



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ROSINETE MENEZES RAMOS SODRÉ

**ASPECTOS METALÚRGICOS E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
SOLDAS DE NIQUEL DEPOSITADAS PELO PROCESSO MIG PULSADO
UTILIZANDO A TÉCNICA SWITCH-BACK.**

BELÉM

2018

ROSINETE MENEZES RAMOS SODRÉ

**ASPECTOS METALÚRGICOS E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
SOLDAS DE NIQUEL DEPOSITADAS PELO PROCESSO MIG PULSADO
UTILIZANDO A TÉCNICA SWITCH-BACK.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará como requisito para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Área de Processamento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota.

BELÉM

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará
Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

- S679a Sodré, Rosinete Menezes Ramos
ASPECTOS METALÚRGICOS E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDAS DE NIQUEL DEPOSITADAS PELO PROCESSO MIG PULSADO UTILIZANDO A TÉCNICA SWITCH-BACK. : ASPECTOS METALÚRGICOS E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDAS DE NIQUEL DEPOSITADAS PELO PROCESSO MIG PULSADO UTILIZANDO A TÉCNICA SWITCH-BACK. / Rosinete Menezes Ramos Sodré. — 2018
142 f. : il. color
- Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM), Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.
Orientação: Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota
Coorientação: Prof. Dr. Alexandre Saldanha do Nascimento .
1. Níquel, Hastelloy (C 726), Switch-back, MIG pulsado.. I. Mota, Carlos Alberto Mendes da , *orient.* II. Título
-

ROSINETE MENEZES RAMOS SODRÉ

**ASPECTOS METALÚRGICOS E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
SOLDAS DE NIQUEL DEPOSITADAS PELO PROCESSO MIG PULSADO
UTILIZANDO A TÉCNICA SWITCH-BACK.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará como requisito para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Área de Processamento e Caracterização de Materiais.


Data da defesa 15 de Fevereiro de 2018.

Banca examinadora:



Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota

- Orientador
PPGEM/UFPA



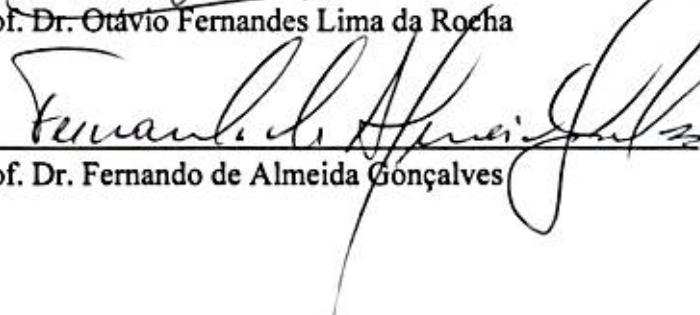
Prof. Dr. Alexandre Saldanha do Nascimento

- Membro interno
PPGEM/UFPA



Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha

- Membro interno
PPGEM/UFPA



Prof. Dr. Fernando de Almeida Gonçalves

- Membro externo
IFPA

Dedico este trabalho á Wanilson da Costa Sodré, esposo pela paciência colabora o e carinho.

Desejo compartilhar os eventuais méritos do trabalho também com os meus pais, Rosa Raposo e Manoel Claudomiro, e irmãos, Rosilda, Rosimar, Claudia, Eduardo e Rosiane.

AGRADECIMENTOS

A Deus primeiramente, por me conceder força, coragem, muita persistência, pela proteção divina, pelo amparo e por todas as graças recebidas.

À minha mãe, um anjo a qual eu devo a minha vida, Rosa Raposo de Menezes pelo amor e carinho distribuídos a mim por acreditar e ter fé em minhas conquistas, ao meu pai, que não teve o privilegio de ver mais uma das grandes conquistas da minha vida, pois morreu quando eu cursava o meu segundo ano de graduação, Manoel Claudomiro Pantoja Ramos, o qual me deu vida para poder dispor desse momento tão especial. Agradeço ainda aos meus pais, por terem me ensinado a viver de forma digna e eticamente correta.

Aos meus familiares, em especial aos meus irmãos: Rosilda Menezes, Rosimar Menezes, Claudia Menezes, Eduardo Menezes e Rosiane Menezes por todas as contribuições e apoio para que eu chegasse até aqui.

Ao meu esposo Wanilson da Costa Sodré, meu amigo, meu confidente e uma das pessoas mais importantes de minha convivência, tão presente cada ano, mês, semana, dia, hora, minuto e segundo com seu amor, seu carinho e acima de tudo com sua paciência, peça fundamental para esse trabalho e para a minha vida, sempre me dando forças para continuar em frente.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Calos Alberto Mendes da Mota, amigo e muitas das vezes “pai”, por acreditar em meu potencial, por suas sugestões e conselhos em momentos decisivos da minha vida profissional e acadêmica e por contribuir no desenvolvimento deste trabalho e ao Prof. Dr. Alexandre Saldanha do Nascimento pela contribuição para a realização desta dissertação.

A todos os integrantes do Grupo de Estudo em Tecnologia da Soldagem – GETSOLDA, onde adquirir amigos pela convivência e troca de conhecimentos, bolsistas e colaboradores: Humberto Vinicius Muñoz Aguirre, Mailthon Ritter, Marco Antônio, Arley Henrique, Ednelson Moraes, Mauricio Almeida, David Figueroa, Adriano Benjamin, Lucas Nagib, Francisco Rodrigues e Pedro Elias.

Aos Mestrandos: Regiane Barros, e principalmente Felipe RibeiroTeixeira por ter me ajudado de forma direta em meus experimentos, disponibilizando de seu tempo quase que por completo para as realizações das soldas e dos demais experimentos.

Aos alunos que já se formaram e passaram pelo GETSOLDA, (Mestres: Diego Almir, Valter Montelo, Thiago Ferrão, Gilcimar Pereira, Fabricio Paiva e Helena de Lima).

Aos alunos da UFPA Campus de Ananindeua, Mauricio, Kazuko e Kate, pela ajuda nos experimentos de soldagem.

À Universidade Federal do Pará e ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará.

Ao laboratório do GEPMAT pelo acesso para a preparação das amostras.

Ao Projeto MEMA Mestre Engenheiros Mecânicos Amazônidas, CAAF 064/2016 do edital 006/2016 FAPESPA e Governo do Pará pelo suporte financeiro.

A todos os outros que não estão citados aqui, mas que deixaram boas lembranças e que direta ou indiretamente, colaboraram para a conclusão deste trabalho, muito obrigado!

“Faça sempre estas perguntas a si próprio: Aonde você quer chegar? Qual é a pedra no seu caminho? Do que Você precisa para atingir seus objetivos?”.

(Mahatma Gandhi)

RESUMO

Neste trabalho soldas dissimilares em chapas de aço ASTM A182-F22 foram depositadas em passes isolados pelo processo de soldagem MIG pulsado, com e sem a utilização da técnica de soldagem Switch Back, com proteção gasosa 75% argônio (Ar) +25% Hélio (He) e o arame eletrodo AWS ER NiCrMo-4 (Hastelloy C 276) como metal de adição. Foram levantados os parâmetros da soldagem em passes isolados de simples deposição, a serem aplicados na soldagem de amanteigamento. As seções transversais e longitudinais das soldadas foram avaliadas em suas características metalúrgicas por microscopia ótica e no perfil de microdureza nas regiões de interesse: metal de solda, interfase metal de solda/ZTA e ZTA/metal de base. Os resultados apontaram a presença de regiões distintas nas amostras soldadas com a utilização da técnica Switch Back nas seções transversal e longitudinal dos corpos de prova. Os resultados indicaram variações significativas na morfologia microestrutural das seções transversal e longitudinal, variação de microdureza, e ausência de defeitos metalúrgicos tais como: Trinca, inclusão e porosidade.

Palavras Chave: Níquel, Hastelloy (C 726), Switch-back, MIG pulsado.

ABSTRACT

In this work, dissimilar welds in ASTM A182-F22 steel plates were deposited in isolated passes by the pulsed MIG welding process, with and without the use of the Switch Back welding technique, with gas protection 75% argon (Ar) + 25% Helium (He) and the AWS ER NiCrMo-4 electrode wire (Hastelloy C 276) as the addition metal. The welding parameters were raised in isolated passes of simple deposition, to be applied in the buttery welding. The transverse and longitudinal sections of the welds were evaluated in their metallurgical characteristics by optical microscopy and in the microhardness profile in the regions of interest: weld metal, weld metal interface / ZTA and ZTA / base metal. The results showed the presence of different regions in the welded samples with the use of the Switch Back technique in the transversal and longitudinal sections of the specimens. The results indicated significant variations in of the transverse and longitudinal seccions microstructural morphology, microhardness variation, and absence of metallurgical defects such as: Crack, inclusion and porosity.

Keywords: Nickel, Hastelloy (C 726), Switch-back, pulsed MIG.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 2.1 - Equipamento utilizado no processo de soldagem MIG/MAG | 19 |
| Figura 2.2 - Ilustração da transferência por curto circuito | 21 |
| Figura 2.3 - Ilustração da transferência globular | 22 |
| Figura 2.4 - Ilustração da transferência goticular (spray) | 23 |
| Figura 2.5 - Representação esquemática da pulsação de corrente | 24 |
| Figura 2.6 - Oscilação triangular da tocha de soldagem durante a operação | 25 |
| Figura 2.7 - Oscilação switch back | 25 |
| Figura 2.8 - (a) Movimento Switch Bck (b) Parametrização | 26 |
| Figura 2.9 - Movimento de oscilação Switch Back | 27 |
| Figura 2.10 - Fotografia típica da poça de fusão registrada durante um passe de raiz | 27 |
| Figura 2.11 - Distribuição de temperatura quando a poça atinge o tamanho máximo | 28 |
| Figura 2.12 - Efeito do gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda | 28 |
| Figura 2.13 - Deformação na rede cristalina imposta por átomos de soluto. (a) Deformação trativa promovida por um átomo menor. (b) possível localização dos átomos de soluto menores. (c) Deformação compressiva promovida por um átomo maior. (d) Possível localização dos átomos de soluto maiores | 34 |
| Figura 2.14 - Detalhe do diagrama de fases de uma liga endurecível por precipitação | 37 |
| Figura 2.15 - Imagens por MEV de precipitados de nitreto de titânio liga FM-52 | 37 |
| Figura 2.16 - Precipitados de fase γ' em matriz γ (a) Morfologia cúbica. (c) Morfologia alongada. | 38 |
| Figura 2.17 - Micrografia de Principais fases secundárias de uma liga a base de níquel: intermetálicos e carbonetos | 42 |
| Figura 2.18 - Precipitação das fases M6C e M23C6 nos contornos de grão de uma liga Hastelloy X tratada termicamente a 750C° por 26 h | 43 |
| Figura 2.19 - Imagem obtida por MEV de um revestimento de liga de níquel sem adição de alumínio | 44 |
| Figura 2.20 - Formação das fases μ e σ , após tratamento térmico da liga Hastelloy X. (c) e (d) comparação dos espectros por EDS, mostrando os elementos ricos para cada uma dessas fases | 44 |
| Figura 2.21 - Representação esquemática do crescimento epitaxial e do crescimento competitivo de solda próximo da linha de fusão. | 46 |
| Figura 2.22 - Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo de um aço inoxidável Ferrítico. Aumento de 100x | 46 |
| Figura 2.23 - Esquema demonstrativo dos tipos de crescimento determinado pelo gradiente térmico (a) crescimento planar, (b) crescimento celular e (c) crescimento dendrítico. | 47 |
| Figura 2.24 - Formatos comuns da poça de fusão em processos mecanizados: (a)elíptica, (b) em gota, (c) cratera formada a partir de uma poça elíptica e (d) em gota. | 48 |
| Figura 2.25 - Diagrama TRC- Aço ASTM A182-F22. | 49 |
| Figura 2.26 - Microestrutura típica do aço ASTM A182-F22. | 50 |
| Figura 2.27 - representação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A+B), zona de ligação (c), zona termicamente afetada (D), metal de base (E). | 51 |

| | |
|---|----|
| Figura 2.28 - Diagrama de Schaeffler mostrando as previsões das microestruturas em função da composição química (Cr_{eq} e Ni_{eq}), e as regiões de possível desenvolvimento de problemas, típicos na soldagem de aços inoxidáveis: (1) trincas de solidificação e perda de ductilidade acima de 1250C°; (2) formação de fase, após aquecimento entre 500 e 900C°, e formação da fase (fragilização a 475C°); (3) crescimento de grão na ZTA e sensitização; (4) fragilização por formação de martensita (trincas a frio). | 52 |
| Figura 2.29 - Trinca de solidificação em uma liga a base níquel. | 54 |
| Figura 2.30 - Presença de porosidade esférica e interdendrítica. | 54 |
| Figura 2.31 - Falta de fusão de revestimento processado com baixas correntes (70A). | 55 |
| Figura 2.32 - Macrografia revela falta de fusão entre passes. | 55 |
| Figura 2.33 - Cordão sobre chapa realizado com o processo TIG | 55 |
| Figura 2.34 - Regiões da ZTA de um aço carbono comum e respectivas temperaturas. | 58 |
| Figura 2.35 - Distribuição da microestrutura na ZTA. | 58 |
| Figura 3.1 - Bancada de trabalho para a realização da soldagem MIG P e MIG PSB. | 59 |
| Figura 3.2 - Representação dos materiais de base no Diagrama de Graville. | 61 |
| Figura 3.3 - Arranjo para a realização soldagem MIG pulsado utilizando a técnica Switch back. | 64 |
| Figura 3.4 - Condição de soldagem empurrando | 67 |
| Figura 3.5 - Fluxograma das atividades desenvolvidas. | 69 |
| Figura 3.6 - Representação esquemática dos ciclos de tratamentos térmicos. | 72 |
| Figura 3.7 - “Orelhas” soldadas no aço ASTM A182 F22 | 72 |
| Figura 3.8 - Gráfico de Calibração de amplitude | 74 |
| Figura 3.9 - Esquema de retirada das amostras soldadas para o preparo metalográfico. | 77 |
| Figura 3.10 - Ilustração das faces de interesse para a análise metalográfica. | 77 |
| Figura 3.11 - Equipamento para realização do ataque eletrolítico. | 78 |
| Figura 3.12 - Esquema de medições geométrica seção transversal do cordão solda em simples deposição. | 79 |
| Figura 3.13 - Microdurômetro HVM Microhardness Teste, SHIMADZU; (b) pirâmide de diamante e impressão do indentador Vickers. | 79 |
| Figura 3.14 - Região de impressão de microdureza Vickers na seção transversal. | 80 |
| Figura 3.15 - Região de impressão de microdureza Vickers, seção longitudinal solda MIG P aço ASTM A182 F22 amostra 1P. | 81 |
| Figura 3.16 - Região de impressão de microdureza vickers seção longitudinal solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 amostra 14PSB. | 81 |
| Figura 4.1 Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente 30 cm/min. Soldagem MIG P e MIG PSB sobre aço SAE 1020. | 83 |
| Figura 4.2 - Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente 50 cm/min. Soldagem MIG P e MIG PSB sobre aço SAE 1020. | 84 |
| Figura. 4.3 - Aspecto superficial dos passes em simples deposição, soldagem MIG P sobre o aço SAE 1020. | 85 |
| Figura. 4.4 - Aspecto superficial dos cordões de solda MIG PSB sobre o aço SAE 1020. | 85 |
| Figura 4.5 - Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente de 30 cm/min. Soldagem MIPG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22 | 88 |

