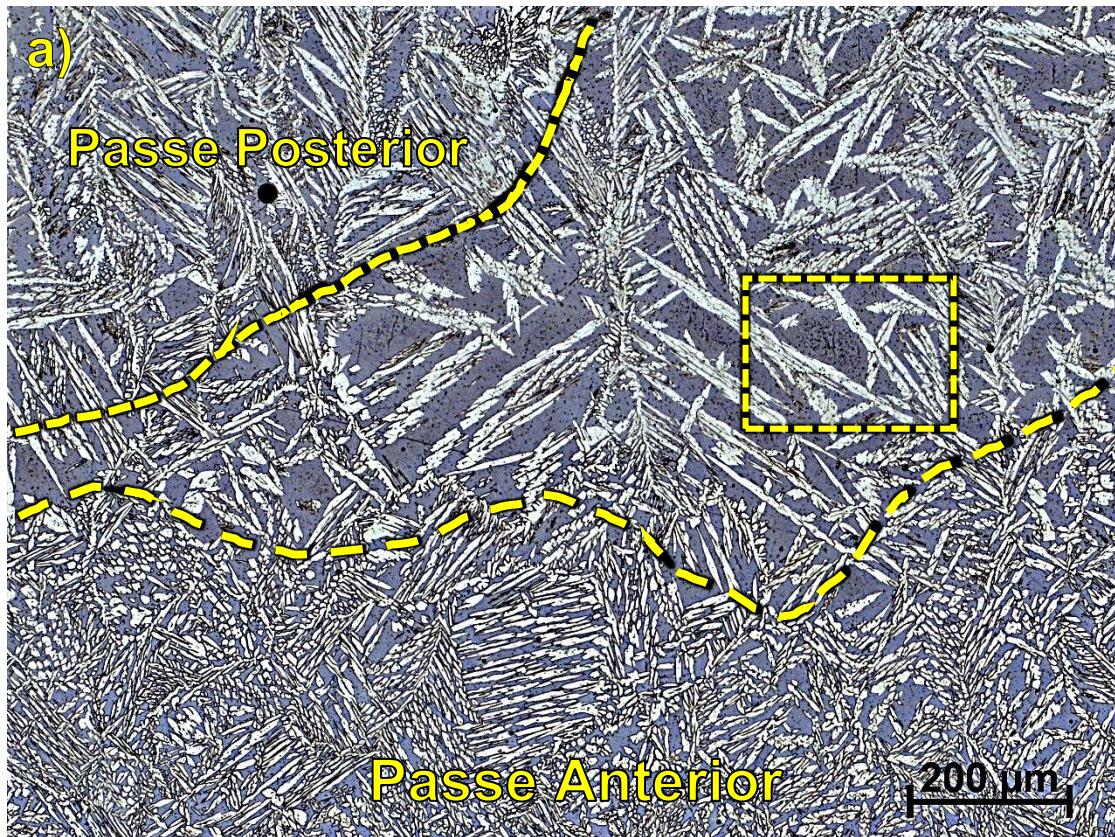
Os Cr_2N precipitados no interior da fase ferrítica foram uma presença constante nos passes que compõem a região do Acabamento da ZF das juntas (Figura 104) e foram observados esporadicamente nas regiões ferritizadas entre dois passes consecutivos para as três regiões da ZF das juntas (Figura 105). Este resultado é atribuído a dois fatores: o primeiro fator é a elevada fração de ferrita presente nestas regiões favorecendo a precipitação de Cr_2N devido à baixa solubilidade do N na fase ferrítica em baixas temperaturas. O outro fator é uma maior distância entre a ferrita e a austenita, a qual age como dissipadora do N necessário para precipitação dos Cr_2N (GUNN, 1997; LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Assim, regiões com elevadas frações de ferrita devem proporcionar uma maior quantidade de nitretos na ZF conforme foi observado neste trabalho para as regiões citadas acima.

Figura 104 - a) Micrografia ilustrando a presença de Cr₂N na região do Acabamento do ensaio RJ4. b) Ampliação dos Cr₂N na região demarcada na Figura 104a. Ataque: 40%HN0₃.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 105 - a) Micrografia ilustrando a presença de Cr_2N na região ferritizada entre dois passes consecutivos na região da Raiz do ensaio RJ4 b) Ampliação dos Cr_2N na região demarcada na Figura 105a. Ataque: 40% HNO_3 .



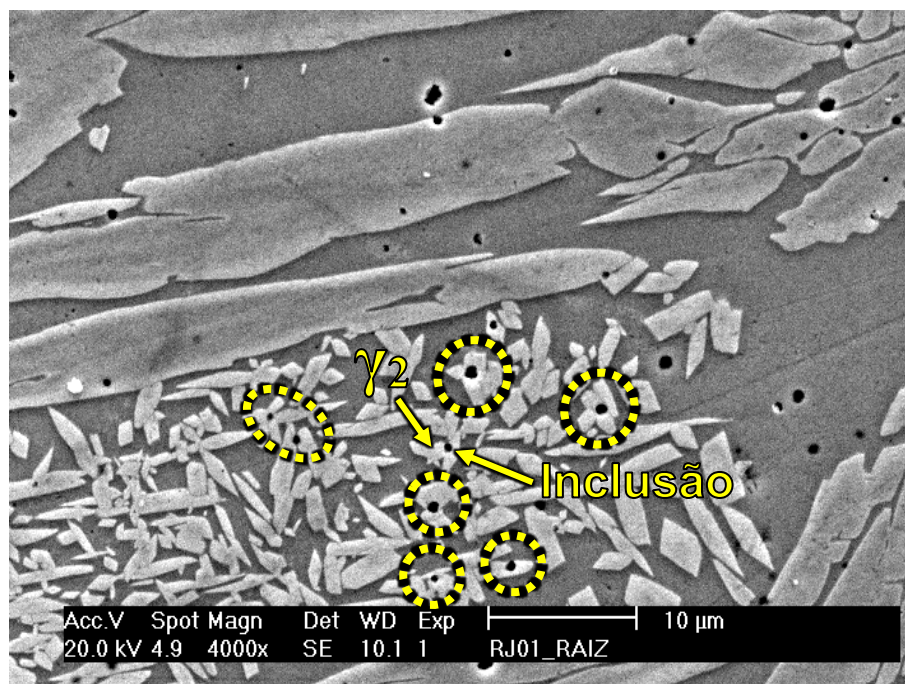
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.3.1.4 Inclusões não-metálicas

As inclusões não-metálicas observadas em grande quantidade foram uma característica marcante na microestrutura da ZF de todas as juntas soldadas neste trabalho, conforme mencionado anteriormente e mostrado na Figura 93.

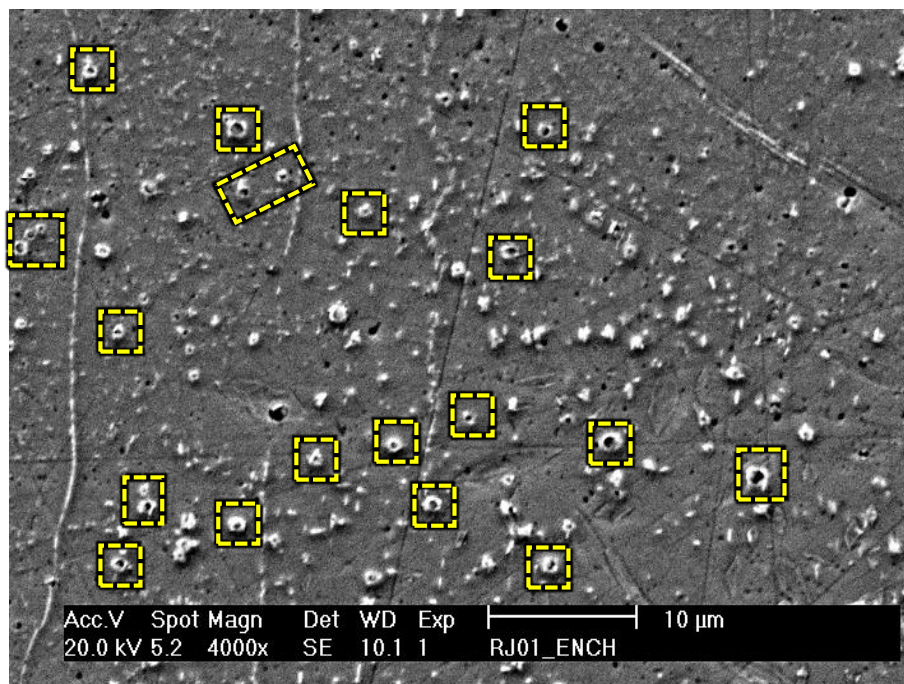
Outro fato que merece atenção é que estas inclusões também afetaram a precipitação de fases secundárias, pois frequentemente serviram como sítios para nucleação de γ_2 intragranular e Cr_2N no interior da fase ferrítica como exibe a Figura 106 e a Figura 107 respectivamente. Resultado semelhante ao observado por SANTOS (2013) e frequentemente relatado na literatura (ATAMERT e KING, 1991b; LIAO, 2001; RAMIREZ *et al.*, 2004).

Figura 106 - Micrografia ilustrando a nucleação de algumas γ_2 intragranulares em torno de inclusões presentes no interior da α (círculos pontilhados) para a região da Raiz do ensaio RJ1. Ataque: 40% HN_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 107 - Micrografia ilustrando alguns Cr₂N nucleando em torno de inclusões presentes no interior da α (quadrados pontilhados) para a região do Enchimento do ensaio RJ1. Ataque: 40%HN₃.

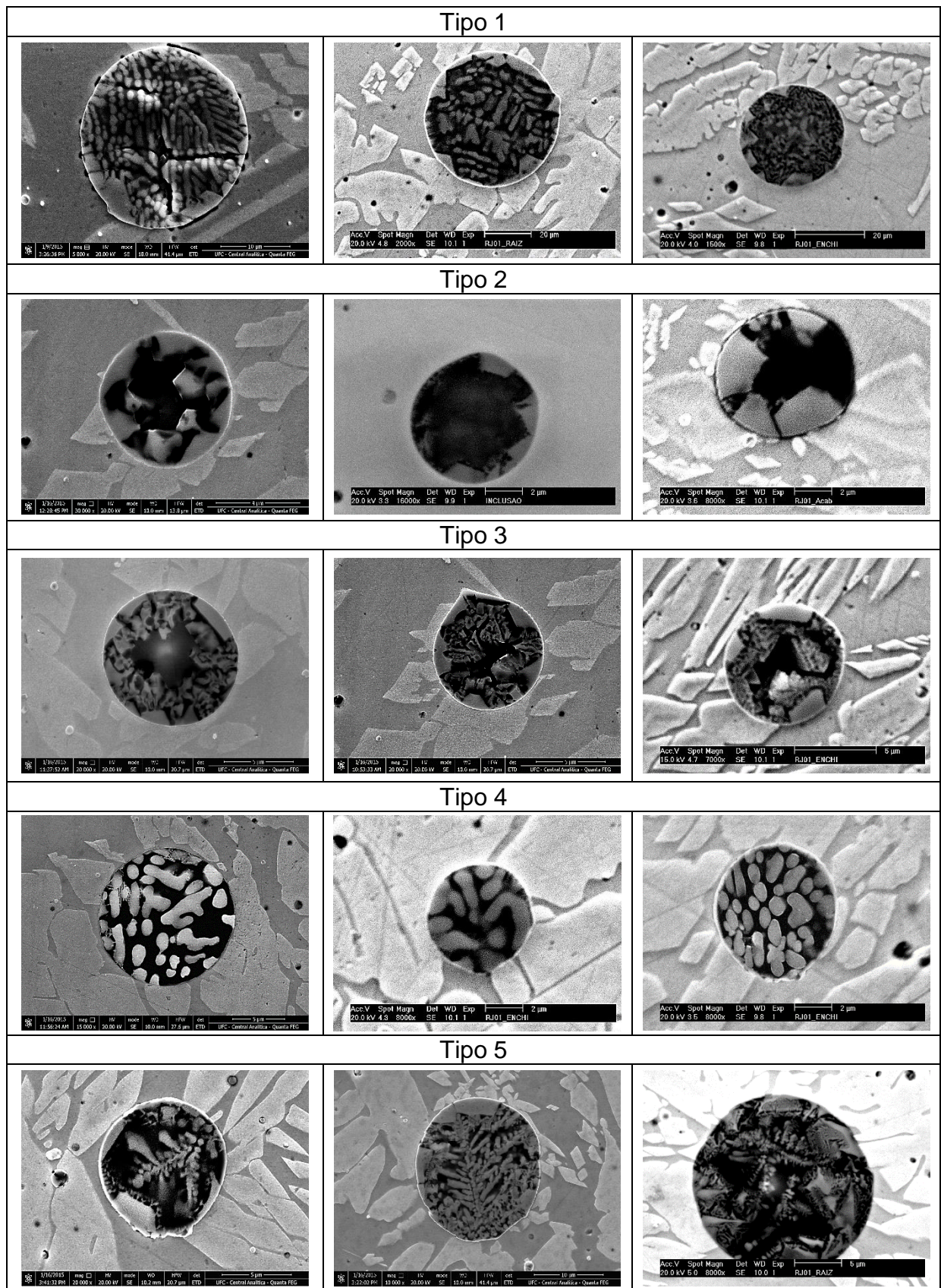


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Além da precipitação de fases secundárias (Cr₂N e γ_2), as inclusões não-metálicas e sua quantidade também afetam as propriedades dos AIDs, pois podem aumentar o risco de fragilização por hidrogênio (KAÇAR, 2004), reduzir a tenacidade (COMER e LOONEY, 2006; GUNN, 1997) e reduzir a resistência à corrosão por pites (DENG *et al.*, 2008; JEON *et al.*, 2011; LIOU *et al.*, 2002). Por isso, uma análise da fração das inclusões será apresentada e discutida na seção 6.5 (pág.206).

A Figura 108 exemplifica os tipos de inclusões não-metálicas mais comumente observadas na ZF das juntas e as análises de MEV e EDS de uma inclusão de cada tipo são apresentadas da Figura 109 à Figura 113. Através destas análises foi possível verificar que, de forma geral, as inclusões continham elevados teores de “O, Mn, Si e Ti”, menores teores de “Cr, Fe, Al” e algumas inclusões continham reduzidos teores de “S, Zr e Mg”. Assim, as inclusões podem ser identificadas como inclusões complexas de óxidos, formadas por oxigênio e por algum elemento desoxidante (Al, Mn, Si, Ti e as vezes Mg) ou mais de um destes elementos simultaneamente, estando de acordo com o relatado por SVENSSON (1994). Segundo YILMAZ e TÜMER (2013), estas inclusões complexas apresentam estruturas formadas pelos seguintes óxidos: SiO₂, MnO, TiO₂, Al₂O₃.

Figura 108 - Tipos de inclusões não-metálicas encontradas nas ZFs de todas as juntas soldadas.

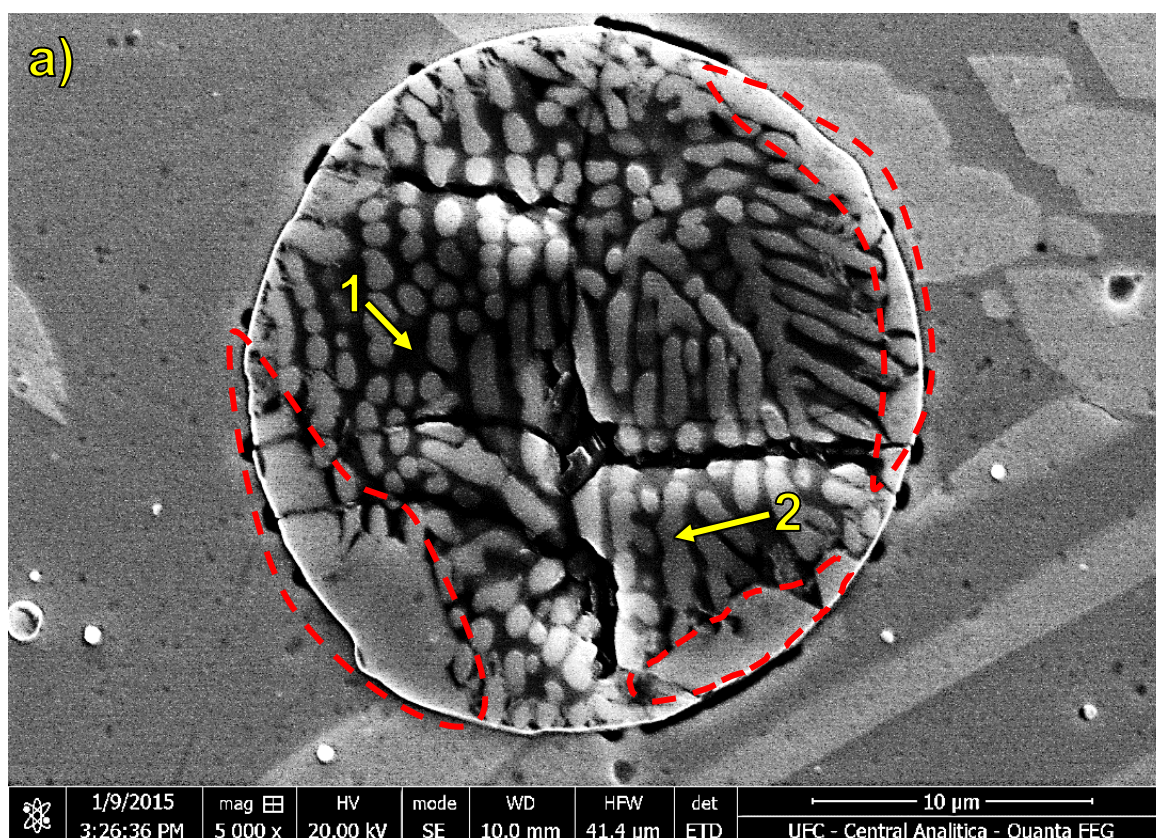


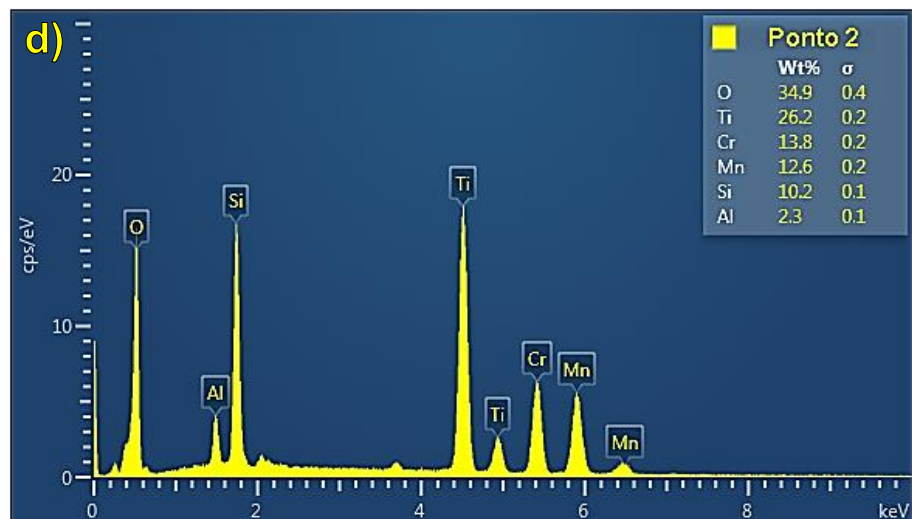
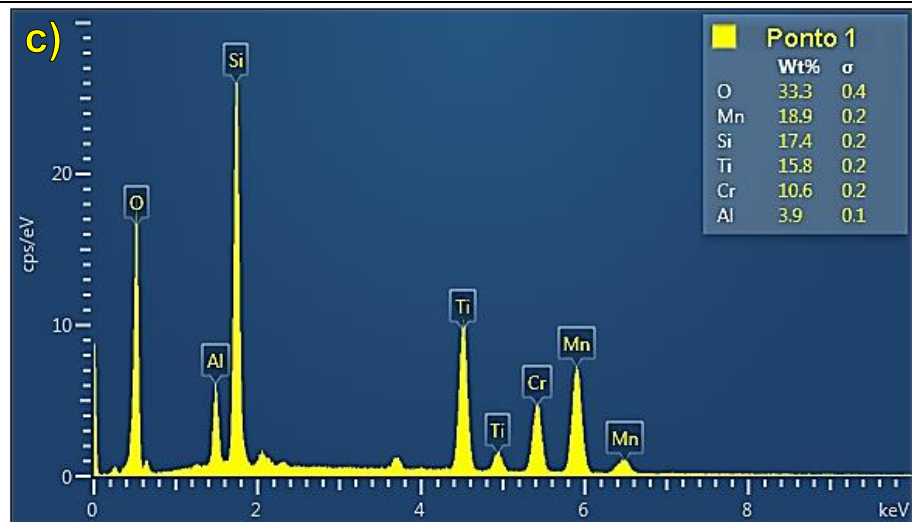
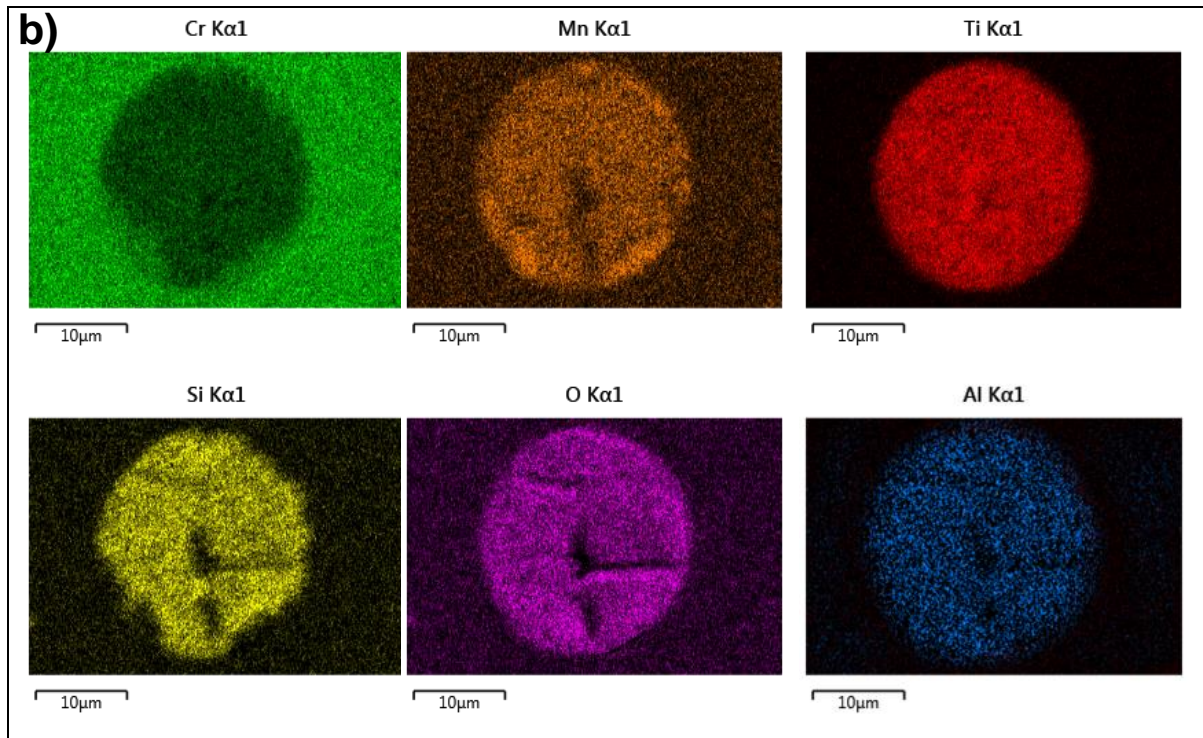
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Dada a complexidade dos diversos tipos de inclusões de óxido obtidas, uma discussão detalhada da concentração e da distribuição dos elementos químicos presentes nestas inclusões será apresentada a seguir.

A Figura 109a representa as inclusões caracterizadas por seu grande diâmetro ($> 20\mu\text{m}$), sendo este tipo de inclusão formada por um núcleo e uma casca (placas brancas indicadas pelas áreas tracejadas). O mapa de composição química (Figura 109b) indica que o “O, Si, Ti e Al” concentram-se no núcleo da inclusão, enquanto o “Cr e Mn” concentram-se mais na sua casca. O núcleo pode ser ainda dividido em duas fases contendo os mesmos elementos, mas em concentrações diferentes: Uma fase escura (ponto 1) constituída por elevados teores de “O, Mn, Si, Ti” e a presença de “Cr e Al” como mostra a Figura 109c. E uma fase clara (ponto 2) rica em “O e Ti”, além de conter menores teores de “Cr, Mn, Si e Al” como ilustra a Figura 109d.

Figura 109 - a) Micrografia representando as inclusões de grande diâmetro (Ensaio RJ4). b) Mapeamento químico da inclusão. c) e d) Análise de EDS dos pontos 1 e 2 indicados na Figura 109a.

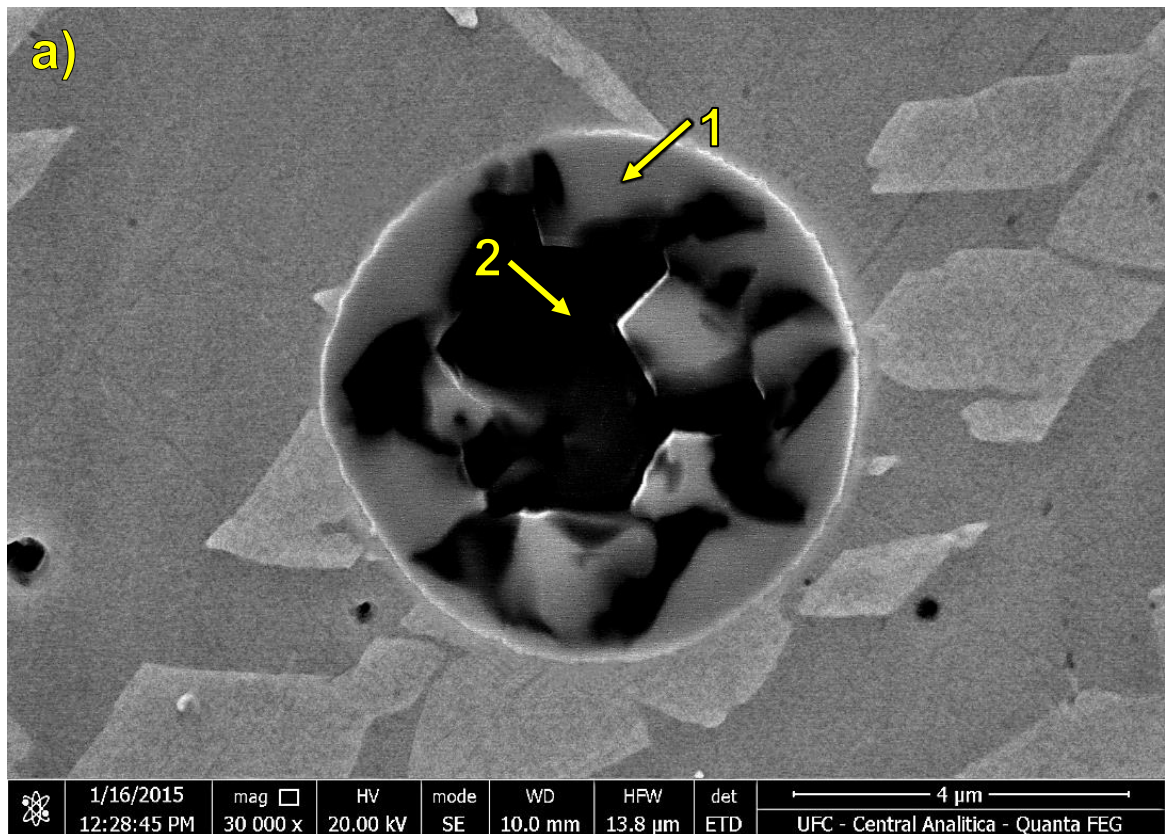


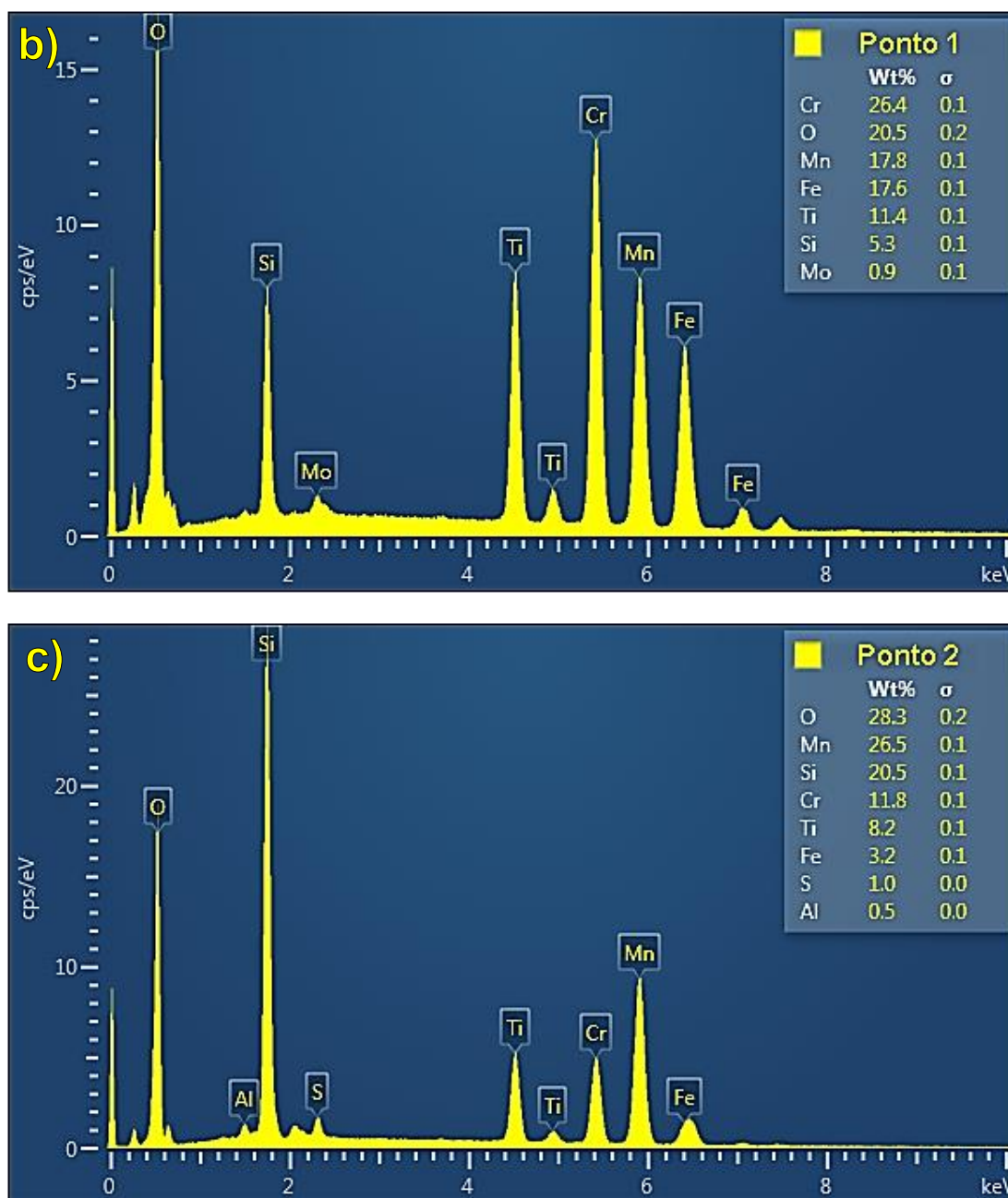


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 110a exemplifica as inclusões encontradas com maior frequência na ZF das juntas. Este tipo de inclusão é composto por um núcleo (escuro) e uma casca (placas brancas) ambos constituídos por vários elementos idênticos em concentrações distintas. A casca (ponto 1) é rica em “Cr, O, Mn e Fe”, baixos teores de “Ti e Si” e uma reduzida quantidade de Mo, como mostra a Figura 110b. Enquanto, o núcleo (ponto 2) é rico em “O, Mn e Si”, menores teores de “Cr e Ti” e uma pequena presença de “Fe, S e Al” (Figura 110c). Cabe ressaltar que o teor de Cr no núcleo é baixo, em torno de 11% e aumenta consideravelmente para a casca, alcançando valores de Cr (26,4 %) similares aos das fases α e γ .

Figura 110 - a) Micrografia exemplificando as inclusões mais frequentemente encontradas (Ensaio RJ3). b) e c) Análise de EDS dos pontos 1 e 2 indicados na Figura 110a.



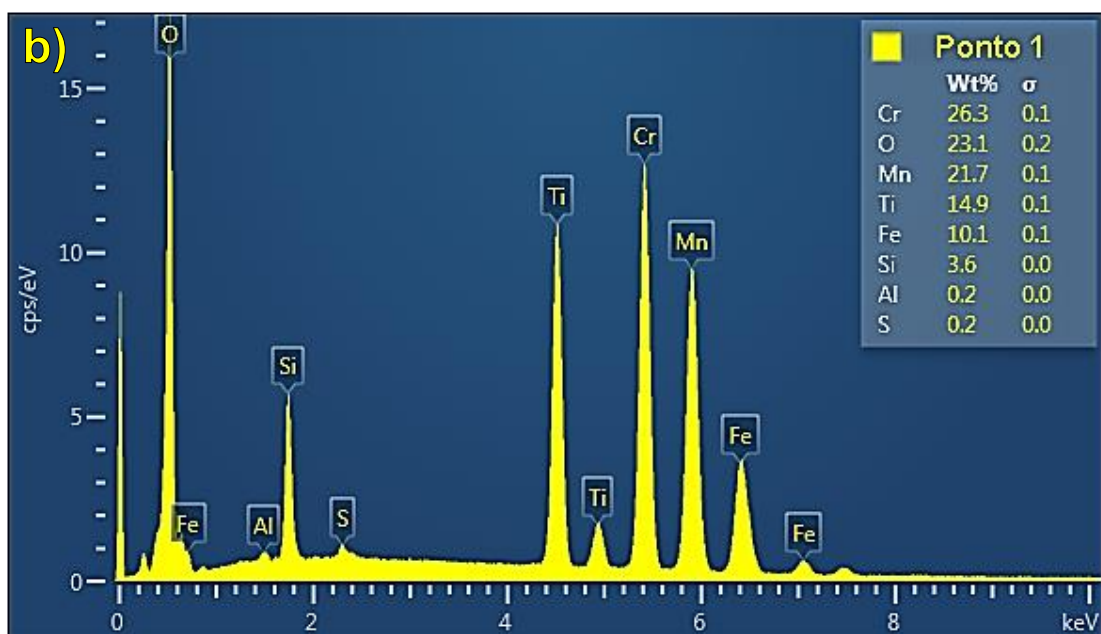
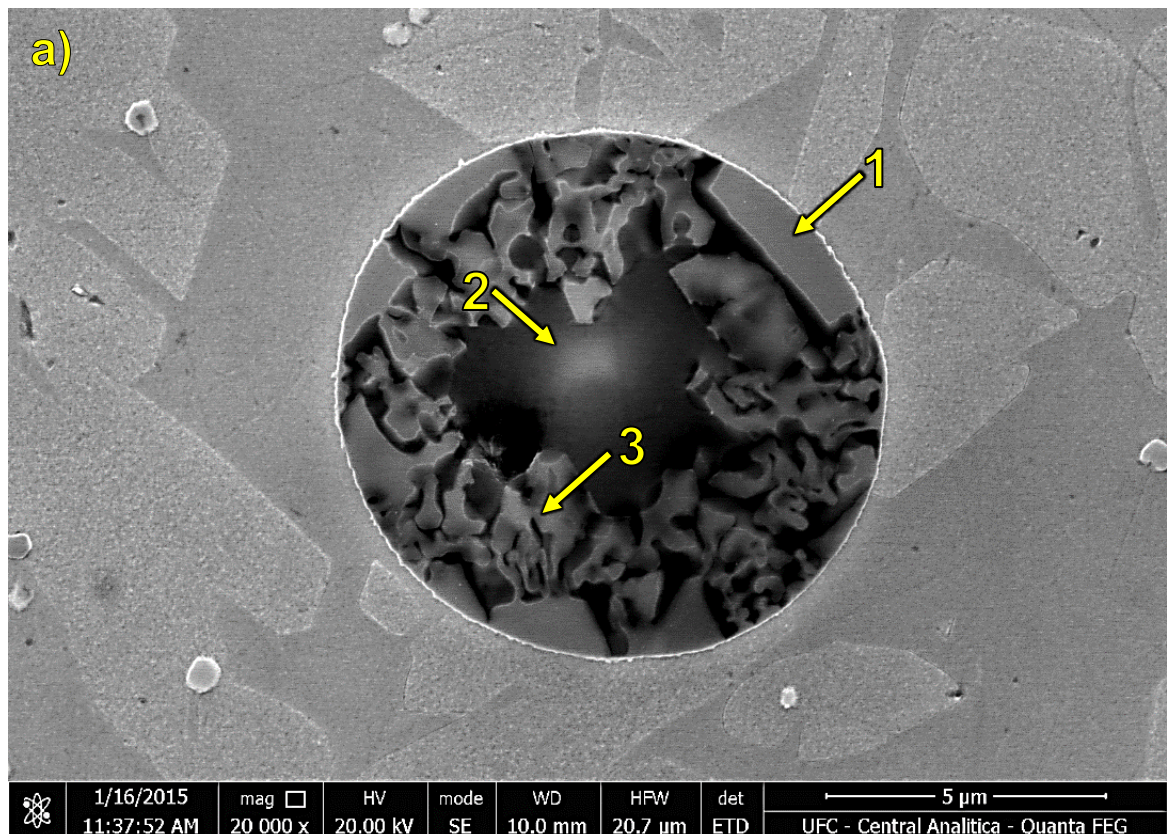


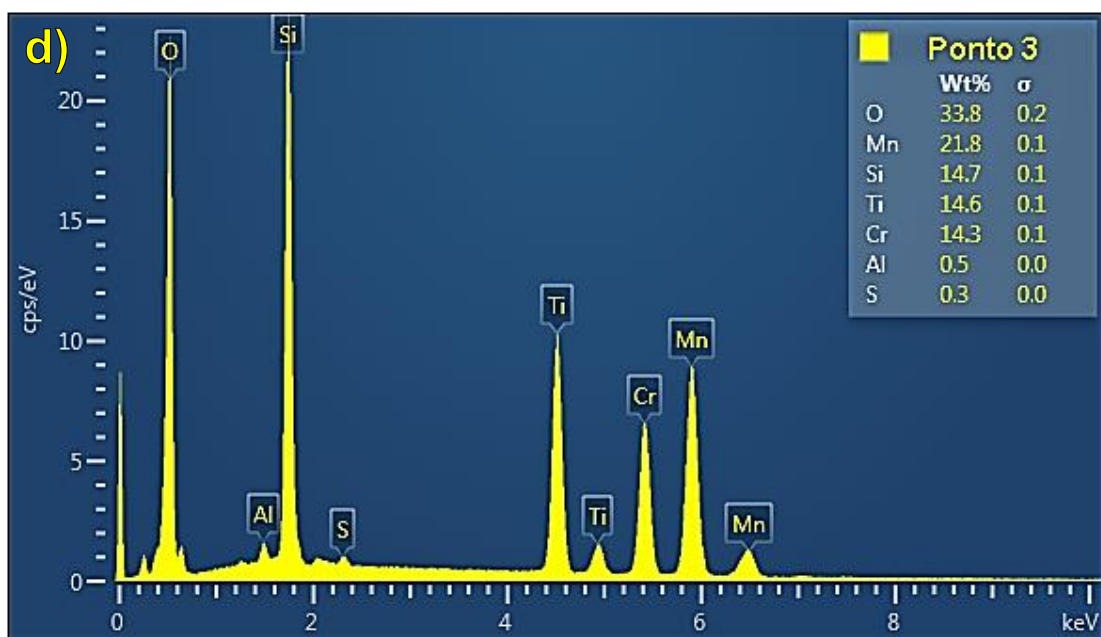
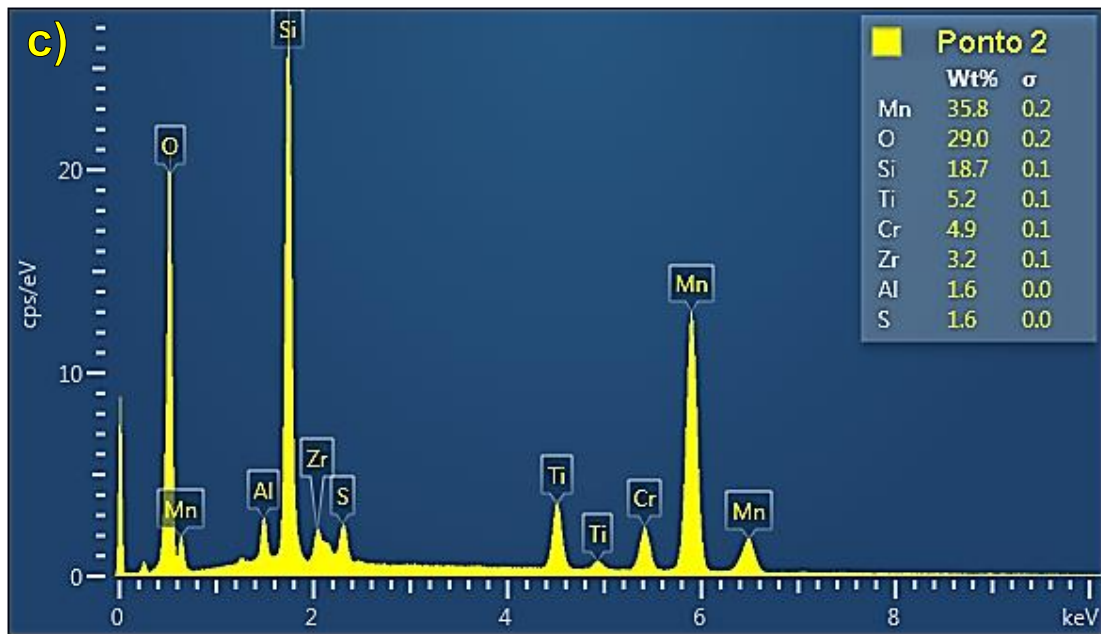
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 111a apresenta um terceiro tipo de inclusão encontrada na ZF das juntas, compostas por três regiões distintas: um núcleo (região escura), uma casca (placas brancas) e um prolongamento da casca (região branca intermediária). A casca (ponto 1) é rica em “Cr, O e Mn”, baixos teores de “Ti e Fe” e uma pequena quantidade de “Si, Al e S”, conforme ilustrado na Figura 111b. Já, o núcleo (ponto 2) é rico em “Mn, O e Si”, menores conteúdos de “Ti, Cr e Zr” e teores mínimos de “Al e S”, como exibe a Figura 111c. E por fim, a Figura 111d mostra que o prolongamento da casca (ponto 3) apresentou altos teores de “O e Mn”, baixos conteúdos de “Si, Ti e Cr” e uma

quantidade residual de “Al e S”. A casca e o núcleo apresentaram um comportamento similar ao da inclusão anterior (Figura 110), com um núcleo pobre em Cr (4,9%) e uma casca com teores de Cr próximos ao da matriz ($\alpha + \gamma$).

Figura 111 - a) Micrografia exemplificando as inclusões compostas por núcleo, casca e prolongamento (Ensaio RJ3). b) e c) Análise de EDS dos pontos 1, 2 e 3 indicados na Figura 111a.

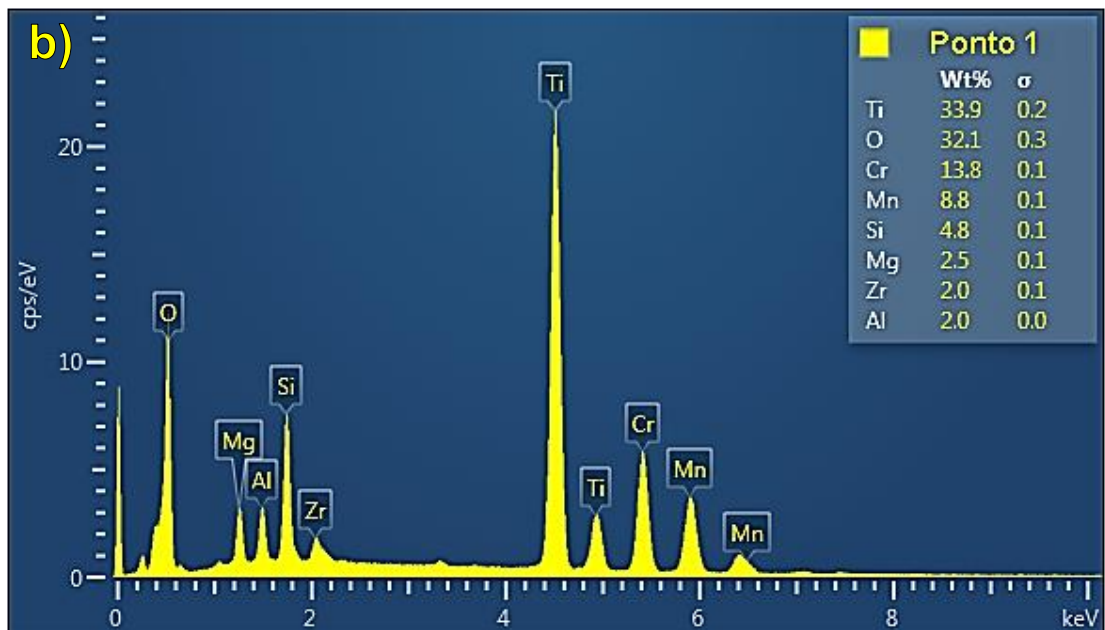
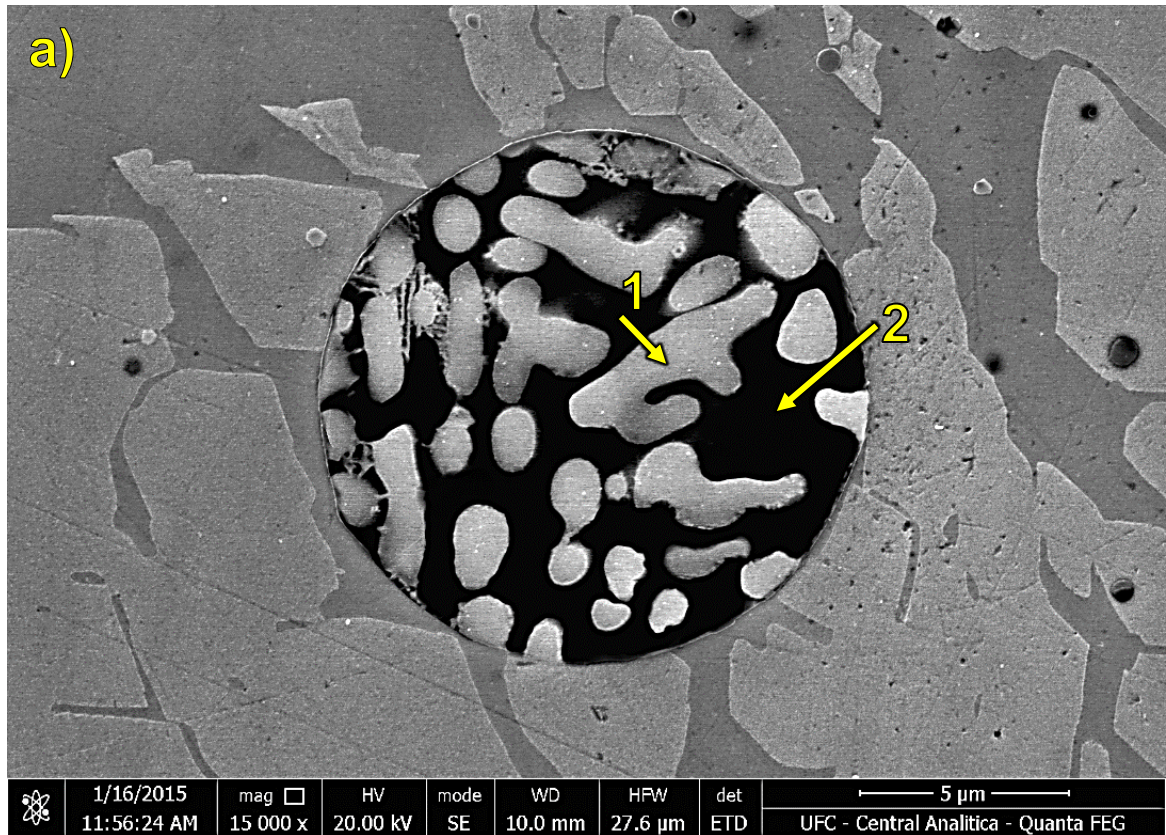


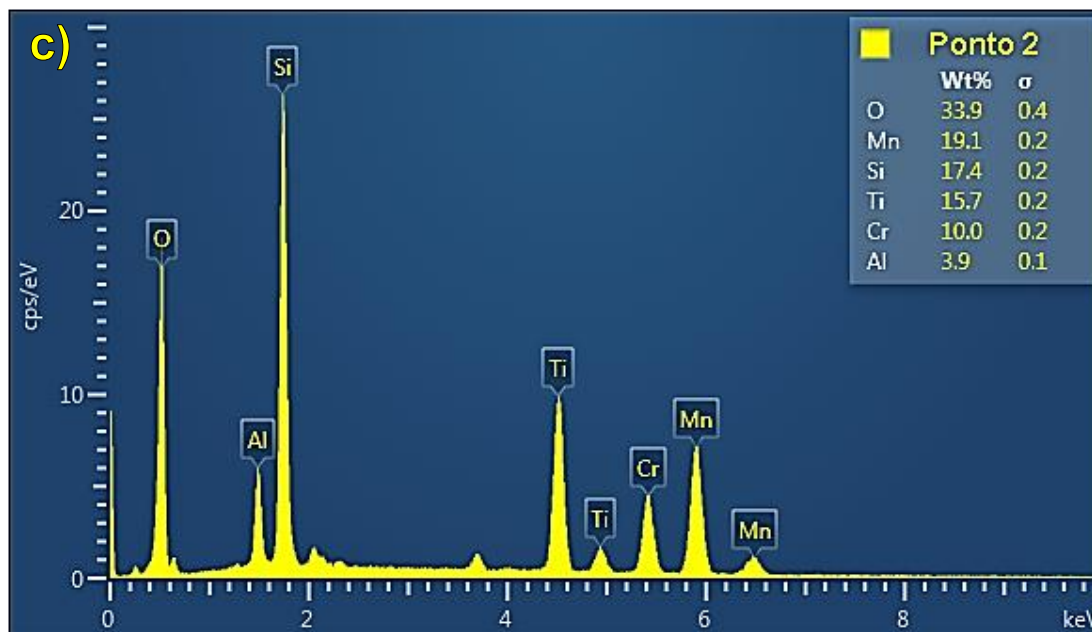


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 112a exemplifica o quarto tipo de inclusão presente na ZF das juntas, sendo esta composta por apenas um núcleo constituído por duas fases distintas. A fase clara (ponto 1) é formada praticamente por óxido de titânio, baixos teores de “Cr e Mn” e ainda conta com a presença pequenos teores de “Si, Mg, Zr e Al”, segundo a Figura 112b. E a fase escura (ponto 2) é formada em grande parte por um óxido de (Mn, Si) com menores conteúdos de “Ti, Cr e Al” (Figura 112c).

Figura 112 - a) Micrografia exemplificando as inclusões composta por um núcleo formado por duas fases distintas (Ensaio RJ2). b) e c) Análise de EDS dos pontos 1 e 2 indicados na Figura 112a.

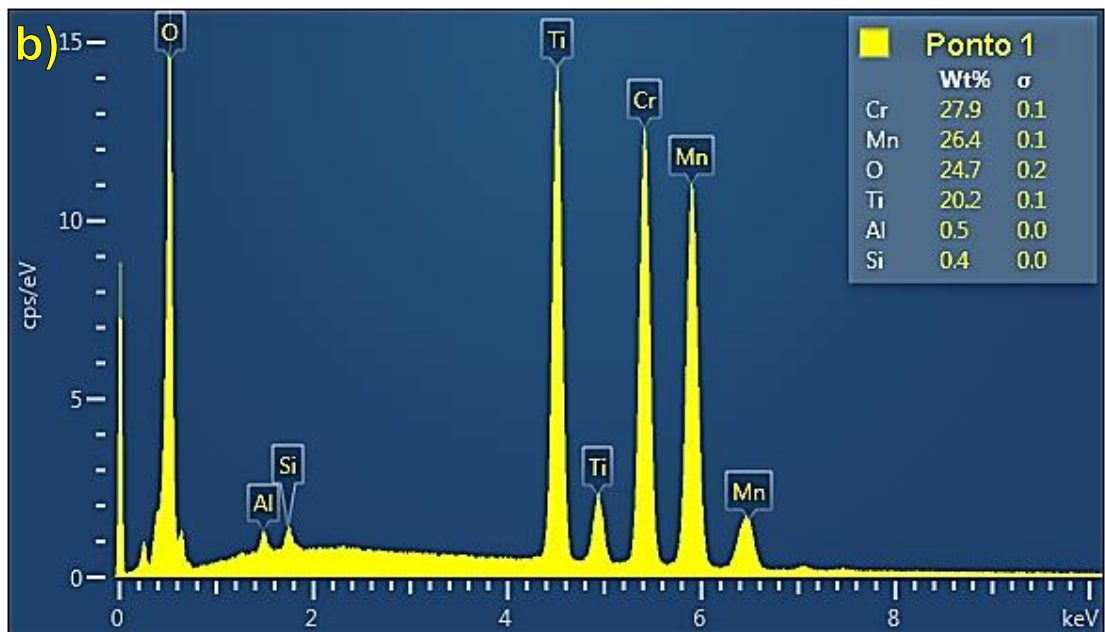
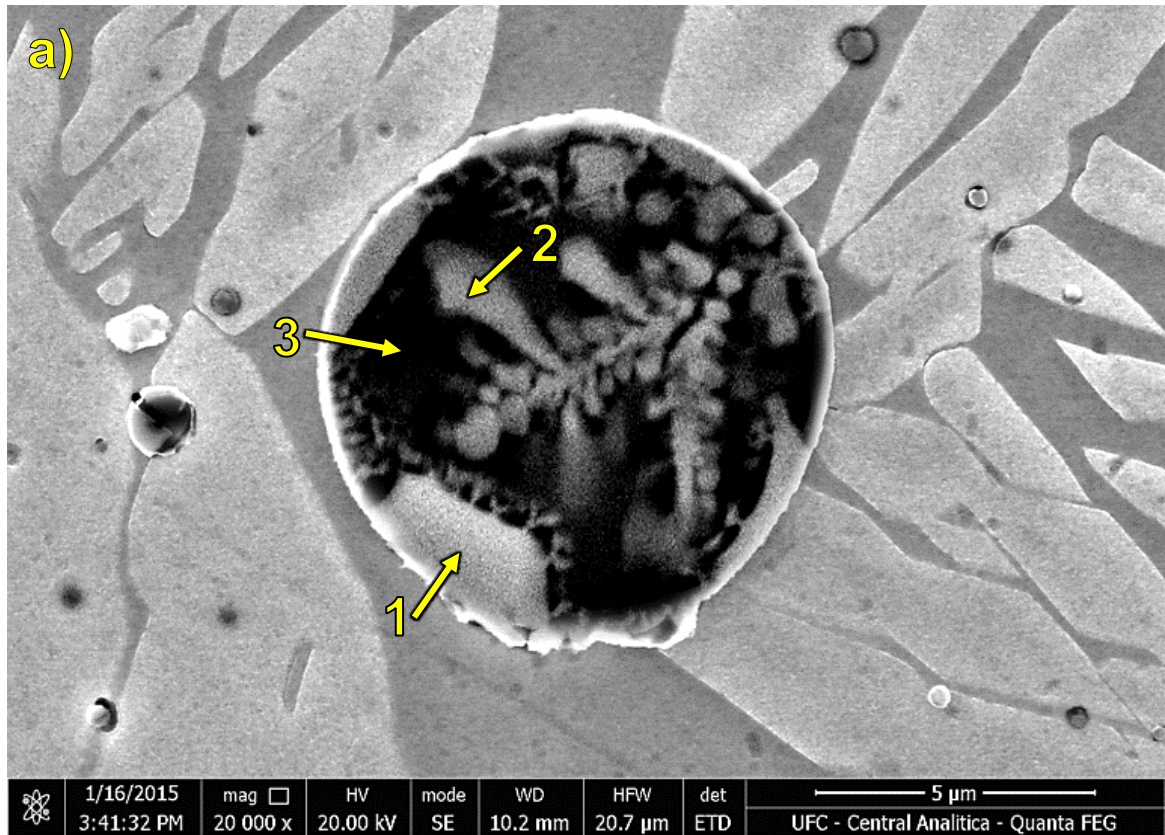


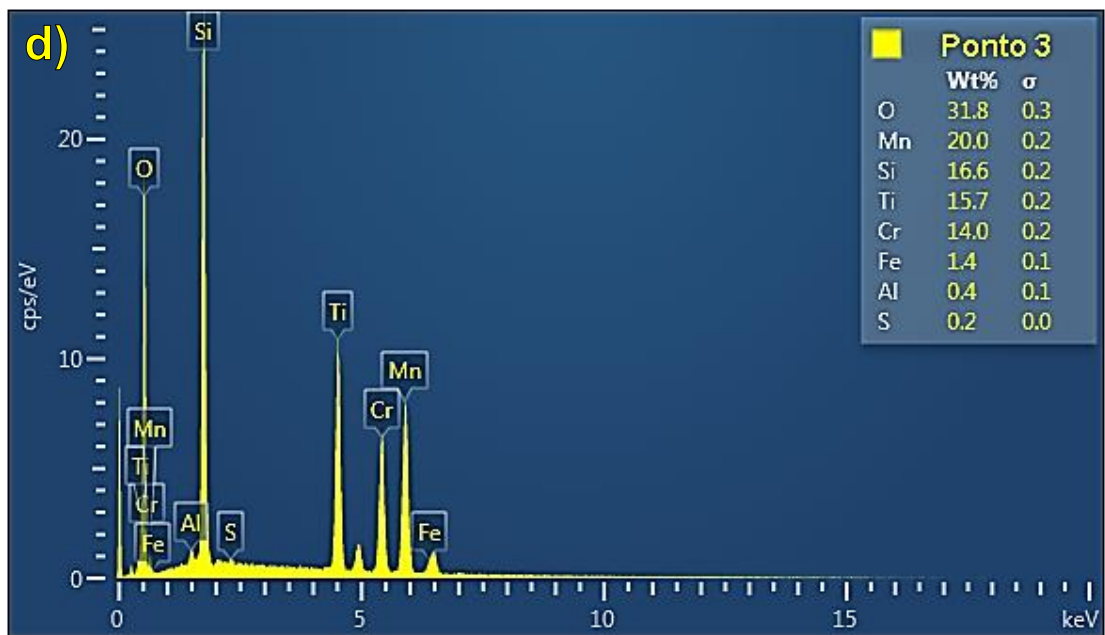
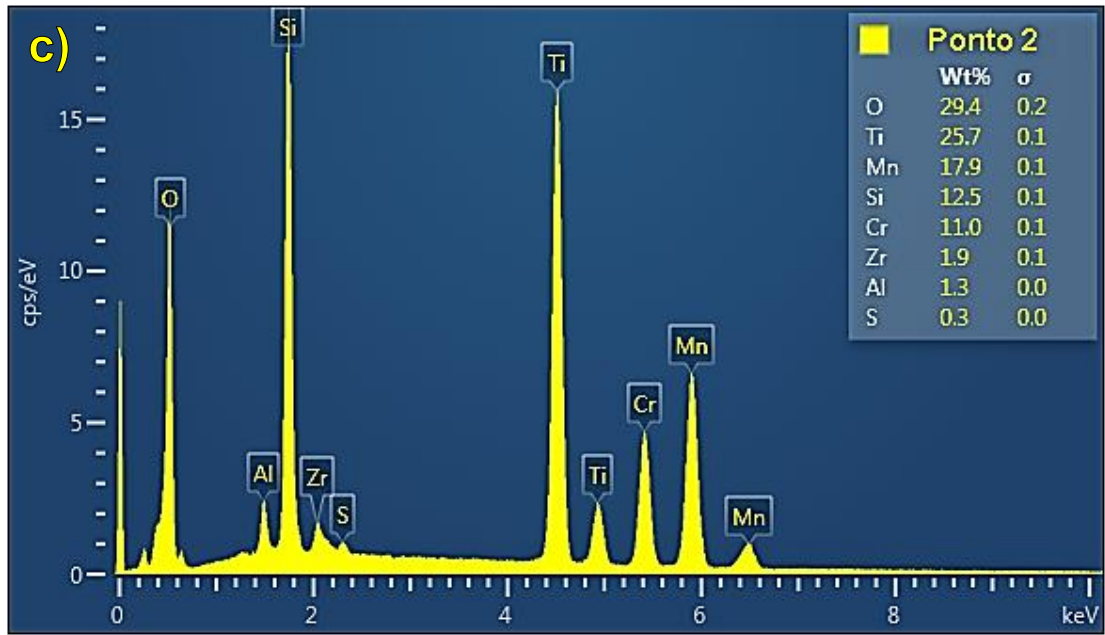


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 113a apresenta o tipo de inclusão que foi mais raro de ser observado na ZF das juntas. Este tipo de inclusão foi composto por três regiões distintas: Uma casca (placas brancas), um núcleo (região escura) e região em forma de dendrita (fase clara no interior do núcleo). A casca (ponto 1) é rica em “Cr, Mn, O e Ti” e teores residuais de “Al e S” (Figura 113b). A região dendrítica no núcleo (ponto 2) é constituída quase completamente por um óxido de (Ti, Mn), baixos teores de “Si e Cr” e reduzidos conteúdos de “Zr, Al e S”, como exibido na Figura 113c. E o núcleo (ponto 3) é formado por um óxido de (Mn, Si), menores teores de “Ti e Cr” e uma baixíssima presença de “Fe, Al e S”, conforme pode ser visto na Figura 113d. A casca e o núcleo deste tipo de inclusão também apresentaram um comportamento idêntico ao das inclusões anteriores (Figura 110 e Figura 111), com um núcleo com baixo teor de Cr (14,0%) e uma casca alcançando teores de Cr praticamente idênticos ao da matriz metálica ($\alpha + \gamma$).

Figura 113 - a) Micrografia exemplificando as inclusões raramente encontradas na ZF das juntas (Ensaio RJ1). b), c) e d) Análise de EDS dos pontos 1, 2 e 3 indicados na Figura 113a.



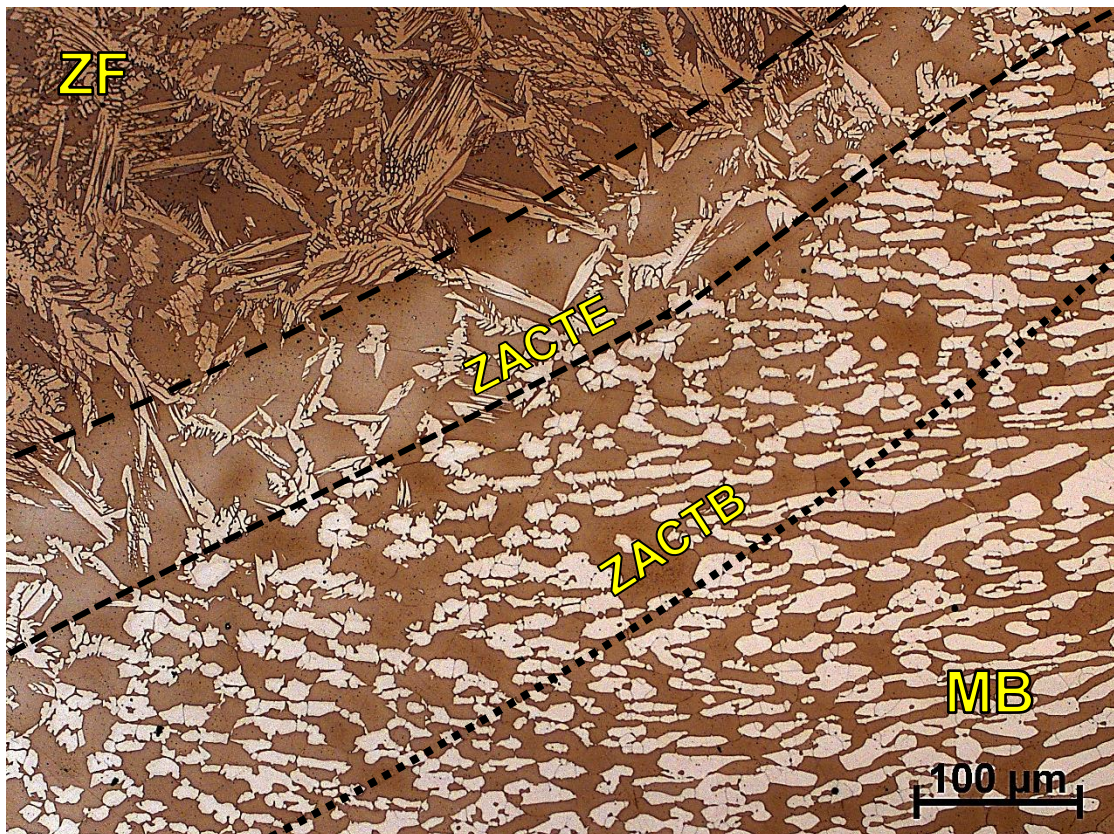


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.3.2 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

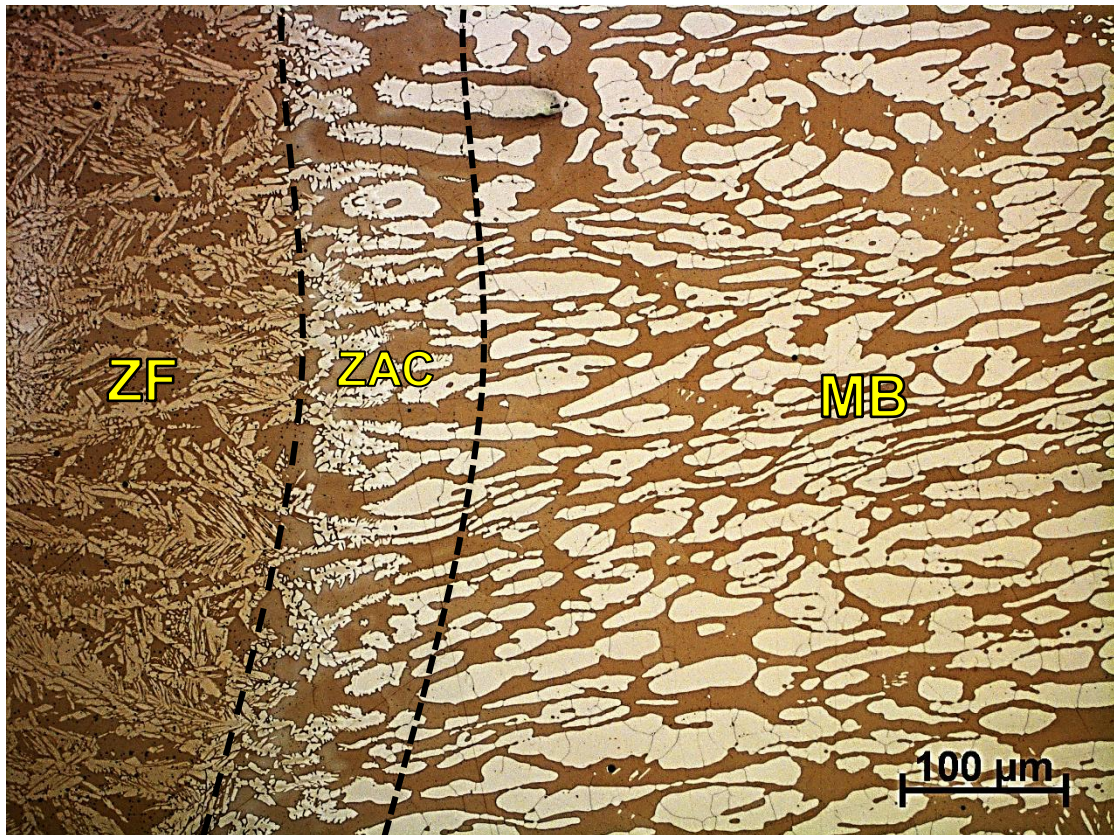
De forma idêntica ao observado na Etapa 2 (seção 5.6.4.2), a microestrutura da ZAC nos ensaios soldados com energia de 1,6 kJ/mm (Ensaio RJ2 e RJ4) pode ser dividida em duas regiões denominadas anteriormente de ZACTE e ZACTB como mostra a Figura 114. Já para os ensaios realizados com a energia de 0,8 kJ/mm não foi possível visualizar esta divisão na microestrutura da ZAC conforme exemplificado na Figura 115. E em ambas as energias, as ZACs apresentaram uma extensão bastante reduzida não ultrapassando 350 μm (Figura 114).

Figura 114 - Micrografia exibindo a divisão da ZAC observada nos ensaios com energia de 1,6 kJ/mm. Ataque: 40% HN_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

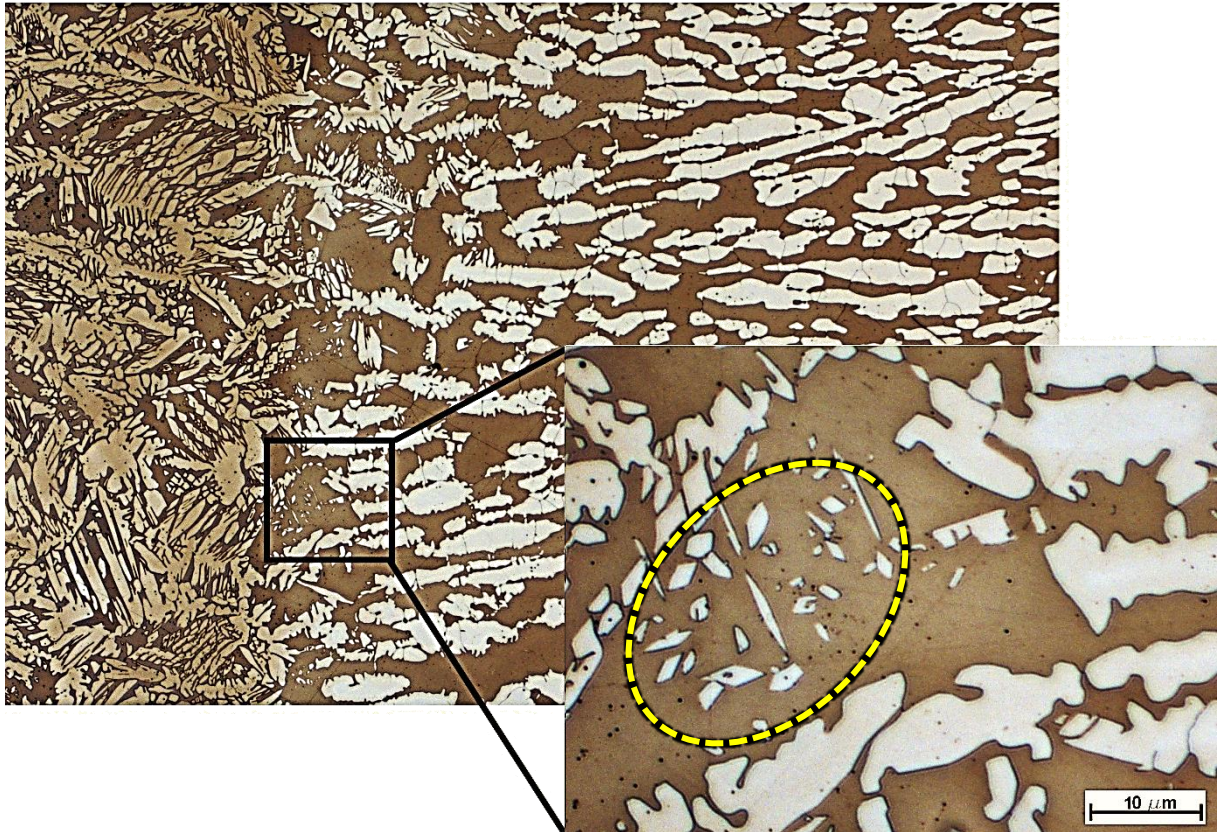
Figura 115 - Micrografia exibindo a ZAC observada nos ensaios com energia de 0,8 kJ/mm. Ataque: 40% HNO_3 .