| | |
|--|-----|
| Figura 4.6 - Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente de 50 cm/min. Soldagem MIPG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22 | 89 |
| Figura 4.7 - Aspecto superficial e macrografia das soldas MIG P sobre o aço ASTM A182 F22. | 91 |
| Figura 4.8 - Aspecto superficial das seções transversais da 18 soldas MIG PSB, aço ASTM A182 F22. | 93 |
| Figura 4.7 - Aspecto superficial dos cordões na seção transversal das 18 condições soldadas | 96 |
| Figura 4.9 - Esquema do efeito do comprimento de reversão sobre a geometria do cordão. Reversão menor que a metade do avanço ($R=A/2$) | 96 |
| Figura 4.10 - Esquema do efeito do comprimento de reversão sobre a geometria do cordão. Reversão menor que a metade do avanço ($R<A/2$) | 96 |
| Figura 4.11 - Esquema do efeito do comprimento de reversão sobre a geometria do cordão. Reversão maior que a metade do avanço ($R>A/2$) | 97 |
| Figura 4.12 - Macrografia das seções transversais das 18 soldas MIG P aço ASTM A182 F22 | 98 |
| Figura 4.13 - Comparação das macrografias transversal MIG P e MIG PSB aço ASTM A182 F22 | 100 |
| Figura 4.14 - Geometria dos passes em simples deposição: a) $V_{eq}= 30$ cm/min; (b) $V_{eq}= 50$ cm/min | 100 |
| Figura 4.15 - Variação da diluição dos passes em simples deposição; (a) velocidade equivalente de 30 cm/min; (b) velocidade equivalente de 50 cm/min. | 101 |
| Figura 4.16 – Representação esquemática de deposição de material na soldagem Switch Back | 102 |
| Figura 4.17 - Efeito dos fatores sobre a largura. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 | 104 |
| Figura 4.18 - Efeito dos fatores sobre o reforço. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 | 104 |
| Figura 4.19 - Efeito dos fatores sobre a penetração. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 | 104 |
| Figura 4.20 - Efeito dos fatores sobre a diluição. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 | 105 |
| Figura 4.21 - Perfil de microdureza velocidade equivalente 30 cm/min aço ASTM A182 F22 | 106 |
| Figura 4.22 - Perfil de microdureza velocidade equivalente 50 cm/min aço ASTM A182 F22 | 107 |
| Figura 4.23 - Microestrutura de solidificação seção transversal MIG P amostra 1P e 2P: (a) equiaxial dendrítica próximo à superfície; (b) colunar-dendrítica no centro do cordão; (c) celular e planar acima da linha de fusão. | 108 |
| Figura 4.24 - Região de grãos grosseiros da condição MIG P: (a) velocidade equivalente de 30 cm/min; (b) velocidade equivalente de 50 cm/min | 109 |
| Figura 4.25 - Microestrutura de solidificação seção transversal MIG PSB amostra 3PSB, 6PSB e 9PSB ($P_R/P_A=60\%$), (a) equiaxial dendrítica próximo à superfície; (b) colunar-dendrítica no centro do cordão; (c) celular e planar acima da linha de fusão. $V_{eq} = 30$ cm/min. | 109 |
| Figura 4.26 - Microestrutura de solidificação seção transversal MIG PSB amostra | |

| | |
|---|-----|
| 12PSB, 15PSB e 18PSB ($P_R/P_A=60\%$), (a) equiaxial dentritica próximo à superfície; (b) colunar-dentritica no centro do cordão; (c) celular e planar acima da linha de fusão. $V_{eq} = 50$ cm/min. | 110 |
| Figura 4.27 - Microestrutura dos grãos da amostra MIG P $V_{eq} = 30$ cm/min amostra 1P: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e inicio do metal de base. | 111 |
| Figura 4.28 - Microestrutura dos grãos da amostra MIG P $V_{eq} = 30$ cm/min amostra 3PSB: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e inicio do metal de base. | 112 |
| Figura 4.29 - Microestrutura dos grãos da amostra MIG P $V_{eq} = 50$ cm/min amostra 2P: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e inicio do metal de base.. | 113 |
| Figura 4.30 - Microestrutura dos grãos da amostra MIG P $V_{eq} = 50$ cm/min amostra 12PSB: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e inicio do metal de base | 113 |
| Figura 4.31 - Macrografia das seções longitudinais e perfil de penetração. Soldas MIG P e MIG PSB aço ASTM A182 F22. | 115 |
| Figura 4.32 - Efeito da variação de ΔL sobre o aspecto superficial e o perfil de penetração solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 | 117 |
| Figura 4.33 - Efeito da ondulação da poça sobre a direção de crescimento dos grãos na zona fundida solda MIG PSB aço ASTM A182 F22. Seção longitudinal amostra 9PSB | 119 |
| Figura 4.34 - Efeito do movimento de avanço e de reversão sobre a diferença de largura da ZTA. Solda MIG PSB amostra longitudinal 3PSB | 120 |
| Figura 4.35 - Espessura da ZPM ao longo da interface metal de solda/substrato seção longitudinal 1P | 121 |
| Figura 4.36 - Espessura da ZPM ao longo da interface metal de solda/substrato seção longitudinal 12P | 122 |
| Figura 4.37 - Orientação microestrutural da solda: (a) superfície; (b) centro; (c) interface do cordão. | 123 |
| Figura 4.38 - Perfil de microdureza Vickers seção longitudinal amostras 1P, 3PSB, 6PSB, 9PSB. | 124 |
| Figura 4.39 - Perfil de microdureza Vickers seção longitudinal amostras 2P, 12PSB, 15PSB, 18PSB. | 125 |
| Figura 4.40 - Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de solda e o metal de base solda MIG P | 126 |
| Figura 4.41 - Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de solda e o metal de base solda MIG PSB | 127 |
| Figura 4.42 - Micrografia obtida por MEV com pontos de análise de EDS para P=30mm (amostra longitudinal) | 128 |
| Figura 4.43 - Microestrutura da ZTA (a) observação da microestrutura uniforme próximo da interface através do microscópio óptico; (b) microestrutura bainitica através do MEV. | 129 |
| Figura 4.44 - Presença de Precipitados na região dendrítica do metal de solda hastelloy C276 | 130 |
| Figura 4.45 - microestrutura obtida por MEV do metal de solda. Amostra MIG PSB (a) próximo à superfície (b) centro (c) acima da ZPM do cordão. | 131 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|-----|
| Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas do ferro e do níquel | 33 |
| Tabela 2.2 - Diâmetro atômico aproximado e solubilidade de vários elementos no níquel na temperatura de 1000°C | 35 |
| Tabela 2.3 - Composição química de algumas ligas de níquel endurecidas por solução sólida | 36 |
| Tabela 2.4 - Propriedades mecânicas de uma liga endurecível por precipitação (Al – 4,5%Cu) em função do tratamento térmico. | 37 |
| Tabela 2.5 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel suas estruturas e fórmulas | 41 |
| Tabela 2.6 - Propriedades mínimas exigidas pela norma – ASTM A182-F22 | 50 |
| Tabela 3.1 - Composição química do aço SAE 1020 (% peso) | 60 |
| Tabela 3.2 - Composição química do aço ASTM A182 F22 (% peso) | 60 |
| Tabela 3.3 - Composição química medida por espectrometria do aço ASTM A182-F22 (% peso) | 60 |
| Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22 | 61 |
| Tabela 3.5 - Composição química em % do eletrodo ERNiCrMo-4 | 62 |
| Tabela 3.6 - Composição do gás de proteção | 62 |
| Tabela 3.7 - Parâmetros constantes durante a soldagem | 68 |
| Tabela 3.8 - Parâmetros de solda MIG P velocidade equivalente em 30 cm/min e 50 cm/min aço SAE 1020 | 70 |
| Tabela 3.9 - Parâmetros de soldagem MIG PSB aço SAE 1020 | 70 |
| Tabela 3.10 - Parâmetros de tratamento térmico de acordo com ASTM 182 F22 | 71 |
| Tabela 3.11 - Parâmetros de tratamento térmico aplicados no trabalho | 71 |
| Tabela 3.12 - Valores fixados no cartilão V ₂ e valores obtidos pela calibração | 73 |
| Tabela 3.13 - Parâmetros de soldagem calibrados | 75 |
| Tabela 3.14 - Fatores e níveis na condição MIG P e MIG PSB | 76 |
| Tabela 4.1 - Parâmetros das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020 | 82 |
| Tabela 4.2 - Parâmetros das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22 | 87 |
| Tabela 4.3 - Aporte térmico na soldagem MIG P e MID PSB aço ASTM A182 F22 | 90 |
| Tabela 4.4 - Variação no aporte térmico soldas MIG P e MID PSB aço ASTM A182 F22 | 91 |
| Tabela 4.5 - Características geometria das soldas MIG P e MID PSB aço ASTM A182 F22 | 103 |
| Tabela 4.6 - Dados da ANOVA para as variáveis geométricas, $\alpha=5\%$. | 103 |
| Tabela 4.7 - Espessura da ZPM | 123 |

LISTA DE SIGLAS, SIMBOLOS E ABREVIATURAS

| Abreviações e Siglas | |
|----------------------|---|
| A | Austenita |
| AF | Austenítico Ferrítico |
| ASM | American Society Material |
| AWS | American Welding Society |
| CC+ | Corrente Contínua Positiva |
| CC- | Corrente Contínua Negativa |
| CFC | Cúbica de Face Centrada |
| Creq | Cromo Equivalente |
| DBCP | Distância Bico de Contato Peça |
| GMAW | Gas Metal Arc Welding |
| MB | Metal de Base |
| MEV | Microscópio Eletrônico de Varredura |
| MIG/MAG | Metal Inert Gas e Metal Active Gas |
| MS | Metal de Solda |
| Ni _{eq} | Níquel Equivalente |
| R/L | Reforço Largura |
| TIG | Tungstênio Inert Gas |
| TCP | Topologically Close-Packed |
| U | Tensão |
| V _a | Velocidade de Alimentação |
| V _s | Velocidade de Soldagem |
| V | Volt |
| ZPM | Zona Parcialmente Misturada |
| ZTA | Zona Afetada pelo calor |
| ZTA – GF | Zona afetada pelo calor – com Grãos Finos |
| ZTA – GG | Zona afetada pelo calor – com Grão Grosso |

SUMARIO

| | |
|---|-----------|
| 1. INTRODUÇÃO..... | 16 |
| 1.2. OBJETIVO..... | 18 |
| 1.2.1. Objetivo geral..... | 18 |
| 1.2.2. Objetivo específico..... | 18 |
| 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 19 |
| 2.1. PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG..... | 19 |
| 2.2. TRANSFERÊNCIA METÁLICA..... | 20 |
| 2.2.1. Transferência por curto circuito..... | 21 |
| 2.2.2. Transferência globular..... | 22 |
| 2.2.3. Transferência Spray..... | 22 |
| 2.3. PROCESSO DE SOLDAGEM MIG PULSADO..... | 23 |
| 2.4. TÉCNICA SWITCH BACK MOVIMENTO DE OSCILAÇÃO DA TOCHA..... | 25 |
| 2.5. GASES DE PROTEÇÃO..... | 28 |
| 2.5.1. Argônio..... | 30 |
| 2.5.2. Hélio..... | 31 |
| 2.6. ENERGIA DE SOLDAGEM..... | 31 |
| 2.7. NÍQUEL E SUAS LIGAS..... | 32 |
| 2.7.1. Ligas de níquel endurecidas por solução sólida..... | 34 |
| 2.7.2. Ligas de níquel endurecidas por precipitação..... | 36 |
| 2.8. EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA..... | 38 |
| 2.8.1. Ligas Níquel cromo molibdenio..... | 40 |
| 2.9. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL..... | 40 |
| 2.10. SOLIDIFICAÇÃO..... | 44 |
| 2.10.1. Gradiente térmico na interfase sólido-liquído..... | 46 |
| 2.10.2. Velocidade de solidificação..... | 47 |
| 2.10.3. Concentração de soluto..... | 48 |
| 2.11. AÇO ASTM A182- F22..... | 48 |
| 2.12.SOLDAGEM DISSIMILAR..... | 50 |
| 2.13DESCONTINUIDADES ASSOCIADAS A SOLDA..... | 53 |
| 2.14. ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)..... | 56 |
| 3. MATERIAIS E METODOS..... | 59 |
| 3.1. EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM..... | 59 |
| 3.2. CONSUMIVEIS..... | 60 |
| 3.2.1. Metal de Base..... | 60 |
| 3.2.2. Metal de Adição..... | 61 |
| 3.2.3. Gás de proteção..... | 62 |
| 3.3. MATERIAIS E EQUIPAMENTOS DE METALOGRAFIA..... | 62 |
| 3.3.1. Máquina de serrar de fita..... | 62 |
| 3.3.2. Cut-off..... | 62 |
| 3.3.3. Paquímetro..... | 62 |
| 3.3.4. Lixadeira e Politriz metalográfica..... | 63 |
| 3.3.5. Microscópio Optico..... | 63 |
| 3.3.6. Microscópio MEV..... | 63 |
| 3.3.7. Microdurometro..... | 63 |
| 3.3.8. Fonte de tensão constante..... | 63 |
| 3.3.9. Materiais e reagentes..... | 63 |

| | |
|--|------------|
| 3.4. ARRANJO DA BANCADA PARA SOLDA MIG PULSADO SWITCH BACK ... | 64 |
| 3.5. ÂNGULO DE ATAQUE DA TOCHA..... | 67 |
| 3.6. METODO DO PROCESSO DE SOLDAGEM..... | 68 |
| 3.6.1. Etapa 1 – Soldagem de levantamento de parâmetro..... | 69 |
| 3.6.2. Etapa 2 - Soldagem de passes isolados no aço SAE 1020..... | 69 |
| 3.6.3. Etapa 3 – Soldagem de passes isolados no aço ASTM A182 F22..... | 71 |
| 3.6.3.1. Tratamento térmico do aço ASTM A182 F22..... | 71 |
| 3.6.3.2. Soldagem das “Orelhas”..... | 72 |
| 3.6.3.3. Limpeza através de disco de desbastos..... | 73 |
| 3.6.3.4. Soldagem MIG aplicadas no aço ASTM A182 F22..... | 73 |
| 3.6.3.5. Calibração do arranjo mecânico dos carros de deslocamento automático..... | 73 |
| 3.6.3.6. Soldagem MIG PSB aplicadas no aço ASTM A182 F22..... | 74 |
| 3.7. ANÁLISE DOS DADOS GEOMETRICOS..... | 75 |
| 3.8. CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL..... | 76 |
| 3.8.1. Preparação metalografica..... | 76 |
| 3.8.2. Medição de características geométricas..... | 78 |
| 3.8.3. Ensaio de microdureza..... | 79 |
| 3.8.4. Ensaio de microdureza nas secções transversais..... | 80 |
| 3.8.5. Ensaio de microdureza nas secções longitudinais..... | 80 |
| 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES..... | 82 |
| 4.1. SOLDAGEM DE PASSES ISOLADOS SOBRE O AÇO SAE 1020..... | 82 |
| 4.1.1. Estabilidade da operação de soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020 | 82 |
| 4.1.2. Aspecto superficial dos cordões de solda MIG P e MIG PSB sobre aço SAE 1020..... | 87 |
| 4.2. SOLDAGEM DE PASSES ISOLDADOS SOBRE O AÇO ASTM A182 F22..... | 87 |
| 4.2.1. Estabilidade da operação de soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22..... | 87 |
| 4.2.2. Aporte térmico das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22..... | 90 |
| 4.2.3. Aspecto superficial dos cordões de soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22..... | 91 |
| 4.2.4. Caracterização geométrica dos passes isolados sobre o aço ASTM A182 F22..... | 98 |
| 4.2.5. Análise dos perfis de microdureza dos passes na seção longitudinal sobre o aço ASTM A182 F22..... | 105 |
| 4.2.6. Caracterização seção transversal do metal de solda aço ASTM A182 F22..... | 107 |
| 4.2.7. Análise das amostras longitudinais das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço F22..... | 115 |
| 4.2.8. Caracterização da interfase metal de solda substrato..... | 121 |
| 4.2.9. Caracterização da Zona fundida..... | 123 |
| 4.2.10. Análise dos perfis de microdureza dos passes isolados seção longitudinal..... | 124 |
| 4.2.11. Composição química dos principais elementos de liga na interface..... | 126 |
| 4.2.12. Caracterização microestrutural da ZTA..... | 129 |
| 4.2.13. Caracterização de precipitados..... | 130 |
| 5. CONCLUSOES E RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS..... | 132 |
| 5.1. Conclusões | 132 |
| 5.2. Recomendações para trabalhos futuros..... | 132 |
| 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS..... | 132 |

1. INTRODUÇÃO

Os processos de soldagem a arco, como o MIG/MAG e o TIG, estão cada vez mais presentes na indústria, seja diretamente na fabricação de peças ou na manutenção de equipamentos. A soldagem tem papel significativo na produção industrial e conseqüentemente no desenvolvimento econômico do país, no qual tem se destacado nos últimos anos o setor de petróleo e gás. (WEIZENMANN, 2015).