6.3.2.1 Austenita secundária (γ_2)

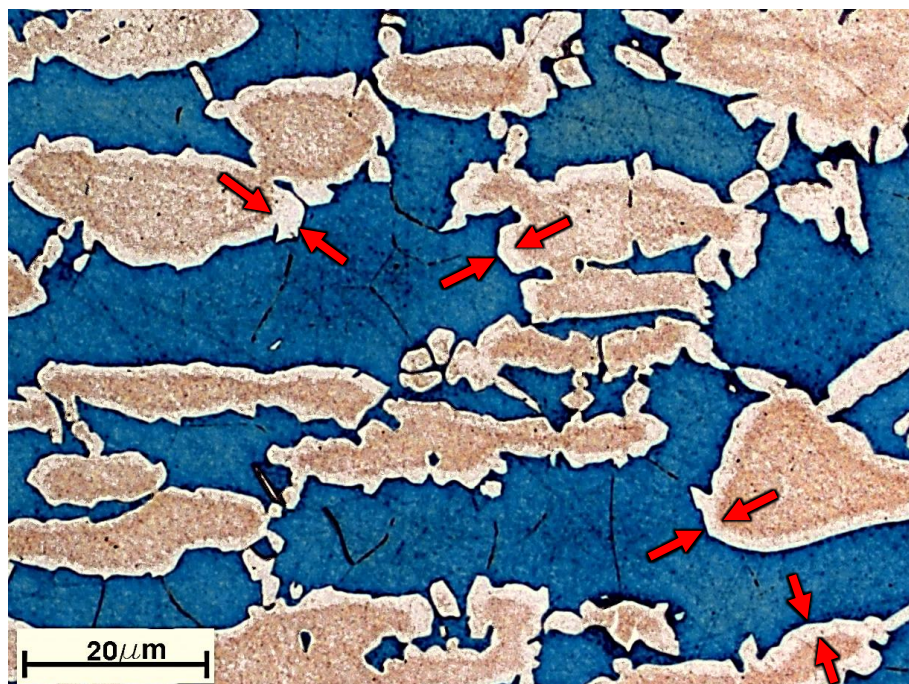
Assim como observado na ZF, houve a precipitação de γ_2 Intragranular e γ_2 Intergranular na ZAC de todas as juntas soldadas. A γ_2 Intragranular foi encontrada exclusivamente no interior da ferrita na ZACTE (Figura 116). Contudo, a precipitação de γ_2 Intragranular não ocorreu com a mesma intensidade que na ZF e por isso não houve a formação de ilhas de γ_2 . Este resultado se deve ao fato de que na ZF a nucleação de γ_2 é facilitada pelas tensões decorrentes da solidificação, discordâncias e uma maior quantidade de inclusões típicas em microestruturas soldadas e com uma posterior solidificação em condições longe do equilíbrio termodinâmico (NILSSON *et al.*, 1996). Já a γ_2 Intergranular foi localizada comumente na ZACTB e formou-se nas interfaces α/γ (Figura 117) e nos contornos α/α (Figura 118).

Figura 116 - a) Micrografia ilustrando a precipitação de γ_2 intragranular (círculo pontilhado) no interior da α para ZACTE (Ensaio RJ2). Ataque: 40% HNO_3 .



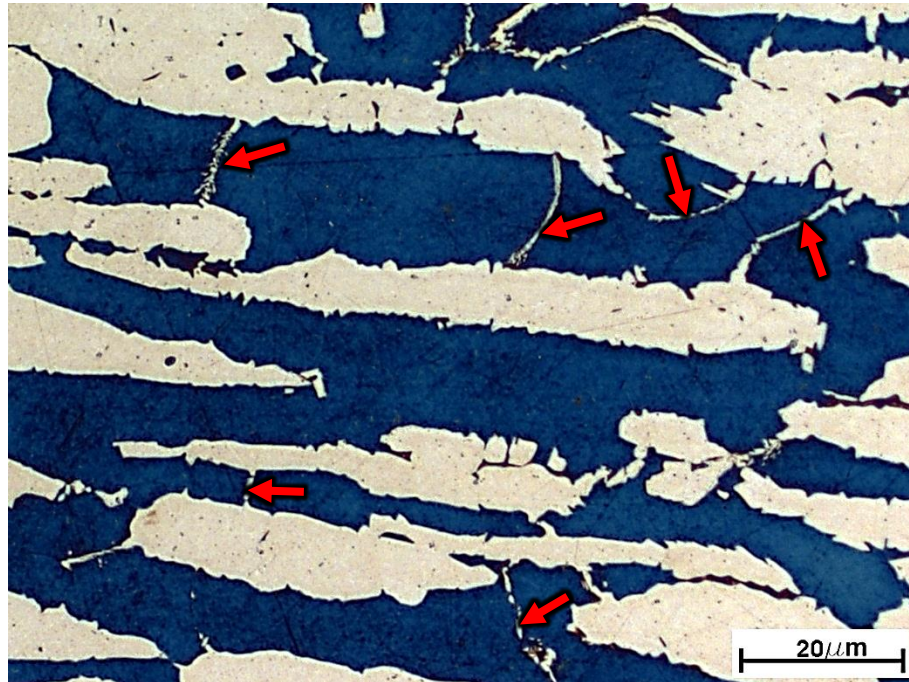
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 117 - Micrografia ilustrando a precipitação de γ_2 intergranular nas interfaces α/γ (indicadas pelas setas) para ZACTB (Ensaio RJ4). Ataque: Behara.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 118 - Micrografia ilustrando a precipitação de γ_2 intergranular nos contornos α/α (indicadas pelas setas) para ZACTB (Ensaio RJ4). Ataque: Behara.



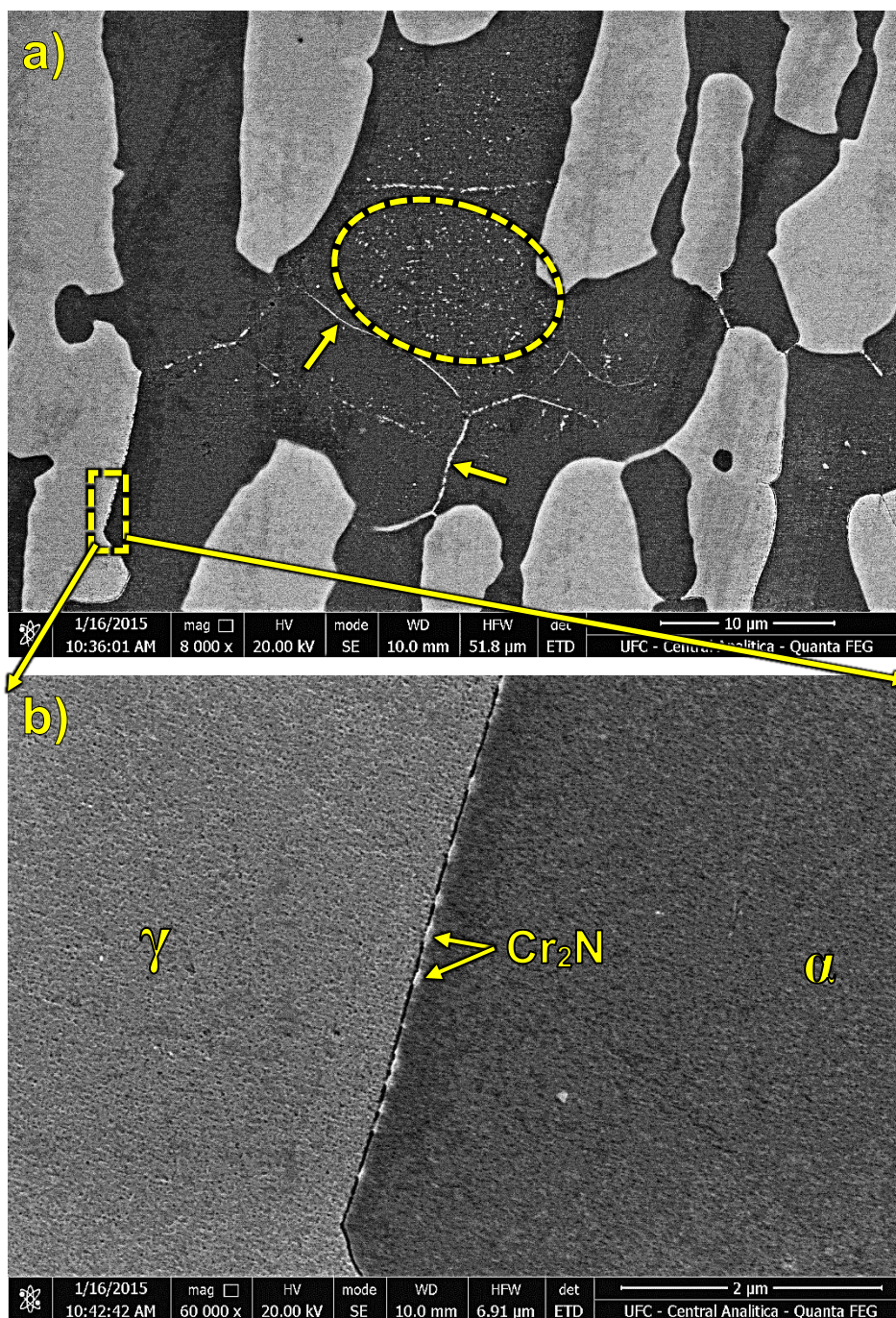
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.3.2.2 Precipitação das fases intermetálicas

A precipitação Cr_2N na ZAC de todas as juntas soldadas apresentou o mesmo comportamento exibido na ZF, onde foram observados no interior da ferrita e nos contornos α/α (Figura 119a).

A única diferença em relação a ZF foi a precipitação e Cr_2N nas interfaces α/γ e seu crescimento para o interior do grão ferrítico (Figura 119b). Resultado idêntico ao obtido por RAMIREZ, A. J. *et al.* (2003), o qual relata que a presença destes Cr_2N favorecem a precipitação de γ_2 intergranular nas interfaces α/γ através de um mecanismo de precipitação cooperativa e são posteriormente dissolvidos com o crescimento da γ_2 intergranular durante o reaquecimento da ZAC.

Figura 119 - a) Micrografia exibindo a presença de Cr_2N no interior da α (círculo pontilhado) e nos contornos α/α (indicadas pelas setas) na ZAC do ensaio RJ4. b) Ampliação da região demarcada na Figura 119a mostrando a presença de Cr_2N na interface α/γ . Ataque: 40% HNO_3 .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

E por fim, mesmo após as investigações por MO utilizando o ataque eletrolítico com 20% KOH (idêntico ao descrito na seção 4.3.1.4) e também por MEV utilizando o modo de operação BSE com as amostras apenas polidas (até 1 μm), não foi observada a presença de fase σ nas ZACs em nenhum dos ensaios realizados nesta etapa.

6.4 Quantificação da fração de ferrita

As frações de ferrita das juntas soldadas nesta etapa foram quantificadas em três regiões diferentes na ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento), conforme citado anteriormente.

A Tabela 44 apresenta a média dos valores das frações de ferrita contidas nas três regiões ZF para cada um dos ensaios da matriz L4, seguidas de seus respectivos intervalos de confiança (IC). De acordo com esta tabela, a maior fração de ferrita foi obtida pelo ensaio RJ4 na região do acabamento com 54,9% e o menor valor foi obtido pelo ensaio RJ1 na região da Raiz com 44,0%. Deste modo, todos os ensaios apresentam frações de ferrita dentro dos limites recomendados pela norma NORSOK M-601 (NORSOK, 2008).

Tabela 44 - Valores das frações de ferrita para os ensaios da matriz L4.

Ensaio	Fração de Ferrita (%)		
	Região da ZF		
	Raiz	Enchimento	Acabamento
RJ1	44,0 ± 2,2	48,4 ± 1,3	52,7 ± 1,8
RJ2	46,0 ± 1,2	46,0 ± 0,6	54,3 ± 1,6
RJ3	47,2 ± 1,6	47,7 ± 1,2	52,2 ± 2,2
RJ4	50,1 ± 0,9	51,2 ± 0,9	54,9 ± 1,2

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Baseado nos resultados apresentados na Tabela 44 foi realizada uma análise estatística de variância no método Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para as três regiões da ZF. Níveis de significância menores que 0,05 observados na Tabela 45, na Tabela 46 e na Tabela 47 indicam efeitos estatisticamente significativos. E desta seção em diante só serão discutidos os resultados referentes aos fatores de controle com influência estatisticamente significativa sobre a variável resposta analisada.

A fração de ferrita nas três regiões da ZF foi tratada pelo método Taguchi como um problema do tipo “**nominal é melhor**”, pois nesta etapa do trabalho apresentou valores (Tabela 44) tanto inferiores quanto valores superiores ao valor considerado ideal, que é de 50% de ferrita. Assim, o nível de cada um dos fatores de controle capaz de obter o valor de fração de ferrita desejado (50%) é indicado pelo maior valor de η (eta) apresentado na Figura 120, na Figura 124 e na Figura 128.

6.4.1 Raiz

Conforme mostrado na Tabela 45, o valor da fração de ferrita na Raiz da ZF foi influenciada de forma significativa por todos os fatores de controle.

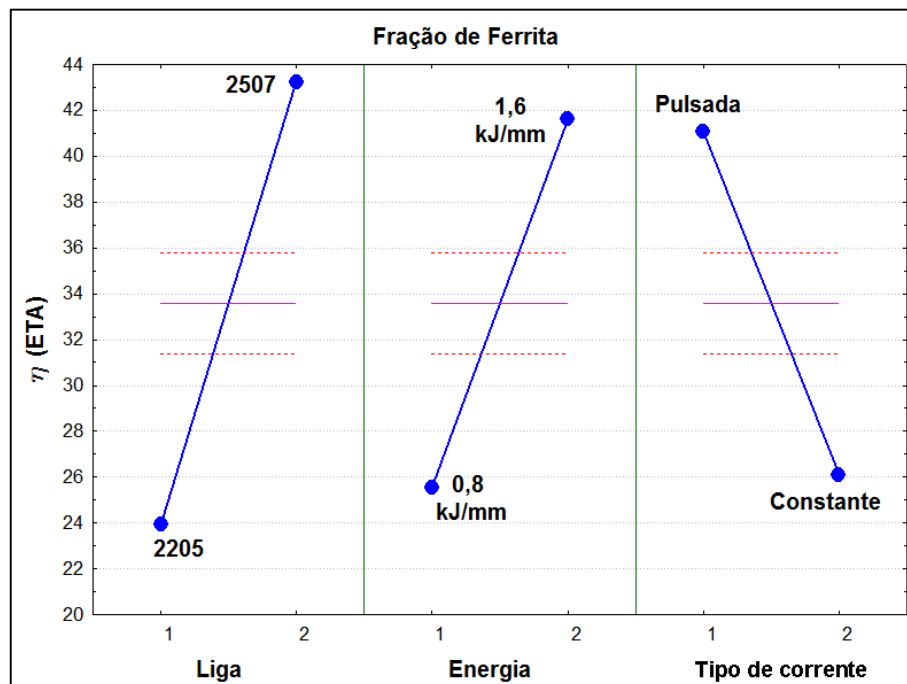
Tabela 45 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para a região da Raiz.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	<u>0,000</u>	45,91
Energia	<u>0,000</u>	32,67
Tipo de corrente	<u>0,000</u>	20,71
Erro residual		0,71

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Na região da Raiz (Figura 120), a combinação dos níveis dos fatores de controle capaz de obter um melhor balanço da microestrutura ($\alpha=50\%$) foi “2 2 1”, ou seja, liga 2507 como material de adição, energia de soldagem de 1,6 kJ/mm e a corrente de soldagem do tipo Pulsada.

Figura 120 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita na Raiz.

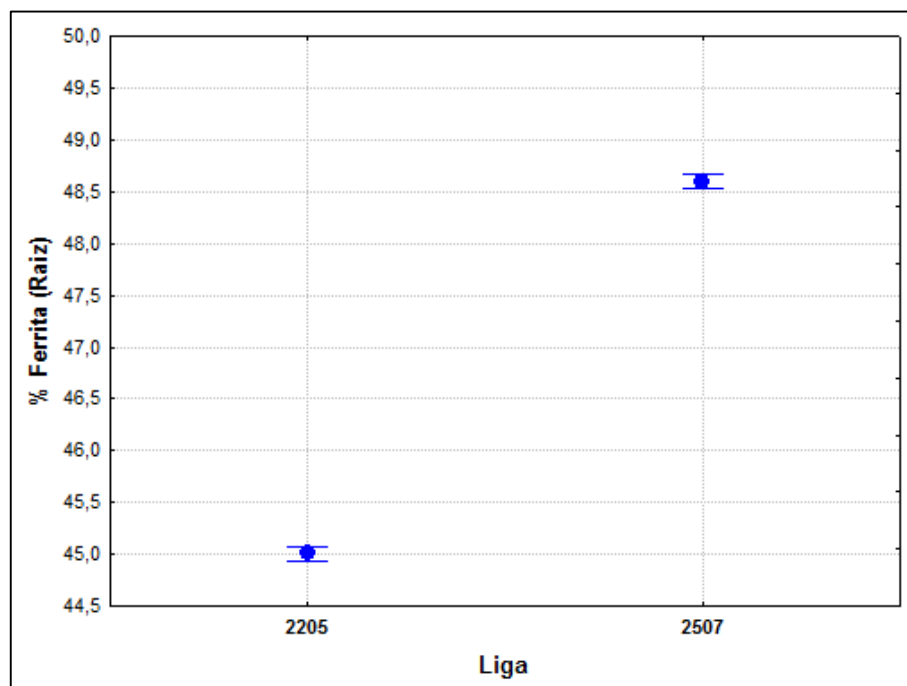


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A influência dos fatores de controle na fração de ferrita para a região da Raiz com o uso do método Taguchi foi obtida ao se avaliar conjuntamente a Tabela 45 e a Figura 120, fornecendo as seguintes informações:

A liga foi o fator de controle com a maior contribuição (45,91%) no valor da fração de ferrita, quando comparada aos demais fatores. A fração desejada de ferrita será alcançada pela utilização da liga 2507 (nível 2). Conforme exibido na Figura 121, a liga 2205 obteve uma menor fração de ferrita que a liga 2507. Resultado contrário ao apresentado e discutido na Etapa 2 deste trabalho, mas que pode ser explicado pela menor razão de Cr_{eq}/Ni_{eq} da liga 2205 (2,01) em comparação com a liga 2507 (2,13) como mostra a Tabela 42, o que proporciona uma microestrutura com maior fração final de austenita para a liga 2205. Resultado apoiado também, pelo fato de que LONDOÑO (2001) verificou que durante a soldagem multipasse com a energia de soldagem de 0,8 kJ/mm, o reaquecimento devido a deposição dos passes subsequentes provocou um aumento na fração de austenita no passe anterior do AID UNS S32205 (similar a liga 2205) e não ofereceu nenhuma mudança estatisticamente significativa na fração de austenita no AISD UNS S32750 (similar a liga 2507).

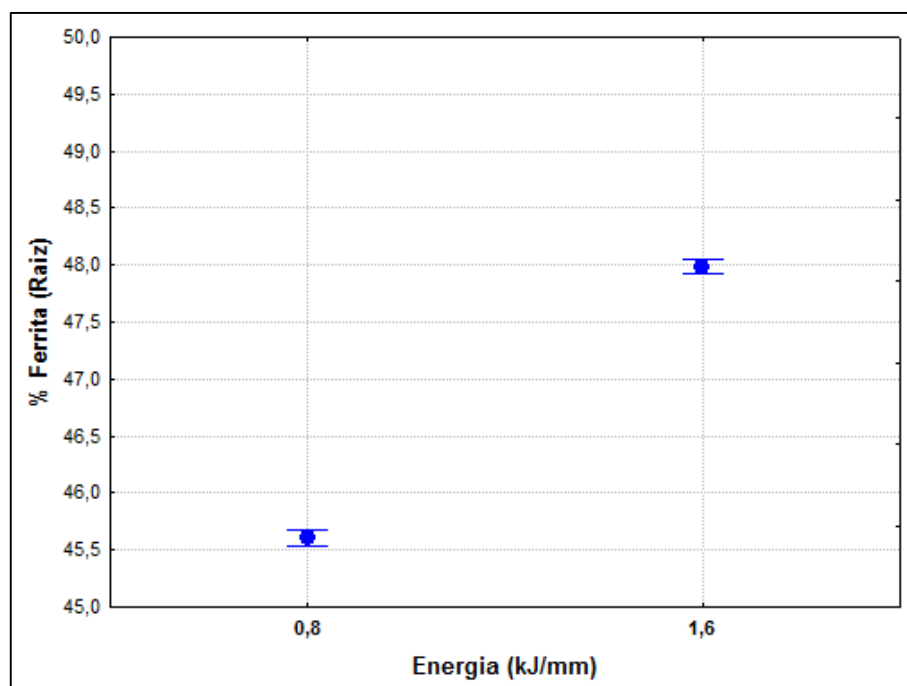
Figura 121 - Influência da Liga sobre a fração de ferrita na Raiz.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A energia foi o segundo fator de controle que mais afetou o valor da fração de ferrita, sendo responsável por uma contribuição de 32,67% dentre os fatores de controle. Com o nível 2 (1,6 kJ/mm) deste fator sendo apontado como capaz de alcançar o valor desejado para a fração de ferrita. A Figura 122 mostra que um aumento da energia de soldagem acarretou numa maior fração de ferrita e que se deve a dois fatores. O primeiro está relacionado ao aumento da energia nesta etapa, assim como na Etapa 2 para o fator de controle Técnica da energia do Tipo V, ter sido obtido pela redução da velocidade de soldagem proporcionando um maior volume da poça de fusão sem um incremento no aporte térmico fornecido pela energia do arco e consequentemente dificultando a formação de austenita. Resultado similar ao relatado por NUNES (2009) e UREÑA *et al.* (2007) em seus trabalhos. E o segundo fator é que, conforme apresentado na seção 6.2, foram necessários um maior número de passes para o preenchimento das juntas soldadas nos ensaios utilizando a energia de 0,8 kJ/mm, o que proporcionou um maior número de ciclos de reaquecimento na microestrutura da região da Raiz, favorecendo uma maior formação de austenita e promovendo a precipitação de γ_2 (ATAMERT e KING, 1991a; MUTHUPANDI *et al.*, 2004; NILSSON, 1992; WANG, 2005).

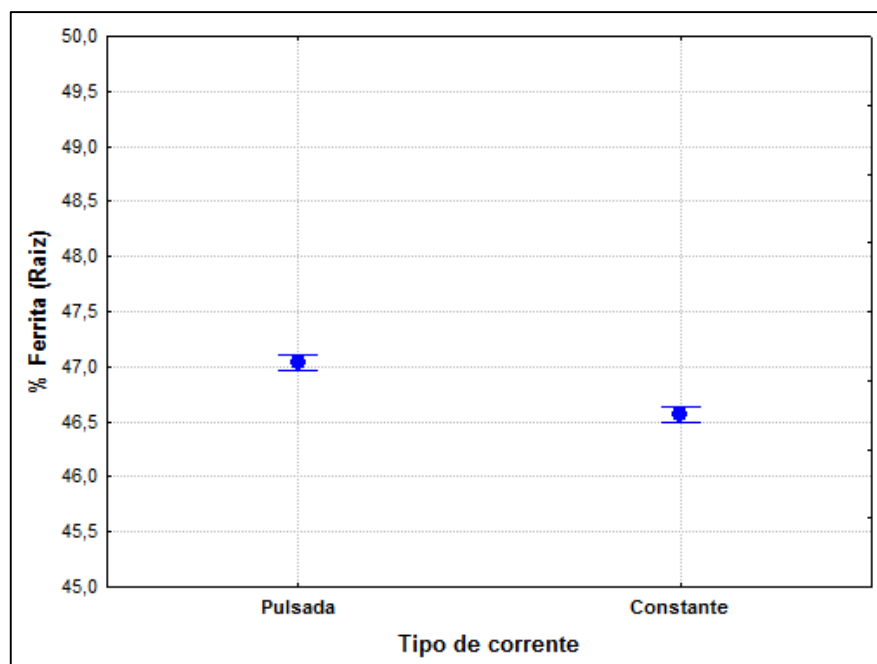
Figura 122 - Influência da Energia sobre a fração de ferrita na Raiz.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

O Tipo de corrente foi o fator de controle responsável pela menor contribuição (20,71%) no valor da fração de ferrita. E o nível 1 (corrente contínua pulsada) deste fator é indicado para obter a fração de ferrita estipulada (50%). Na Figura 123 é possível notar que a corrente pulsada apresentou uma maior fração de ferrita quando comparada com a corrente constante. Isto se deve ao fato de que a pulsação da corrente reduz a energia média fornecida pelo arco (AWS, 2004; NORRISH, 1992; STREET, 1990), proporcionando uma maior velocidade de resfriamento e resultando numa menor precipitação de austenita. Este resultado está de acordo com os dados obtidos por EGHLEMI *et al.* (2014), o qual descreve em seu trabalho que a maior velocidade de resfriamento alcançada com o uso da corrente pulsada, não só provocou uma redução no tamanho dos grãos de austenita, como também proporcionou uma menor fração de austenita na microestrutura do metal de solda em relação a microestrutura obtida com a utilização da corrente constante (I_{ef} igual à obtida com a corrente pulsada).

Figura 123 - Influência do Tipo de corrente sobre a fração de ferrita na Raiz.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.4.2 Enchimento

Segundo a Tabela 46, o valor da fração de ferrita no Enchimento da ZF foi afetada significativamente por todos os fatores de controle.

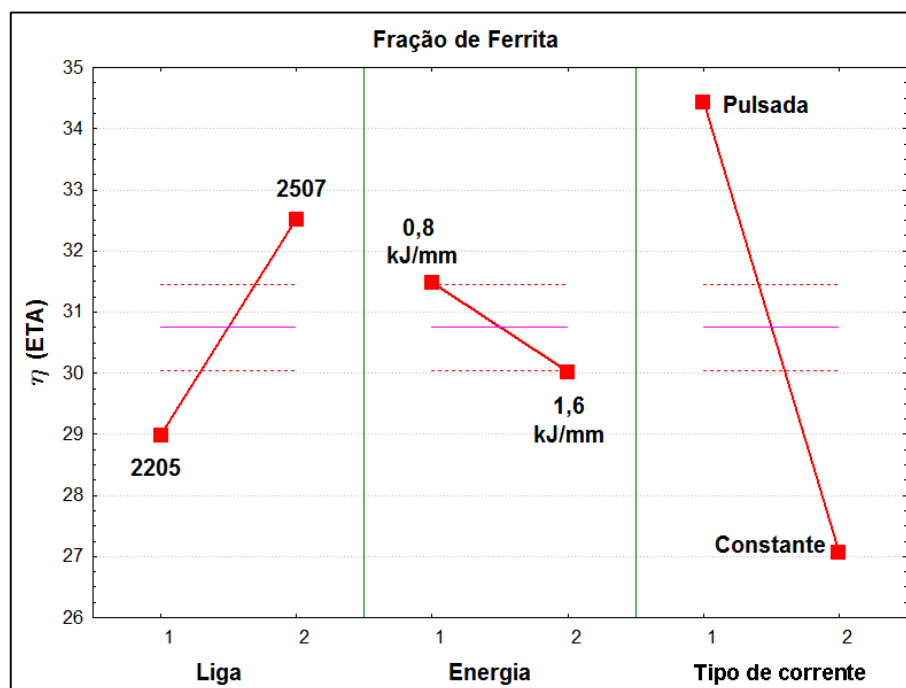
Tabela 46 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para a região do Enchimento.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	<u>0,000</u>	17,93
Energia	<u>0,001</u>	3,10
Tipo de corrente	<u>0,000</u>	78,00
Erro residual		0,97

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Na região do Enchimento (Figura 124), a combinação dos níveis dos fatores de controle foi “2 1 1”, ou seja, liga 2507 como material de adição, energia de soldagem de 0,8 kJ/mm e a corrente do tipo Pulsada.

Figura 124 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita no Enchimento.

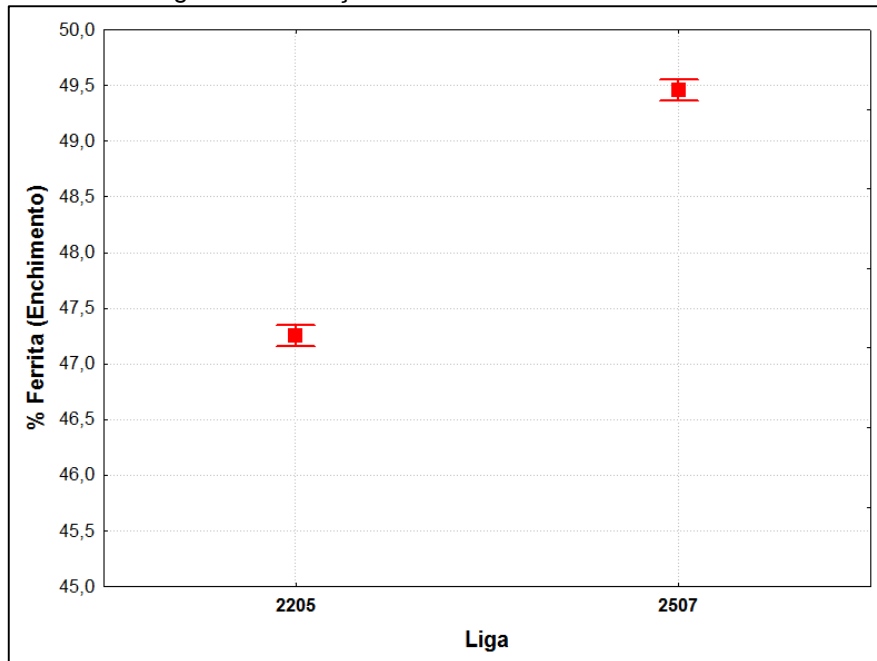


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A contribuição dos fatores de controle sobre o valor da fração ferrita no Enchimento apresentou mudanças em relação a região da Raiz (Seção 6.4.1), com a Liga e a Energia proporcionando contribuições de 17,93% e 3,10% respectivamente, enquanto o Tipo de corrente obteve a maior contribuição (78,00%). Outra diferença observada foi a escolha do nível 1 da Energia (0,8 kJ/mm), que em conjunto com os níveis apontados para os demais fatores de controle, é o nível que alcançará a fração de ferrita desejada na região do Enchimento.

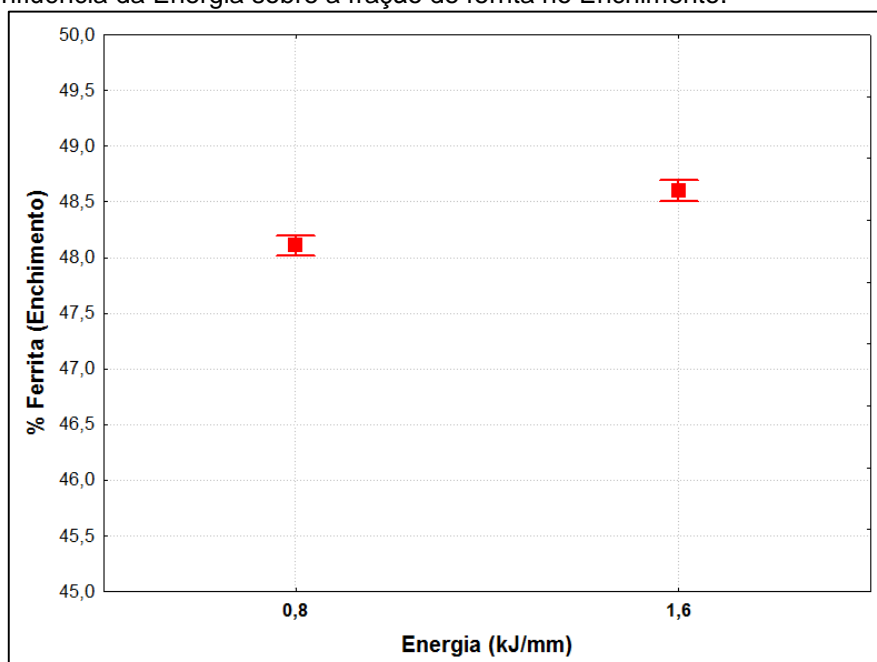
Já as influências dos fatores de controle sobre os valores das frações de ferrita na região do Enchimento exibiram um comportamento idêntico ao apresentado na região da Raiz, na qual as maiores frações de ferrita foram obtidas pela liga 2507 (Figura 125), energia de 1,6 kJ/mm (Figura 126) e a corrente contínua pulsada (Figura 127).

Figura 125 - Influência da Liga sobre a fração de ferrita no Enchimento.



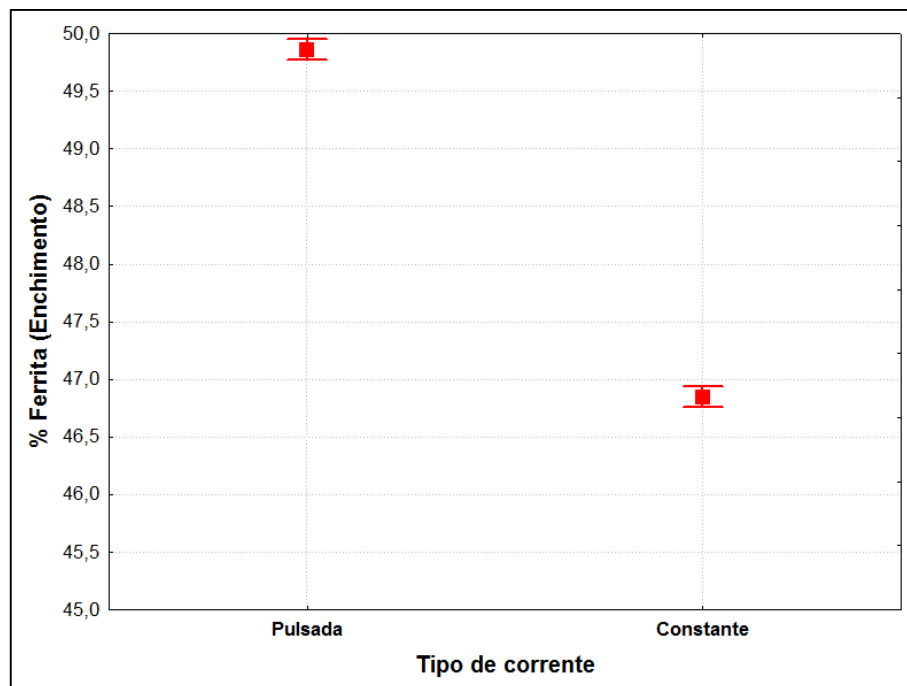
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 126 - Influência da Energia sobre a fração de ferrita no Enchimento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 127 - Influência do Tipo de corrente sobre a fração de ferrita no Enchimento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.4.3 Acabamento

De acordo com a Tabela 47 o valor da fração de ferrita no acabamento da ZF foi afetado significativamente por todos os fatores de controle com exceção da Liga.