Neste contexto, é fundamental o desenvolvimento e a avaliação de técnicas de soldagem que possibilitem um melhor controle da macro e microestrutura resultantes das soldas realizadas, sobretudo em regiões críticas como a zona de ligação e a zona termicamente afetada. Diversos trabalhos nesta linha têm sido publicados por (AGUIAR, 2001), (MIRANDA, 2002) e (OLIVEIRA, 2013).

Pela técnica Switch-back, a tocha do processo MIG/ MAG é conduzida para oscilar na direção longitudinal do cordão. Ela realiza várias reversões no sentido contrário ao da soldagem. Inicialmente, a tocha é deslocada para frente (avanço) em um determinado comprimento e, em seguida, deslocada para trás (reversão) em um comprimento cerca da metade do anterior. Estes dois movimentos da tocha se repetem durante a soldagem e podem ser realizados com velocidades iguais ou diferentes. (ALMEIDA *et al.*, 2012).

Apesar de algumas evidências das vantagens da técnica switch back para soldagem MIG/MAG, pouco se sabe a respeito das características metalúrgicas dos cordões produzidos com a técnica. Sabe-se da literatura (KOU, 2003) que quando um passe de solda é realizado sobre o anterior (soldagem multi-passes), o passe anterior é tratado termicamente e pode apresentar melhoras nas propriedades mecânicas do material soldado, como a sua tenacidade. No caso da Técnica Switch-back, um passe acaba sendo realizado sobre parte do anterior. Porém há uma grande diferença. Durante a reversão parte do passe anterior pode estar ainda totalmente líquido em processo de solidificação ou já solidificado, certamente ainda quente. Tudo isto dependendo dos parâmetros de avanço e reversão (curso e velocidade, para uma dada corrente). (ALMEIDA *et al.*, 2012).

Quando se fala a respeito de sistemas para o deslocamento da tocha de soldagem, utilizando a técnica Switch back, geralmente o que vêm à mente são os robôs do tipo antropomórfico, largamente utilizados na indústria devido a sua ampla flexibilidade e espaço de trabalho reduzido. Contudo, em algumas situações como, por exemplo, a soldagem no campo, é muito mais producente o uso de manipuladores especiais, portáteis e específicos

para tal função, como os tartfópes os quais são mais baratos, de fácil manipulação e realiza os mesmos movimentos com precisão similar.

A busca por uma alternativa capaz de viabilizar as soldas Switch Back sem o uso do robô possibilitou a oportunidade de colocar em prática o funcionamento de dois tartfópes sobre-postos, um para o deslocamento linear e o outro para o movimento de tecimento longitudinal, possibilitando o estudo dos movimentos de avanço e reversão da técnica Switch Back no processo MIG com ampla facilidade.

Desenvolver os próprios manipuladores traz vantagens, principalmente à área de pesquisa, possibilitando maior entendimento e recursos muitas vezes não oferecidos pelos laboratórios de pesquisas.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1. Objetivo geral

O Objetivo dessa Dissertação é estudar a metalurgia básica e avaliar a sua relação com o comportamento mecânico de soldas de materiais dissimilares depositadas por uma superliga de níquel pelo processo MIG pulsado utilizando a técnica Switch Back.

1.2.2. Objetivos específicos

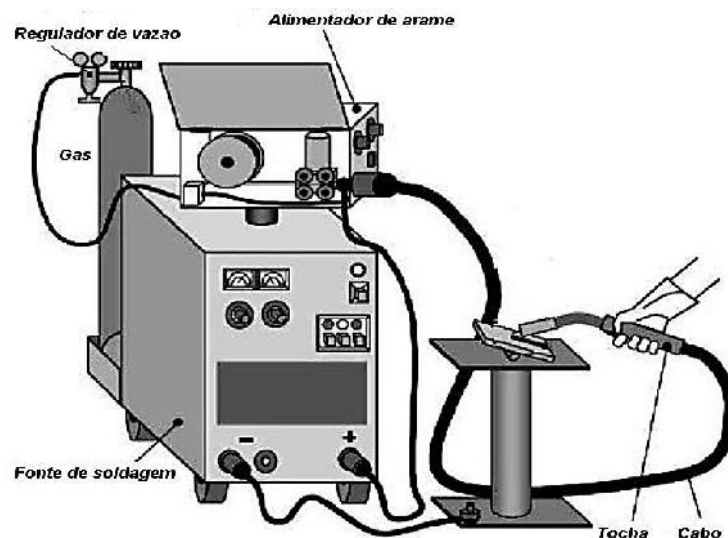
- ✓ Parametrizar as variáveis/condições de soldagem de passes isolados para o processo MIG P e MIG PSB;
- ✓ Avaliar a qualidade superficial e a robustez de soldas de passes isolados aplicadas no aço ASTM A182 F22, através de análise visual;
- ✓ Caracterizar a metalurgia básica de soldas de simples deposição aplicadas no aço ASTM A182 F22 e interface metal de solda/ZTA;
- ✓ Analisar o perfil da microdureza nas secções transversal e longitudinal dos passes isolados e interface metal de solda/ZTA;

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG

No processo Gas Metal Arc Welding (GMAW), conhecido no Brasil como processo de soldagem MIG/MAG (MIG - Metal Inert Gas/MAG - Metal Active Gas), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um eletrodo consumível na forma de arame maciço. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão, enquanto o metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. O processo de soldagem é dito MIG quando a proteção gasosa utilizada for constituída predominantemente de um gás inerte, não tendo nenhuma atividade física com a poça de fusão. Quando a proteção gasosa é feita predominantemente com um gás ativo, ou seja, um gás que interage com a poça de fusão o processo de soldagem é considerado MAG (KHAN, 2007). Um esquema do equipamento utilizado no processo pode ser visto na Figura 2.1.

Figura 2.1 - Equipamento utilizado no processo de soldagem MIG/MAG



Fonte: MIRANDA, 2002.

A inserção de um gás de proteção é justificada já que o arame/eletrodo é maciço e, portanto, não apresenta revestimento ou fluxo interno gerador de uma atmosfera protetora, quando em decomposição. Deste modo o gás viabiliza ao mesmo tempo a proteção da gota metálica e da poça de fusão contra a ação da atmosfera vizinha como também auxilia no estabelecimento e na manutenção do arco elétrico, conferindo características de estabilidade

ao arco e o controle das transferências de carga elétrica e metálica, consumo do eletrodo e fusão localizada do metal de base. (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

O processo de soldagem MIG/MAG funciona com corrente contínua (CC) normalmente com o arame no polo positivo (CC⁺). Essa configuração é conhecida como polaridade reversa. A polaridade direta (CC⁻) é raramente utilizada por causa da transferência deficiente do metal fundido do arame de solda para a poça de fusão. São comumente empregadas correntes de soldagem de 50 A até mais que 600 A, e tensões de 15 V até 36 V.

A soldagem pode ser realizada de forma semi-automática, quando a tocha é conduzida manualmente pelo soldador, ou automática, quando o movimento da tocha é realizado mecanicamente. Nesse processo o arame é alimentado continuamente de forma mecânica por intermédio de um cabeçote alimentador do arame interligado com a fonte de energia. O arame percorre internamente todo o comprimento da tocha de soldagem até a sua extremidade onde encontra o bico de contato, o qual está conectado a um dos dois pólos da fonte (geralmente o positivo). À peça é conectado o cabo terra interligado com o outro pólo da fonte (geralmente o negativo). Assim, o arame é energizado quando toca a peça e o arco elétrico é aberto e mantido. Uma atmosfera gasosa na região de soldagem garante uma estabilidade maior ao arco, além de proteger o material fundido (poça e ponta do arame) contra gases nocivos da atmosfera.

A soldagem MIG/MAG é considerada de alta produtividade quando comparada a soldagem com Eletrodo Revestido e TIG (Tungsten Inert Gas). Isto porque a alimentação do arame eletrodo é realizada de forma contínua, e a solda não produz escória. No entanto a razão para a alta produtividade é a característica de alta densidade de corrente passando pelo arame eletrodo, possível ao pequeno comprimento livre do mesmo entre o bico de contato e o arco voltaico. Soma-se a isso a facilidade de automação e robotização do processo, devido à flexibilidade e baixo peso da tocha.

2.2. TRANSFERÊNCIA METÁLICA

O modo de transferência metálica é determinado por complexas interações de forças que agem sobre o arco voltaico e sobre a gota em transferência as quais, na soldagem MIG/MAG, são influenciadas principalmente pelos seguintes fatores: (a) Natureza do gás de proteção; (b) Polaridade e natureza da corrente (contínua ou pulsada); (c) Intensidade e densidade da corrente; (d) Tensão; (e) Stickout; (f) Composição química e diâmetro do

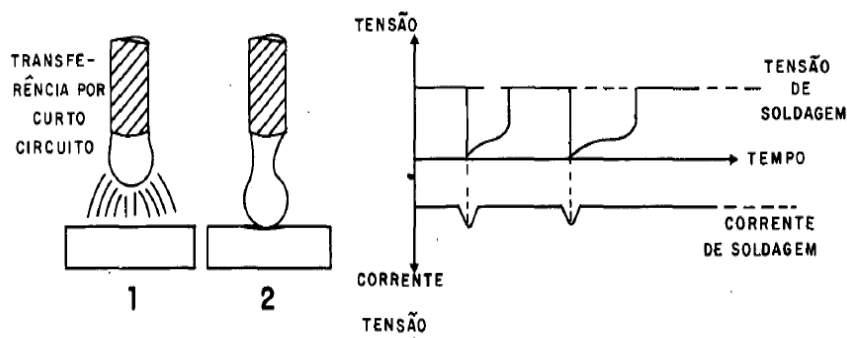
eletrodo; (g) Características específicas da fonte de potência; (h) Pressão ambiente. (MACHADO, 1996).

O modo de transferência metálica na soldagem MIG/MAG afeta muitas características do processo de soldagem como por exemplo, a estabilidade de arco, a quantidade de gases (hidrogênio, oxigênio e nitrogênio) absorvida pelo metal fundido, posição de soldagem e o nível de respingos (MARQUES, 2005). Os principais modos de transferência metálica são: curto circuito, globular e goticular (Spray).

2.2.1 Transferência por Curto Circuito

A transferência metálica por curto circuito ocorre quando a gota ainda na ponta do eletrodo toca a poça de fusão. No momento desse toque o arco se extingue há um aumento súbito e controlado da corrente e uma diminuição brusca da tensão de soldagem. Esse aumento da corrente faz com que forças eletromagnéticas pressionem a gota, estrangulando-a até o seu desprendimento (efeito “pinch”). Além das forças eletromagnéticas existem também forças devido à tensão superficial e a gravidade. Esta última, porém é de maior intensidade. Ao fim do curto circuito o arco se restabelece até que ocorra um novo curto. Neste modo de transferência metálica são utilizados baixos níveis de corrente, de tensão e comprimento de arco. Apresenta uma poça de fusão de menor diâmetro, com intensidade de energia mais baixa em relação aos demais modos de transferência. Por isso é mais indicado para a soldagem de chapas finas e fora da posição plana. Este modo de transferência caracteriza-se por uma grande instabilidade de arco, podendo ocorrer uma produção intensa de respingos, caso haja uma má seleção dos parâmetros operacionais (MOTTA, 2002). A Figura 2.2 mostra uma ilustração da transferência por curto circuito.

Figura 2.2 - Ilustração da Transferência por Curto Circuito

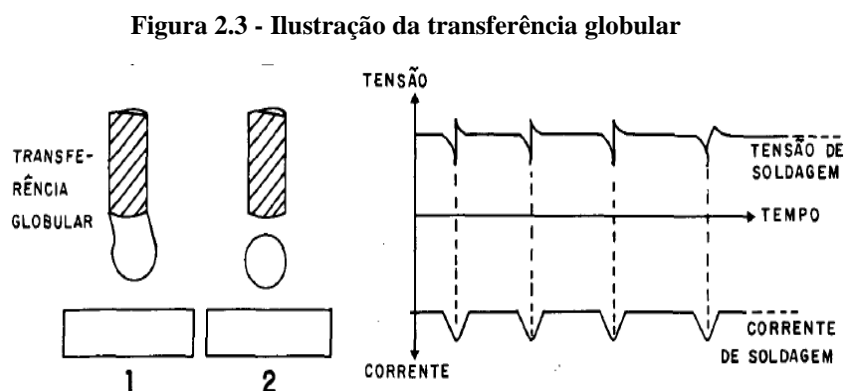


Fonte: WAINER et al., 1992.

Na transferência por curto circuito, apesar do metal praticamente não ser transferido em arco aberto (somente pelo curto circuito), a composição do gás é capaz de afetar a duração do curto e o tamanho da gota, alterando sua estabilidade. A estabilidade do arco geralmente é melhorada pela utilização de gás de proteção com mais baixo potencial de ionização. Altas temperaturas mantêm a ionização do arco dentro de um núcleo. Este núcleo é afetado pela condutividade térmica do gás, de modo que quanto maior esta condutividade menor o diâmetro do núcleo, resultando em maior tensão e menor estabilidade de arco. (HILTON *et al.*, 1988).

2.2.2 Transferência Globular

O modo de transferência globular se caracteriza pela formação de uma gota metálica fundida com diâmetro médio maior que o diâmetro do eletrodo, e que se transfere à poça de fusão fora de um curto circuito. Essa forma de transferência ocorre para correntes médias de soldagem ligeiramente superiores àquelas nas quais se dá a transferência por curto circuito. Utilizando-se como gás de proteção de misturas gasosas predominantemente ativas, esse tipo de transferência ocorre em toda a faixa usual de corrente. A força da gravidade (agindo favoravelmente ao desprendimento da gota) e a tensão superficial (atuando em sentido oposto) predominam com maior intensidade nesse tipo de transferência metálica, cujo sucesso é praticamente limitado à posição plana. (MOTTA, 2002). A Figura 2.3 mostra uma ilustração da transferência globular.



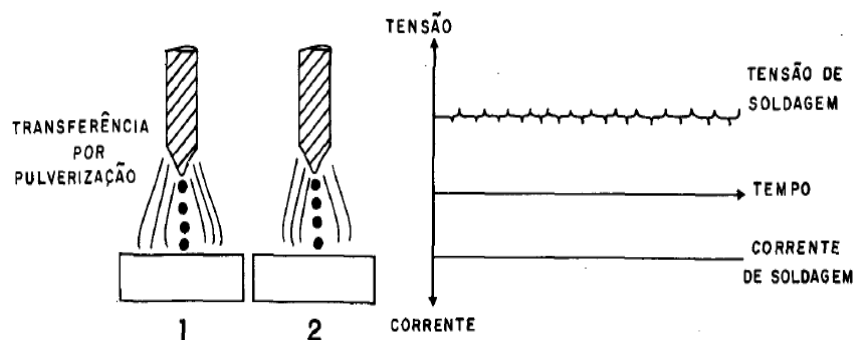
Fonte: WAINER *et al.*, 1992.

2.2.3 Transferência Goticular (Spray)

O modo de transferência metálica goticular ou “spray” ocorre com o uso de misturas gasosas ricas em argônio e níveis de corrente média acima de um valor crítico (corrente de

transição). A transferência metálica assume uma característica peculiar; ou seja, as gotas formadas com diâmetros próximos ao do eletrodo são projetadas axialmente através do arco por ação predominante da força eletromagnética. A corrente de transição, assim designada, representa um nível de corrente que marca a mudança no modo de transferência de metal. Abaixo desse nível de corrente a transferência se dá no modo globular, a uma taxa de algumas gotas por segundo. Acima dele, passa a ocorrer com escoamento goticular axial (mais conhecida como “spray”), a uma taxa de centenas de gotas por segundo. Por não ocorrer um contato entre o eletrodo e a peça, a transferência de material é estável e livre de salpicos, resultando em um bom acabamento superficial do cordão de solda. No entanto, como os níveis de corrente e tensão selecionados são mais elevados, o que representa uma maior energia de arco, essa característica praticamente limita as aplicações do processo à soldagem na posição plana e de chapas mais espessas (MOTTA, 2002). A Figura 2.4 ilustra um esquema do modo de transferência goticular (spray).

Figura 2.4 - Ilustração da transferência goticular (spray).



Fonte: WAINER et al., 1992.

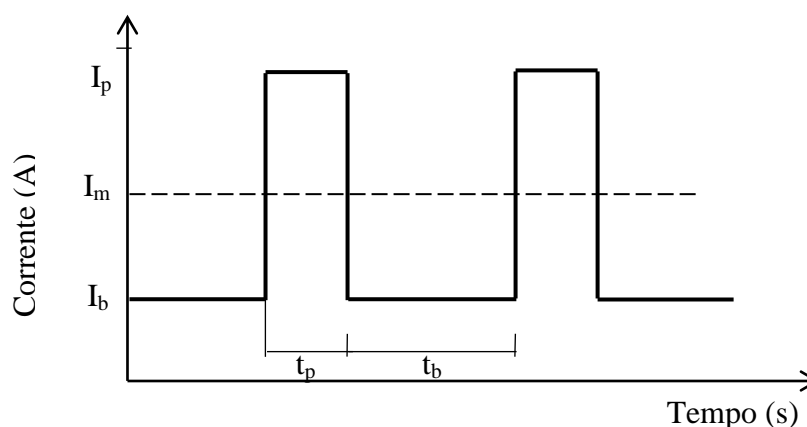
O modo de transferência goticular (spray) é muito desejável, pois praticamente não tem respingos, conferindo melhor estética ao cordão e minimizando problemas de falta de fusão e falta de penetração. Entretanto, devido às altas taxas de energia empregadas, a poça de fusão apresenta grande volume de material e isto dificulta a soldagem fora da posição plana, como na soldagem sobre cabeça, sendo também limitada na soldagem de chapas finas.

2.3. PROCESSO MIG/MAG PULSADO

Sabe-se da literatura que a transferência goticular pode ser induzida mesmo em baixos níveis de potência a partir do controle da forma de onda da corrente, conforme Figura 2.5. Para tal é necessário conhecer os seus parâmetros operacionais tais como: Corrente de pico (I_p), Corrente de base (I_b), tempo de pico (t_p) e tempo de base (t_b), os quais variam

dependendo do tipo de material a ser soldado. Durante o período de atuação da corrente de pico, uma única gota deverá ser destacada da ponta do arame eletrodo. No período de corrente de base, por sua vez, não há destacamento de metal fundido do arame, apenas servindo para manter o arco elétrico. Esta vertente da transferência goticular é conhecida como transferência em arco pulsado. Nesta condição, a transferência das gotas metálicas é realizada com uma corrente média menor que a corrente de transição na soldagem em corrente contínua convencional, assim, tem-se um controle da poça de fusão que permite a aplicação da transferência goticular em chapas finas e ainda na soldagem fora da posição plana. Quando a soldagem MIG/MAG é realizada com transferência goticular de forma controlada (arco pulsado) ela passa a ser conhecida como MIG/MAG pulsado. (PALANI and MURUGAN, 2006).

Figura 2.5 - Representação esquemática da pulsação de corrente



Fonte: PALANI, 2006.

Legenda: I_p = corrente de pico; I_b = corrente de base; I_m = corrente média; t_p = tempo de pico; e t_b = tempo de base.

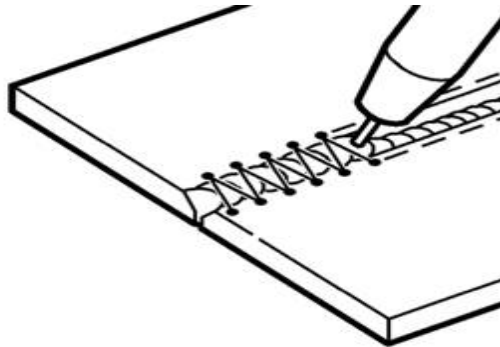
Durante a soldagem em corrente pulsada, uma única gota metálica deve ser transferida no período em que a corrente permanece no pico. Somente assim, poderá ser garantida a estabilidade na soldagem do processo MIG/MAG pulsado durante a transferência de metal para a poça de fusão. A forma de onda da corrente pulsada afeta a transferência metálica (WU *et al.*, 2005); PALANI and MURUGAN, 2006). Dependendo do seu formato, que é função dos valores dos parâmetros de corrente pulsada, pode ocorrer a transferência de mais de uma gota por pulso, gerando a instabilidade na operação de soldagem. A possibilidade do controle da forma de onda da corrente foi possível com a evolução das fontes de soldagem. Atualmente, fontes mais modernas são fabricadas com componentes eletrônicos que permitem o controle da corrente média na soldagem a arco pulsado, buscando controlar a transferência de metal com uma menor energia inserida na peça. Entretanto, uma das dificuldades para se

trabalhar com a soldagem em corrente pulsada seria definir os parâmetros operacionais (correntes de pico e de base, tempos de pico e de base). Este problema foi minimizado com o advento do controle sinérgico inserido as fontes de soldagem. As fontes atuais que têm este controle definem automaticamente as variáveis de corrente pulsada a partir de dados de entrada, como a velocidade de alimentação do arame, o tipo de gás de proteção, o tipo de diâmetro do arame eletrodo, o tipo de material etc. (PALANI and MURUGAN, 2006; WU *et al.*, 2005).

2.4. TÉCNICA SWITCH BACK MOVIMENTO DE OSCILAÇÃO DA TOCHA

A oscilação em soldagem é frequentemente perpendicular à direção do comprimento do cordão, movendo a tocha de um lado para o outro, como mostra a Figura 2.6, formando trajetórias triangulares ou trapezoidais, normalmente com o objetivo de aumentar a largura do cordão de solda, preencher juntas maiores, entre outros fatores.

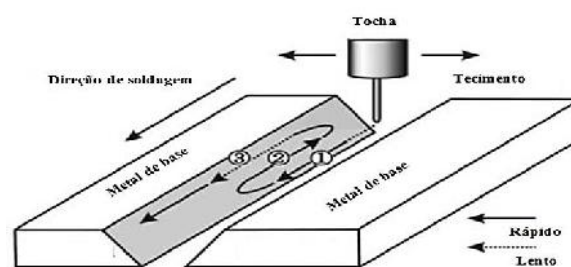
Figura 2.6 - Oscilação triangular da tocha de soldagem durante a operação



Fonte: MORRET, 2009.

Por outro lado a Técnica de oscilação switch back consiste em movimentar a tocha de soldagem na direção longitudinal do cordão, conforme Figura 2.7, fazendo os movimentos de avanço e reversão. A velocidade e a amplitude em cada fase dos movimentos podem variar ou manter-se (ALMEIDA *et al.*, 2012).

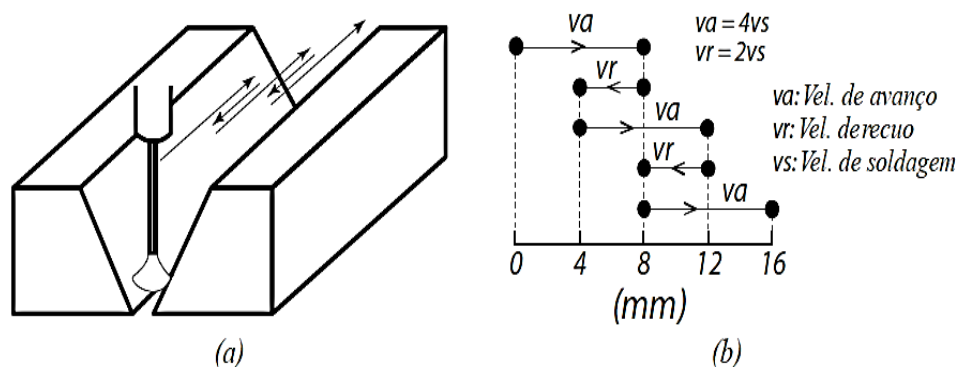
Figura 2.7 - Oscilação switch back



Fonte: YAMANE *et al.*, 2013.

Com oscilação apenas no sentido longitudinal, o switch back é utilizado especialmente para a execução do passe de raiz em soldagens de união multicamadas. Trata-se do avanço da ferramenta seguido por um retrocesso sobre a poça de soldagem, como mostra a Figura 2.8a. Tipicamente, o comprimento do avanço é igual ao dobro do de recuo, fazendo com que a tocha passe por três vezes sobre os segmentos ao longo do cordão (Figura 2.8b). O objetivo é alongar a poça de fusão para maior distribuição do arco voltaico na direção longitudinal de execução do cordão de solda. O efeito da oscilação longitudinal da tocha minimiza a ocorrência de mordeduras e perfurações na soldagem de chapas metálicas de pequena espessura e o escorrimento de material fundido em passes de raiz, bem como aumenta a produtividade em ambas as situações, via incremento da velocidade limite de soldagem. YAMANE et al, (2013).

Figura 2.8 - (a) movimento switch-back, (b) parametrização.



Fonte: YAMANE, 20013.

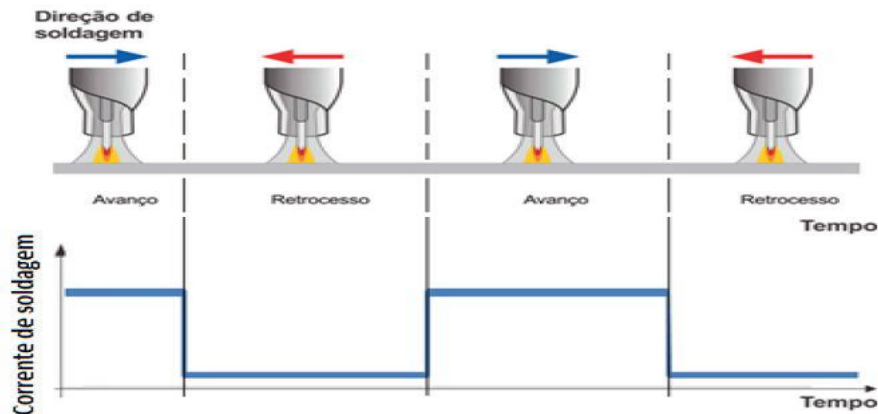
Na soldagem MIG/MAG, autores citam que tal tipo de movimentação gera uma primeira deposição no momento do avanço que dá sustentação ao depósito dado no retrocesso, evitando o *burn-through* (vazamento da junta) mesmo sem utilização de cobre-junta (*backing*) (KANEKO, 2007; YAMANE, 2013; EGUCHI et al.; 1998).

Dutra et al., 2014, sincronizaram os movimentos de avanço e retorno com a troca da polaridade da corrente de soldagem no processo MIG/MAG, avançando com polaridade negativa, onde há alta taxa de fusão do eletrodo com baixa diluição, e retornando com positiva, dessa forma evidenciando o efeito citado por Eguchi et al., 1998, de evitar o vazamento da junta e conseguindo excelentes resultados na soldagem de juntas circunferenciais de rodas metálicas de tratores.

Em pesquisas recentes voltadas ao desenvolvimento de processos TIG de alta produtividade, se conseguiu atingir velocidades de soldagem compatíveis com MIG/MAG.

Contudo, discontinuidades na solda ainda eram frequentes e, como uma possível solução, surgiu o interesse de se estudar os efeitos da movimentação de avanço e retrocesso da tocha de soldagem (oscilação switch back). Adicionalmente sincronizando as fases desse movimento com a pulsação da corrente de soldagem, WEIZENMANN, 2015, conforme Figura 2.9.

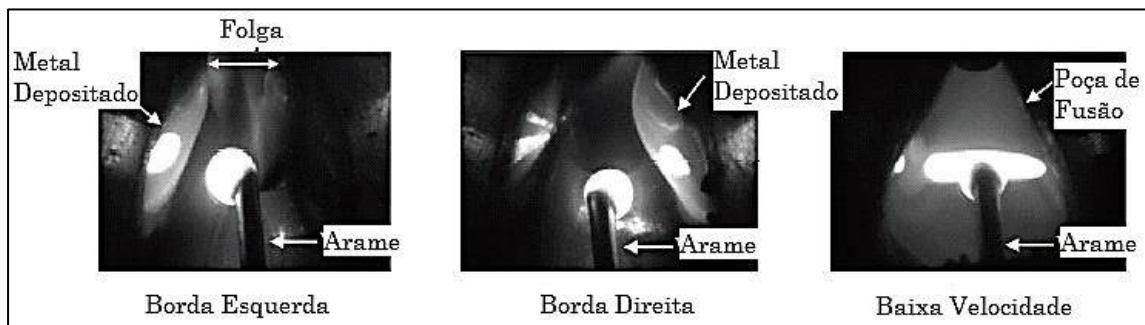
Figura2. 9 - Movimento de oscilação switch back



Fonte: WEIZENMANN, 2015.

Yamane et al., 2004 e Eguchi et al., 1998 combinaram a técnica switch back com a oscilação transversal convencional, para juntas com chanfro em V sem *backing* (cobre junta) na soldagem MIG/MAG e verificaram que a sincronização da pulsação da corrente com a oscilação transversal, mantendo a corrente baixa no centro e aumentando-a nos flancos (Figura 2.10), permitiu fundir adequadamente as bordas das juntas sem ocorrer vazamento ou destruição da raiz.

Figura 2. 10 - Fotografias típicas da poça de fusão registradas durante um passe de raiz.