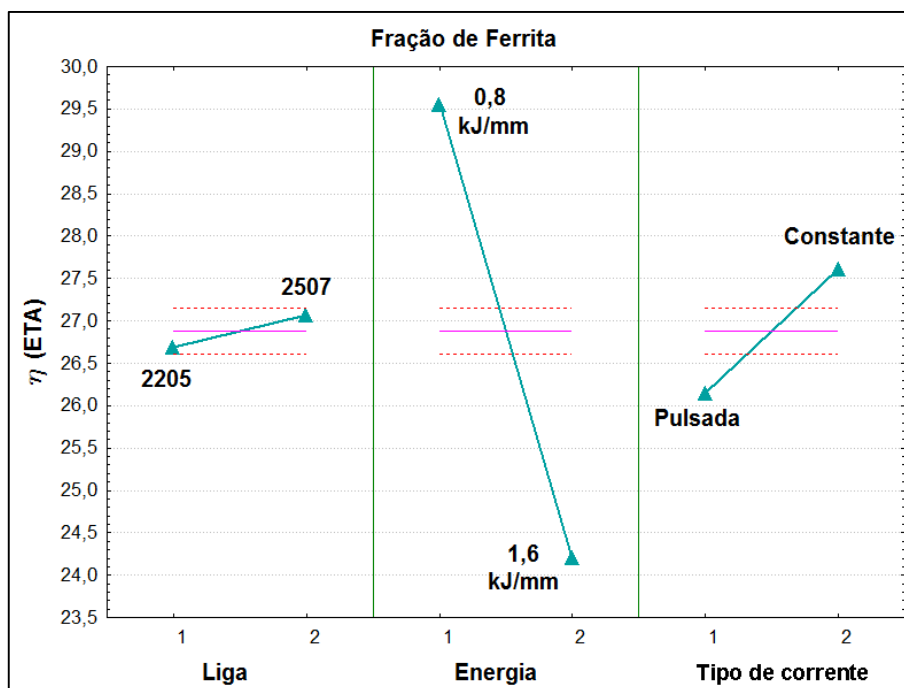
Tabela 47 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a frações de ferrita para a região do Enchimento.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,060	0,32
Energia	0,000	92,29
Tipo de corrente	0,000	6,92
Erro residual		0,47

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A região do Acabamento (Figura 128) apresentou “2 1 2”, como combinação dos níveis dos fatores de controle, ou seja, liga 2507 como material de adição, energia de soldagem de 0,8 kJ/mm e a corrente do tipo Constante.

Figura 128 - Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita no Acabamento.

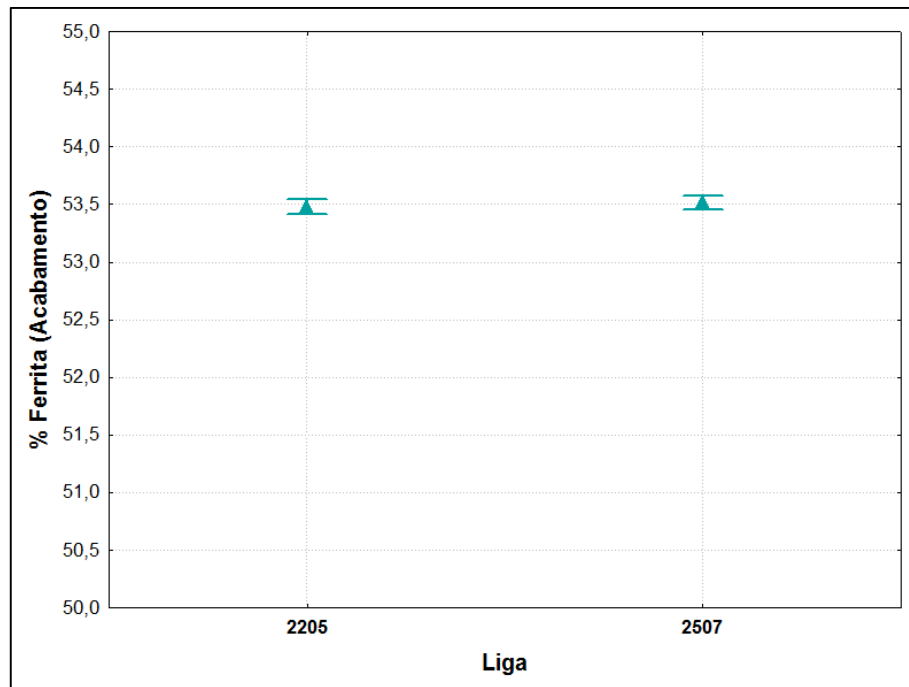


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A contribuição dos fatores de controle sobre o valor da fração ferrita nesta região apresentou diferenças em relação a região da Raiz e do Enchimento, com a Energia proporcionando quase toda a contribuição (92,29%), o Tipo de corrente contribuindo com apenas 6,92% e a Liga obtendo uma reduzida contribuição (0,32%), menor inclusive que o erro associado a estimativa do valor de η (eta). Já os níveis dos fatores de controle capazes de proporcionar a fração de ferrita ideal na região do Acabamento foram iguais aos indicados para a região do Enchimento (Seção 6.4.2).

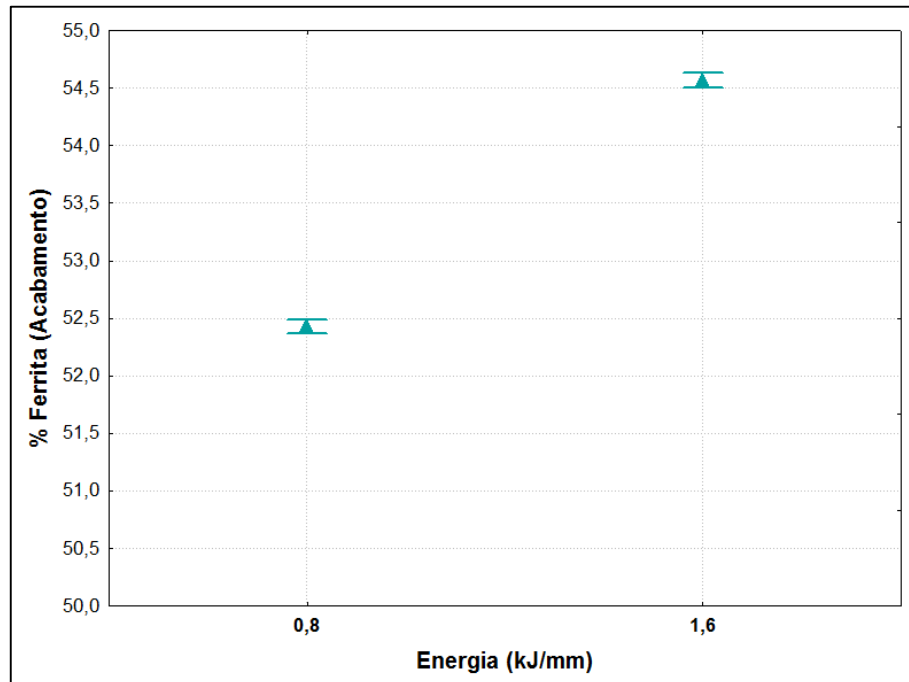
Enquanto, as influências dos fatores de controle sobre os valores das frações de ferrita na região do Acabamento apresentaram um comportamento semelhante ao exibido na região da Raiz e do Enchimento, na qual as maiores frações de ferrita foram obtidas pela energia de 1,6 kJ/mm (Figura 130) e a corrente contínua pulsada (Figura 131). Porém, a Liga não afetou de forma significativa a fração de ferrita, havendo apenas uma leve tendência de aumento da fração da ferrita para a liga 2507, como mostra a Figura 129.

Figura 129 - Influência da Liga sobre a fração de ferrita no Acabamento.



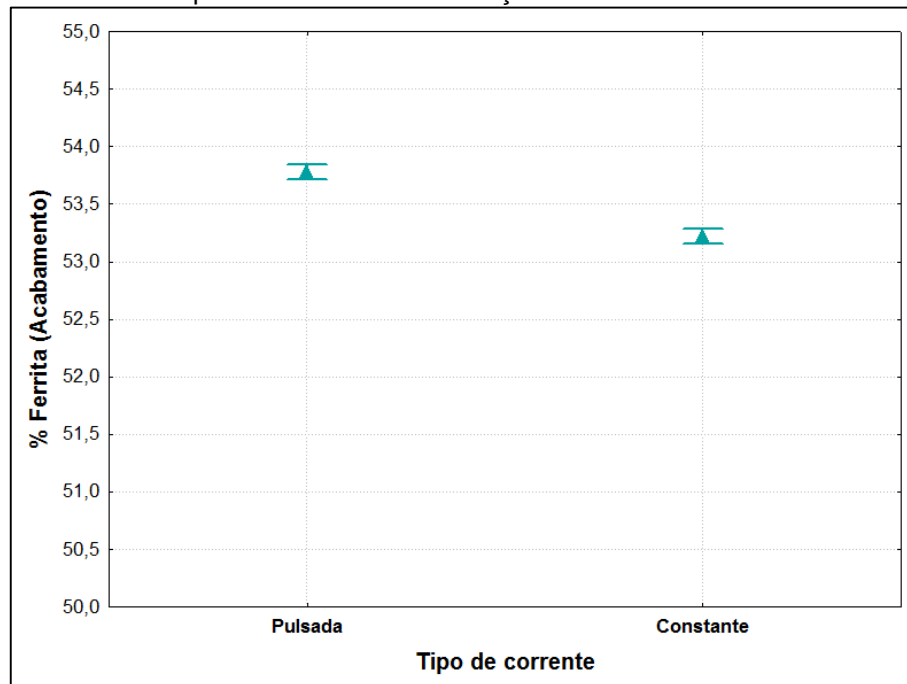
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 130 - Influência da Energia sobre a fração de ferrita no Acabamento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 131 - Influência do Tipo de corrente sobre a fração de ferrita no Acabamento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.4.4 Comparativo da fração de ferrita entre as três regiões da ZF

Baseado na Tabela 44 também foi realizada uma análise comparativa entre as três regiões da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento) a fim de verificar se a região da junta onde foram medidas as frações de ferrita seria capaz de afetar o seu valor.

A Tabela 48 apresenta a análise estatística da fração de ferrita em função da região da ZF das juntas soldadas nos ensaios da matriz L4. E segundo esta tabela, os níveis dos fatores de controle utilizados neste trabalho foram capazes de provocar mudanças estatisticamente significativas nos valores da fração de ferrita entre as três regiões da ZF ($p < 0,05$) e também é observado graficamente através da Figura 132.

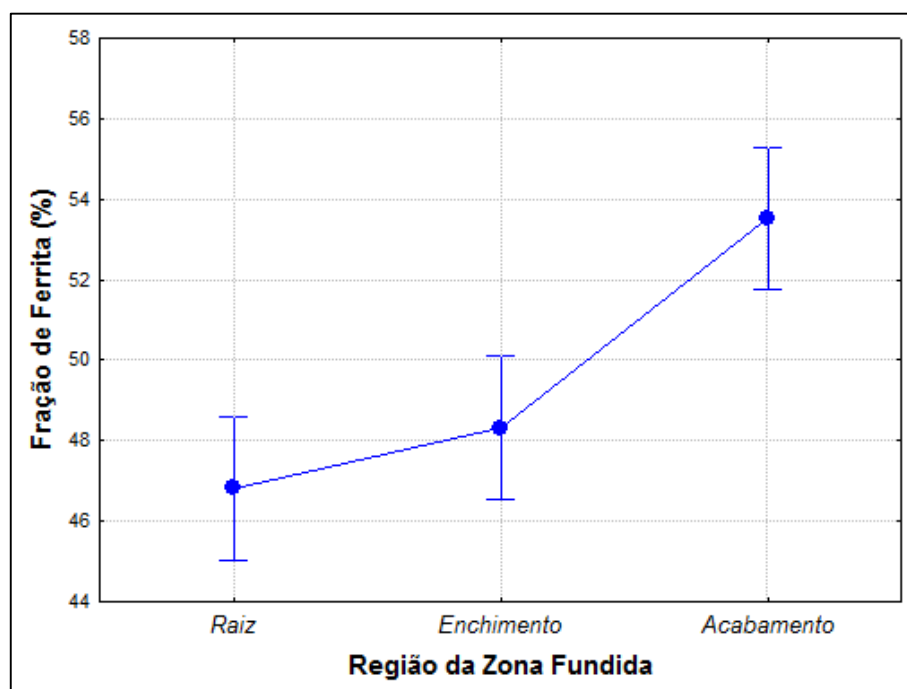
Tabela 48 - Análise de variância da região da ZF sobre a fração de ferrita.

Fator de Controle	Nível de significância (p)
Região da ZF	<u>0,001</u>

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme ilustrado na Figura 132, as regiões da Raiz e do Enchimento exibiram as menores frações de ferrita dentre as três regiões analisadas na ZF. Onde não houve diferença estatisticamente significativa na fração de ferrita entre a região do Enchimento e a região da Raiz. E por fim, a região do Acabamento obteve a maior fração de ferrita quando comparada com as demais regiões da ZF. Fato atribuído aos inúmeros reaquecimentos decorrentes da deposição dos passes durante o preenchimento da junta, favorecerem a formação e o crescimento da austenita nas regiões da Raiz e do Enchimento. Enquanto que na região do Acabamento, alguns passes não sofreram reaquecimento de passes subsequentes apresentando uma microestrutura bruta de solidificação, caracterizada por uma maior fração de ferrita. Este resultado está de acordo com descrito em diversos trabalhos (NUNES, 2009; SANTOS, 2013; VASCONCELLOS *et al.*, 2010; WANG, 2005).

Figura 132 - Influência da região da ZF sobre a fração de ferrita.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.5 Quantificação da fração das inclusões

A Tabela 49 apresenta a média dos valores dos percentuais de inclusões contidas nas três regiões ZF para cada um dos ensaios da matriz L4, seguidas de seus respectivos intervalos de confiança (IC).

Tabela 49 - Valores das frações das Inclusões para os ensaios da matriz L4.

Ensaio	Fração das Inclusões (%)		
	Região da ZF		
	Raiz	Enchimento	Acabamento
RJ1	1,08 ± 0,07	1,20 ± 0,06	1,17 ± 0,05
RJ2	0,74 ± 0,16	0,92 ± 0,05	0,97 ± 0,05
RJ3	1,49 ± 0,15	1,30 ± 0,05	1,32 ± 0,05
RJ4	0,78 ± 0,08	0,91 ± 0,04	0,95 ± 0,06

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Ao se observar a Tabela 49 é possível perceber que as ZFs obtidas pela soldagem multipasse das juntas apresentou frações das inclusões com um valor máximo de 1,49% (Raiz do ensaio RJ3) e um valor mínimo de 0,74% (Raiz do ensaio RJ2), os quais foram superiores as frações das inclusões (Tabela 31) apresentadas para a maioria das ZFs obtidas na soldagem por simples deposição (Etapa 2). Cabe destacar ainda que as frações das inclusões encontradas nesta etapa são superiores aos valores encontrados durante as soldagens multipasse do AISD S32750 por LPTS (2012), quando se utilizou os processos TIG (~ 0,2%) e MIG/MAG (0,2% à 0,6%).

Baseado nos resultados apresentados na Tabela 49, também foi realizada uma análise estatística de variância no método Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a fração das inclusões para as três regiões da ZF. Níveis de significância menores que 0,05 observados na Tabela 50, indicam efeitos estatisticamente significativos. E análogo ao realizado na Etapa 2 deste trabalho, a fração das inclusões foi tratada pelo método Taguchi como um problema do tipo “**menor é melhor**”. O nível de cada um dos fatores de controle capaz de minimizar esta variável resposta é ilustrado na Figura 133. Cabe ressaltar que, a fração das inclusões obtiveram comportamentos semelhantes nas três regiões da ZF, por isso nesta seção preferiu-se apresentar e discutir todos os resultados em conjunto.

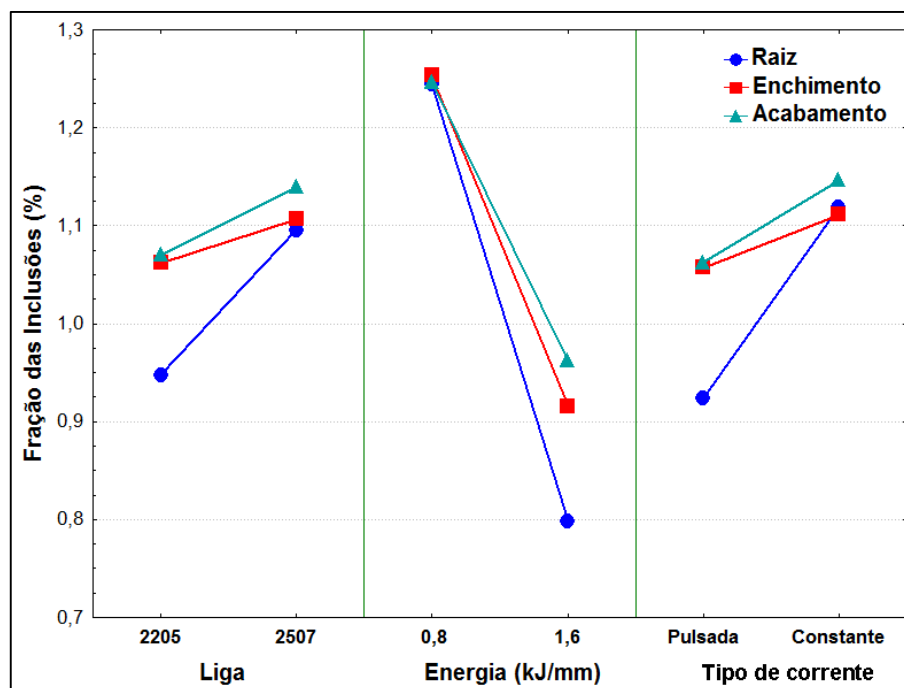
Tabela 50 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração das inclusões para as três regiões da ZF.

Região da ZF	Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Raiz	Liga	0,249	4,68
	Energia	<u>0,006</u>	73,97
	Tipo de corrente	0,107	11,06
	Erro Residual		10,29
Enchimento	Liga	0,226	1,09
	Energia	<u>0,000</u>	92,00
	Tipo de corrente	0,126	1,85
	Erro Residual		5,07
Acabamento	Liga	0,085	3,60
	Energia	<u>0,000</u>	82,98
	Tipo de corrente	0,056	5,94
	Erro Residual		7,48

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme mostrado na Tabela 50, a Energia foi o único fator de controle capaz de influenciar de forma significativa a fração das inclusões nas três regiões da ZF. Sendo o menor valor da fração das inclusões nestas regiões alcançado através da combinação de fatores de controle nos níveis “1 2 1”, ou seja, a liga 2205 como material de adição, energia de soldagem de 1,6 kJ/mm e a corrente do tipo Pulsada, como pode ser vista na Figura 133.

Figura 133 - Influência dos fatores de controle sobre a fração das inclusões nas três regiões da ZF.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Através de uma análise simultânea da Tabela 50 e da Figura 133, chega-se as informações contidas abaixo sobre a influência dos fatores de controle na fração das inclusões para as três regiões da ZF:

A Energia foi o fator de controle que apresentou a maior influência sobre o valor da fração das inclusões, com uma contribuição de 73,97%, 92,00% e 82,98% na região da Raiz, do Enchimento e do Acabamento respectivamente. A menor fração das inclusões foi observada para o nível 2 da Energia (1,6 kJ/mm), o que é oposto ao relatado em trabalhos (GRONG e MATLOCK, 1986; GRONG *et al.*, 1986; LATHABAI e STOUT, 1985). Contudo, este resultado se deve ao fato de que o aumento da energia nesta etapa se deu apenas pela redução da velocidade de soldagem, conforme foi justificado na metodologia (seção 4.3.3.2). Assim, uma menor velocidade de soldagem proporciona um maior tempo de permanência do arco sobre uma determinada região da poça de fusão e conseqüentemente também acarreta num maior tempo para que as inclusões de óxido, formadas pelas reações entre o CO₂ do gás de proteção e os elementos desoxidantes presentes no fluxo (Al, Ti, Si, Mn), pudessem deixar a poça de fusão. Deste modo, a maior energia de soldagem foi capaz de reduzir a fração das inclusões aprisionadas durante a solidificação dos vários cordões de solda depositados na soldagem multipasse das três regiões da ZF.

6.5.1 Comparativo da fração das inclusões entre as três regiões da ZF

A Tabela 51 apresenta uma análise estatística da fração das inclusões em função da região da ZF realizada com base na Tabela 49. E observa-se que os níveis dos fatores de controle empregados nesta etapa do trabalho não proporcionaram alterações estatisticamente significativas nos valores da fração das inclusões entre as três regiões da ZF ($p > 0,05$ na Tabela 51).

Tabela 51 - Análise de variância da região da ZF sobre a fração das inclusões.

Fator de Controle	Nível de significância (p)
Região da ZF	0,540

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.6 Microdureza Vickers nas Juntas

A Tabela 52 apresenta a média dos valores de microdureza na ZF e seus respectivos desvios padrões ao longo das 4 linhas na junta soldada, ilustradas na Figura 46 (seção 4.3.3.7), obtidas para cada um dos ensaios da matriz L4.

Tabela 52 – Valores das microdurezas para os ensaios da matriz L4.

Ensaio	Microdureza (HV)			
	Linha (Região da ZF)			
	H1 (Acabamento)	H2 (Enchimento)	H3 (Raiz)	Vertical (Raiz ao acabamento)
RJ1	270± 14,0	285± 14,0	261± 11,0	280± 14,0
RJ2	267± 12,0	276± 13,0	274± 14,0	276± 16,0
RJ3	271± 13,0	281± 11,0	280± 13,0	283± 13,0
RJ4	283± 12,0	290± 12,0	287± 10,0	286± 14,0

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Na análise estatística de variância no método de Taguchi obtida com base nos resultados da Tabela 52 foram calculados os níveis de significância “p” dos fatores de controle sobre a microdureza na ZF e apresentados na Tabela 53.

Tabela 53 - Análise de variância dos fatores de controle sobre a microdureza da ZF ao longo das 4 linhas.

Fator de Controle	Nível de significância (p)			
	Linha (Região da ZF)			
	H1 (Acabamento)	H2 (Enchimento)	H3 (Raiz)	Vertical (Raiz ao acabamento)
Liga	0,284	0,521	0,057	0,461
Energia	0,566	0,976	0,187	0,975
Tipo de corrente	0,301	0,242	0,660	0,687

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

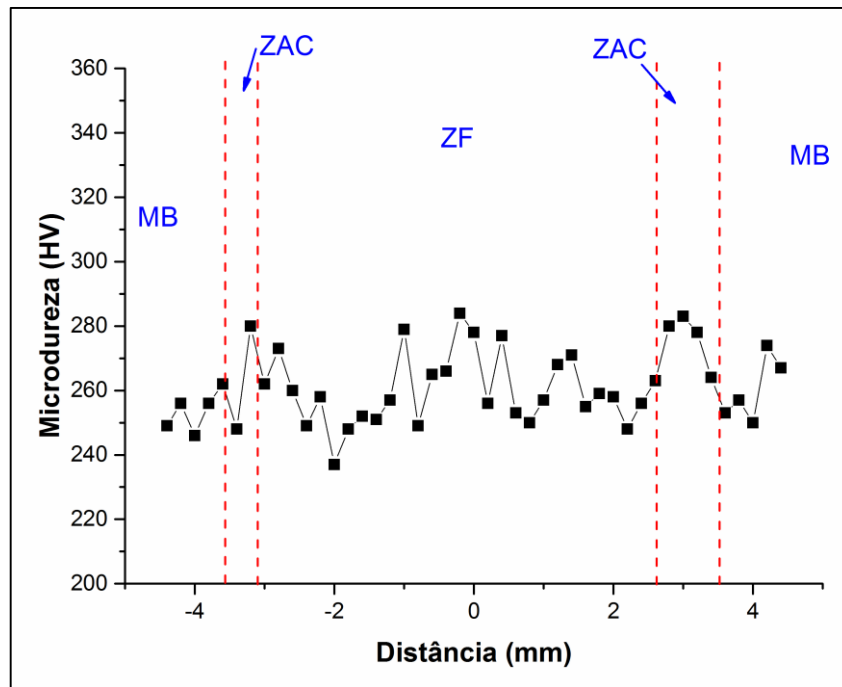
Através da Tabela 53, verifica-se que ao longo de nenhuma das 4 linhas analisadas houve influência significativa dos níveis dos fatores de controle sobre os valores de microdureza. Este resultado se deve a dois fatores, primeiramente aos baixíssimos níveis de precipitação de fases intermetálicas, pois segundo NILSSON *et al.* (1995) a dureza do metal de solda é elevada somente para frações volumétricas de fases secundárias acima de 10%. O segundo fator é que mesmo com alterações nas razões de α/γ , a ferrita e austenita não diferem muito na composição porque os elementos de liga substitucionais não têm tempo para uma partição significativa durante a soldagem (CHARLES e BERNHARDSSON, 1991; GUNN, 1997).

6.6.1 Perfis de microdureza

Dada a complexidade da microestrutura apresentada nos ensaios da matriz L4 (seção 6.3), uma análise baseada apenas na média dos valores de microdureza são insuficientes, o que tornam necessárias informações complementares sobre a evolução da microdureza nas juntas soldadas. Assim os perfis de microdureza foram utilizados como forma de proporcionar uma análise mais detalhada dos valores de dureza ao longo de uma região da Junta (Linhas H1, H2 e H3) e também ao longo de toda a ZF da Junta (Linha Vertical).

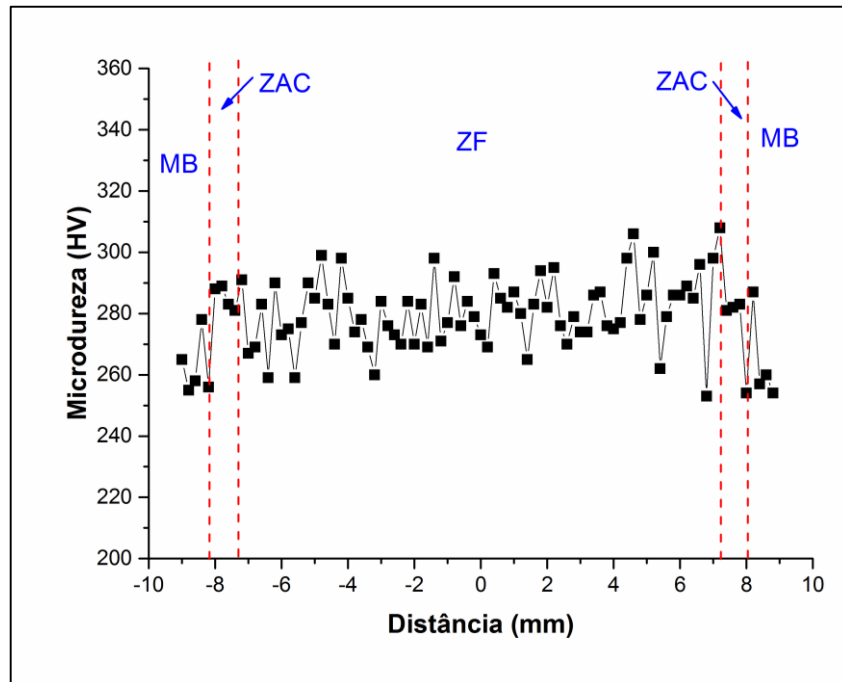
Da Figura 134 à Figura 137 são mostrados os perfis típicos obtidos ao longo das 4 linhas nas juntas soldadas. O valor zero da distância corresponde ao centro da ZF, os valores negativos representam impressões na direção do MB do lado reto da junta e os valores positivos representam impressões na direção do MB do lado chanfrado.

Figura 134 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha H3 (Raiz do ensaio RJ1).



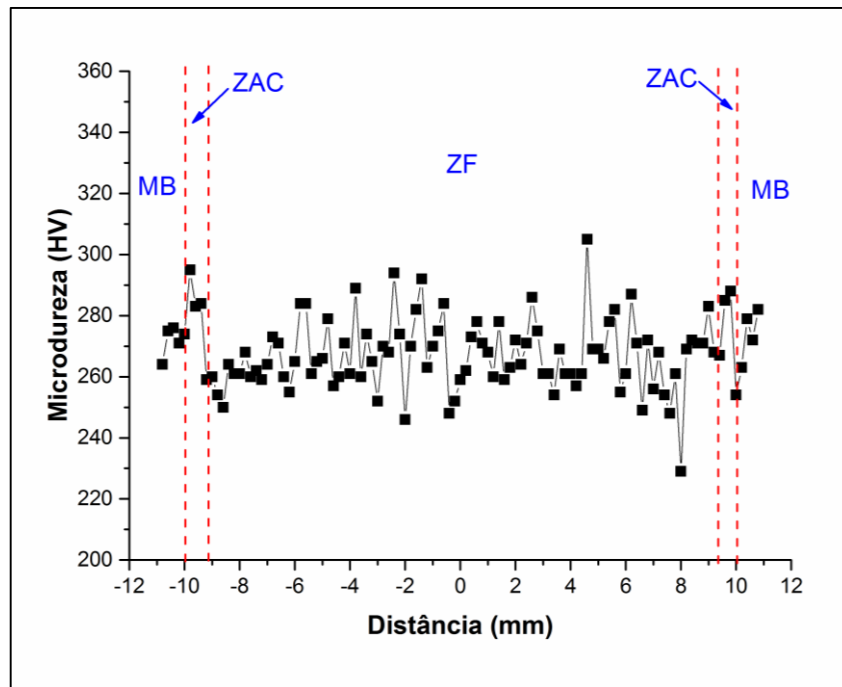
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 135 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha H2 (Enchimento do ensaio RJ3).



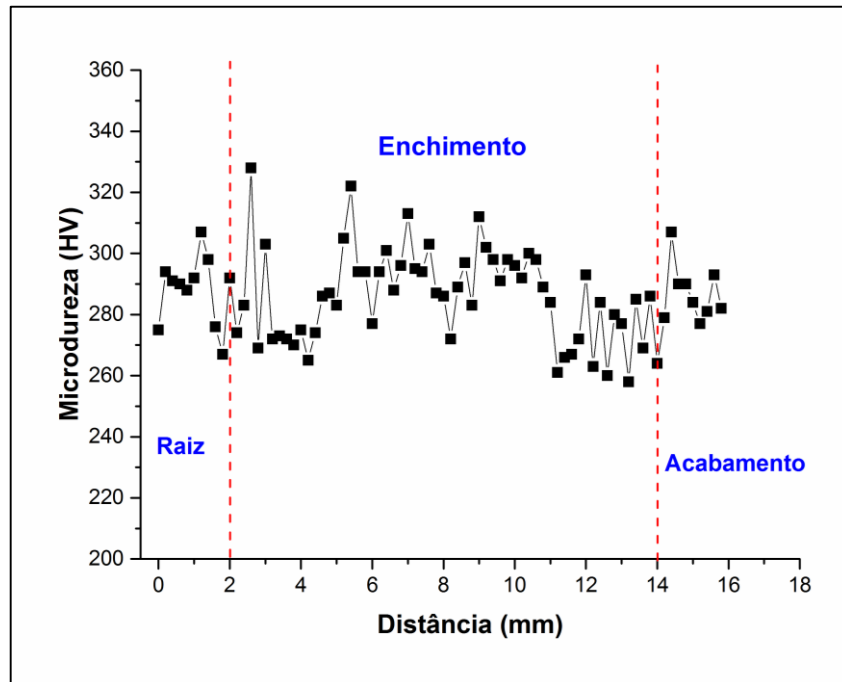
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 136 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha H1 (Acabamento do ensaio RJ2).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

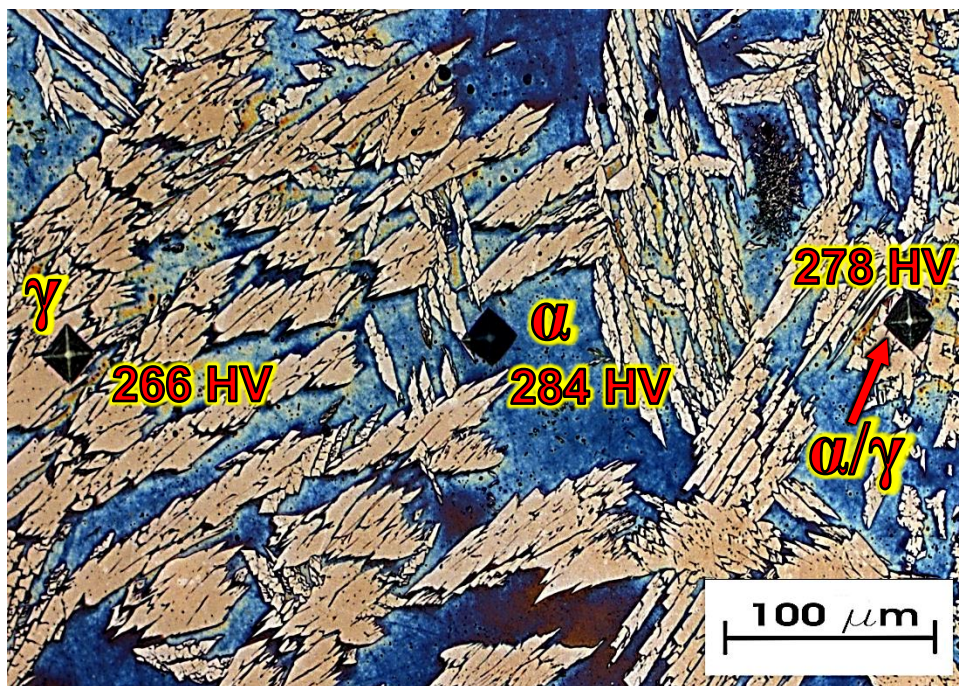
Figura 137 - Perfil típico de microdureza ao longo da linha Vertical (Raiz ao Acabamento do ensaio RJ4).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Conforme exemplificado pela Figura 134 à Figura 137, em todas as condições avaliadas os perfis de microdureza levantados ao longo das 4 linhas apresentaram um comportamento bastante heterogêneo. Fato que está diretamente relacionado ao local onde a impressão de microdureza se encontra, que pode ser na fase ferrítica, na fase austenítica ou em ambas as fases como mostra a Figura 138.