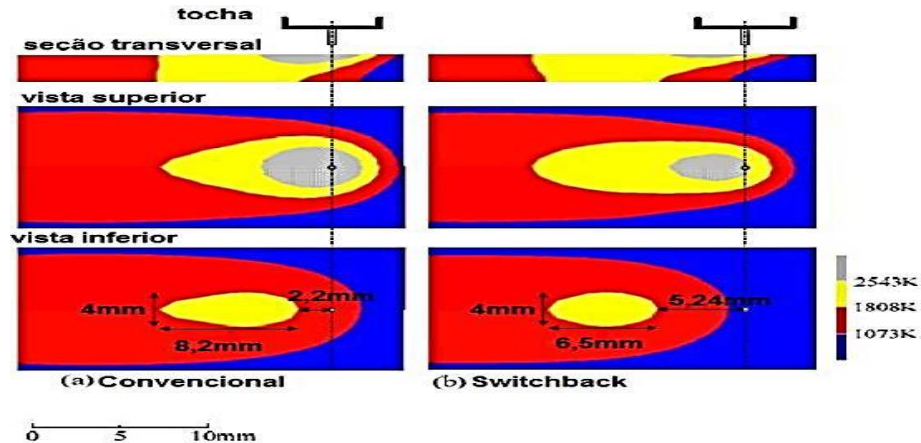


Fonte: KANEKO et al., 2009.

Estudos desenvolvidos mostraram que a técnica Switch Back promove um aumento da velocidade limite de soldagem e um melhor controle da raiz da solda quando esta técnica é usada no processo MIG/MAG. (KANEKO et al., 2009; ALMEIDA et al., 2012).

Kaneko e co-autores, 2009, fizeram simulações numéricas, demonstrando o efeito térmico na peça, evidenciando que o tamanho máximo da poça de fusão na parte inferior da solda fica menor quando é usada a oscilação Switch Back, comparada com a soldagem convencional nas mesmas intensidades de corrente e velocidade equivalente, conforme mostra a Figura 2.11.

Figura 2.11 - Distribuição de temperatura quando a poça atinge o tamanho máximo.



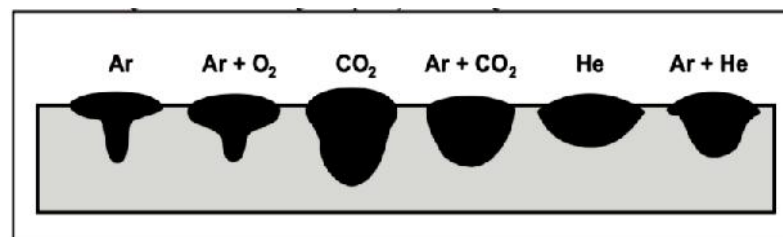
Fonte: KANEKO *et al.*, 2009

O autor conclui que este é o principal motivo do método evitar o *burn-through* (*vazamento da junta*) na soldagem de raiz no MIG/MAG, e também atribui efeitos benéficos ao fato do arco elétrico distanciar-se do centro da poça em certos momentos, diminuindo as perturbações causadas pela pressão.

2.5 GASES DE PROTEÇÃO

A seleção do gás de proteção para a soldagem MIG/MAG dos metais é de extrema importância, pois o tipo de gás influencia as características do arco, a transferência do metal, a penetração, a largura, o formato do cordão de solda, a velocidade máxima de soldagem, a tendência ao aparecimento de mordeduras, além do custo de operação (MARQUES 2009). A Figura 2.10 mostra a influência de diferentes gases na geometria do cordão de solda.

Figura 2.12 - Efeito do gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda



Fonte: MODENESI, 2001.

O gás de proteção é alimentado a zona de soldagem por um sistema adequado de alimentação gasosa através do bocal da pistola de soldagem para proteger o arame, o arco e a poça de fusão. Segundo Miranda (2002), as características físicas do gás de proteção, como a condutibilidade térmica, a resistência elétrica e o potencial de ionização têm influência direta sobre o comportamento da soldagem. Bennet (1989) classificou os gases de proteção para soldagem MIG/MAG através dos seus efeitos sobre as características do arco, a transferência metálica e o comportamento da poça fundida.

Assim, os gases de proteção têm duas características físicas importantes que são o potencial de ionização e a condutibilidade térmica.

✓ Potencial de Ionização: energia necessária à produção de um elétron livre ou tensão necessária para remover um elétron de um átomo, tornando-o um íon. A formação do plasma é dependente do potencial de ionização e dos gases vizinhos. Variações nesta propriedade criam algumas diferenças de desempenho entre distintos gases de proteção usados na soldagem de metais (LYTTLE & STAPON, 1990; GROETELAARS, 2005).

✓ Condutividade Térmica: diferenças nas características dos depósitos de solda resultante são proporcionadas pelas diferenças na condutividade térmica dos componentes do gás protetor. Os gases que possuem mais alta condutividade térmica transferem mais calor para a peça, influenciando a forma e o perfil da penetração da solda, e mais fluida ainda será a poça de fusão. Neste sentido uma alta condutividade térmica pode ser crítica, especialmente quando se solda metais muito condutores, isto é, metais que cedem calor com muita rapidez, como o cobre e o alumínio. Estes materiais necessitam de um arco que transfira mais calor para a peça, para que as soldas efetuadas nestes materiais não apresentem problemas de falta de fusão e/ou penetração, (LYTTLE & STAPON, 1990; GROETELAARS, 2005)

Para minimizar problemas associados á contaminação da poça de fusão, três gases principais são utilizados como proteção: argônio (Ar), hélio (He) e dióxido de carbono (CO_2). Além desses, pequenas quantidades de oxigênio (O_2), nitrogênio (N_2) e hidrogênio (H_2) provaram ser benéficas em algumas aplicações. Desses gases, apenas o argônio e o hélio são gases inertes. A compensação para a tendência de oxidação dos outros gases é realizada por formulações especiais dos arames.

Na soldagem MIG de materiais não ferrosos como o alumínio, ligas de níquel, ligas de cobre e reativos que incluem o zircônio, titânio e tântalo é recomendado como gás de proteção o argônio puro ou misturas com hélio. Frente o hélio o argônio (Ar) é um gás inerte com baixo potencial de ionização, baixo potencial de oxidação e baixa condutividade térmica. De

acordo com LYTTLE & STANPO (1990), a alta densidade do argônio em comparação a outros gases (1,38 em relação ao ar) promove uma proteção mais eficiente, porque o argônio facilmente substitui o ar em torno da poça de fusão da solda. Por ser um gás inerte a proteção à base de argônio promove retenção de elementos de liga no cordão de solda, deixando-o livre de inclusões e melhorando as suas propriedades mecânicas. Além disso, o argônio proporciona excelente estabilidade ao arco no modo de transferência goticular, penetração adequada (às necessidades de continuidade metálica entre os metais de solda e de base, para atender os requisitos de resistência mecânica).

2.5.1. Argônio

O argônio é um gás inerte, incolor, inodoro e não tóxico. Possui baixo potencial de ionização (argônio estável com facilidade de abertura do arco), densidade maior do que a do ar (proteção eficiente na posição plana), caracterizado por ser um gás mais utilizado no processo MIG. É importante ressaltar que já existem gases com frações muito baixas de O_2 (partes por milhão) para soldagem de alumínio (suficientes para aumentar a estabilidade do arco). O mais comum para os demais materiais é usar o argônio em misturas binárias e ternárias. O perfil de penetração da solda resultante que emprega este gás geralmente é do tipo “cálice”. A baixa capacidade de troca de calor do argônio e o seu baixo potencial de ionização favorecem a soldagem com transferência goticular no processo MIG/MAG. (SCOTTI, 2008).

O argônio é um gás inerte usado tanto puro quanto em combinações com outros gases para alcançar as características desejadas do arco na soldagem de metais ferrosos e não ferrosos. Quase todos os processos de soldagem podem utilizar o argônio ou misturas de argônio para alcançar boa soldabilidade, propriedades mecânicas, estabilidade do arco e produtividade (FORTES, 2005).

O argônio por ter característica não oxidante, propicia soldas livres de inclusões. Na soldagem do aço carbono comum a coluna do arco fica mais estreita e instável, além de gerar uma pobre molhabilidade adição de gases ativos como O_2 ou CO_2 ao argônio supera esta dificuldade, porque os óxidos formados por estes gases promovem a fixação de cátodos, aumentando a estabilidade do arco. Devido ao gás ser inerte e não reativo, uma proteção a base de argônio propicia retenção de elementos de liga, melhorando a qualidade das propriedades mecânicas do metal depositado. Permite também transferência goticular, além da estabilidade de arco e boa ignição em baixas intensidades de correntes de soldagem. O menor potencial de ionização reduz a tensão do arco, gerando menor potência no arco e,

portanto, menor penetração na junta, mordeduras e um perfil irregular do cordão (GROETELAARS *et al.*, 2005).

2.5.2. Hélio

O gás hélio é inerte e possui densidade baixa menor que a do argônio (cerca de 0,137 em relação ao argônio, com um alto potencial de ionização em torno de 24,6 V) tendo maior dificuldade para reignição do arco. Neste caso, demanda uma maior tensão para uma dada corrente e comprimento do arco quando comparado com argônio. A utilização deste gás é mais onerosa e requer maior vazão, porém o seu emprego é evidenciado em aplicações que requerem maior velocidade de soldagem e/ou penetração mais elevada no perfil de solda.

2.6. ENERGIA DE SOLDAGEM

A quantidade de calor adicionada por unidade de comprimento linear da solda é o que se chama energia de soldagem, ou aporte de calor, ou aporte térmico, ou mesmo “heat input”, cuja unidade usual é em kJ/mm, sendo também apresentada em kJ/cm ou J/mm. Para a soldagem ao arco elétrico o valor da energia de soldagem é calculada pela Equação 2.1.

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad \text{Eq. 2.1}$$

Onde:

η – Eficiência (*rendimento*)

V – Tensão, em volts (V)

I – Corrente elétrica, em amperes (A)

v – Velocidade linear de soldagem, em mm/s

A importância de se conhecer o valor da energia de soldagem está relacionada às transformações microestruturais impostas pelo ciclo térmico à junta soldada e conseqüentemente, essas transformações influenciam no seu comportamento mecânico.

A energia de soldagem possui grande importância porque afeta o fluxo de calor na junta e, por conseqüência, modifica variáveis diretamente ligadas ao estado final de tensões residuais da mesma, por exemplo, o gradiente térmico na junta. Todavia, a energia de soldagem pode ser ajustada tanto por meio do controle da potência (tensão e, principalmente, corrente de soldagem) quanto por meio da velocidade de soldagem. Alguns autores já mostraram que estas diferentes formas de ajuste podem modificar algumas características geométricas e metalúrgicas da junta soldada, tais como: diluição, balanceamento entre fases,

microdureza, microestrutura, entre outros (NUNES, E. B.; MOTTA, M. F.; ABREU, H. F. G.; MIRANDA, C.; FARIAS, J. P.; JÚNIOR, F. N. A, 2009).

2.7. NÍQUEL E SUAS LIGAS

O níquel é um elemento de liga que possui estrutura cristalina cúbica de face centrada até seu ponto de fusão. Pode formar liga com muitos outros elementos sem que resulte em fases com propriedades inferiores. Sua localização na tabela periódica dos elementos é próxima a do ferro, o que o torna ligeiramente mais denso. Possui, além disso, propriedades mecânicas similares (WANG, 1993). Devido a grande solubilidade de outros metais no níquel, muitas ligas comerciais são disponibilizadas no mercado, destacando que o níquel e o cobre possuem total solubilidade no estado sólido. O limite de solubilidade no níquel é de aproximadamente 35 a 40% para o cromo, e cerca de 20% para o molibdênio. Adições destes principais elementos de liga ao níquel, isto é, cobre, cromo, molibdênio, ferro e cobalto não apresentam efeitos prejudiciais sobre a soldabilidade, pelo contrário, em muitos casos apresentam efeitos benéficos. De uma forma geral, níquel puro e as ligas níquel-cobre possuem soldabilidade similar, enquanto as demais ligas comportam-se como aços inoxidáveis (WANG, 1993).

Como as ligas de níquel não sofrem mudança de fases no estado sólido, diferentemente do ferro que apresenta alotropia (ferrita delta, austenita e ferrita alfa), seus respectivos tamanhos de grão não podem ser refinados por tratamentos térmicos subsequentes. Seus grãos podem ser refinados exclusivamente por trabalho a frio seguido de tratamentos de recozimento (WANG, 1993). Elementos de liga como manganês, silício, carbono, nióbio, alumínio e titânio, quando adicionados em pequenas quantidades não prejudicam a soldagem das ligas de níquel. Quando elementos de liga como alumínio e titânio são adicionados em quantidades maiores para facilitar o endurecimento por precipitação, uma boa proteção gasosa da zona fundida se torna imperativa na limitação da formação de óxidos (WANG, 1993).

A soldabilidade das ligas de níquel é sensível a alguns elementos residuais como o enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto. Estes elementos são praticamente insolúveis no níquel e podem experimentar reações eutéicas resultando em eventuais trincas de solidificação da estrutura soldada (KOU, 2003; WANG, 1993). Soldas de Ni sem metal de adição podem apresentar porosidade caso ocorra contaminação com oxigênio, nitrogênio ou monóxido de carbono. Desta forma, titânio e outros elementos de liga que possuem afinidade

por estes contaminantes são adicionados aos eletrodos e varetas para prevenir a formação de porosidades (KOU, 2003; WANG, 1993). Uma das grandes desvantagens do níquel está no seu elevado custo, fazendo com que não seja viável a produção de componentes maciços nestas ligas. No entanto, o uso das superligas de níquel como metal de adição em soldagens para fins especiais tem sido bastante corriqueiro (NUNES, 2006).

O níquel possui densidade e propriedades mecânicas próximas a do ferro, mas sua metalurgia é bastante diferente. A Tabela 2.1 mostra a similaridade entre as propriedades mecânicas do ferro e do níquel.

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas do ferro e do níquel.

| Propriedades | Ferro | Níquel |
|--------------------------------|-------------------------|-------------------------|
| Densidade (g/cm ³) | 7,87 | 8,89 |
| Ponto de Fusão (°C) | 1,535 | 1,453 |
| Coef. Exp. Térmica (m/m.°C) | 1,18 x 10 ⁻⁵ | 1,33 x 10 ⁻⁵ |
| Cond. Térmica (25 °C) (W/m*K) | 80 | 92 |
| Resistividade (Ωm) | 9,7 x 10 ⁻⁸ | 7 x 10 ⁻⁸ |
| Módulo de Elasticidade (GPa) | 211 | 204 |

Fonte: Techalloy.

Devido a vários elementos químicos possuírem uma maior solubilidade no níquel que no ferro foram desenvolvidas diversas ligas com várias características (SILVA, 2010; AGUIAR, 2010). Essas ligas de níquel podem ser classificadas em quatro grupos com base no mecanismo de aumento de resistência (ASM, 1990; SILVA, 2010; AGUIAR, 2010):

- ✓ Ligas de níquel endurecidas por solução sólida;
- ✓ Ligas níquel endurecidas por precipitação;
- ✓ Ligas de níquel endurecidas por dispersão de óxidos;
- ✓ Ligas de níquel fundidas.

Para este trabalho a seleção da liga ERNiCrMo-4 ou como comercialmente é conhecida a liga Hastelloy C-276, se deu devido a sua alta resistência á ambiente corrosivos, às estabilidades mecânica e química em temperaturas ambientes, além disso das resistências a corrosão e a atmosferas redutoras em temperaturas elevadas. Além disso, estas ligas de níquel são endurecíveis por solução sólida e possuem boa soldabilidade. Os principais elementos que atuam no aumento de resistência por solução sólida do níquel são o tungstênio, molibdênio, cromo, ferro e o cobre (SILVA, 2010a; DUPONT, LIPPOLD & KISER, 2009). As ligas de níquel endurecidas por solução sólida geralmente são utilizadas na condição de recozimento, e são do tipo Níquel 200, Ni-Cu, Ni-Cr, Ni-Fe-Cr, Ni-Mo, Ni-Cr-Mo. O endurecimento nestas ligas se dá quando um ou mais elementos são adicionados a outro para formar uma

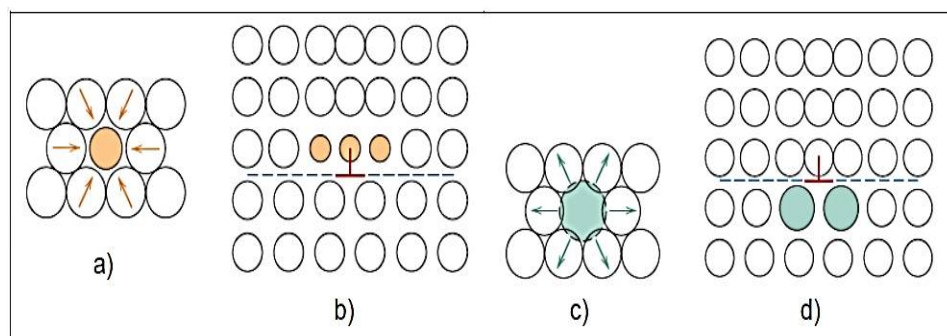
composição homogênea (NUNES, 2006; PÉREZ, 2005). A adição de elementos como o cromo e o molibdênio, por exemplo, além de contribuir para o endurecimento por solução sólida, aumenta as resistências mecânica e a corrosão. O nióbio aumenta a resistência à fluência, o alumínio e o titânio à estabilidade térmica (PÉREZ, 2005; KEJELIN, 2006).

2.7.1 Ligas de níquel endurecidas por solução sólida

O aumento da resistência mecânica promovido por solução sólida baseia-se na introdução de átomos de soluto na rede cristalina que promovem uma barreira à movimentação das discordâncias. Os átomos de soluto normalmente conferem deformações na rede através dos átomos vizinhos devido à diferença nos raios atômicos do soluto e do solvente. Esta configuração resulta em um campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e os átomos de soluto e, conseqüentemente, há restrição no movimento das discordâncias. A Figura 2.13 mostra esquematicamente o efeito da deformação na rede cristalina promovida pela introdução de átomos de soluto (Callister, 2008).

Os átomos de soluto tendem a se distribuir de forma a minimizar a deformação da rede cristalina e, assim, reduzindo a energia livre da rede. Por exemplo, um átomo de soluto com o diâmetro menor que o do solvente tende a se localizar no campo de compressão da discordância (Figura 2.13 (a) e (b)), ao passo que o soluto de diâmetro maior que o do solvente se localiza no campo de tração, como ilustrado na Figura 2.13 (c) e (d). Desta forma, com uma rede cristalina mais equilibrada, as discordâncias necessitam de uma maior energia para se movimentarem (Reed-Hill, 1982; Callister, 2008).

Figura 2.13 - Deformações na rede cristalina impostas por átomos de soluto. (a) Deformação trativa promovida por um átomo menor. (b) Possível localização dos átomos de soluto menores. (c) Deformação compressiva promovida por um átomo maior. (d) Possível localização dos átomos de soluto maiores.



Fonte: CALLISTER, 2008.

Os elementos Co, Cr, Fe, Mo e Ta são geralmente usados para proporcionar aumento de resistência mecânica por solução sólida nas ligas de níquel. Elementos que exibem raio

atômico, estrutura eletrônica e rede cristalina similares ao níquel têm maior probabilidade de permanecerem em solução sólida (Dupont *et al.*, 2009). A capacidade de um elemento químico aumentar a resistência por solução sólida pode ser atribuída à diferença no raio atômico comparado com o níquel. A Tabela 2.2 mostra o aproximadamente a diferença do diâmetro atômico e da solubilidade de vários elementos em relação ao níquel na temperatura de 1000 °C (Dupont *et al.*, 2009).

O limite de solubilidade corresponde à máxima quantidade de soluto que pode ser absorvida pelo solvente. Destaca-se o papel importante que o níquel desempenha como elemento solvente para vários elementos de liga. De fato, a possibilidade de formação de várias ligas de níquel contendo quantidades relativamente grandes de elementos como Cr, Mo, W, Co, Mn, Al e Ti contribui para o desenvolvimento acentuado destas ligas nas últimas décadas. As ligas de níquel endurecidas por solução sólida são amplamente utilizadas em aplicações que exigem combinação de resistência mecânica moderada e excelente resistência a corrosão em temperaturas até 800 °C e em alguns casos podendo ser aplicadas até 1200 °C (Dupont *et al.*, 2009). Estas ligas são aplicadas em várias indústrias como petroquímica, processamento químico, geração de energia, papel, etc. A Tabela 2.3 relaciona algumas ligas de níquel endurecidas por solução sólida.

Tabela 2.2 - Diâmetro atômico aproximado e solubilidade de vários elementos no níquel na temperatura de 1000 °C.

| Soluto | Diferença aproximada do raio atômico do Ni em relação aos solutos, %. | Solubilidade aproximada no Ni em 1000°C, % em peso. |
|---------------|--|--|
| C | +43 | 0,2 |
| Al | -15 | 7 |
| Si | +6 | 8 |
| Ti | -17 | 10 |
| V | -6 | 20 |
| Cr | -0,3 | 40 |
| Mn | +10 | 20 |
| Fe | +0,3 | 100 |
| Co | -0,2 | 100 |
| Cu | -3 | 100 |
| Nb | -15 | 6 |
| Mo | -9 | 34 |
| Ta | -15 | 14 |
| W | -10 | 38 |

Fonte: DUPONT *et al.*; 2009.

Tabela 2.3 - Composição química de algumas ligas de níquel endurecidas por solução sólida.

| Liga | C | Cr | Fe | Mn | Ni | Mo | Si | Al | Outros |
|--------|-------|-----------|------|------|----------|---------|------|------|---------------|
| 600 | 0,15 | 14-17 | 6-10 | 1,0 | 72,0 min | - | 0,5 | - | |
| 625 | 0,10 | 20-23 | 5,0 | 0,5 | Bal. | 8-10 | 0,5 | 0,40 | Nb 3,15-14,15 |
| C-4 | 0,015 | 14-18 | 3,0 | 1,0 | Bal. | 14-17 | 0,08 | - | - |
| C-22 | 0,01 | 20-24 | 3,0 | 0,5 | Bal. | 12-14 | 0,08 | - | Co 2,5; W 3 |
| C-276 | 0,02 | 14,5-16,5 | 4-7 | 1,0 | Bal. | 15-17 | 0,08 | - | Co 2,5 |
| C-2000 | 0,1 | 22-24 | 3,0 | 0,5 | Bal. | 15-17 | 0,08 | 0,5 | - |
| 59 | 0,10 | 22-24 | 1,5 | 0,50 | Bal. | 15-16,5 | 0,1 | 0,4 | - |
| 686 | 0,01 | 19-53 | 2,0 | 0,75 | Bal. | 15-17 | 0,08 | - | W 3,0-4,4 |

Fonte: DUPONT *et al.*; 2009.

A maioria das ligas deste grupo é fornecida na condição solubilizada, assegurando que os elementos de liga adicionados estejam dissolvidos na matriz austenítica e que o material esteja livre de fases fragilizantes. A maioria das ligas é solubilizada na faixa de temperatura de 1000 a 1200 °C. O tempo e temperatura do tratamento térmico de solubilização são usados para controlar o tamanho de grão do metal de base. O resfriamento rápido da temperatura de solubilização é requerido em alguns casos para evitar a formação de carbonetos e/ou fases fragilizantes (Dupont *et.;* *al.*, 2009).

De uma forma geral, as ligas endurecidas essencialmente por solução sólida possuem boa soldabilidade. Podem, inclusive, serem colocadas em serviço após a realização da soldagem, mantendo em níveis satisfatórios as propriedades mecânicas na condição como soldado (ASM, 1993 b)

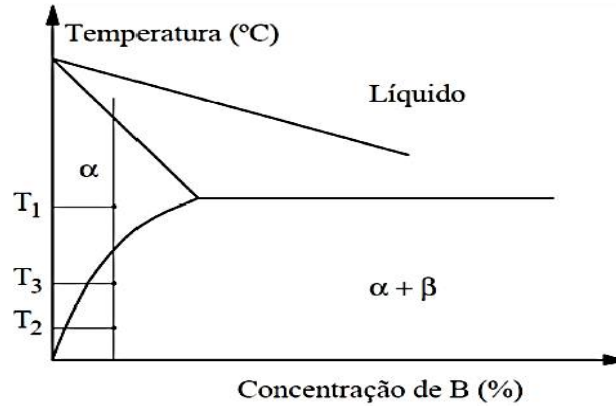
2.7.2. Ligas de níquel endurecidas por precipitação

O processo de endurecimento por precipitação de uma liga de níquel é possível quando a capacidade do solvente em manter o soluto na rede cristalina diminuir através da redução da temperatura, ou seja, quando ocorre a existência de uma solução sólida supersaturada. A partir desta solução se a temperatura for diminuída, os átomos de solutos que estavam presentes em solução sólida irão precipitar dando origem a uma nova fase, e aumentando a resistência do material nos instantes iniciais do processo (ZHAO *et.;* *al.*, 2000; CIESLAK, HEADLEY e ROMIG, 1986). O mecanismo de aumento de resistência neste caso é atribuído ao bloqueio do movimento de discordâncias pelas fases precipitadas na matriz γ .

O tratamento de solubilização, Figura 2.14, consiste em aquecer o material até T_1 , para a dissolução de β , e em seguida, resfriá-lo rapidamente de forma a impedir que esta fase se precipite novamente. Contudo, se o material for aquecido a uma temperatura moderada (T_2), a fase β , ou outra fase metaestável, poderá se precipitar em uma forma extremamente fina,

endurecendo o material. Este processo conhecido por tratamento de envelhecimento (MODENESI e MARQUES, 2012).

Figura 2.14 - Detalhe do diagrama de fases de uma liga endurecível por precipitação.



Fonte: MODENESI & MARQUES, 2012.

A escolha da temperatura e do tempo de permanência é muito importante, pois se esta for muito elevada (T3, por exemplo), os precipitados obtidos podem apresentar um tamanho excessivo e prejudicar as propriedades mecânicas. A Tabela 2.4, mostra valores aproximados para as propriedades mecânicas de uma liga endurecível por precipitação em função do tratamento térmico realizado.

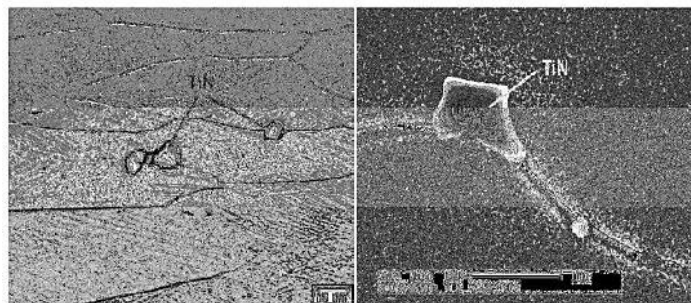
Tabela 2.4 - Propriedades mecânicas de uma liga endurecível por precipitação (Al - 4,5% Cu) em função do tratamento térmico

| Condição | Limite de resistência (Mpa) | Limite de escoamento (Mpa) | Alongamento em 50 mm (%) |
|---------------------|-----------------------------|----------------------------|--------------------------|
| Solubilizada | 240 | 110 | 40 |
| Envelhecimento | 420 | 310 | 20 |
| Super - Envelhecida | 170 | 70 | 20 |
| Recozida | 170 | 70 | 15 |

Fonte: MODENESI, 2001.

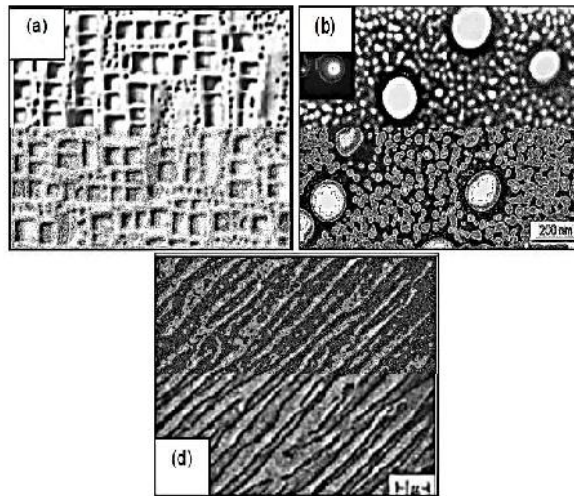
A energia de superfície e a deformação elástica da rede cristalina são causadas pela diferença de parâmetro de rede entre γ e γ' , conforme Figuras 2.15. e 2.16.

Figura 2.15 - Imagens obtidas por MEV de precipitados de nitreto de titânio da liga FM-52



Fonte: RAMIREZ & LIPPOLD, 2004.

Figura 2.16 - Precipitados de fase γ' em matriz γ . (a) Morfologia cúbica; (b) Morfologia globular; (c) Morfologia alongada.



Fonte: PENKALLA *et al.*, 2003; ROSS & SIMS, 1987.

2.8 EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA

O elemento níquel é um elemento de liga versátil, que possibilita a solubilização de quantidades razoáveis de ferro, cromo e molibdênio e por isso muitas composições de ligas têm sido desenvolvidas. A estrutura cúbica de face centrada (CFC) da matriz γ pode ser endurecida por solução sólida, precipitação de carbeto e pelo endurecimento por precipitação. Em temperaturas elevadas o endurecimento é dependente da difusão, e elementos como molibdênio e tungstênio que apresentam difusividade mais lenta, são endurecedores mais efetivos. A seguir são apresentados os principais elementos de liga normalmente adicionados ao níquel :

- Alumínio (Al) – O alumínio é um elemento que auxilia na resistência a corrosão da liga através da formação de óxidos de Al_2O_3 na superfície, bem como, aumenta a resistência mecânica das ligas por participar da precipitação da fase γ' . Tem como função principal, junto com o cromo, auxiliar na resistência a oxidação, além de formar compostos endurecedores intermetálicos (Ni Al).
- Carbono (C) – O carbono é um elemento intersticial é encontrado em quantidades mínimas e sua principal atuação nas características metalúrgicas das ligas é através da precipitação de carbonetos, devido à reação com outros elementos de liga presentes. Estes carbonetos podem ter efeito benéfico ou não, de acordo com o tipo e a morfologia dos mesmos.
- Cromo (Cr) – O cromo promove a formação de uma película protetora de óxido (Cr_2O_3) fortemente aderente à superfície. Aumenta a resistência à oxidação em ambientes contendo ácido nítrico (HNO_3) e ácido crômico (H_2CrO_4). Aumenta a resistência à oxidação por

vapores sulfurosos a altas temperaturas. O limite de solubilidade do Cromo no Níquel varia de 35 a 40% (ASPHAHANI, 1993). Juntamente com Ni e Fe, forma a matriz e auxilia no processo de endurecimento por solução sólida garantindo a estabilidade superficial (resistência à oxidação e a corrosão a quente).