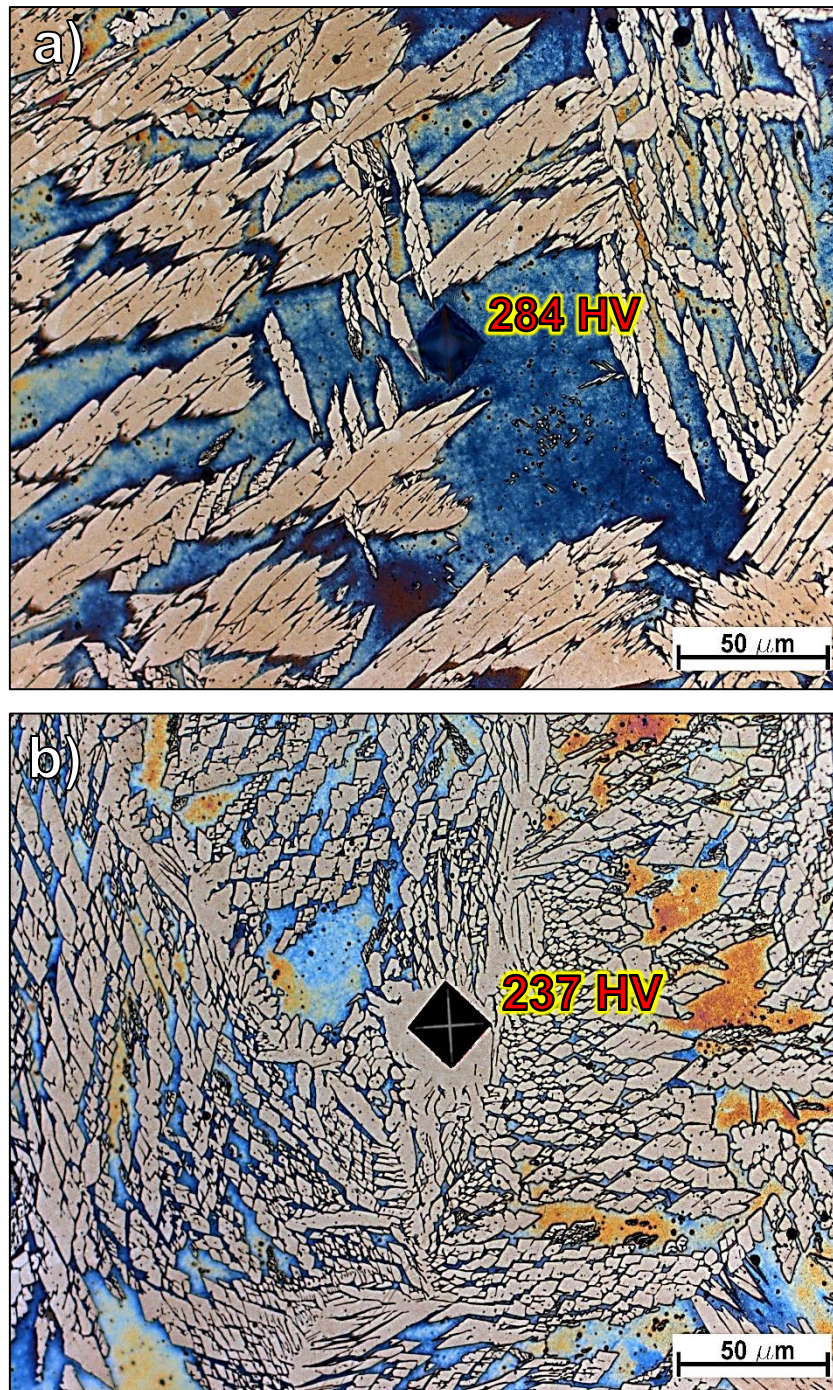
Figura 138 - Micrografia exemplificando as três diferentes localizações das impressões de microdureza ao longo da linha H3 (Raiz do ensaio RJ1).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Assim, dada a baixíssima precipitação de fases intermetálicas, os picos de microdureza associados as impressões localizadas no interior da ferrita (Figura 139a) e os valores mínimos de microdureza associados as impressões localizadas na austenita (Figura 139b), podem ser justificados segundo DABALÀ *et al.* (2004), pela dureza da ferrita ser mais elevada do que a dureza de austenita.

Figura 139 - Micrografias exemplificando as impressões de microdureza ao longo da linha H3 (Raiz do ensaio RJ1) localizada no: a) interior da α e b) interior da γ .



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Cabe destacar que todos os valores individuais de microdureza encontram-se abaixo dos limites recomendados por norma para evitar problemas de corrosão sob tensão, que é de 310 HV para o AID UNS S31803 e de 330 HV para o AISD UNS S32750 (PETROBRAS, 2006).

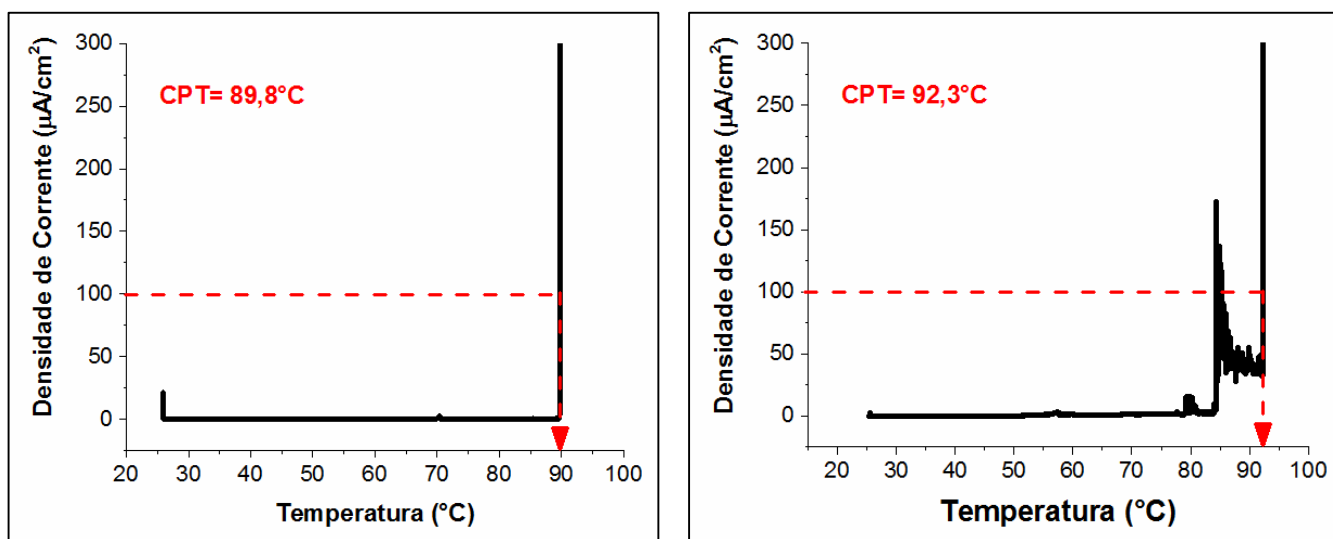
6.7 Ensaio de temperatura crítica de pite (CPT)

Nesta seção são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios de CPT realizados no metal de base (ensaio de referência) e nas três regiões diferentes da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento).

6.7.1 Curvas de CPT

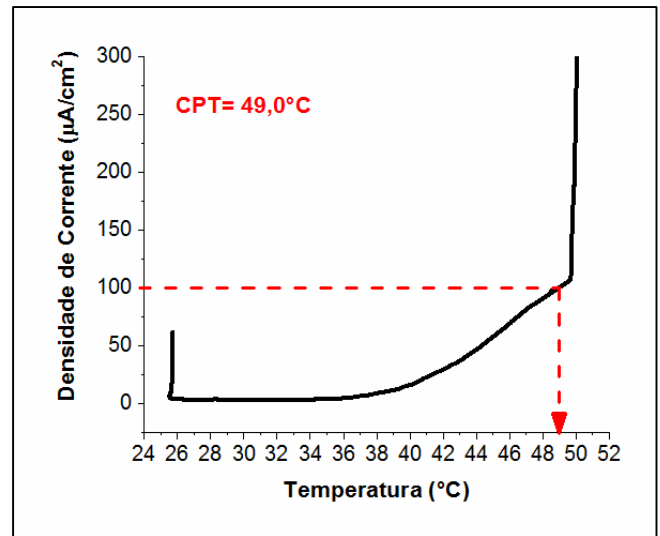
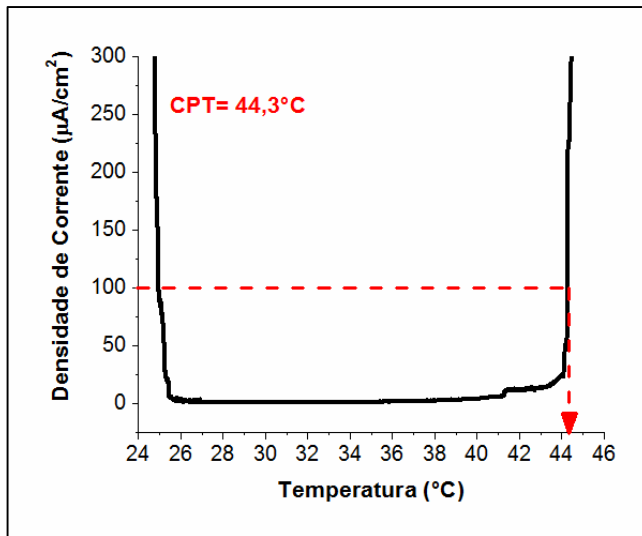
As curvas de determinação da temperatura crítica de pite fornecidas pelos ensaios de CPT, os quais foram realizados no material de base na condição como recebido (ensaio de referência) e nas três regiões diferentes da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento) são apresentadas da Figura 140 à Figura 152.

Figura 140 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o ensaio de referência com o MB na condição como recebido (duplicata).



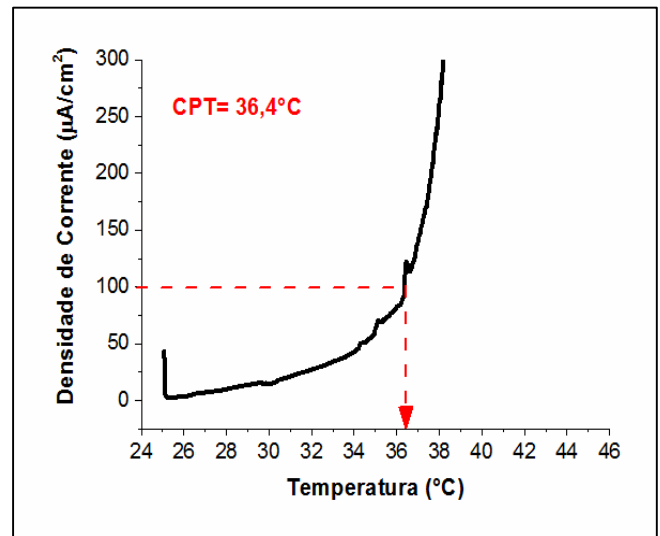
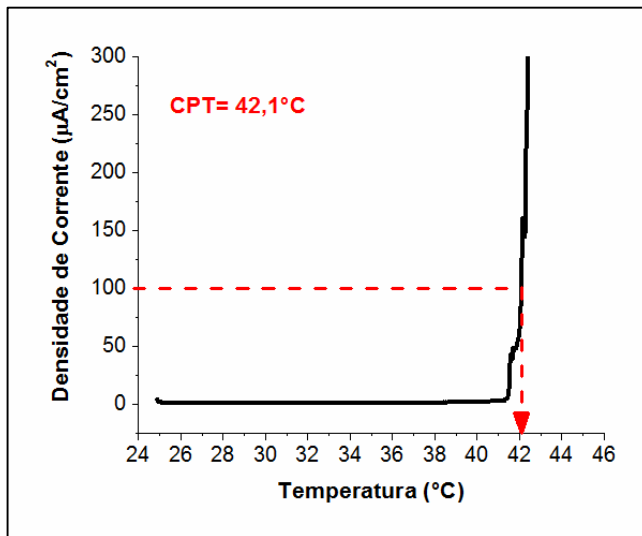
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 141 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ1 (duplicata).



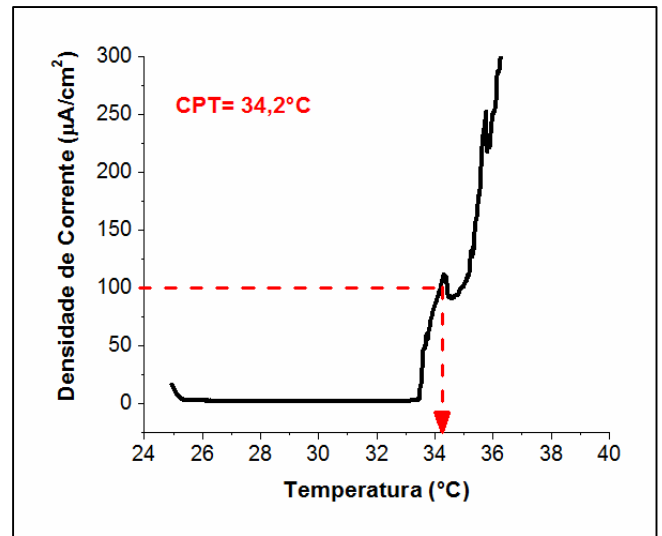
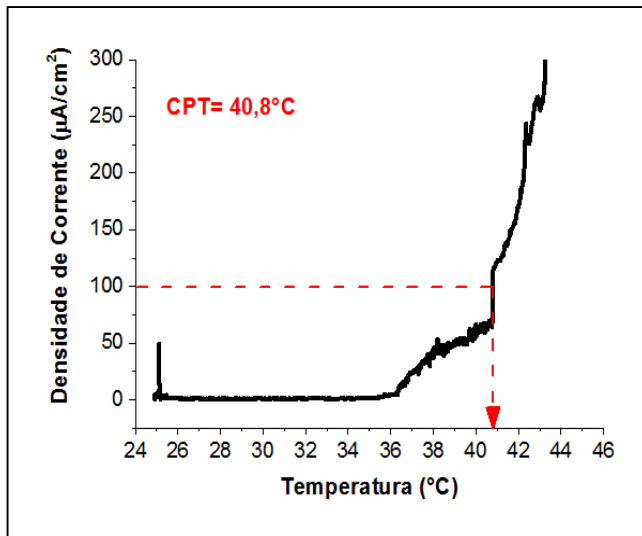
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 142 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ1 (duplicata).



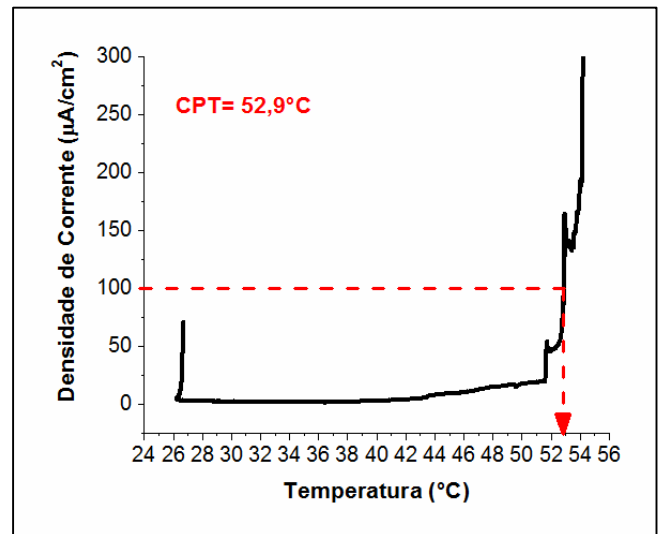
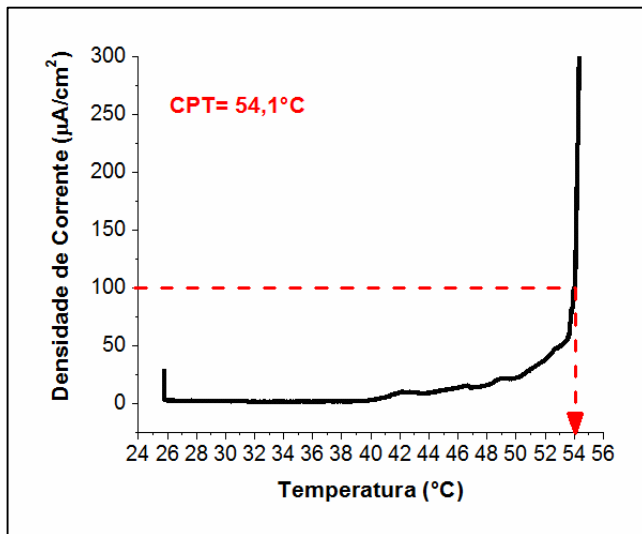
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 143 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ1 (duplicata).



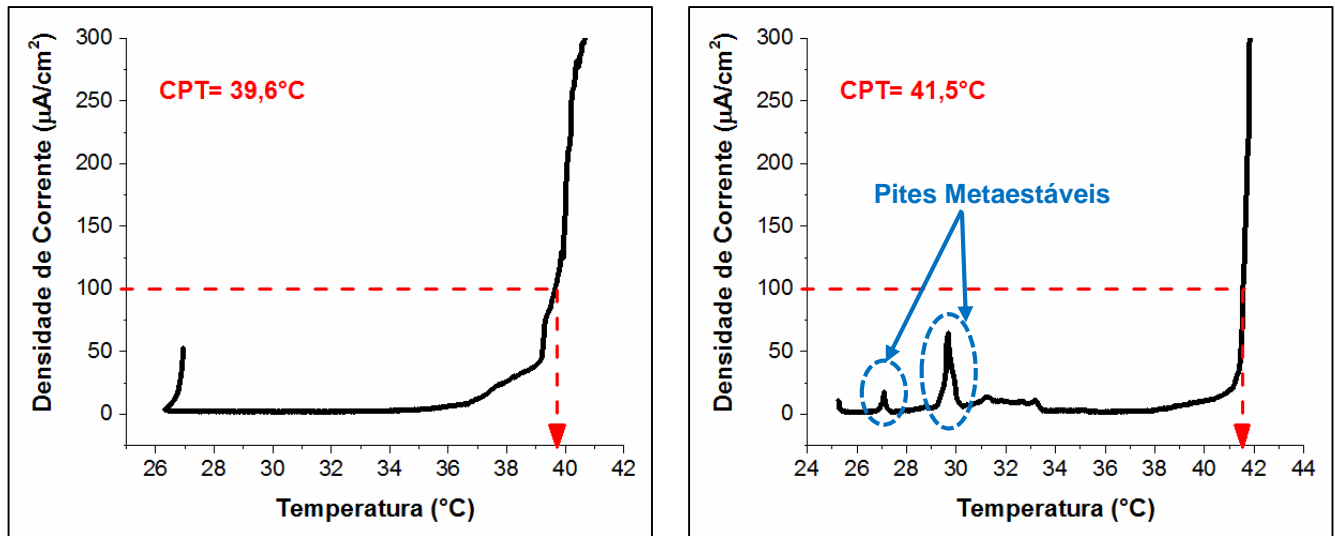
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 144 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ2 (duplicata).



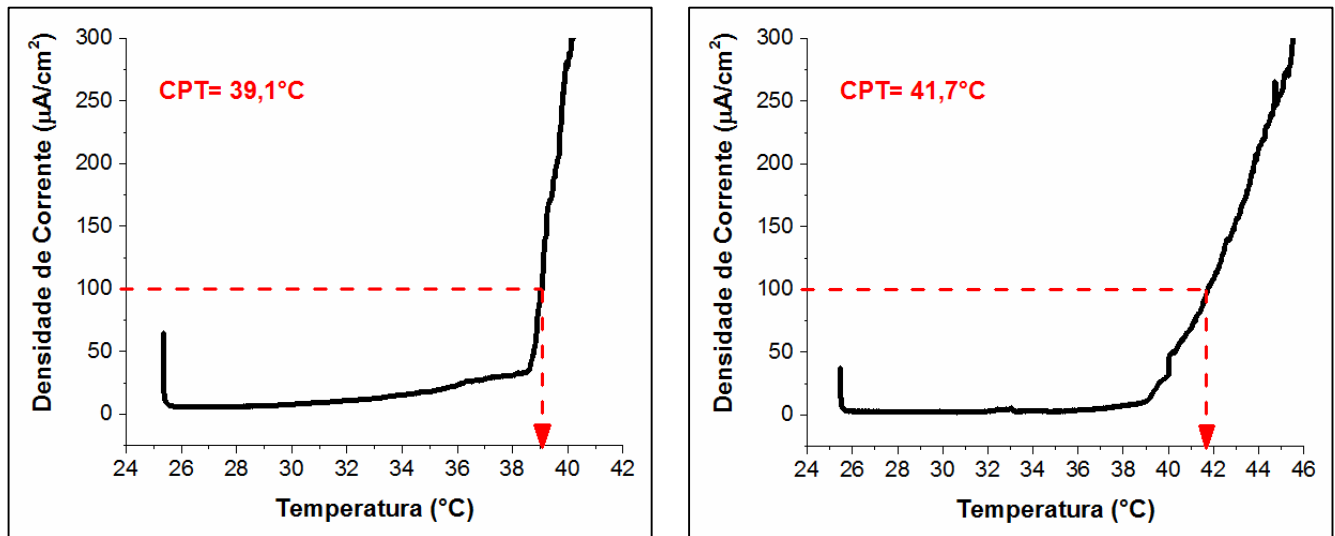
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 145 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ2 (duplicata).



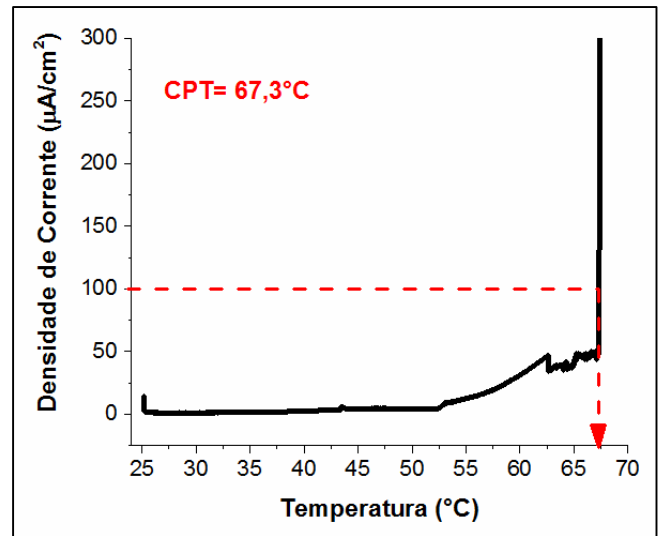
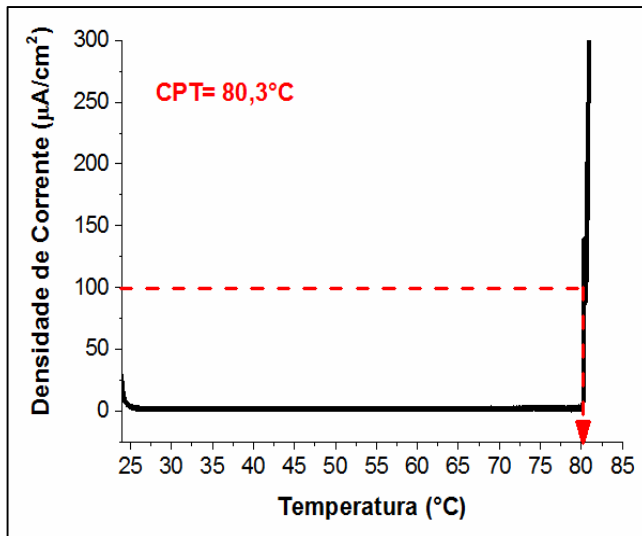
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 146 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ2 (duplicata).



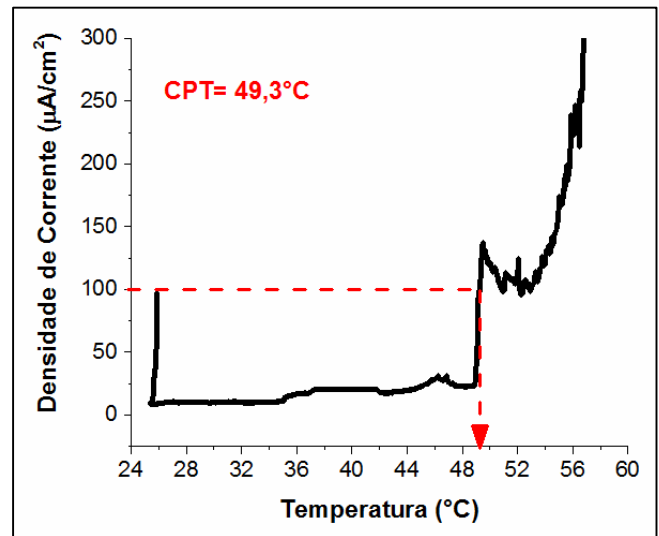
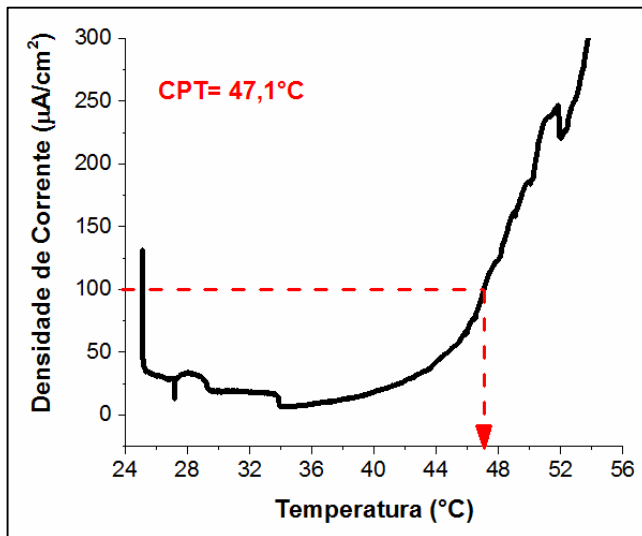
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 147 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ3 (duplicata).



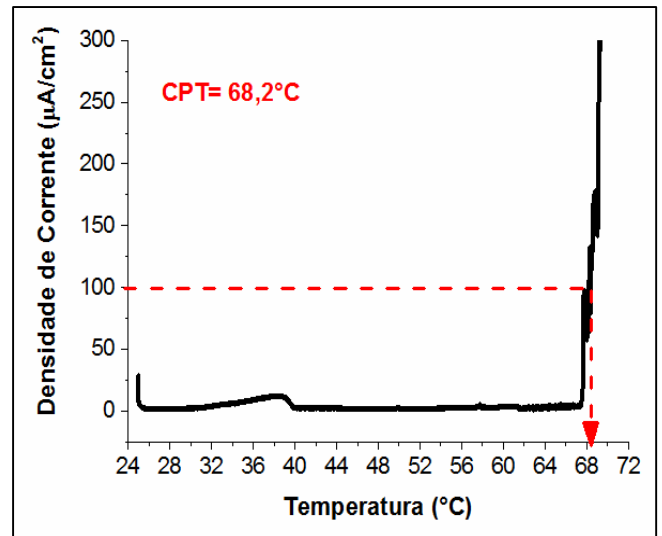
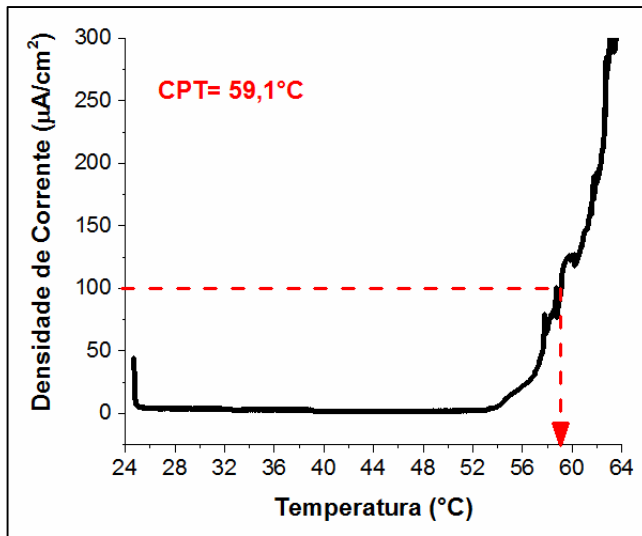
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 148 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ3 (duplicata).



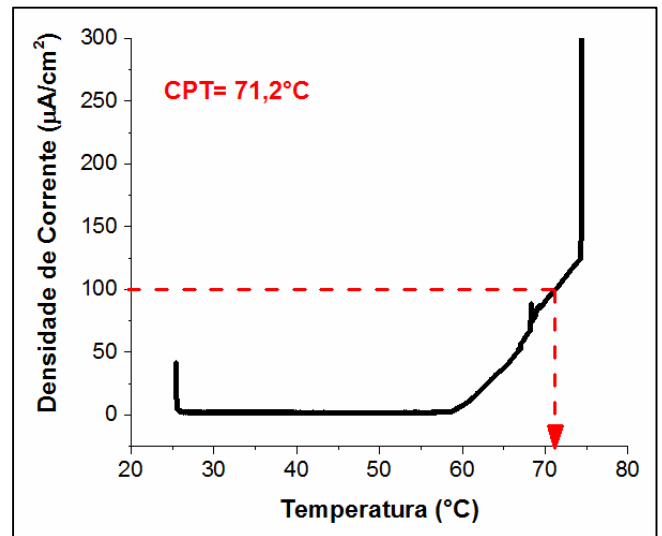
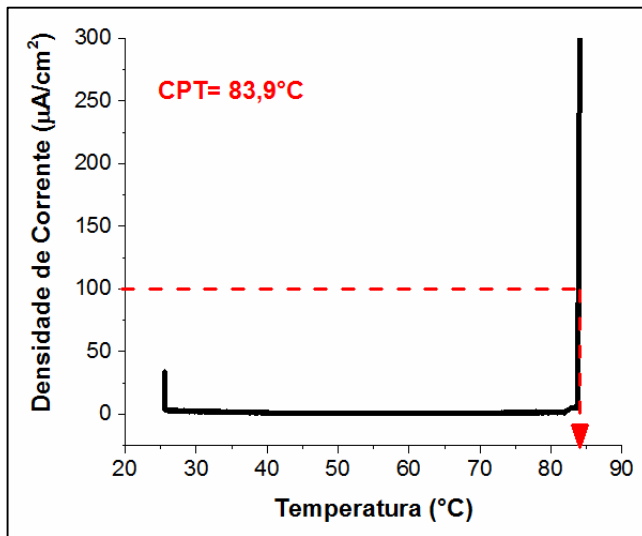
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 149 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ3 (duplicata).



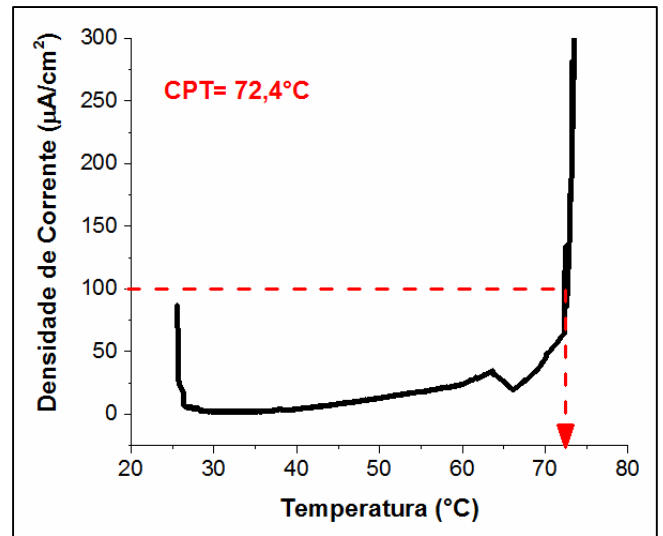
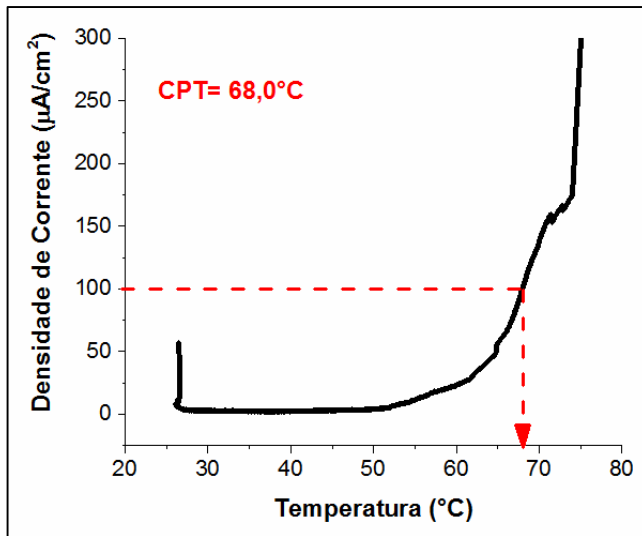
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 150 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para a Raiz do ensaio RJ4 (duplicata).



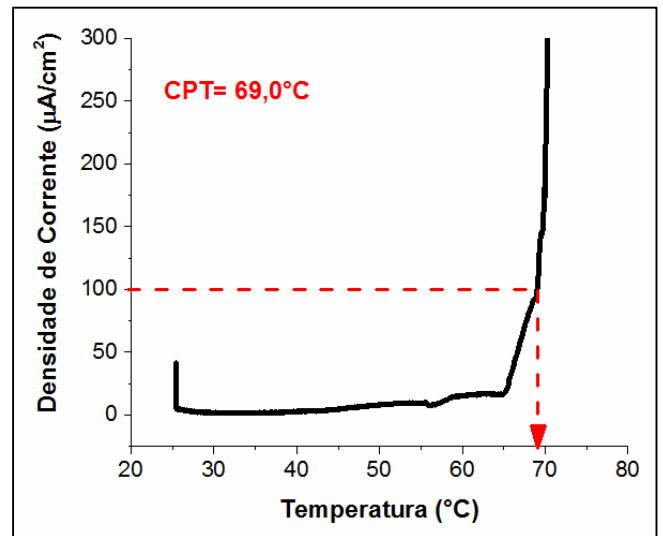
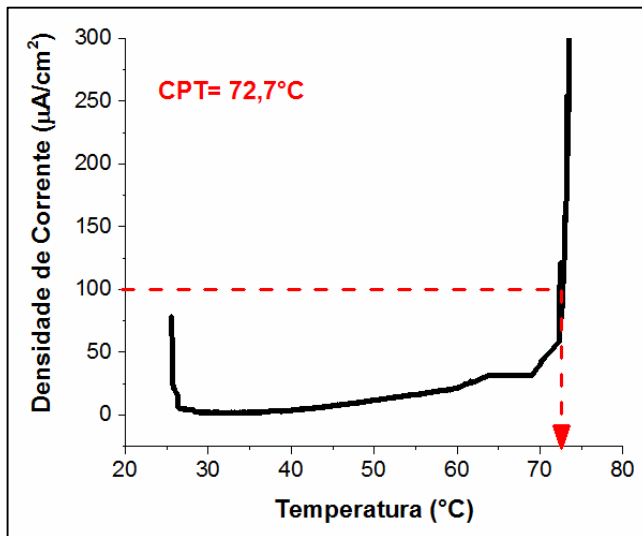
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 151 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Enchimento do ensaio RJ4 (duplicata).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 152 - Curvas de determinação da temperatura crítica de pite para o Acabamento do ensaio RJ4 (duplicata).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

As curvas de determinação de CPT apresentaram grandes diferenças (superiores a 9°C) nos valores de CPT entre as duas amostras retiradas das regiões da Raiz e do Acabamento da junta RJ3 e da Raiz da junta RJ4. Este resultado diverge do observado por SANTOS (2013) ao soldar o AISD UNS S32760 utilizando o processo MIG/MAG. Contudo, acredita-se que este resultado esteja associado à distribuição (número e diâmetro) da grande quantidade de inclusões presentes nas ZFs depositadas pelo processo arame tubular, não ser uniforme entre as duas amostras ensaiadas.

Com base nos dados fornecidos pelas curvas, a Tabela 54 apresenta a média dos valores de CPT e seus respectivos desvios padrão para as três regiões ZF dos ensaios da matriz L4 e também para a amostra do material de base (MB) utilizada como ensaio de referência.

Tabela 54 - Valores de CPT para os ensaios da matriz L4 e o ensaio de referência.

Ensaio (Liga)	CPT (°C)		
	Região da ZF		
	Raiz	Enchimento	Acabamento
RJ1 (2205)	46,6 ± 2,3	39,2 ± 2,9	37,5 ± 3,3
RJ2 (2205)	53,5 ± 0,6	40,6 ± 0,9	40,4 ± 1,3
RJ3 (2507)	73,8 ± 6,5	48,2 ± 1,1	63,7 ± 4,6
RJ4 (2507)	77,5 ± 6,3	70,2 ± 2,2	70,9 ± 1,8
Ensaio de referência			
MB (UNS S32750)	91,0 ± 1,3		

Segundo a Tabela 54, o material de base apresentou um valor médio de CPT superior à 90°C, o qual encontra-se próximo à faixa de 80 a 90°C citada em diversos trabalhos (DENG *et al.*, 2008; GUNN, 1997; NILSSON *et al.*, 2007; NILSSON e WILSON, 1993; TAN *et al.*, 2009) para o AISD UNS S32750 na condição como recebido. Já os ensaios realizados nas três regiões da ZF apresentaram valores médios de CPT entre 37 °C e 78 °C, resultado coerente com os valores apresentados na literatura que aponta uma faixa de 40 a 70°C (EGHLIMI *et al.*, 2014; GUNN, 1997; LINTON *et al.*, 2004; NILSSON *et al.*, 1995) para as ZFs dos aços UNS S32750 e

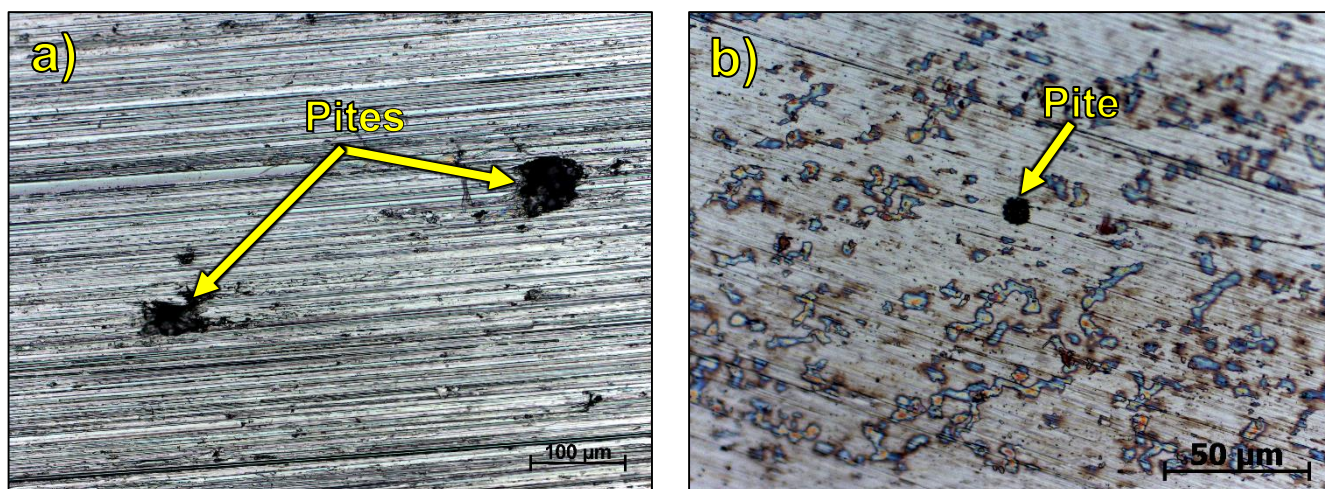
UNS S31803 obtidas pelos processos SMAW, GMAW, GTAW e SAW com energias de soldagem entre 0,8 e 2,4 kJ/mm. Contudo, também são citados valores de CPT inferiores a 32°C para estes aços na condição como soldada (GUNN, 1997; STEINSMO *et al.*, 1997).

A análise estatística da influência dos fatores de controle sobre os valores de CPT mostrados na Tabela 54 são apresentados e discutidos na seção 6.7.3.

6.7.2 Nucleação e propagação dos pites

Após os ensaios de CPT foi realizada uma caracterização da superfície das amostras por MO e MEV. A caracterização por MO (Figura 153) mostrou a ocorrência de ataques corrosivos localizados constatando assim, a presença de corrosão por pites em todas as amostras ensaiadas quando se aumentou a temperatura do eletrólito durante os ensaios de CPT.

Figura 153 - Micrografia obtida por MO ilustrando os pites para: a) RJ2 no Enchimento e b) RJ3 na Raiz.

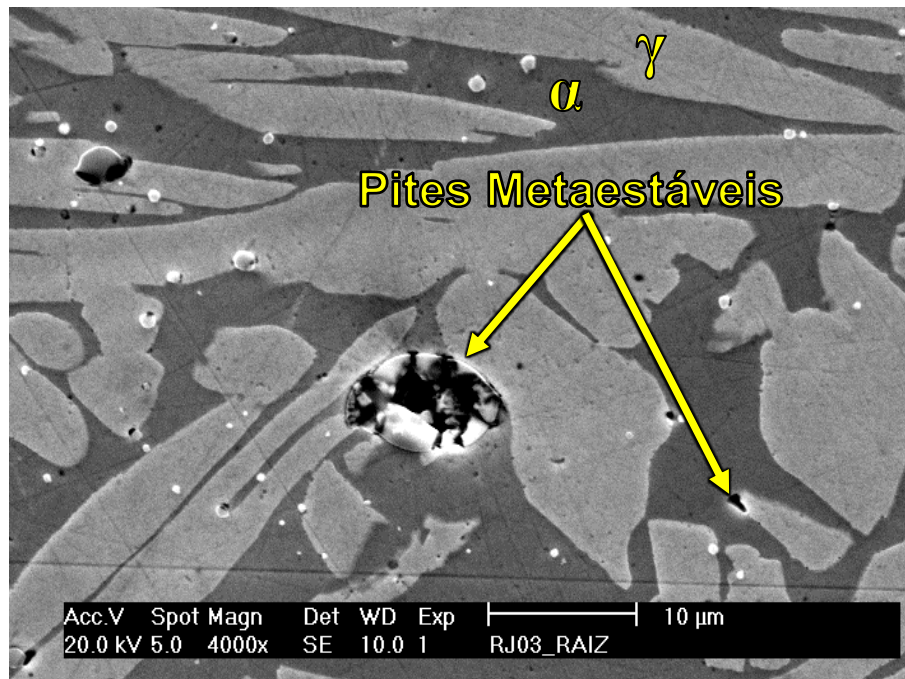


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Na caracterização por MEV, exibida através da Figura 154 à Figura 160, foram identificadas duas morfologias distintas de pites, idênticas as descritas em diversos trabalhos (DENG *et al.*, 2009; GARFIAS-MESIAS e SYKES, 1999; GARFIAS-MESIAS *et al.*, 1996; JEON *et al.*, 2011; MOAYED e NEWMAN, 2006; TAN *et al.*, 2009).

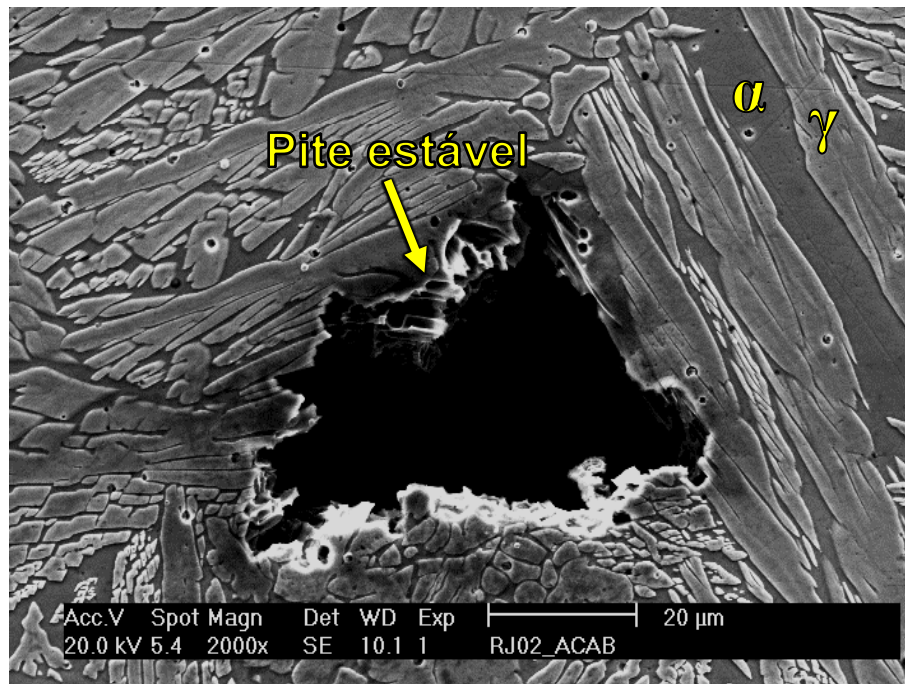
A Figura 154 ilustra a morfologia dos pites conhecida como pites metaestáveis, a qual se apresentou na forma de pites com dimensões bastante reduzidas geralmente com diâmetros inferiores a 10 μm neste trabalho, e caracterizaram-se por um pico transiente de corrente antes de ser atingido o valor de CPT observados nas curvas de CPT (Figura 145). Já a Figura 155 exhibe a outra morfologia denominada de pites estáveis, os quais apresentaram dimensões superiores à 20 μm neste trabalho e se caracterizam pelo aumento brusco da densidade de corrente por um longo período de tempo (superior à 1 min) ao se alcançar o valor de CPT para as curvas da Figura 140 a Figura 152.

Figura 154 - Micrografia obtida por MEV ilustrando a morfologia de pites metaestáveis formados na Raiz do ensaio RJ3.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 155 - Micrografia obtida por MEV exibindo a morfologia de um pite estável formado no Acabamento do ensaio RJ2.

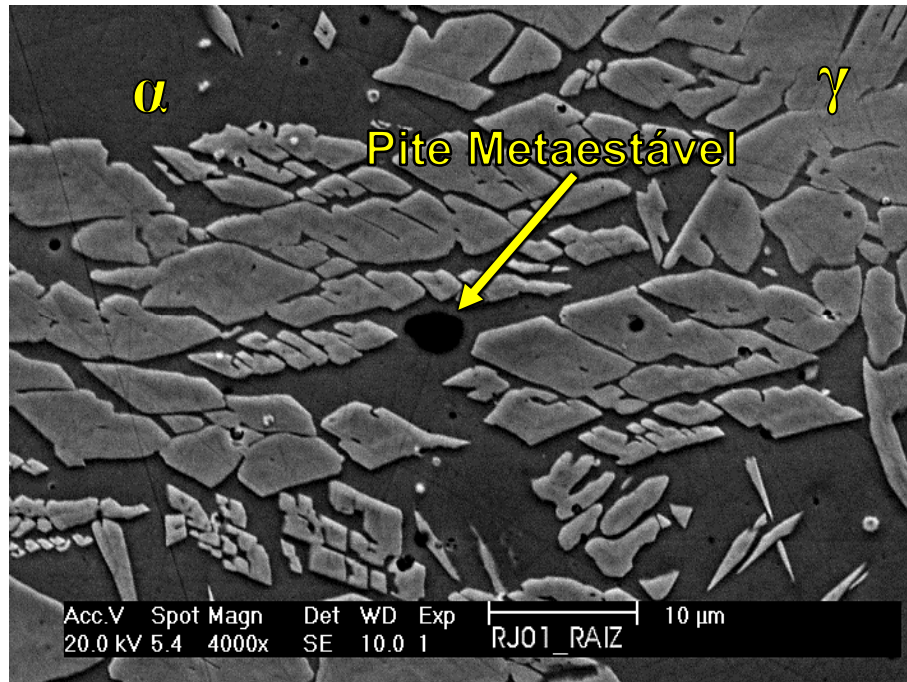


Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Os pites metaestáveis por se formarem em temperaturas inferiores ao valor de CPT, fornecem informações relevantes sobre o estágio inicial da corrosão localizada nas microestruturas complexas dos AIDs (DENG *et al.*, 2009; GARFIAS-MESIAS e SYKES, 1999; MOAYED e NEWMAN, 2006; TAN *et al.*, 2009). Assim, durante a análise dos pites metaestáveis foram identificados três sítios preferenciais para nucleação de pites: (1) no interior da fase ferrítica (Figura 156) encontrados com maior frequência, (2) nos contornos entre as fases ferrítica e austenítica (Figura 157) encontrados com pouca frequência e (3) na interface entre as inclusões de grande diâmetro e a matriz metálica (Figura 158) raramente encontrados.

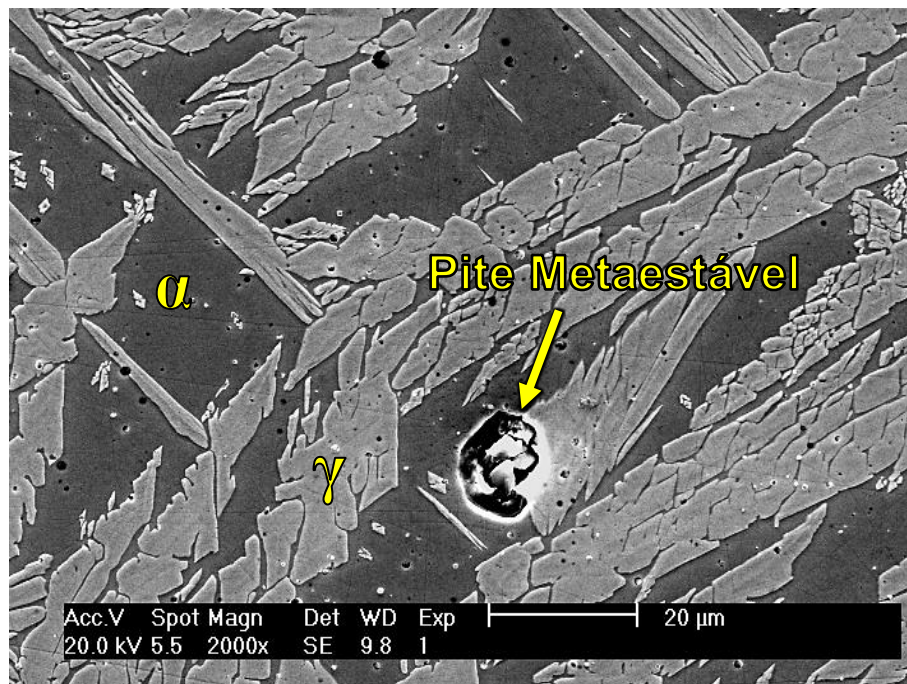
Os pites nucleados nos contornos α/γ se devem ao fato de que os contornos de grão são regiões de maior energia e mais ativas, tornando-os sítios ativos de dissolução (EGHLIMI *et al.*, 2014; FERRO, 2008; TAN *et al.*, 2009). Enquanto que os pites nucleados na interface entre as inclusões não-metálicas e a matriz metálica podem ser justificados devido formação de frestas nesta região (Figura 109a), que atua como um local de nucleação dos pites (JEON *et al.*, 2011; KIM *et al.*, 2010; LOTT e ALKIRE, 1989; STEWART e WILLIAMS, 1992). Por fim, os pites nucleados no interior da ferrita serão justificados posteriormente.

Figura 156 - Micrografia obtida por MEV de um pite metaestável nucleado no interior da fase ferrítica para o ensaio RJ1 (Raiz).



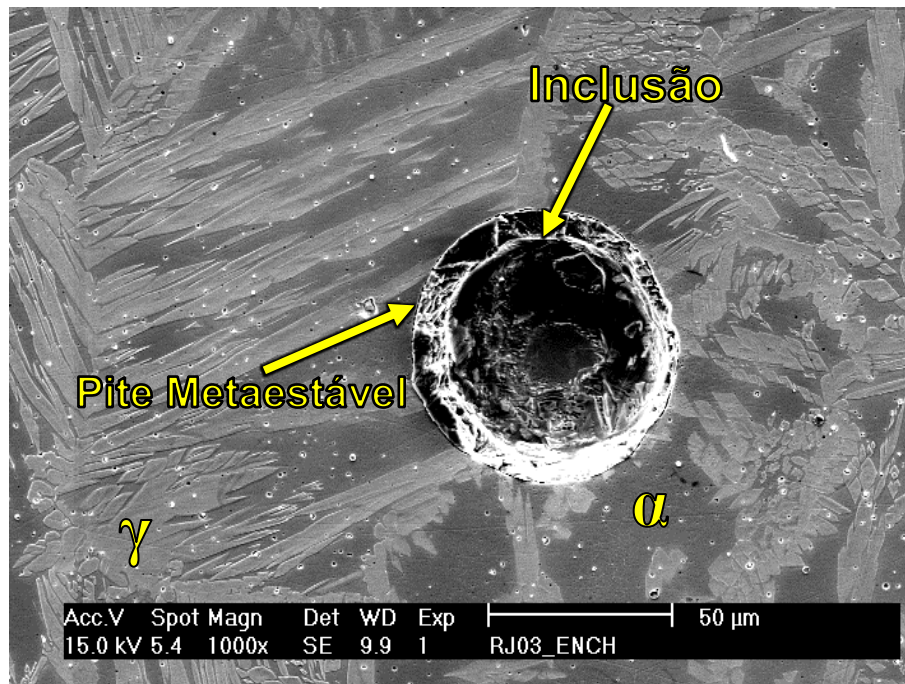
Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 157 - Micrografia obtida por MEV de um pite metaestável nucleado no contorno α/γ para o ensaio RJ1 (Raiz).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

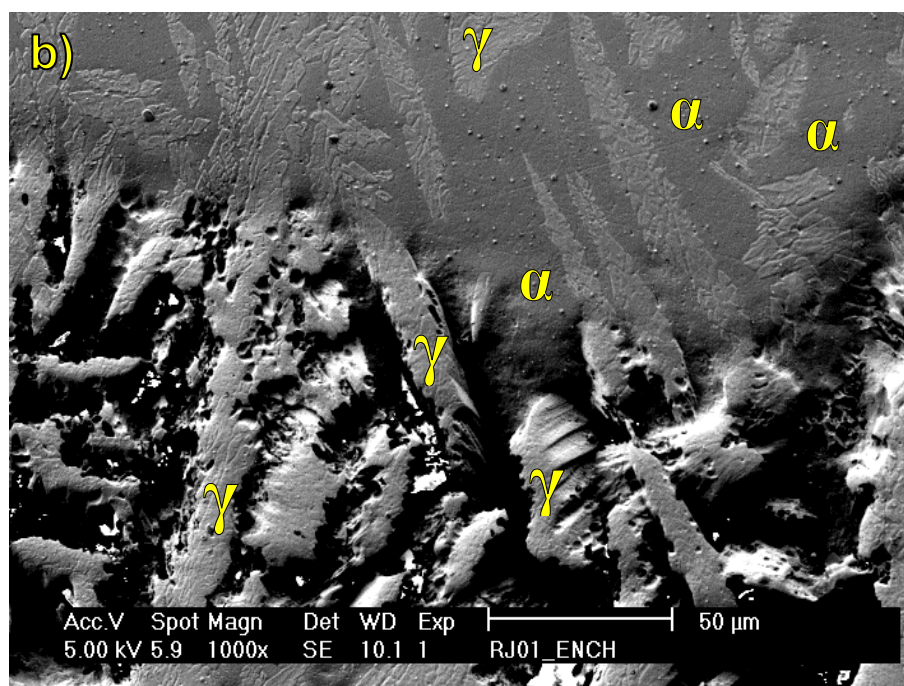
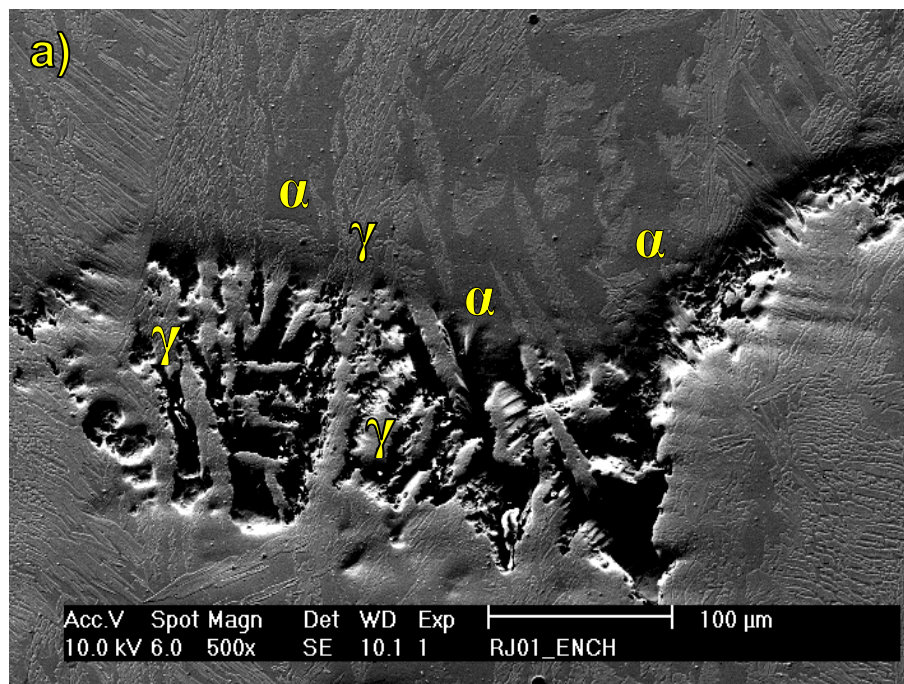
Figura 158 - Micrografia obtida por MEV de um pite metaestável nucleado na interface entre uma inclusão e a matriz metálica para o ensaio RJ3 (Enchimento).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

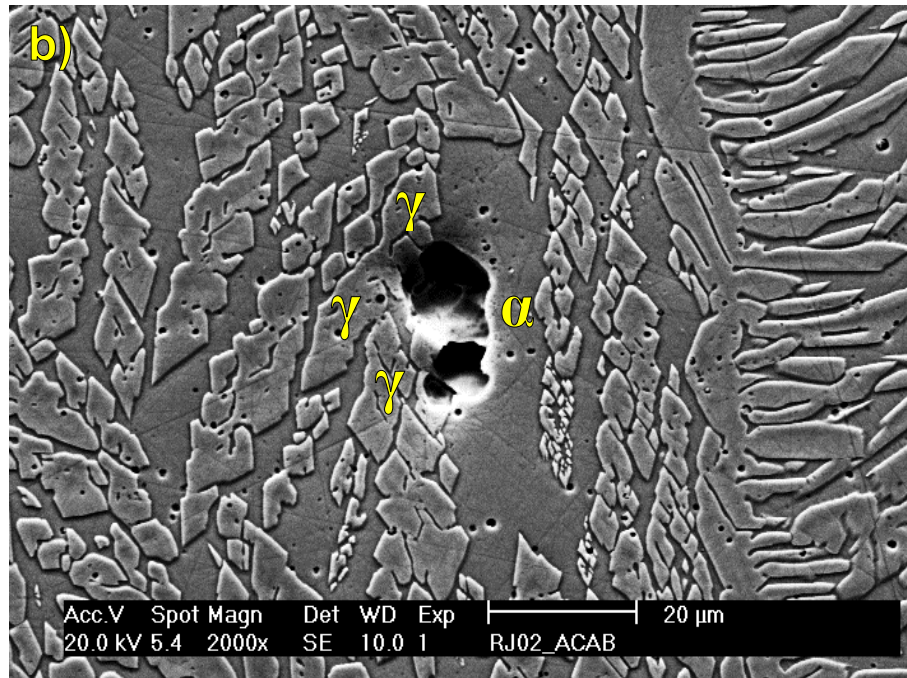
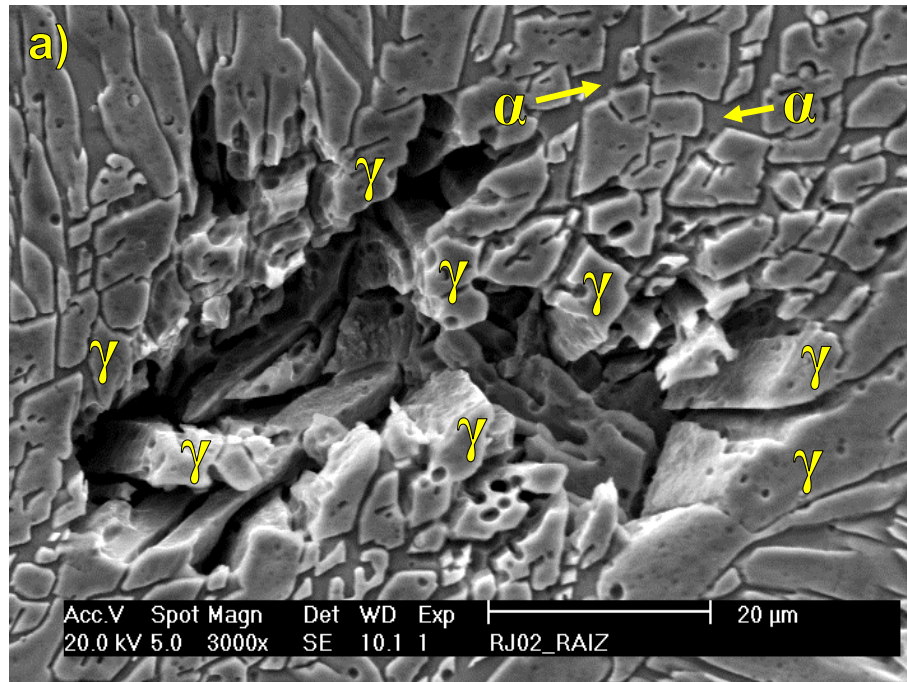
Os pites estáveis, por sua vez fornecem informações sobre o mecanismo de crescimento e propagação dos pites através da fase mais suscetível à corrosão localizada, a qual determina a resistência à corrosão nos AIDs (GARFIAS-MESIAS *et al.*, 1996; GOOCH, 1996; JEON *et al.*, 2011; NILSSON *et al.*, 2007). Então, com base na análise destes pites foi possível verificar que todas as amostras submetidas aos ensaios de CPT apresentaram corrosão seletiva da fase ferrítica (Figura 159). Onde os pites, independentemente dos locais de nucleação, se propagaram através da ferrita e tiveram seu crescimento restringido pela austenita como pode ser observado na Figura 160.

Figura 159 - Micrografia obtida por MEV exemplificando a corrosão seletiva da fase α para o ensaio RJ1 (Enchimento). a) aumento de 500X e b) aumento de 1000X.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Figura 160 - Micrografia obtida por MEV ilustrando os pites propagados na fase α e contidos pela fase γ para o ensaio: a) RJ2 (Raiz). e b) RJ2 (Acabamento).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com o intuito de justificar a nucleação e a propagação dos pites no interior da ferrita foi calculado o PREN das fases ferrítica e austenítica para todas as amostras submetidas aos ensaios de CPT (Tabela 55).

O cálculo de PREN foi realizado através da Equação 2 (seção 3.2.3.1.1), a qual tem se mostrado adequada a avaliação da resistência à corrosão por pites nos AIDs e AISDs (BATISTA, 2012; CERVO *et al.*, 2010; JEON *et al.*, 2011; KIM *et al.*, 2011). Os valores de Cr e Mo para o cálculo do PREN₃₀ foram retirados da Tabela 38, da Tabela 39 e da Tabela 40. Enquanto que os valores de N, dado as limitações do EDS, foram adotados como 0,05% na ferrita (limite de solubilidade nesta fase) e o restante sendo particionado para a austenita. Ressalta-se que esta consideração foi utilizada em diversos trabalhos envolvendo o cálculo do PREN (devido à dificuldade de determinação do teor de N) e tem proporcionado resultados satisfatórios (BATISTA, 2012; DENG *et al.*, 2009; GARFIAS-MESIAS *et al.*, 1996; JEON *et al.*, 2011; KIM *et al.*, 2011; TAN *et al.*, 2009; TAN *et al.*, 2012).

Tabela 55 - Valores de PREN₃₀ das fases α e γ nas três regiões da ZF para os ensaios da matriz L4.

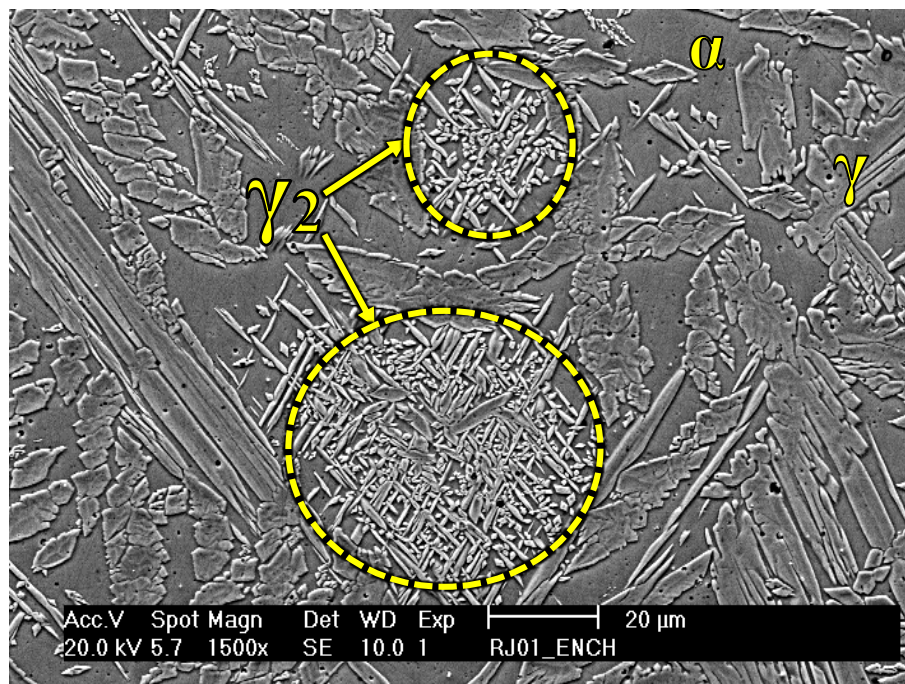
Ensaio (Liga)	Região	PREN ₃₀	
		Fase	
		α	γ
RJ1 (2205)	Raiz	34,2	38,1
	Enchimento	33,7	38,6
	Acabamento	33,2	38,0
RJ2 (2205)	Raiz	33,6	38,0
	Enchimento	33,3	37,8
	Acabamento	33,8	38,4
RJ3 (2507)	Raiz	39,2	47,4
	Enchimento	40,1	50,6
	Acabamento	37,3	49,5
RJ4 (2507)	Raiz	40,6	50,6
	Enchimento	38,9	49,5
	Acabamento	39,8	49,4

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

De acordo com a Tabela 55 para todos os ensaios realizados e independente da região da ZF, a ferrita apresentou menores valores de $PREN_{30}$ que a austenita. Fato que explica o porquê da grande maioria dos pites nuclearem e se propagarem preferencialmente na ferrita, uma vez que esta fase se comporta como uma região anódica enquanto a austenita se comporta como uma região catódica nas microestruturas obtidas durante a soldagem multipasse do AISD UNS S32750 quando submetidas ao ambiente corrosivo utilizado neste trabalho.

Vale ressaltar que segundo NILSSON *et al.* (1995), a corrosão por pites na ZF está associada a formação de γ_2 que apresenta menores teores de Cr e Mo quando comparada com as fases α e γ conforme foi verificado neste trabalho através da Tabela 43 e também é frequentemente citado na literatura (ATAMERT e KING, 1991b; FERRO, 2008; GOOCH, 1996; NILSSON *et al.*, 1995). Contudo, não foi encontrada a presença de pites nas regiões onde houve a precipitação de γ_2 (Figura 161), resultado coerente com o obtido por MUTHUPANDI *et al.* (2004) que relata que a γ_2 apresentou uma maior resistência a corrosão por pites quando comparada com a ferrita e uma menor resistência quando comparada com a austenita primária.

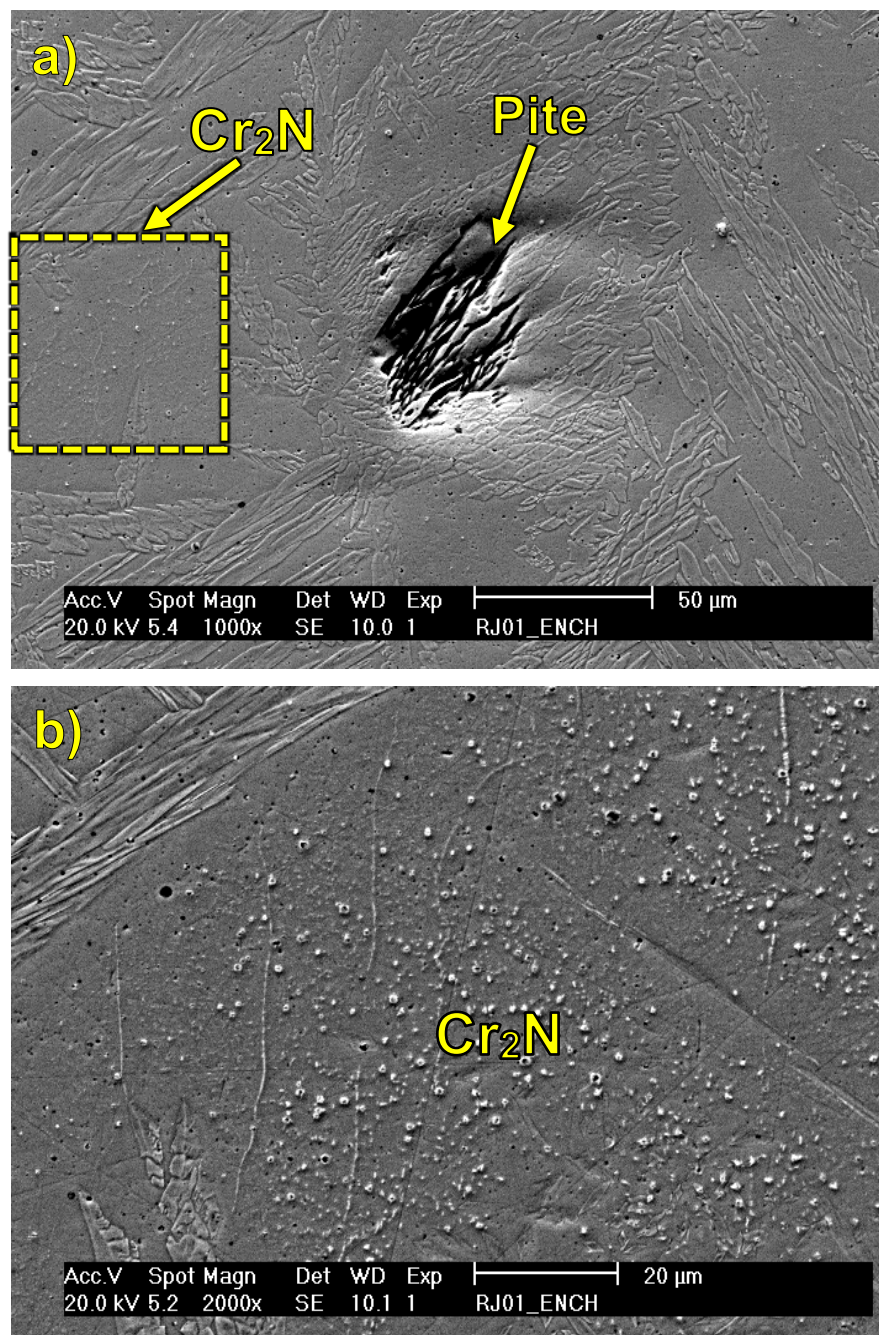
Figura 161 - Micrografia obtida por MEV exemplificando a ausência de pites nas ilhas de γ_2 para o ensaio RJ1 (Enchimento).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

E por fim, não foi possível correlacionar a nucleação e propagação dos pites na ferrita com a precipitação de Cr_2N . Pois como mostra a Figura 162, os pites ocorrem na ferrita livre de Cr_2N enquanto que a ferrita adjacente contendo Cr_2N não apresentou pites. Segundo GINN e GOOCH (1999), isso se deve ao fato de que níveis reduzidos de intermetálicos surgidos durante a soldagem não apresentam uma relação direta entre suas frações e a resistência à corrosão.