- Ferro (Fe) – O ferro é um elemento que também ajuda a formar a matriz, auxilia no processo de endurecimento por solução sólida, sendo fundamental para a precipitação de compostos endurecedores na matriz.
- Manganês (Mn) – O manganês devido a sua afinidade com o elemento enxofre, controla os efeitos da segregação de compostos sulfurados.
- Molibdênio (Mo) – O molibdênio é um elemento que aumenta a resistência em atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão e a resistência em altas temperaturas. O limite de solubilidade do molibdênio no níquel é de aproximadamente 20%. Participa da formação de carbonetos e é um forte formador de fases topologicamente compactas (TCP).
- Nióbio (Nb) – O nióbio é um elemento muito interessante, quando se deseja elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. Teores baixíssimos deste elemento permitem aumentar os limites de resistência e de escoamento do material. Promove o refino de grão. É um componente que permite a redução dos teores de carbono e de manganês melhorando, portanto, a soldabilidade e a tenacidade.
- Silício (Si) – O silício apresenta-se em quantidades muito pequenas (em geral, em teores inferiores a 0,4% para evitar problemas de soldabilidade) sendo considerado, na maioria das vezes, como apenas um subproduto de alguma reação de desoxidação. Quando adicionado intencionalmente em pequenas quantidades, promove um aumento na resistência à corrosão em altas temperaturas. Reduz a formação de carbonetos porque auxilia a decomposição de cementita em ferrita.
- Titânio (Ti) – O titânio tem ponto de fusão 1812° C. Este elemento se adicionado em pequenas quantidades tem a função de refinar o grão. Em certos aços inoxidáveis austeníticos, o titânio é adicionado em relações bem definidas com o carbono para estabilizar o aço contra a formação de carbonetos de cromo no contorno de grão.
- Tungstênio (W) – O tungstênio apresenta um comportamento similar ao molibdênio no aumento da resistência a atmosferas ácidas não oxidantes e à corrosão localizada. Também atua fortemente no mecanismo de aumento de resistência por solução sólida tanto na matriz, quanto nos precipitados de γ' . Juntamente com o Mo, promove a formação de fases TCP.

2.8.1. Ligas níquel cromo molibdênio.

Estão incluídas neste grupo das ligas NiCrMo: C-22, C-276, G, S, X, 622, 625, e 686. Estas ligas são projetadas principalmente para resistência a corrosão em temperatura ambiente, bem como, para resistências a corrosão e a atmosferas redutoras em temperaturas elevadas. Liga 625 possui adições de 9% de molibdênio e 4% de nióbio, os quais aumentam as resistência mecânica e à corrosão tanto em temperatura ambiente, quanto em elevadas temperaturas. Ligas X e S são amplamente utilizadas para aplicações em elevadas temperaturas. Todas estas ligas possuem boa soldabilidade, estando os consumíveis para a soldagem destas ligas disponíveis comercialmente (WANG, 1993).

Além de endurecíveis por solução sólida, as ligas a base de níquel podem ser endurecidas também por precipitação (envelhecimento) e por dispersão de óxidos refratários na matriz (por exemplo, ThO_2). Este comportamento promovido pelos mecanismos de endurecibilidade das ligas de níquel é metalurgicamente análogo ao encontrado em outros metais como nos aços e no alumínio. (KOU, 2003; WANG, 1993).

As ligas a base de níquel são utilizadas numa grande variedade de aplicações industriais devido a suas excelentes características de resistência mecânica e ao ataque químico em meios corrosivos, inclusive em altas temperaturas (aproximadamente 1100 °C). Soldas de alta qualidade são produzidas utilizando-se ligas de níquel através dos diversos processos de soldagem, conforme as características metalúrgicas e a disponibilidade dos metais de adição ou fluxos necessários para operação de soldagem. (KOU, 2003; WANG, 1993).

2.9. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Como apresentado anteriormente, as excelentes propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão das superligas de níquel em altas temperaturas são obtidas mediante a adição de determinados elementos de liga que melhoram muito as propriedades que seriam obtidas apenas com a matriz austenítica (CFC) rica em níquel, conhecida como fase gama (γ).

Os compostos intermetálicos são constituídos de fases ordenadas de dois ou mais elementos metálicos, onde os átomos ocupam locais específicos no reticulado cristalino. As suas redes atômicas frequentemente são diferentes dos metais que os compõem. Os intermetálicos são reconhecidos como a principal fase endurecedora da matriz das superligas. São aplicáveis em ambientes de altas temperaturas como é o caso de revestimento para a indústria petrolífera.

As ligas a base de níquel pertencem a uma das mais importantes classes de materiais resistentes à corrosão aplicadas em soldagem de revestimento. Durante a solidificação dessas ligas no processo de soldagem, ocorrem a microsegregação intensa de alguns de seus elementos como o molibdênio (Mo), nióbio (Nb), titânio (Ti) e tungstênio (W). Essas microsegregações ocorrem principalmente nas regiões interdendríticas, devido a supersaturação desses elementos no estágio final do processo de solidificação provocando a formação de fases secundárias tais como, a fase P, σ , μ , Laves e a formação dos carbonetos. Segundo estudos realizados por Yang *et al.*, 2006, as fases secundárias podem alterar as propriedades mecânicas do material e diminuir sua resistência a corrosão.

Por exemplo, na liga Inconel 625, as fases secundárias encontradas após a soldagem são carbonetos MC do tipo (NbTi)C e do tipo Laves ricas em nióbio (CIESLAK, 1991). Ligas a base de níquel são muito suscetíveis à trinca a quente devido a formação da fase Laves que apresenta um baixo ponto de fusão (DUPONT et al., 2003). Assim, é muito importante a quantificação dessas fases e a seleção dos parâmetros de soldagem mais adequados que minimizem sua presença. Na Tabela 2.5, observam-se as fases que podem se formar nas ligas de níquel, assim como suas estruturas cristalinas e possíveis fórmulas.

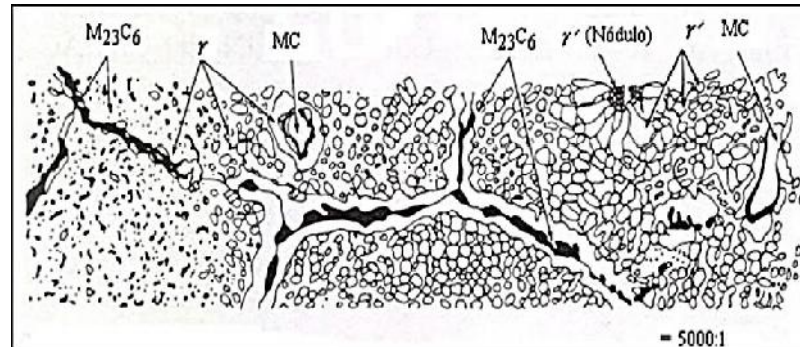
Tabela 2.5 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel suas estruturas e fórmulas.

| Fase | Estruturas | Fórmula |
|-------------|-------------------|--|
| γ' | CFC | $Ni_3(Al, Ti)$ |
| γ'' | TCC | Ni_3Nb |
| MC | Cúbica | (Ti, Ta, Nb, Hf, Th ou Zr)C |
| M_6C | CFC | $Fe_3(Mo, W, Nb)_3C, Fe_4W_2C, Nb_3Co_3C, Ta_3Co_3C$ |
| M_7C_3 | Hexagonal | Cr_7C_3 |
| $M_{23}C_6$ | CFC | $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$ |
| M_3B_2 | Tretagonal | $(Nb, Mo, Ti, Cr, Ni, Fe, Ta, V)_3B_2$ |
| MN | Cúbica | (Ti, Nb, Zr)N |
| η | HC | Ni_3Ti |
| δ | Ortorrômbica | Ni_3Nb |
| μ | Romboédrica | $(Fe, Co)_7(Mo, W)_6$ |
| Laves | Hexagonal | $(Fe, Ni)_2(Nb, Ti, Mo), Co_2(Ti, Ta)$ |
| σ | Tetragonal | $FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo$ |

Fonte: ASM HANDBOOK, 1997.

Na Figura 2.17, pode-se observar a micrografia apresentada para as fases secundárias que podem se formar em uma liga a base de níquel, com a presença de elementos intermetálicos e de carbonetos, segundo a ASTM.

Figura 2.17 - Micrografia de principais fases secundárias de uma liga a base de níquel: intermetálicos e carbonetos.



Fonte: ASTM.

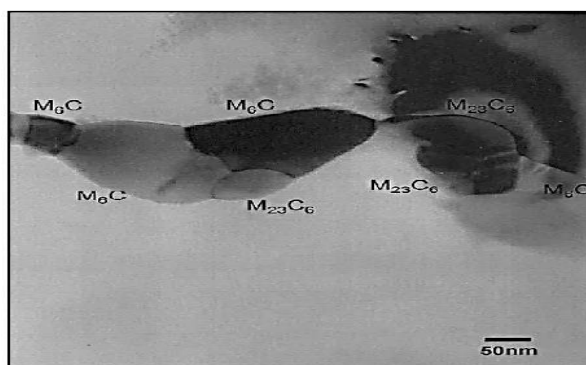
De acordo com Almeida (2003), a adição de carbono faz com que precipitem carbetos na matriz austenítica γ , contendo tungstênio, cromo, molibdênio e ferro. A função dos carbetos nas superligas é complexa e dinâmica. Nas superligas de níquel, ao contrário das superligas de ferro e de cobalto, os carbetos se formam preferencialmente nos contornos de grãos. Devido ao fato de que carbetos formados com determinadas morfologias nos contornos de grãos apresentam efeitos nocivos à ductilidade e à tenacidade das superligas, em geral o teor de carbono deve ser controlado rigorosamente para não ultrapassar certo nível.

O níquel não é um forte formador de carbetos, mas pode aparecer em pequenas quantidades nos mesmos. Os carbetos mais frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os do tipo MC, M₆C, M₇C₃ e M₂₃C₆, onde M são os elementos formadores de carbetos (W, Mo, Cr, Fe). A forma microestrutural dos carbonetos MC é usualmente de grandes blocos, com distribuição randômica e geralmente não são desejados (VOORT e JAMES, 1985). São mais frequentes os carbetos MC formados por titânio, nióbio e háfnio. Carbonetos do tipo M₆C geralmente se apresentam também em forma de blocos. Formados nos contornos de grão podem ser usados para controlar tamanho de grão ou precipitando em padrão Widmanstätten através dos grãos podem diminuir a ductilidade. Carbonetos M₆C são geralmente ricos em molibdênio e tungstênio, mas outros elementos, como cromo, níquel ou cobalto podem substituí-los em certo grau e são comuns em ligas a base de níquel com alto teor de molibdênio e/ou tungstênio (MANKINS e LAMB, 1990).

Carbonetos do tipo M₂₃C₆ são determinantes nas propriedades mecânicas de ligas a base de níquel. A microestrutura ideal é uma cadeia de pequenas partículas globulares discretas nos contornos de grão, porém filmes, lamelas, placas e células também são observadas. Na forma de filmes contínuos nos contornos de grão, a resistência à fratura é prejudicada, havendo degradação de tal propriedade. O elemento cromo é o principal

elemento formador deste carbeto, mas outros elementos como níquel, cobalto, ferro, molibdênio e tungstênio podem substituí-lo. Segundo (Zhao et al.; 2000) a uma temperatura de 750°C durante 26 horas é possível observar a formação de carbonetos dos tipos M₆C e M₂₃C₆ em forma de cubos que se alternam ao longo do contorno de grão da liga Hastelloy X, como apresentado na Figura 2.18

Figura 2.18 - Precipitação das fases M₆C e M₂₃C₆ nos contornos de grão de uma amostra da liga Hastelloy X tratada termicamente a 750 °C por 26 h..

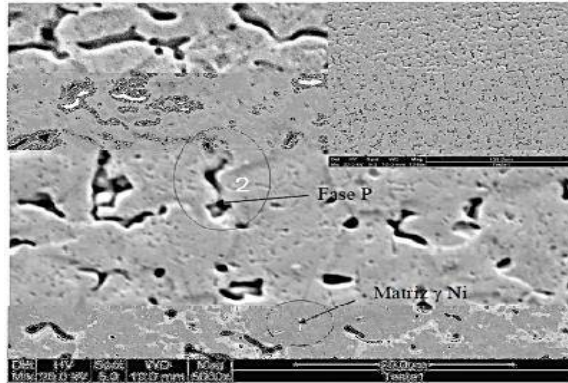


Fonte: ZHAO et al., 2000.

As fases Topologicamente Compactas – TCP (σ , μ e Laves) se constituem pela formação de camadas compactas de átomos em forma de redes de “kagome” (textura em “zigzag” de cestos) alinhadas com os planos octaédricos da matriz CFC. Estas fases nocivas geralmente se apresentam como plaquetas finas que frequentemente se nucleiam nas partículas de carbetos presentes nos contornos de grãos. Segundo estudos realizados por Cieslak et al as fases formadas durante solidificação da liga Hastelloy C-276 são a matriz γ , fase P e fase μ .

Almeida (2003) observou a formação da fase P dispersa na matriz de níquel γ em forma de filmes e glóbulos de uma liga Hastelloy C, Figura 2.19. As fases σ e μ são prejudiciais às propriedades mecânicas quando em quantidades maiores, por se tratarem de fases topologicamente compactas frágeis. Apesar disto, a quantidade de carbono nesta liga é reduzida a fim de evitar a formação de carbonetos, o que demandaria tratamento térmico posterior para estabilização da liga. Em revestimentos da liga Hastelloy C-276 depositados pelo processo TIG, observou-se a formação da fase γ' , e fases em menor proporção como P e μ na microestrutura de solidificação do cordão de solda (CIESLAK, HEADLEY e ROMIG, 1986).

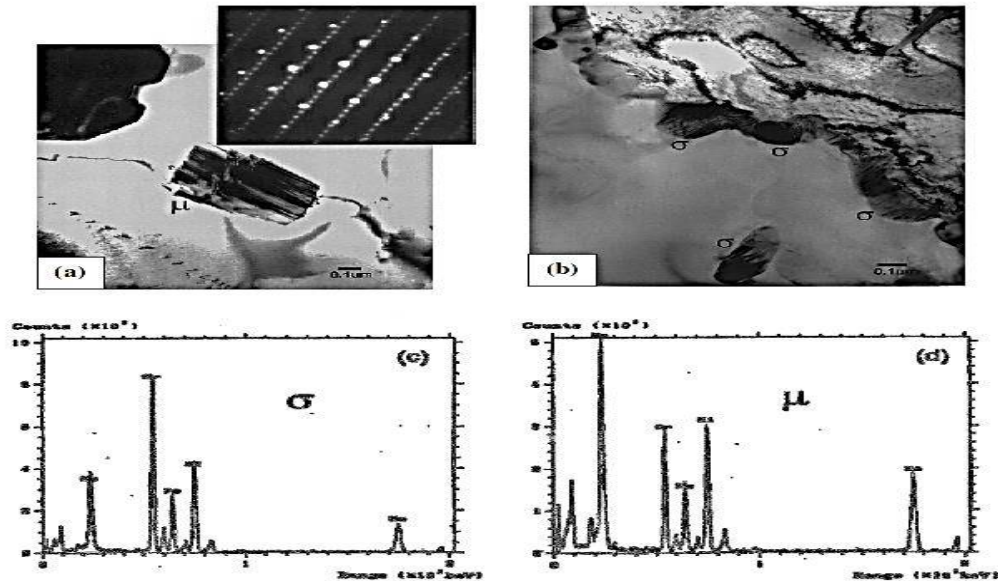
Figura 2.19 - Imagem obtida por MEV de um revestimento de liga de níquel sem adição de alumínio.



Fonte: ALMEIDA, 2003.