Figura 162 - Micrografia obtida por MEV ilustrando: a) A ausência de pites na fase α com precipitação de Cr_2N para o ensaio RJ1 (Enchimento) e b) Ampliação da região delimitada na Figura 162a.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

6.7.3 Análise estatística dos valores de CPT

A partir dos dados apresentados na Tabela 54 foi realizada uma análise estatística de variância no método Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre o valor de CPT para as três regiões da ZF. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos. E que os maiores valores de contribuição no η indicam quais os fatores de controle possuem os maiores efeitos sobre as variáveis respostas avaliadas.

Como a Temperatura crítica de pite (CPT) é a temperatura mais baixa na superfície de ensaio na qual ocorre a propagação de pites estáveis, esta variável foi tratada pelo método Taguchi como um problema do tipo “**maior é melhor**”. Onde o nível de cada um dos fatores de controle capaz de maximizar o valor de CPT será indicado pelo maior valor obtido para esta variável.

6.7.3.1 Região da Raiz

A Tabela 56 mostra que a Liga foi o único fator de controle a apresentar influência significativa sobre o valor de CPT na região da Raiz.

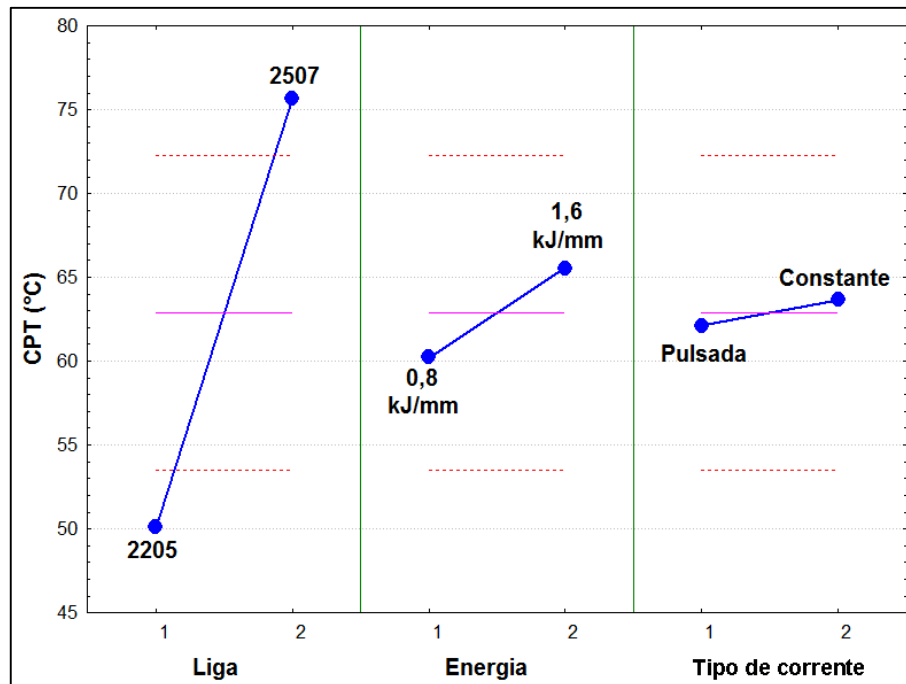
Tabela 56 - Análise de variância dos fatores de controle sobre o valor de CPT na região da Raiz.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,003	85,84
Energia	0,224	4,48
Tipo de corrente	0,538	0,98
Erro residual		8,70

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 163 mostra que o valor de CPT foi maximizado pela combinação dos fatores de controle nos níveis “2 2 2”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, energia de soldagem de 1,6 kJ/mm e a corrente do tipo Constante.

Figura 163 - Influência dos fatores de controle sobre o valor de CPT na Raiz.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Com base numa análise simultânea da Tabela 56 e da Figura 163 sobre uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle no valor de CPT para a Raiz, obtêm-se as informações apresentadas a seguir:

A Liga foi o fator de controle que apresentou a maior contribuição (85,84%) no valor de CPT. E a liga 2507 é capaz de proporcionar maiores valores de CPT que a liga 2205. Fato que se deve a maior resistência a corrosão localizada alcançada pela liga 2507, a qual é indicada pelos maiores valores médios de PREN (calculados com base na Tabela 55) tanto para a ferrita ($PREN_{\alpha} = 39,9$) quanto para a austenita ($PREN_{\gamma} = 49,0$) presentes nesta liga em comparação com a ferrita ($PREN_{\alpha} = 33,9$) e a austenita ($PREN_{\gamma} = 38,0$) presentes na liga 2205. Resultado idêntico ao obtido por NILSSON (1992), o qual relata que os aços inoxidáveis (duplex e austeníticos) com maiores valores de PREN alcançaram os maiores valores de CPT.

6.7.3.2 Região do Enchimento

Na Tabela 57 é mostrado que o valor de CPT na região do Enchimento foi influenciada de forma significativa por todos os fatores de controle.

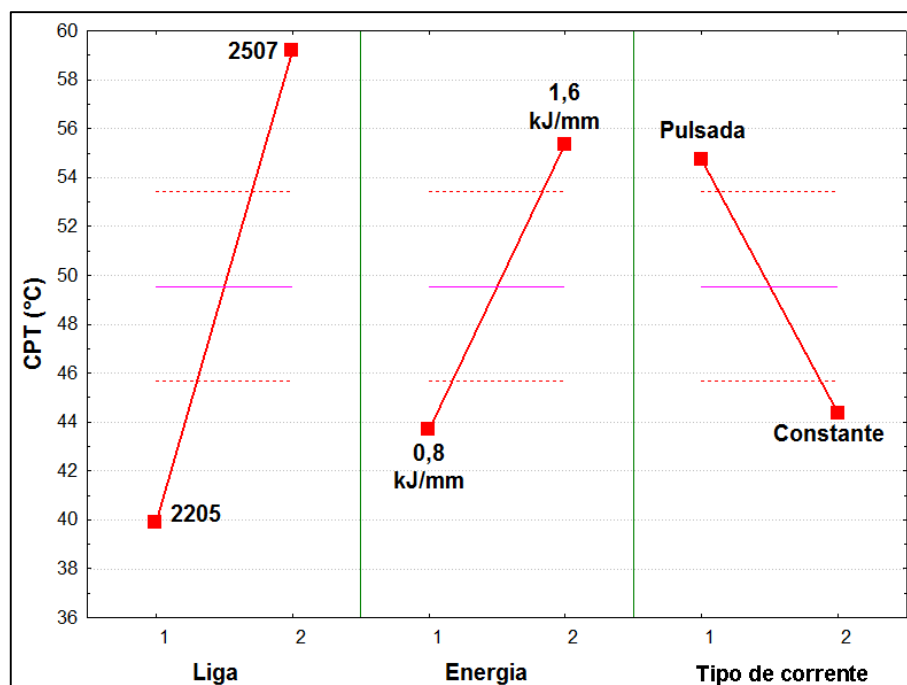
Tabela 57 - Análise de variância dos fatores de controle sobre o valor de CPT na região do Enchimento.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	<u>0,001</u>	64,55
Energia	<u>0,009</u>	19,03
Tipo de corrente	<u>0,016</u>	13,10
Erro residual		3,31

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 164 ilustra que o valor de CPT foi maximizado pela combinação dos fatores de controle nos níveis “2 2 1”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, energia de soldagem de 1,6 kJ/mm e a corrente do tipo Pulsada.

Figura 164 - Influência dos fatores de controle sobre o valor de CPT no Enchimento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Tabela 57 e a Figura 164 ao serem avaliadas em conjunto possibilitaram fazer as seguintes afirmações sobre uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle no valor de CPT para o Enchimento:

Assim como na região da Raiz, o fator de controle que exibiu a maior contribuição (64,55%) no valor de CPT foi a Liga. A liga 2507 apresentou os maiores valores de CPT quando comparada a liga 2205. Resultado idêntico ao obtido para a região da Raiz e também pode ser justificado pelos maiores valores médios de PREN alcançados por ambas as fases ($PREN_{\alpha} = 39,5$ e $PREN_{\gamma} = 50,1$) da liga 2507.

Já a Energia apresentou uma contribuição de 19,03% no valor de CPT em relação aos demais fatores de controle. E os maiores valores de CPT foram observados com o uso do nível 2 (1,6 kJ/mm) deste fator. Este resultado pode ser justificado por dois motivos: O primeiro é que a energia de 1,6 kJ/mm proporcionou uma fração de ferrita mais próxima do ideal, conforme mostrado na quantificação da fração de ferrita (seção 6.4.2) e segundo SYMNIOTIS (1990) esse melhor balanceamento α/γ pode inibir a corrosão preferencial da fase ferrítica, devido ao par galvânico formado entre estas duas fases. E o segundo motivo é que energia de 1,6 kJ/mm alcançou uma menor fração das inclusões, as quais serviram como sítios preferenciais para a nucleação de pites como exemplificou a Figura 158 (seção 6.7.2).

E por fim, o Tipo de corrente foi o fator com a menor contribuição (13,10%) para o valor de CPT. O nível 1 (Pulsada) deste fator obteve os maiores valores de CPT. Isto se deve ao melhor balanço α/γ (Figura 127) e a tendência de uma menor fração das inclusões (Figura 133) apresentada pela corrente contínua pulsada ao ser comparada com a corrente contínua constante.

6.7.3.3 Região do Acabamento

Na Tabela 58 é mostrado que o valor de CPT na região do Acabamento foi significativamente influenciada apenas pelo fator de controle denominado Liga.

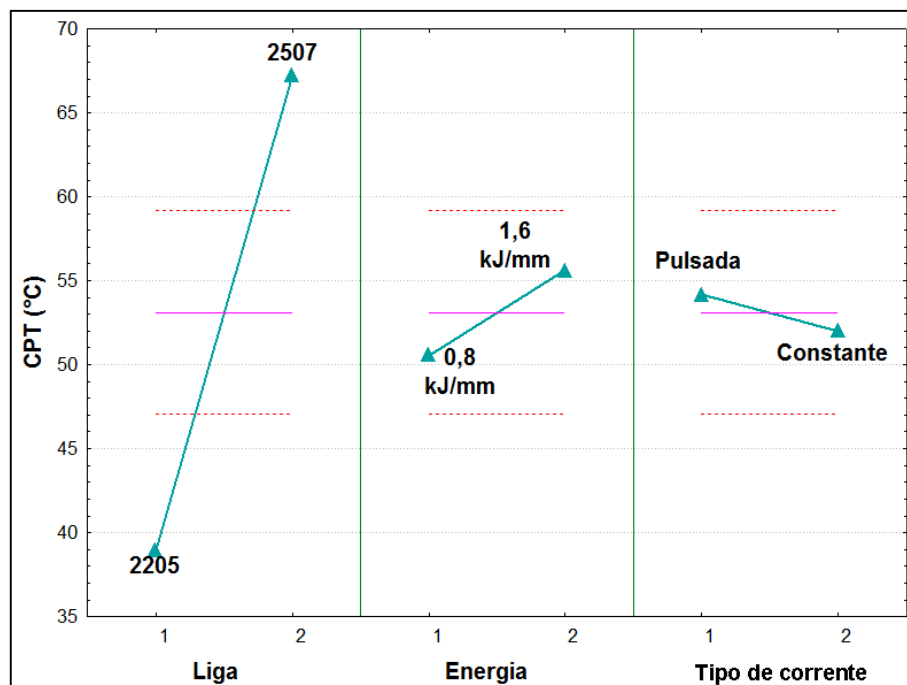
Tabela 58 - Análise de variância dos fatores de controle sobre o valor de CPT na região do Acabamento.

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,001	92,66
Energia	0,197	2,72
Tipo de corrente	0,807	0,08
Erro residual		4,54

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Figura 165 ilustra que o valor de CPT foi maximizado pela combinação dos fatores de controle nos níveis “2 2 1”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, energia de soldagem de 1,6 kJ/mm e a corrente do tipo Pulsada.

Figura 165 - Influência dos fatores de controle sobre o valor de CPT no Acabamento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

A Tabela 58 e a Figura 165 ao serem analisadas simultaneamente permitiram fazer as seguintes afirmações sobre uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle no valor de CPT para o Acabamento:

Esta região apresentou o mesmo comportamento exibido pela região da Raiz, com a Liga sendo o fator controle com maior contribuição (92,66%) no valor de CPT. E a liga 2507 também obteve os maiores valores de CPT em relação liga 2205, resultado já apresentado e justificado para a região da Raiz.

6.7.3.4 Comparativo do valor de CPT entre as três regiões da ZF

Também com base na Tabela 54 foi realizado um estudo comparativo entre as três regiões da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento) para determinar se a região da junta onde foram realizados os ensaios de CPT seria capaz de afetar o valor de CPT. Assim, a Tabela 59 apresenta o resultado da análise estatística do valor de CPT em função da região da ZF das juntas soldadas nos ensaios da matriz L4. Onde o nível de significância menor que 0,05 aponta que o valor de CPT é estatisticamente influenciado pela região da junta na qual o ensaio é realizado.

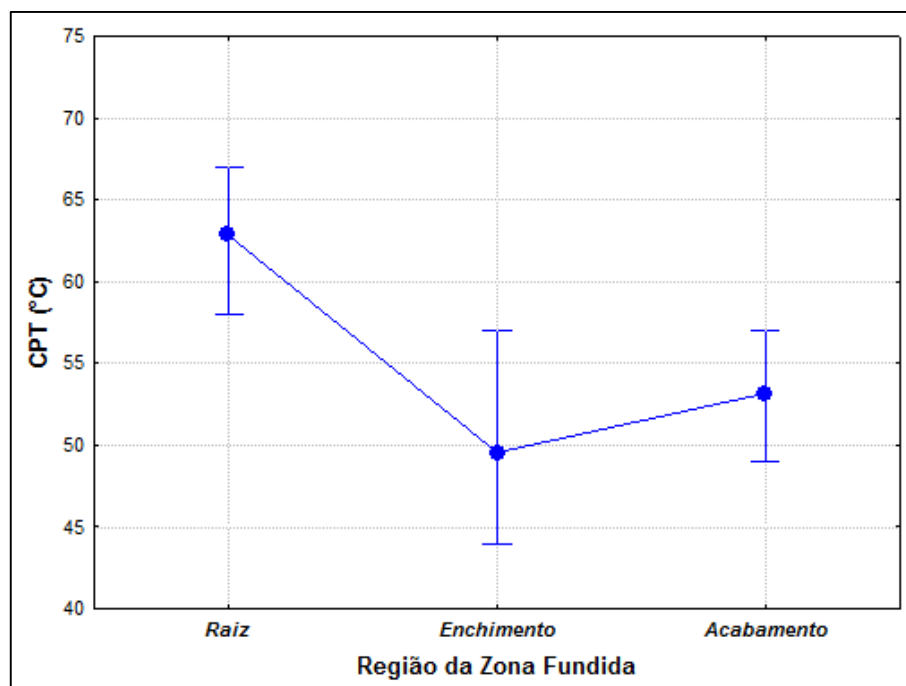
Tabela 59 - Análise de variância da região da ZF sobre os valores de CPT.

Fator de Controle	Nível de significância (p)
Região da ZF	<u>0,021</u>

Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

Segundo a Figura 166, a região da Raiz apresentou os maiores valores médios de CPT (~63°C). Já as regiões do Enchimento e do Acabamento apresentaram valores médios de CPT de 50 e 53°C respectivamente, o que ao levar-se em conta os desvios padrões, mostra que estas regiões não apresentaram diferenças estatisticamente significativas entre seus valores de CPT.

Figura 166 - Influência da região da ZF sobre o valor de CPT.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor.

O maior valor de CPT para a região da Raiz quando comparada as regiões do Enchimento e Acabamento da ZF é atribuída ao fato de que esta região apresentou os maiores percentuais de austenita dentre as três regiões da ZF (Figura 132) sendo esta a fase que obteve os maiores valores de $PREN_{30}$ (Tabela 55). Assim, a região da Raiz tornou-se menos favorável a nucleação e a propagação dos pites estáveis que as demais regiões da ZF, resultado semelhante ao obtido em vários trabalhos (GIDEON *et al.*, 2008; NILSSON *et al.*, 1995; WANG, 2005; WILL, 2009). Associado à tendência de uma menor fração das inclusões para a região da Raiz como mostra a Figura 133. Além disso, também foi observado qualitativamente uma menor precipitação de Cr_2N e γ_2 devido aos sucessivos reaquecimentos experimentados nesta região da ZF.

6.7.3.5 Relação entre os valores de CPT e as frações das inclusões

Com base nos resultados dos ensaios de CPT (seção 6.7) e da quantificação da fração das inclusões (seção 6.5) é possível se afirmar, que menores frações das inclusões influenciaram de forma positiva nos valores de CPT obtidos nesta etapa do trabalho. Pois, os níveis dos fatores de controle (1,6 kJ/mm e corrente pulsada) e a

região da ZF (Raiz) que continham as menores frações das inclusões (Figura 133 e Tabela 50), também apresentaram os maiores valores de CPT (Tabela 54).

Outro fato que corrobora com a afirmação anterior, é que a região do Enchimento para o ensaio RJ3, mesmo utilizando a liga 2507 como material de adição, apresentou valores de CPT idênticos ou menores aos obtidos para a região da Raiz nos ensaios RJ1 e RJ2 respectivamente, os quais utilizam a liga 2205 como mostra a Tabela 54. Resultado que se deve à maior fração das inclusões apresentada pelo Enchimento do ensaio RJ3 (1,30 %) em relação à Raiz dos ensaios RJ1 (1,08%) e RJ2 (0,74 %).

6.8 Considerações da Etapa 3

Com base nos resultados da Etapa 3 é possível constatar:

- Através da análise macrográfica das juntas foi verificado a presença de defeitos (aprisionamento de escória) apenas na junta do Ensaio RJ4. Também foi constatado, que as juntas soldadas com a maior energia (1,6kJ/mm) apresentaram um menor número de passes resultando numa menor quantidade de ciclos térmicos no preenchimento destas juntas.
- As microestruturas das ZFs de todos os ensaios da matriz L4 apresentaram as mesmas fases presentes na Etapa 2, sendo formadas por uma matriz ferrítica e austenita com três morfologias distintas: alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e Widmanstätten. Contudo, nesta etapa também foram verificadas a presença de austenita secundária e nitretos de cromo.
- A análise de composição química na ZF demonstrou que não houve um relevante particionamento de Cr, Mo e Ni entre as fases ferrítica e austenítica.
- As inclusões não-metálicas observadas na ZF foram identificadas como inclusões complexas de óxido. Com o Núcleo formado por oxigênio e por um ou mais elementos desoxidantes (Al, Mn, Si, Ti e as vezes Mg) e uma Casca (quando presente) formada por óxidos com teores de Cr idênticos aos das fases α e γ .
- As ZACs de todos os ensaios realizados nesta etapa apresentaram comportamento similar as da Etapa 2 com crescimento do grão ferrítico perceptível apenas para as juntas soldadas com a maior energia (1,6 kJ/mm). E vale destacar, que os níveis dos fatores de controle utilizados não promoveram condições de reaquescimento suficientes para a precipitação de fase σ nas ZACs.
- As frações de ferrita apresentaram valores entre 44% e 54,9% estando dentro dos limites indicados pela norma NORSOK M-601.
- Os fatores de controle que influenciaram estaticamente o valor da fração de ferrita foram distintos para cada região da ZF, assim como a sua combinação capaz de alcançar a fração de ferrita ideal (50%). Contudo, para três regiões da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento) as maiores frações de ferrita foram observadas quando utilizou-se a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua pulsada.

- Houve diferença significativa da fração de ferrita entre as três regiões da ZF. Onde as regiões da Raiz e Enchimento apresentaram menores frações de ferrita quando comparadas com a região do Acabamento.
- A fração das inclusões foi afetada significativamente apenas pela energia de soldagem, com as menores frações alcançadas pela energia de 1,6 kJ/mm.
- A microdureza na ZF das juntas, assim como na Etapa 2 não foi afetada de forma significativa por nenhum dos fatores de controle. E seus valores individuais foram inferiores aos limites recomendados (310 HV para o AID UNS S31803 e de 330 HV para o AISD UNS S32750) segundo a norma interna da PETROBRAS (2006).
- Os valores de temperatura crítica de pite (CPT) para as três regiões da ZF das juntas ficaram entre 37 e 78°C, com a região da Raiz apresentando os maiores valores.
- Os níveis dos fatores de controle que obtiveram os maiores valores de CPT foram a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua pulsada para as regiões do Enchimento e Acabamento e liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua constante para a região da Raiz.
- Menores frações das inclusões resultaram em maiores valores de CPT nas ZFs.
- Com relação a localização e propagação dos pites destacam-se os seguintes aspectos:
 - a) Nuclearam preferencialmente no interior da fase ferrítica, nos contornos α/γ e nas interfaces entre inclusões de grande diâmetro e a matriz metálica;
 - b) Independente dos locais de nucleação, os pites se propagaram através da ferrita e tiveram seu crescimento restringido pela austenita.

CAPÍTULO VII

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A presença de fase sigma detectada no centro das chapas do AISD UNS S32750 na condição como recebido pode ocasionar perdas na resistência à corrosão. Assim, faz-se necessário um tratamento térmico de solubilização antes da fabricação de equipamentos e estruturas utilizando este material.

Na soldagem por simples deposição (Etapa 2) verificou-se que a mesma energia de soldagem obtida de formas distintas (Técnica de energia Tipo I e Tipo V) proporciona diferentes frações de ferrita na ZF. Onde, o aumento da energia obtido pela variação de corrente (Técnica de energia Tipo I) proporcionou um melhor balanceamento entre as fases ferrítica e austenítica o α/γ .

A Etapa 2 forneceu parâmetros de soldagem satisfatórios (Liga, DBCP, Tecimento, Técnica da Tocha e Energia) para o correto preenchimento das juntas na Etapa 3 (soldagem multipasse das juntas);

Contudo, ocorreram três divergências nos resultados obtidos na Etapa 3 em relação a Etapa 2. A primeira divergência foi corrente de soldagem de 100 A que obteve bons cordões de solda na Etapa 2 e tornou-se inadequada na Etapa 3 por baixa rigidez do arco elétrico e depositar cordões de solda tortuosos impossibilitando o preenchimento das juntas. A segunda divergência foi na energia de soldagem, onde um aumento da energia proporcionou menores frações de ferrita na Etapa 3 e maiores frações de ferrita na Etapa 2. E por fim, a terceira divergência observada foi com relação a liga 2507, que também proporcionou menores frações de ferrita na Etapa 2 e maiores frações de ferrita na Etapa 3. Essas divergências demonstram que a soldagem multipasse apresenta um grau de complexidade muito maior que a soldagem por simples deposição e que a escolha dos parâmetros de soldagem deve ser feita com bastante cautela.

CAPÍTULO VIII

8 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho para a soldagem multipasse em juntas de chapas do AISD UNS S32750 utilizando o processo de soldagem arame tubular, foi possível chegar as seguintes conclusões:

- A seleção dos parâmetros de soldagem no processo arame tubular resultou em condições de soldagem capazes de proporcionar uma correta união das juntas do AISD UNS S32750;
- Todas as combinações dos parâmetros de soldagem avaliados alcançaram valores da fração de ferrita e da microdureza dentro dos limites estabelecidos pelas normas NORSOK M-601 e PETROBRAS (2006) respectivamente;
- Os valores de CPT para as ZFs das juntas indicam que o processo arame tubular apresenta uma resistência à corrosão por pites similar a resistência obtida em diversos trabalhos utilizando outros processos de soldagem (SMAW, GMAW, GTAW e SAW);
- O método Taguchi apontou combinações dos níveis dos fatores de controle distintas para as três regiões da ZF (Raiz, Enchimento e Acabamento) ao se analisar a fração de ferrita e o valor de CPT. O que sugere que sejam adotados níveis distintos durante a soldagem de cada uma destas regiões e assim obter o melhor balanço α/γ e o maior valor de CPT para a junta como um todo;
- ZFs com menores frações das inclusões apresentaram maiores valores de CPT, o que proporciona maiores resistências à corrosão por pites nas ZFs das juntas;
- A região da Raiz para as ZFs de todas as juntas apresentou excelentes resultados como: ausência de defeitos (falta de fusão e inclusão de escória), frações de ferrita satisfatórias, menores frações das inclusões e maiores valores de CPT. O que sugere que o processo arame tubular pode ser utilizado para execução do passe de raiz, o qual comumente deve ser realizado com o processo TIG, conforme exige a norma interna da Petrobras (PETROBRAS, 2006).

8.1 Conclusões específicas

- Para impedir o aprisionamento de escória durante a soldagem das juntas deve-se evitar a combinação de parâmetros de soldagem que favoreçam a formação de uma poça de fusão muito volumosa e pequeno tempo de escape da escória antes de sua solidificação como: energia de 1,6 kJ/mm e corrente contínua pulsada. Principalmente durante a execução dos primeiros passes da região do Enchimento;
- O melhor balanceamento entre as frações de ferrita e austenita na ZF foi alcançado para a região da Raiz pela liga 2507, energia de 1,6 kJ/mm e corrente contínua pulsada. Na região do Enchimento pela liga 2507, energia de 0,8 kJ/mm e corrente contínua pulsada. E por fim, na região do Acabamento para a liga 2507, a energia de 0,8 kJ/mm e a corrente contínua constante;
- Deve-se utilizar parâmetros de soldagem que favoreçam uma menor fração das inclusões como: gás de proteção com menor teor de CO₂, maior energia de soldagem e uso de corrente contínua pulsada;
- Para obter o maior valor de CPT da junta deve-se utilizar como parâmetros de soldagem para as regiões do Enchimento e Acabamento: a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua pulsada. Já para a região da Raiz, deve-se utilizar: a liga 2507, a energia de 1,6 kJ/mm e a corrente contínua constante;
- A liga 2205 em conjunto com outros de parâmetros de soldagem que proporcionem menores frações das inclusões (Raiz dos ensaios RJ1 e RJ2), foi capaz de obter valores de CPT maiores ou idênticos aos obtidos pela liga 2507 (Enchimento do ensaio RJ3).

CAPÍTULO IX

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar soldagens multipasse de juntas utilizando o aumento da energia de soldagem utilizando pela Técnica de Energia do Tipo I e Tipo V correlacionado com alterações microestruturais (balanço de fases, precipitação de fases intermetálicas, fração das inclusões e etc.);
- Avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas, através de ensaios de resistência ao impacto (ensaio Charpy) e de resistência à fratura (ensaio de CTOD);
- Realizar soldagens multipasse de juntas utilizando gases de proteção com diversos teores de CO₂ e avaliar seu efeito sobre as propriedades mecânicas e resistência a corrosão microestrutura considerando aspectos microestruturais e a fração das inclusões;
- Identificação e quantificação das fases intermetálicas precipitadas na ZF e na ZAC das juntas soldadas utilizando MET e EBSD;
- Fazer uma análise do diâmetro das inclusões e sua distribuição e correlacionar com as propriedades mecânicas e resistência a corrosão;
- Realizar uma análise quantitativa da fração de ferrita nas regiões das juntas soldadas por diferentes métodos de quantificação (métodos magnéticos, difração de raios X e etc.).

CAPÍTULO X

REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. 2010. 255 f. Tese (Doutorado). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

AHN, Y. S.; KANG, J. P. Effect of aging treatment on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel. **Materials science and technology**, v. 16, n. 4, p. 382-388, 2000.

ANTONY, J.; HUGHES, M.; KAYE, M. Reducing Manufacturing Process Variability using Experimental Design Technique: A Case Study. v. 10, n. 3, p. 162 - 170, 1999.

ARIVAZHAGAN, B.; SUNDARESAN, S.; KAMARAJ, M. A study on influence of shielding gas composition on toughness of flux-cored arc weld of modified 9Cr–1Mo (P91) steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 12–13, p. 5245-5253, 2009.

ASTM. **E768-99**: Standard Guide for Preparing and Evaluating Specimens for Automatic Inclusion Assessment of Steel. Philadelphia: ASTM International. 1999.

ASTM. **E1245-03**: Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. Philadelphia: ASTM International. 2008.

ASTM. **A 790/ A 790M - 11**: Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe. Philadelphia: ASTM International. 2011a.

ASTM. **E384-11**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. Philadelphia: ASTM International. 2011b.

ASTM. **G150 - 13**: Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels. ASTM International. 2013.

ATAMERT, S.; KING, J. E. Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 39, n. 3, p. 273-285, 1991a.

ATAMERT, S.; KING, J. E. Intragranular nucleation of austenite. **Z. Metallkunde**, v. 82, n. 3, p. 230-239, 1991b.

ATAMERT, S.; KING, J. E. Super duplex stainless steels Part 1 Heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 10, p. 896-912, 1992.

ATAMERT, S.; KING, J. E. Sigma phase formation and its prevention in duplex stainless steels. **Journal of Materials Science Letters**, v. 12, p. 1144-1147, 1993.

AWS. **Welding Handbook - Welding Processes**. 9.ed. Miami: American Welding Society, 2004. p.

BADJI, R. *et al.* Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Characterization**, v. 59, n. 4, p. 447-453, 2008.

BATISTA, H. J. **AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO NA SOLDAGEM MULTIPASSE DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 PELO PROCESSO MIG/MAG**. 2012. 133 f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2012.

BATISTA, S. R. D. F. **Resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex fundidos em ambientes contendo íons cloretos de CO₂**. 2002. 165 f. Tese (Doutorado). CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2002.

BAUNÉ, E.; BONNET, C.; S., L. Reconsidering the basicity of a FCAW Consumable- Part 1 – Solidified slag composition of a FCAW Consumable as basicity indicator. **WELDING JOURNAL**, v. 79, n. 3, p. 57-64, March 2000.

BERNHARDSSON, S. The Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels In: Duplex stainless steels 91, 1991, Beaune, France. Les Éditions de physique. p.185-210.

BRANDI, S.; PADILHA, A. F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: II Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável - Inox-90, 1990. p.135-152.

BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C.; LIN, W. The corrosion resistance of simulated multipass welds of duplex and super-duplex stainless steels. In: International Conference Duplex Stainless Steels'97, 1997, Maastricht-The Netherlands. KCI. p.411-418.

CALLIARI, I.; ZANESCO, M.; RAMOUS, E. Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF 2205. **Journal of Materials Science**, v. 41, n. 22, p. 7643-7649, 2006.

CAO, H. L.; HERTZMAN, S. The relationship between impact properties and welding simulated microstructures in three duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, 1991, Beaune Bourgogne, France. p.363-372.

CARDOSO, R. L. *et al.* Avaliação da Influência de Gases Proteção Contendo Diferentes Teores de CO₂ nas Características dos Revestimentos Soldados Visando o Reparo de Turbinas Erodidas por Cavitação. **Soldagem & Inspeção**, v. 8, n. 2, p. 68 - 74, Abr./Jun. 2003.

CERVO, R. *et al.* Annealing temperature effects on superduplex stainless steel UNS S32750 welded joints. II: pitting corrosion resistance evaluation. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 16, p. 4378-4389, 2010.

CHANDEL, R. S. Electrode melting and plate melting efficiencies of submerged arc welding and gas metal arc welding. **Materials Science and Technology**, v. 6, n. 8, p. 772-777, 1990.

CHARLES, J. Structure and mechanical properties of duplex stainless steels. In: 4th International Conference on Duplex Stainless Steels, 1994, Glasgow - Scotland.

CHARLES, J. Why and where duplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless steels 97, 1997, The Netherlands. p.29 - 42.

CHARLES, J. Past, present and future of the duplex stainless steels. In: First International Duplex Conferences, 2007, Grado, Italy. AIM.

CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties. In: Duplex stainless steels 91, 1991, S. Les Ulis, France. Les Éditions de physique. p.3-48.

COLPAERT, H. **METALOGRAFIA DOS PRODUTOS SIDERURGICOS COMUNS**. 4ª.ed. São Paulo: EDGARD BLUCHER, 2008. 652 p.

COMER, A.; LOONEY, L. Crack propagation resistance of Zeron 100 weld metal fabricated using the GTA and SMA welding processes. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 45, n. 2, p. 139-147, 2006.

DABALÀ, M.; CALLIARI, I.; VARIOLA, A. Corrosion behavior of a superduplex stainless steel in chloride aqueous solution. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 13, n. 2, p. 237-240, 2004.

DAVIS, J. R. **Stainless Steel - ASM Specialty Handbook**. 2.ed. Ohio: ASM International, 1996. p.

DELBLANC, A. B.; LUNDELL, U.; ERIKSSON, H. Presentation of corrosion data for end-users. In: Conference Duplex Stainless Steel 97, 1997, The Netherlands. p.573 - 583.

DENG, B. *et al.* Critical pitting and repassivation temperatures for duplex stainless steel in chloride solutions. **Electrochimica Acta**, v. 53, n. 16, p. 5220-5225, 6/30/2008.

DENG, B. *et al.* Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 51, n. 12, p. 2969-2975, 2009.

DIAS, A. C. D. **Aspectos metalúrgicos da soldagem do aço USI-SAC 350 com arame tubular**. 2003. f. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Pará, Pará, 2003.

DUPOIRON, F.; AUDOUARD, J. P. Duplex stainless steels: a high mechanical properties stainless steels family. **Scandinavian Journal of metallurgy**, v. 25, p. 95-102, 1996.

EGHLIMI, A.; SHAMANIAN, M.; RAEISSI, K. Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 244, n. 0, p. 45-51, 2014.

ENJO, T.; KURODA, T.; IMANISHI, R. Microstructure and toughness in weld heat-affected zone of duplex stainless steel. **Transactions of JWRI**, v. 17, n. 2, p. 105-111, 1988.

ESCRIBA, D. M. *et al.* Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 60, n. 11, p. 1214-1219, 2009.

ESPY, R. H. Weldability of nitrogen-strengthened stainless steels. **Welding Journal**, v. 61, n. 5, p. 149-156, 1982.

ESSERS, W.; WALTER, R. Heat transfer and penetration mechanisms with GMA and plasma-GMA welding. **Welding Journal**, v. 60, n. 2, p. 37-42, 1981.

FERRO, P. T., A.; BONOLLO, F. Influence of Induction and Furnace Postweld Heat Treatment on Corrosion Properties of SAF 2205 (UNS 31803). **Welding Journal**, v. 87 n. 12, p. 298 - 306, December 2008.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag, 1988. p.

FOURIE, J. W.; ROBINSON, F. P. A. Literature review on the influence of weld-heat inputs on the mechanical and corrosion properties of duplex stainless steels. **Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy**, v. 90, n. 3, p. 59-65, 1990.

FRENCH, I. E.; BOSWORTH, M. R. A comparison of pulsed and conventional welding with basic flux cored and metal cored welding wires. **Welding Journal**, v. 74, n. 6, p. 197-205, 1995.

GARCIA, R. P.; SCOTTI, A. Análise comparativa da geração de fumos entre arames maciços (GMAW) e tubulares (FCAW). **Soldagem & Inspeção**, v. 15, p. 103-111, 2010.

GARFIAS-MESIAS, L. F.; SYKES, J. M. Metastable pitting in 25 Cr duplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 41, n. 5, p. 959-987, 1999.

GARFIAS-MESIAS, L. F.; SYKES, J. M.; TUCK, C. D. S. The effect of phase compositions on the pitting corrosion of 25 Cr duplex stainless steel in chloride solutions. **Corrosion Science**, v. 38, n. 8, p. 1319-1330, 1996.

GIDEON, B. *et al.* Duplex Stainless Steel Welds: Residual Stress Determination, Magnetic Force Microscopy and Susceptibility to Intergranular Corrosion. In: Proc. 6th European Stainless Steels Conference, Helsinki, Finland, 2008. p.10-13.

GINN, B. J.; GOOCH, T. G. Effect of intermetallic content on pitting resistance of ferritic-austenitic stainless steels. In: Stainless Steel '99 Science and Market', 3rd European Congress, 1999, Sardinia, Italy. TWI Granta Park. p.81-89.

GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** 2001. f. Dissertação (Mestrado). Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

GOMES, E. B. **Análise do Comportamento da Soldagem por Curto-Circuito aplicado ao Processo Eletrodo Tubular através da Metodologia Taguchi.** 2006. f. Dissertação, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá - MG, 2006.

GOOCH, T. G. Corrosion behavior of welded stainless steel. **Welding Journal**, v. 75, n. 5, p. S135-S154, May 1996.

GRANJON, H. **Fundamentals of welding metallurgy.** 1.ed. Abington in association with the Welding Institute, 1991. 210 p.

GREGORI, A.; NILSSON, J. Decomposition of ferrite in commercial superduplex stainless steel weld metals; microstructural transformations above 700 °C. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33, n. 4, p. 1009-1018, 2002.

GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. **International Metals Reviews**, v. 31, n. 1, p. 27-48, 1986.

GRONG, O. *et al.* A model for the silicon-manganese deoxidation of steel weld metals. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 17, n. 10, p. 1797-1807, 1986.

GUNN, R. **Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications.** Elsevier Science, 1997. p.

HARWIG, D. D.; LONGENECKER, D. P.; CRUZ, J. H. Effects of welding parameters and electrode atmospheric exposure on the diffusible hydrogen content of gas shielded flux cored arc welds. **WELDING JOURNAL**, v. 78, n. 9, p. 314-321, SEPTEMBER 1999.

HERTZMAN, S.; ROBERTS, W.; LINDENMO, M. Microstructure and properties of nitrogen alloyed duplex stainless steel after welding treatments. In: Duplex Stainless Steel 86 International Conference, 1986, The Hague - Netherlands. p.257-267.

HULL, F. C. Delta Ferrite and Martensite Formation in Stainless Steels. **Welding journal**, v. 52, n. 5, p. 193, 1973.

IMOA. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels.** 2.ed. London: International Molybdenum Association, 2009. p.

JEFFUS, L. F. **Welding: principles and applications**. 5.ed. Thomson/Delmar Learning, 2002. 904 p.

JEON, S.-H. *et al.* Effects of copper addition on the formation of inclusions and the resistance to pitting corrosion of high performance duplex stainless steels. **Corrosion Science**, v. 53, n. 4, p. 1408-1416, 2011.

JOSEFSSON, B.; NILSSON, J. O.; WILSON, A. Phase Transformations in Duplex Steels and the Relation Between Continuous Cooling and Isothermal Heat Treatment. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, 1991, Beaune Bourgogne, France. p.67-78.

KAÇAR, R. Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal. **Materials & Design**, v. 25, n. 1, p. 1-9, 2004.

KARLSSON, L. **Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects**. 438 de Bulletin W.R.C.ed. Welding Research Council, 1999. p.

KARLSSON, L. *et al.* The kinetics of intermetallic phase formation in duplex stainless weld metals and their influence on mechanical properties. In: Conf. Stainless Steels'92, 1992. p.335-344.

KIKUCHI, M.; KAJIHARA, M.; FRISK, K. Solubility of nitrogen in austenitic stainless steels. In: Conference high nitrogen steels'88, 1988, Lille - France. p.63-74.

KIM, S.-T. *et al.* Effects of solution heat-treatment and nitrogen in shielding gas on the resistance to pitting corrosion of hyper duplex stainless steel welds. **Corrosion Science**, v. 53, n. 5, p. 1939-1947, 2011.

KIM, S.-T. *et al.* Effects of rare earth metals addition on the resistance to pitting corrosion of super duplex stainless steel – Part 1. **Corrosion Science**, v. 52, n. 6, p. 1897-1904, 6// 2010.

KOLTS, J. Properties of ferralium alloy 255 duplex austenitic-ferritic stainless steel for sour gas well applications. In: Conference Duplex Stainless Steels'82, 1982, St. Louis-USA. American Society of Metals. p.233-246.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Journal**, v. 71, n. 5, p. 171-178, 1992.

LATHABAI, S.; STOUT, R. Shielding gas and heat input effects on flux cored weld metal properties. **Welding Journal**, v. 64, p. 303-313, 1985.

LEE, K. M.; CHO, H. S.; CHOI, D. C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 285, n. 1–2, p. 156-161, 1999.

LI, X.; MIODOWNIK, A. P.; SAUNDERS, N. Modelling of materials properties in duplex stainless steels. **Materials and Science Technology**, v. 18, p. 861-868, 2002.

LIAO, J. Nitride precipitation in weld HAZ of a duplex stainless steel. **ISIJ International**, v. 41, n. 5, p. 460 - 467, 2001.

LIAO, M. T.; CHEN, W. J. The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments. **Materials Chemistry and Physics**, v. 55, n. 2, p. 145-151, 1998.

LILJAS, M.; QVARFORT, R. Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803. In: Duplex Stainless Steel 86 International Conference, 1986, The Hague - Netherlands. p.244 - 256.

LINTON, V. M. *et al.* Failure of a super duplex stainless steel reaction vessel. **Engineering Failure Analysis**, v. 11, n. 2, p. 243-256, 2004.

LIOU, H.-Y.; HSIEH, R.-I.; TSAI, W.-T. Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. **Materials Chemistry and Physics**, v. 74, n. 1, p. 33-42, 2002.

LIPPOLD, J.; VAROL, I.; BAESLACK III, A. influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C. **WELDING JOURNAL**, v. 73, n. 4, p. 75-79, 1994.

LIPPOLD, J. C.; AL-RUMAIH, A. M. Toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel weld heat-affected zone microstructures containing secondary austenite. In: International Conference Duplex Stainless Steels'97, 1997, Maastricht-The Netherlands. KCI. p.1005-1010.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2005. 386 p.

LONDOÑO, A. J. R. **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. f. Dissertação Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997.

LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. 2001. f. Tese Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

LOTT, S. E.; ALKIRE, R. C. The Role of Inclusions on Initiation of Crevice Corrosion of Stainless Steel: I. Experimental Studies. **Journal of The Electrochemical Society**, v. 136, n. 4, p. 973-979, 1989.

LPTS. **Relatório Técnico - Soldagem e Caracterização de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex: Processos de Soldagem (MIG/MAG, TIG e Arame Tubular) e Caracterização Microestrutural.** 2011.

LPTS. **Relatório Técnico - Soldagem e Caracterização de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex: Etapa 5 - Análise de Inclusões Não Metálicas e Atividades Complementares.** 2012.

LYTTLE, K. A.; STAPON, W. F. G. Select the Best Shielding Gas Blend for the Application. **WELDING JOURNAL**, v. 69, n. 11, p. 21-27, November 1990.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: processos.** Porto Alegre: 1996. 477 p.

MAEHARA, Y. *et al.* Effects of the alloying elements on the σ phase precipitation in δ - γ duplex phase stainless steels. **Metal Science**, v. 17, n. 11, p. 541-547, 1983.

MAGNABOSCO, R. **Influência da Microestrutura no Comportamento Eletroquímico do Aço Inoxidável UNS S31803 (SAF 2205).** 2001. 181 f. Tese (Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

MARQUES, P. V. **Tecnologia da soldagem.** 1.ed. Belo Horizonte: ESAB, 1991. 352 p.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia.** 1.ed. Belo Horizonte: UFMG, 2005. 363 p.

MCCONNELL, I. A.; MCPHERSON, N. A. The application of statistical process design to a FCAW process. **Welding Journal**, v. 76, p. 412-416, October 1997.

MENEZES, J. W. A. **Análise quantitativa da fase ferrítica do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição soldada.** 2005. 117 f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005.

MICHALSKA, J.; SOZAŃSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 56, n. 4-5, p. 355-362, 2006.

MIRANDA, H. C. **Influencia da Indutância na Soldagem MIG/MAG na Posição Sobre-Cabeça.** 1999. f. Dissertação, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 1999.

MIRANDA, H. C. **Reconhecimento e Controle da Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Pulsado.** 2002. f. Tese, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2002.

MIURA, M. *et al.* The effects of nickel and nitrogen on the microstructure and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments. **Welding International**, v. 4, n. 3, p. 200-206, 1990.

MOAYED, M. H.; NEWMAN, R. C. Evolution of current transients and morphology of metastable and stable pitting on stainless steel near the critical pitting temperature. **Corrosion Science**, v. 48, n. 4, p. 1004-1018, 2006.

MODENESI, P. J. **Introdução aos Processos de Soldagem**. 2006. f. Apostila Curso de Pós-graduação, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG, 2006.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais**. 2008. f. Apostila Curso de Pós-graduação, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG, 2008.

MOREIRA, A. F. **Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW**. 2008. 146 f. Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2008.

MORENO, J. R. S. **Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados**. 2004. 164 f. Tese (Doutorado). Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2004.

MOTA, C. A. M. D. **Níquel e Manganês como Controladores da Tenacidade na Soldagem com Arames Tubulares Autoprotégidos**. 1998. f. Tese (Doutorado). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.

MUKHOPADHYAY, S.; PAL, T. K. Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 29, n. 3-4, p. 262-268, 2006/06/01 2006.

MUÑOZ, C. *et al.* Mechanical properties and corrosion resistance of W bearing superduplex stainless steels. In: 6th European Stainless Steel Conference, 2008, Helsinki, Swedish.

MUTHUPANDI, V. *et al.* Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 358, n. 1-2, p. 9-16, 2003.

MUTHUPANDI, V. *et al.* Effect of nitrogen addition on formation of secondary austenite in duplex stainless steel weld metals and resultant properties. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 1, p. 47-52, 2004/02/01 2004.

MUTHUPANDI, V. *et al.* Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. **Materials Letters**, v. 59, n. 18, p. 2305-2309, 2005.

NASCIMENTO, A. S. **Aspectos Operacionais e Metalúrgicos da Soldagem com arame metal cored**. 2005. f. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Pará, Pará, 2005.

NICHOLLS, J. M. Corrosion properties of duplex stainless steels: General corrosion, pitting and crevice corrosion. In: 4th International Conference on Duplex Stainless Steels, 1994, Glasgow - Scotland.

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 3, p. 685 - 700, 1992.

NILSSON, J. O. The physical metallurgy of duplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless Steels 97 1997, Zutphen - Netherlands. International Institute of Welding. p.73-82.

NILSSON, J. O.; CHAI, G.; KIVISÄKK, U. Recent development of duplex stainless steels. **Sandvik Materials Technology**, p. 585-590, 2007.

NILSSON, J. O. *et al.* Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 8, p. 2196-2208, 1996.

NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. O. Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal. **Materials and Science Technology**, v. 11, p. 276-283, 1995.

NILSSON, J. O.; WILSON, A. Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. **Materials Science and Technology**, v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.

NISHIMOTO, K.; SAIDA, K.; KATSUYAMA, O. Prediction of Sigma Phase Precipitation in Super Duplex Stainless Steel Weldments. **Welding in the World**, v. 50, p. 13-28, 2006.

NIXON, J. H.; NORRISH, J. Determination of Pulsed MIG Process Parameters. **Welding & Metal Fabrication**, p. 4-7, April 1988.

NORRISH, J. Gas metal arc welding. In: Advanced Welding Process. **IOP Publishing**, p. 131 - 173, 1992.

NORSOK. **M-601**: Welding and Inspection of Piping. Rev. 5. 2008.

NORSTRÖM, L. A.; PETTERSSON, S.; NORDIN, S. σ -Phase embrittlement in some ferritic-austenitic stainless steels. **Z. Werkstofftech**, v. 12, p. 229-234, 1981.

NOWACKI, J.; LUKOJC, A. Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints. **Materials Characterization**, v. 56, n. 4-5, p. 436-441, 2006.

NUNES, E. B. **Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205)**. 2009. 221 f. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

OGAWA, T.; KOSEKI, T. EFFECT OF COMPOSITION PROFILES ON METALLURGY AND CORROSION BEHAVIOR OF DUPLEX STAINLESS-STEEL WELD METALS. **Welding Journal**, v. 68, n. 5, p. S181-S191, May 1989.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N.; KARTHIKEYAN, B. Process parameter selection for optimising weld bead geometry in stainless steel cladding using Taguchi's approach. **Materials Science and Technology**, v. 22, n. 10, p. 1193-1200, 2006.

PAN, L. K. *et al.* Optimization of Nd:YAG laser welding onto magnesium alloy via Taguchi analysis. **Optics & Laser Technology**, v. 37, n. 1, p. 33-42, 2005.

PARDAL, J. M. *et al.* Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 60, n. 3, p. 165-172, 3// 2009.

PESSOA, A. R. P. **Revestimento de Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG com Transferência por Curto-Circuito**. 2009. 145 f. Dissertação (Mestrado). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

PETROBRAS. **TECHNICAL SPECIFICATION: General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines**. CENPES - PETROBRAS. 2006.

PHADKE, M. S. **Quality Engineering Using Robust Desing**. 1.ed. New Jersey: PTR Prentice-Hall, 1989. p.

PINHEIRO, P. H. M. **EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM MIG/MAG SOBRE AS PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 (SAF 2507)**. 2011. 93 f. (Graduação). Engenharia Mecânica e de Produção, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2011.

RAMIREZ, A.; LIPPOLD, J.; BRANDI, S. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 8, p. 1575-1597, 2003.

RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 4, p. 301-313, 2004/08/01 2004.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 8, p. 1575-1597, 2003.

ROSS, P. J. **Aplicações das Técnicas Taguchi na Engenharia da Qualidade**. São Paulo - SP: McGraw-Hill Ltda., 1991. 333 p.

SANTOS, J. R. D. **Influência da Energia de Soldagem Multipasse na Resistência a Corrosão de Juntas de Aço Inoxidável Superduplex UNS S32760 Soldadas pelo Processo MIG/MAG**. 2013. 172 f. (Mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

SATHIYA, P. *et al.* Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds. **Journal of Materials Science**, v. 44, n. 1, p. 114-121, 2009.

SCHLAPFER, H. W.; WEBER, J. Austenitic-ferritic duplex steels alloy design, properties, application. **Matériaux & Techniques**, v. 14, n. 2, p. 60-69, 1986.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. 1.ed. São Paulo: Artlibre, 2008. 284 p.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex Stainless Steels - A tale of two phases. In: Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'82, 1982, Ohio. ASM, Materials Park. p.693 - 756.

SOUTHWICK, P. D.; HONEYCOMBE, R. W. K. Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr5%Ni stainless steel. **Metal Science**, v. 14, n. 7, p. 253-261, 1980.

STARLING, C. M. D.; MODENESI, P. J.; BORBA, T. M. D. Caracterização do cordão na soldagem FCAW com um arame tubular rutilico. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, p. 298-312, 2009.

STEINSMO, U.; ROGNE, T.; DRUGLI, J. Aspects of Testing and Selecting Stainless Steels for Seawater Applications. **Corrosion**, v. 53, n. 12, p. 955-964, 1997/12/01 1997.

STEWART, J.; WILLIAMS, D. E. The initiation of pitting corrosion on austenitic stainless steel: on the role and importance of sulphide inclusions. **Corrosion Science**, v. 33, n. 3, p. 457-474, 1992.

STREET, J. A. **Pulsed Arc Welding: An Introduction**. Elsevier Science, 1990. p.

SUBAN, M.; TUŠEK, J. Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 119, n. 1-3, p. 185-192, 2001.

SVENSSON, L. E. **Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds**. CRC Press, 1994. p.

SYMNIOTIS, E. Galvanic Effects on the Active Dissolution of Duplex Stainless Steels. **Corrosion**, v. 46, n. 1, p. 2-12, 1990.

TAN, H. *et al.* 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, 2009.

TAN, H. *et al.* Influence of welding thermal cycles on microstructure and pitting corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels. **Corrosion Science**, v. 55, n. 0, p. 368-377, 2// 2012.

TAVARES, S. S. M. *et al.* Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 58, n. 7, p. 610-616, 2007.

UME, K. *et al.* Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe. **Materials performance**, v. 26, n. 8, p. 25-31, 1987.

UREÑA, A. *et al.* Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 182, n. 1-3, p. 624-631, 2007.

VAN NASSAU, L. *et al.* Welding duplex and super-duplex stainless steels. In: Duplex Stainless Steels 97 conference 1997, Zutphen - Netherlands. International Institute of Welding. p.17-28.

VANDER VOORT, G. Applied metallography: The metallography of stainless steels. **JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society**, v. 41, n. 3, p. 6-11, 1989.

VAROL, I. **Microstructure/property relationships in the weld heat-affected zone of duplex stainless steels**. 1992. 284 f. Tese (Doutorado). The Ohio State University, United States -- Ohio, 1992.

VASCONCELLOS, P. I. G. D.; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. P. D. R. Estudo da soldagem de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex na posição 5G. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, p. 191-199, 2010.

VIEIRA, S. R. B. **Um sistema de gerenciamento da qualidade para fábricas montadoras com ênfase no método Taguchi e QFD**. 1996. f. Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis - SC, 1996.

WANG, H.-S. Effect of Welding Variables on Cooling Rate and Pitting Corrosion Resistance in Super Duplex Stainless Weldments. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 46, n. 3, p. 593-601, 2005.

WEGRZZYN, J.; KLIMPEL, A. The effect of alloying elements on the sigma phase formation in 18-8 weld metals. **WELDING JOURNAL**, v. 60, n. 8, p. 146-154, 1981.

WIDGERY, D. **Tubular Wire Welding**. Cornell - England: Woodhead, 1994. p.

WILL, C. R. **Comportamento à corrosão de juntas de superduplex UNS S32760 soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas**. 2009. 79 f.

Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

YILMAZ, R.; TÜMER, M. Microstructural studies and impact toughness of dissimilar weldments between AISI 316 L and AH36 steels by FCAW. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 67, n. 5-8, p. 1433-1447, 2013.

APÊNDICE A - MÉTODO TAGUCHI / PROJETO ROBUSTO

1 MÉTODO TAGUCHI

Este método visa determinar as variáveis (denominadas de fatores) que mais influenciam a variabilidade do processo ou produto. O controle destes fatores garante a qualidade do processo/produto (menor variabilidade), além da otimização do seu desempenho. O método Taguchi pertence a uma classe de abordagens que assegura a qualidade através do projeto, neste caso através da identificação e do controle de variáveis críticas (ou ruídos) que fazem ocorrer desvios na qualidade do produto ou processo (VIEIRA, 1996).

A técnica denominada projeto robusto, desenvolvida por Taguchi, é uma ferramenta poderosa na otimização de produtos ou processos e pode ser definida como um conjunto de conceitos, estratégias e métodos que utiliza o conhecimento existente de engenharia para realizar os seguintes benefícios (ROSS, 1991):

- a) melhoria da qualidade;
- b) minimização do custo;
- c) minimização do tempo de desenvolvimento.

Estes benefícios são obtidos através da determinação e controle das variáveis (chamadas de fatores de controle).

1.1 Desenvolvimento do Projeto Robusto

Os níveis (valores) de fatores controláveis (parâmetros do projeto) são selecionados para minimizar os efeitos de fatores perturbadores nas características funcionais do produto, ou seja, determinam-se os níveis dos diferentes parâmetros que proporcionam ao produto as suas qualidades funcionais e que minimizam a perda de qualidade. Em outras palavras, procura-se estabelecer os níveis dos parâmetros do produto de modo que a característica de qualidade deste torne-se insensível ou robusta às fontes de variação (fatores de ruído), mantendo o valor médio da resposta sobre o valor objetivo de maneira consistente, obtendo alto desempenho e baixo custo, simultaneamente (ROSS, 1991; VIEIRA, 1996).

1.2 Projeto dos parâmetros

A resposta do produto considerada para o propósito de otimização em um delineamento de experimento robusto é chamada de característica de qualidade. Vários parâmetros podem influenciar a característica de qualidade ou resposta do produto. Estes parâmetros classificam-se dentro das seguintes três classes (note que a palavra parâmetro equivale à palavra fator na literatura de Projeto Robusto):

- a) Fatores de sinal (M): Este é o grupo de parâmetros para o usuário ou operador expressar o valor pretendido para a resposta do produto. Os fatores de sinal são selecionados pelo engenheiro de projeto, baseado no conhecimento da engenharia do produto que está se desenvolvendo (GOMES, 2006);
- b) Fatores de ruído (X): Certos parâmetros não podem ser controlados pelo projetista, sendo estes parâmetros chamados de fatores de ruído (GOMES, 2006);
- c) Fatores de controle (Z): Estes são parâmetros que o projetista pode especificar livremente. De fato, é responsabilidade do projetista determinar o melhor valor destes parâmetros. Cada fator de controle pode ter múltiplos valores, chamados níveis. Quando se muda os níveis de certos fatores de controle, o custo de fabricação não muda (GOMES, 2006).

Identificar respostas importantes, fatores de sinal, fatores de ruído e fatores de controle em um projeto específico são questões importantes. Em um delineamento de Projeto Robusto é também importante reconhecer quais fatores de controle mudam o custo de fabricação. A melhor situação, dos parâmetros que não afetam o custo de fabricação, é determinada através do projeto do parâmetro (GOMES, 2006).

1.3 Razão Sinal/Ruído

É a função objetiva (η) empregada no Método Taguchi. O uso da razão S/R tem a vantagem de que, uma vez obtido o melhor ajuste que minimize a sensibilidade ao

ruído para um dado valor médio de um parâmetro estudado, esse ajuste também é válido para outro valor médio deste parâmetro.

1.3.1 Sinal/ Ruído

Os parâmetros de controle que contribuem na redução de variação (aprimoramento da qualidade) podem ser rapidamente identificados observando o quanto de variação aparece como resposta. A metodologia Taguchi idealiza uma transformação dos dados da repetição em outro valor, que representa a variação da medição existente. Designa-se a transformação como relação sinal-ruído (S/R) ou função objetiva. A função objetiva para ser maximizada, nas resoluções dos problemas estatísticos de projeto de processo/produto, tem que ser escolhida corretamente. As diversas relações S/R disponíveis, de acordo com o tipo de característica, são:

- a) menor é melhor;
- b) maior é melhor;
- c) nominal é melhor.

Cada característica tem a equação específica para o cálculo de η (ROSS, 1991). Como serão mostradas abaixo.

1.3.1.1 Problemas do tipo “menor é o melhor”

Usado quando se deseja minimizar os resultados. Como exemplo de menor é melhor pode-se citar: o número de defeitos de uma peça, os índices de convexidade, a diluição e o número de respingos durante uma soldagem. O η neste caso é dado pela Equação 9 (ROSS, 1991).

$$\eta = -10 \log_{10} \left(\frac{1}{n_i} \times \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad \text{Equação 9}$$

Onde:

n_i = número de repetições num ensaio (número de repetições independente dos níveis de ruído)

y_i é a característica da qualidade (resposta observada).

1.3.1.2 Problemas do tipo “maior é o melhor”

Usado quando se deseja maximizar os resultados. Como exemplo de aplicação da função maior é melhor pode-se citar: o rendimento de um equipamento, as taxas de fusão e deposição e a qualidade do cordão de solda na soldagem. Assim, os níveis ótimos das variáveis de influência são aqueles que maximizam o η apropriado para cada análise estatística específica. O valor de η é determinado neste caso pela Equação 10 (ROSS, 1991).

$$\eta = -10 \log_{10} \left(\frac{1}{n_i} \times \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad \text{Equação 10}$$

Onde:

n_i = número de repetições num ensaio (número de repetições independente dos níveis de ruído)

y_i é a característica da qualidade (resposta observada).

1.3.1.3 Problemas do tipo “nominal é o melhor”

Usado quando se deseja obter um valor desejado dentre os resultados. Este tipo de problema é frequentemente encontrado na engenharia, onde se deseja, por exemplo, obter a dimensão específica de um componente com certa tolerância. A função objetiva a ser maximizada para estes problemas é dada pela Equação 11 (ROSS, 1991).

$$\eta = 10 \log_{10} \frac{\mu^2}{\sigma^2} \quad \text{Equação 11}$$

Com:

$$\mu = \frac{1}{n_i} \sum_{i=1}^{n_i} y_i \quad e \quad \sigma = \left[\frac{1}{n_i - 1} \times \sum_{i=1}^{n_i} (y_i - \mu)^2 \right]$$

Onde temos:

n_i = número de repetições num ensaio (número de repetições independente dos níveis de ruído)

y_i é a característica da qualidade (resposta observada).

1.3.2 Parâmetros de controle e de ruído

A Metodologia Taguchi distingue os parâmetros em dois grupos principais: (i) parâmetros de controle e parâmetros de ruído. Parâmetros de controle são aqueles estabelecidos pelo fabricante e que não podem ser diretamente modificados pelo consumidor. Os parâmetros de ruído são aqueles sobre os quais o fabricante não possui controle direto, mas que variam de acordo com o ambiente e hábito do consumidor. Parâmetros de ruído podem ser classificados em três categorias (GOMES, 2006):

- a) ruídos externos são aqueles relacionados aos fatores ambientais, como temperatura ambiente, umidade, pressão ou pessoas. Ruídos externos provocam variações externamente ao produto;
- b) ruídos internos estão relacionados com a função e com o tempo, tais como deterioração, desgaste, desaparecimento gradual da cor, encolhimento e ressecamento; ruídos internos causam variação no interior do produto;
- c) ruído do produto manifesta-se como variação de peça para peça. São ocasionados durante a fabricação, mudando uma determinada característica entre dois ou mais produtos.

1.4 Arranjo ortogonal

O arranjo ortogonal (AO) facilita e reduz o número de experimentos. As colunas da matriz representam os fatores a serem estudados, e as linhas, os experimentos que serão realizados. Na matriz ortogonal, colunas podem ser deixadas vazias (que correspondem às variáveis a serem estudadas) sem prejuízo na análise. Linhas vazias, o que corresponde a deixar de realizar algum experimento, prejudica a ortogonalidade e compromete a análise e a confiabilidade dos experimentos (VIEIRA, 1996).

A escolha adequada da matriz ortogonal empregada deverá obedecer algumas exigências. Essas exigências envolvem as seguintes determinações:

- a) do número de fatores a serem estudados;

- b) do número de níveis para cada fator;
- c) das possíveis interações a serem estimadas;
- d) das dificuldades na execução dos experimentos.

As três primeiras observações estão relacionadas aos graus de liberdade associados. Os graus de liberdade são definidos, como o número total de comparações independentes que podem ser realizadas dentro de um conjunto de dados. O número de graus de liberdade para um fator é igual ao número de níveis menos um (n° de níveis - 1). O número de graus de liberdade para uma interação entre dois fatores é igual ao produto entre o número de graus de liberdade de cada fator (MCCONNELL e MCPHERSON, 1997).

O número na designação do arranjo indica o número de graus de ensaios contidos no mesmo, sendo o número de graus de liberdade disponíveis num certo arranjo equivalente ao número de ensaios menos um (o arranjo L8 possui 7 graus de liberdade disponíveis) (ROSS, 1991). Um exemplo de matriz ortogonal é ilustrado na Tabela 60.

Tabela 60 - Matriz ortogonal L8.

Projeto Robusto							
Experimento	1	2	3	4	5	6	7
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

Fonte: ROSS (1991).

O número à esquerda de cada fila é chamado de número do experimento ou número da distribuição, e vai de 1 a 8. Os alinhamentos verticais são chamados de colunas do arranjo ortogonal, e todas as colunas contêm quatro vezes os numerais 1 e 2. Quando cada uma das duas colunas consiste de numerais 1 e 2 e as quatro combinações (11), (12), (21) e (22) aparecem com a mesma frequência, diz-se que estas duas colunas estão balanceadas ou são ortogonais. Existem outros arranjos

ortogonais como o arranjo ortogonal L8. Entre os arranjos ortogonais mais frequentemente usados estão o L9, L16, L18, L27 e L32. Para os propósitos deste trabalho, foi utilizado o arranjo ortogonal L16 (Etapa 2) e L4 (Etapa 3), ou seja, nestas matrizes os ensaios são realizados através de 16 e 4 experimentos respectivamente.

1.5 Experimentação e análise

A metodologia do projeto robusto permite ao engenheiro gerar as informações necessárias para tomar decisões com pouco esforço experimental. O mensuramento da qualidade durante o projeto e o desenvolvimento e a experimentação eficiente para encontrar informações confiáveis sobre os parâmetros de projeto são duas importantes questões para serem desenvolvidas no projeto robusto (VIEIRA, 1996).

Vários autores, com pequenas alterações nos termos e/ou nas etapas a serem seguidas, mostram como se realiza o delineamento de experimentos pelo método Taguchi. Para maior aprofundamento, recomendam-se as referências: (ANTONY *et al.*, 1999; PAN *et al.*, 2005; ROSS, 1991; VIEIRA, 1996). As principais etapas são:

1.5.1 Objetivo/meta do experimento

Procura-se nesta etapa determinar os fatores mais importantes que afetam as características da qualidade (ou respostas) e conseqüentemente reduzir a variabilidade nas respostas.

1.5.2 Seleção das características de qualidade

Identificado o objetivo do experimento, nesta etapa são selecionadas as respostas apropriadas para o experimento. As respostas de interesse mostram as características que se quer obter do produto/processo analisado.

1.5.3 Identificação dos fatores de controle e S/R

Esta etapa consiste na seleção de fatores que podem influenciar as características da qualidade bem como a seleção dos níveis dos fatores. Os fatores de controle são aqueles que podem ser controlados sob condições normais de

produção. Primeiramente temos a seleção de fatores ruídos, que são os fatores que causam variação no desempenho funcional do produto/processo. E posteriormente temos a seleção de fator sinal, os quais, afetam somente a média do processo/produto.

1.5.4 Escolha do arranjo ortogonal (AO)

Seleção apropriada do AO de acordo com o número de fatores e seus níveis que encaixe perfeitamente com o pretendido para o estudo, com economia de tempo, trabalho e número de ensaios.

1.5.5 Preparação experimental

Nesta etapa são elaboradas as matrizes de projeto codificadas e decodificadas para o experimento e análise dos resultados respectivamente.

1.5.6 Análise estatística e interpretação dos resultados

Na metodologia Taguchi o objetivo sempre é reduzir a variabilidade nas respostas. O S/R é uma medida do desempenho da variabilidade do produto/processo na presença dos fatores ruídos. A ideia é maximizar o S/R e, desse modo, minimizar os efeitos dos fatores ruídos.

1.5.6.1 Contribuição do fator de controle

A contribuição dos fatores de controle, também conhecida como análise de Pareto, é um dos métodos utilizados para identificar os parâmetros significativos do processo e é um método rápido e fácil para analisar os resultados dos experimentos, pois permite identificar qual fator de controle (parâmetro) tem o efeito mais significativo em relação aos demais no valor das variáveis respostas analisadas (PALANI *et al.*, 2006).

A contribuição de um determinado fator de controle é a razão entre a soma dos quadros devido ao fator de controle desejado e a soma dos quadrados para todos os

fatores de controle juntos (incluindo soma dos quadrados devido ao erro), como mostra a Equação 12.

$$\text{Contribuição (\%)} = \frac{SQFC}{SQT} \times 100\% \quad \text{Equação 12}$$

Onde temos:

SQFC é a soma dos quadros para o fator de controle desejado;

SQT é a soma dos quadrados total.

1.5.7 Confirmação experimental

Alguns ensaios são feitos para a condição ótima e comparados com os resultados previstos por Taguchi, para concluir se são satisfatórios e válidos.

1.6 Determinação do intervalo admissível para as variáveis respostas

Após os ensaios de confirmação previstos pelo método Taguchi deve-se calcular um intervalo admissível para cada critério de qualidade (razão R/L, penetração, fração de ferrita e fração das inclusões), com o objetivo de determinar se o Taguchi pode ser utilizado com segurança. Caso o valor obtido nos ensaios de confirmação esteja dentro do intervalo admissível, admite-se que o Taguchi seja apto para prever os valores dos critérios de qualidade estabelecidos, caso isso não ocorra significa dizer que, há fortes interações entre os fatores de controle impossibilitando o uso do método Taguchi para previsão dos valores ótimos dos critérios de qualidade (MIRANDA, 1999). Assim O intervalo de confiança para o η previsto foi calculado através dos seguintes passos:

- 1º Passo: Determinação da variância do erro (σ_e^2) dado pela Equação 13.

$$\sigma_e^2 = \frac{SQE}{gl_e} \quad \text{Equação 13}$$

Onde:

SQE = soma dos quadrados devido ao erro;

gl_e = graus de liberdade associados ao erro.

- 2º Passo: Determinação da variância do erro de previsão (σ_{prev}^2) pela Equação 14.

A variância do erro de previsão é diferença entre η do experimento e o η_{ot} previsto, a qual é composta por duas parcelas. A primeira parcela denominada “erro de repetição dos experimentos” é o erro associado ao número de repetições para cada condição (cada linha da matriz ortogonal); enquanto que a segunda parcela denominada de “erro na previsão de η_{ot} ” é o que está associado ao número de experimentos empregados (tamanho da amostra) para determinação de η_{ot} e da variância do erro.

$$\sigma_{prev}^2 = \left(\frac{1}{n_r}\right) \cdot \sigma_e^2 + \left(\frac{1}{n_o}\right) \cdot \sigma_e^2 \quad \text{Equação 14}$$

Onde:

η_{ot} = valor obtido para η , quando se utiliza os níveis dos fatores de controle previstos para minimizar o critério de qualidade.

n_r = número de repetições para cada condição;

$1/n_o$ = tamanho equivalente da amostra para estimação de η_{ot} obtido pela Equação 15.

$$\frac{1}{n_o} = \frac{1}{n} + \left(\frac{1}{n_{A1}} - \frac{1}{n}\right) + \left(\frac{1}{n_{B3}} - \frac{1}{n}\right) + \dots \quad \text{Equação 15}$$

Onde:

n é número total de experimentos da matriz ortogonal (número de linhas);

n_{A1} é número de repetição do nível ótimo A1 dentro de sua coluna na matriz ortogonal;

n_{B3} é número de repetição do nível ótimo B3 dentro de sua coluna na matriz ortogonal;

- 3º Passo: Determinação do desvio padrão associado à previsão de η_{ot} (σ_{prev}) obtido pela Equação 16.

$$\sigma_{prev} = \sqrt{\sigma_{prev}^2} \quad \text{Equação 16}$$

- 4º Passo: Determinação do intervalo de confiança associado a previsão de η_{ot} é calculado pela Equação 17.

$$IC = \pm 2 \cdot \sigma_{prev} \quad \text{Equação 17}$$

- 5º Passo: Determinação do intervalo de confiança com base no η_{ot} fornecido pela Equação 18.

$$\eta_{min} \leq \eta_{\pm} \leq \eta_{max} \quad \text{Equação 18}$$

Onde:

$$\eta_{min} = \eta_{ot} - IC$$

$$\eta_{max} = \eta_{ot} + IC$$

- 6º Passo: Determinação do intervalo admissível para o critério de qualidade calculado através da Equação 19 e da Equação 20.

Para calcular os valores máximos e mínimos do intervalo admissível para os critérios de qualidade; utiliza-se a Equação 19 apresentada abaixo, a qual foi desenvolvida a partir da Equação 9.

$$y_i = \sqrt{n_i \cdot (10^{-\eta/10})} \quad \text{Equação 19}$$

Assim tem-se que o intervalo admissível para um critério de qualidade qualquer é dado pela Equação 20.

$$y_{min} \leq y \leq y_{max} \quad \text{Equação 20}$$

Onde:

y = É o critério de qualidade (**variável resposta**) que se deseja calcular, podendo ser substituído por penetração, razão R/L, fração das inclusões e outros.

y_{min} = é o valor para o critério de qualidade calculado utilizando o valor do η_{min} no lugar de η Equação 19.

y_{max} = é o valor para o critério de qualidade calculado utilizando o valor do η_{max} no lugar de η Equação 19.