Pode-se observar na Figura 2.20 a formação das fases μ e σ das amostras da liga Hastelloy X, tratadas termicamente a 850° C por 26 h e a 750° C por 100h, respectivamente, assim como seus espectros obtidos por EDS (ZHAO et al., 2000)

Figura 2.20 - (a) e (b) Formação das fases μ e σ , após tratamento térmico da liga Hastelloy X; (c) e (d) Comparação dos espectros por EDS, mostrando os elementos ricos para cada uma dessas fases apresentadas.



Fonte: ZHAO et al., 2000.

2.10. SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação de metais e ligas metálicas é caracterizada por uma transformação de fase com mudança de estado, em que uma fase líquida se transforma em uma fase sólida, quando as condições termodinâmicas são tais que o sólido apresenta menor energia livre, sendo, portanto mais estável. O início de solidificação da Zona Fundida (ZF) na soldagem de

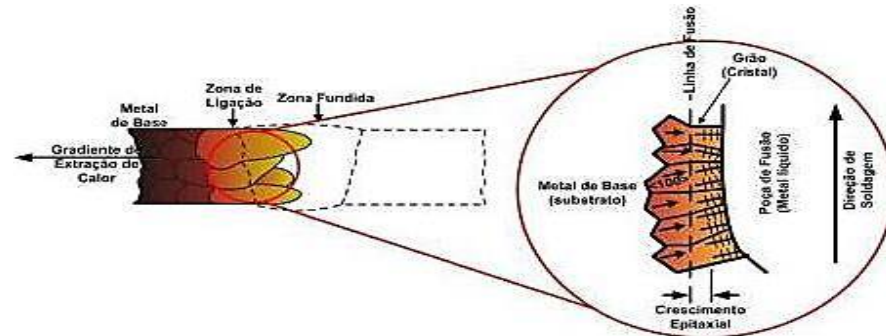
Materiais de Base (MB) similares ocorre por meio do crescimento epitaxial, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA). No caso da soldagem de materiais dissimilares, o início da solidificação da ZF pode ocorrer por meio do crescimento epitaxial. Diversos estudos sobre a soldagem de MB dissimilares confirmam que o início da solidificação da ZF ocorre por meio do crescimento epitaxial a partir do substrato (sólido) e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda.

Este efeito é causado pelas condições existentes na poça de fusão (gradientes térmicos elevados e contato direto entre um líquido e um sólido de composições e estrutura semelhantes) que facilitam o crescimento direto do sólido sem a nucleação de novos grãos, e com um super-resfriamento mínimo. Como resultado, os grãos da ZF apresentam uma largura semelhante e a mesma orientação cristalina dos grãos do metal base dos quais são prolongamento. Assim, os grãos da ZF localizados junto à linha de fusão são uma continuação dos grãos adjacentes da ZTA, o que pode ser facilmente observado em soldas de ligas que não sofrem transformações de fase no estado sólido.

O super-resfriamento constitucional ocorre na solidificação de uma liga em razão da composição química da fase sólida ser diferente da composição química da fase líquida. A solubilidade do soluto na fase sólida é menor do que na fase líquida. Portanto, existe um gradiente de concentração de soluto da interface sólido-líquido para o metal líquido. A variação de concentração provoca uma diminuição da temperatura *liquidus*, facilitando a solidificação numa direção, contribuindo para um super-resfriamento constitucional a partir da interface sólido - líquido.

Depois de iniciada a solidificação em direção ao centro da ZF, o crescimento dos grãos prossegue na direção paralela ao máximo gradiente de temperatura, favorecendo um crescimento competitivo de grãos. Os grãos com orientação favorável à direção do máximo gradiente de temperatura apresentam maior crescimento em relação aos grãos que coincidem com direções menos favoráveis. Como o tamanho de grão na ZTA depende das características metalúrgicas do metal base e do ciclo térmico, pode-se esperar que o tamanho de grão primário na ZF dependa também dos parâmetros de soldagem que afetam o ciclo térmico, particularmente, da energia de soldagem. Nas Figuras 2.21 podem ser observadas, esquematicamente, as presenças do crescimento epitaxial e do crescimento competitivo dos grãos (KOU, 2003).

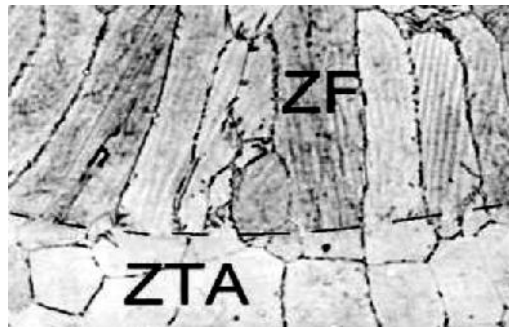
Figura 2.21 - Representação esquemática do crescimento epitaxial e do crescimento competitivo de metal de solda próximo da linha de fusão.



Fonte: Adaptado de Wainer et. al. 1992; Kou, 2003.

O crescimento epitaxial é benéfico nas soldas, pois propicia na ZF uma continuidade dos grãos a partir do metal de base, conforme mostra a Figura 2.22. A morfologia de solidificação da zona de fusão (ZF) é controlada basicamente pelo grau do super-resfriamento constitucional que depende do gradiente térmico, velocidade de solidificação e concentração de soluto nas fases sólida e líquida (S-L).

Figura 2.22 - Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo de um aço Inoxidável Ferrítico. Aumento de 100X.



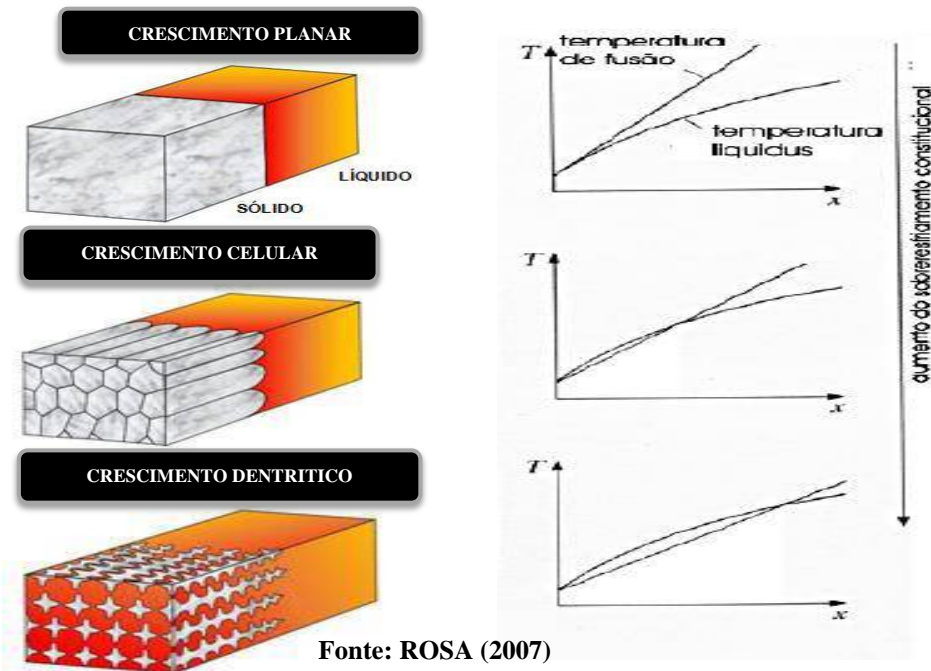
Fonte: Silva, 2010.

2.10.1. Gradiente térmico na interface sólido-líquido

O gradiente térmico é a variação de temperatura no líquido em relação à distância, a partir da interface sólido/líquido. A morfologia de crescimento é diretamente determinada pela taxa de solidificação local e pelo gradiente de temperatura entre o líquido e a interface de solidificação. Segundo Graf (2004) um grande gradiente térmico ocasionará a predominância do super-resfriamento e, conseqüentemente, o surgimento da solidificação de forma planar, Figura 2.23 (a). Com a diminuição do gradiente térmico, devido à segregação do soluto, o efeito do super-resfriamento constitucional passa a ser significativo e a frente de solidificação

passa a ter um crescimento celular, Figura 2.23 (b), ou dendrítico, Figura 2.23 (c), de acordo com o grau de super-resfriamento constitucional.

Figura 2.23 - Esquema demonstrativo dos tipos de crescimento determinado pelo gradiente térmico. (a) crescimento planar; (b) crescimento celular e (c) crescimento dendrítico.

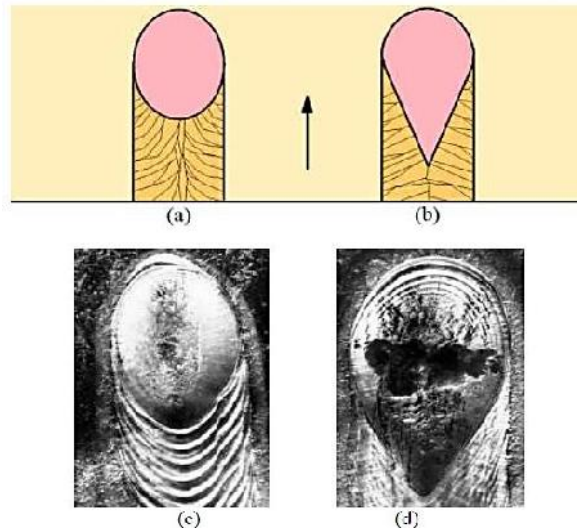


2.10.2. Velocidade de solidificação

Dependendo da velocidade de soldagem e do balanço entre as energias térmicas presentes, a poça de fusão poderá apresentar o formato de elipse ou de gota. Para velocidades baixas de soldagem, a forma da poça tende a ser elíptica e para velocidades de deposição maiores tenderá a apresentar o formato de gota, Figura 2.24.

Considerando o gradiente térmico como sendo a diferença entre a temperatura média da poça de fusão e a temperatura da linha “liquidus” do material, dividida pela distância da interface sólido/líquido até o centro do arco elétrico, pode-se concluir que a poça em forma de gota irá apresentar um gradiente maior no centro do cordão e um menor nas bordas. Já para poça de formato elíptico o gradiente térmico será constante ao longo de toda a borda. A previsão do tipo de crescimento que ocorre em um processo de solidificação não é tarefa fácil, visto que existem muitas variáveis envolvidas e uma grande interação entre muitas delas, resultando em diferenças na macroestrutura do formato da poça de fusão e afetando suas propriedades (MODENESI e MARQUES, 2001).

Figura 2.24 - Formatos comuns da poça de fusão em processos mecanizados: (a) elíptica, (b) em gota, (c) cratera formada a partir de uma poça elíptica e (d) em gota.



Fonte: MODENESI, 2012; KOU, 2003.

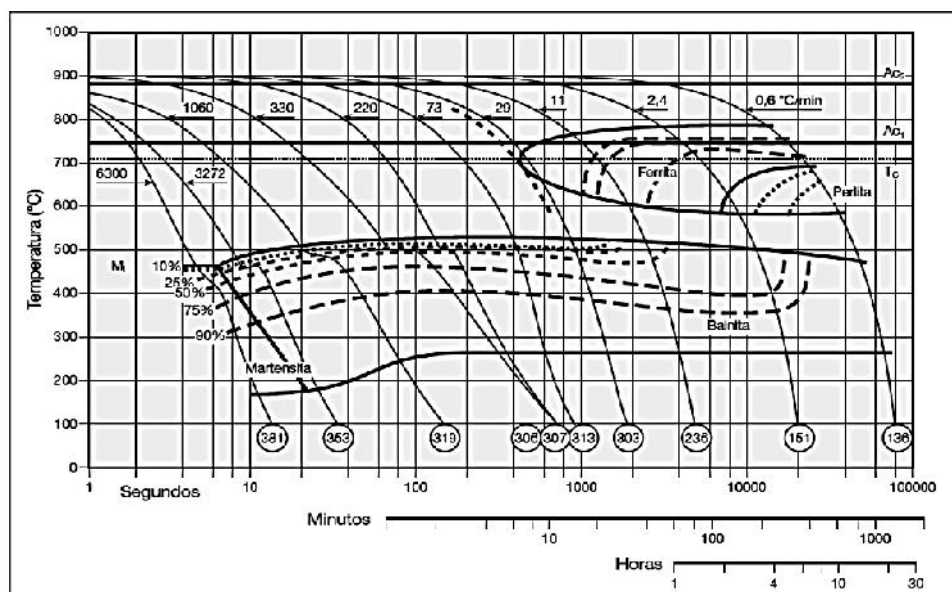
2.10.3. Concentração de soluto

Durante a solidificação de ligas metálicas, surgem diferenças de composição química entre as partes líquida e sólida, e enquanto o processo avança ocorre um acúmulo de soluto rejeitado pela parte recém solidificada frente à interface de solidificação. O líquido neste ponto apresentará uma concentração de soluto maior do que a concentração inicial da liga, ocasionando o super-resfriamento constitucional, ou seja, a temperatura de solidificação diminuirá. O super-resfriamento constitucional desestabiliza o crescimento da interface macroscopicamente plana, tornando-a instável e fazendo com que o crescimento passe a ser colunar/dendrítico.

2.11. AÇO ASTM A182-F22

Os aços 2,25Cr 1Mo (ASTM A182-F22) são caracterizados pela extensa temperabilidade bainítica como pode ser visto no diagrama de transformação com reaquecimento contínuo (TRC) da Figura 2.25. A microestrutura bainítica é obtida em ampla faixa de taxas de resfriamento. Estes aços são, principalmente, aplicados em temperaturas elevadas, até 650°C. (COLPAERT, 2008).

Figura 2.25 - Diagrama TRC- Aço ASTM A182-F22



Fonte: COLPAERT, 2008.

O teor de carbono é normalmente inferior a 0,20% para garantir boa soldabilidade, mas estas ligas têm elevada dureza. A adição de cromo para esses aços é responsável pela sua maior resistência à oxidação. O molibdênio aumenta a resistência à deformação em temperaturas elevadas, nas quais estes aços são muitas vezes utilizados, por formarem precipitados nos contornos de grão que aumentam a resistência a fluência. Outros elementos, tais como V e Nb, também participam de reações de precipitação que têm efeitos similares. AWS, 1997.

Os aços da família 2,25Cr-1,0Mo apresentam elevada resistência a fluência e a corrosão além de boa tenacidade, quando comparados aos aços carbono. Por isso, são amplamente utilizados nas indústrias petroquímicas. Existe uma grande variedade de aplicações dos aços 2,25Cr-1,0Mo desde tubulação, vaso de pressão, caldeira até partes estruturais. O aço 2,25Cr 1Mo pode sofrer mudanças estruturais em faixas específicas de temperatura, que provocam diferenças na sensibilidade que o material apresenta com relação à temperatura e à baixa deformação. (AWS, 1997; COLPAERT, 2008; ASM, 1990).

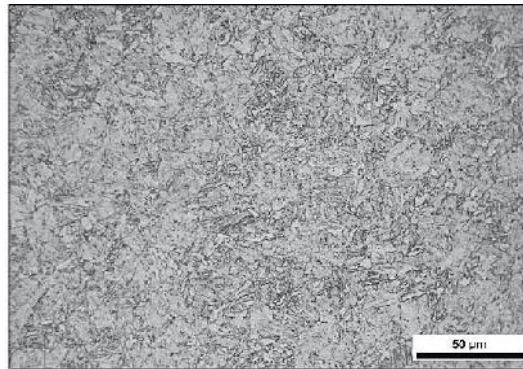
Este aço pode ser utilizado nas condições recozido, normalizado e revenido ou temperado e revenido. A norma ASTM A182 estabelece duas condições de tratamento. A Tabela 2.6, mostra os parâmetros de tratamento e os requisitos mecânicos mínimos exigidos para aplicação desse aço. A ZTA de juntas do aço ASTM A182 F22 geralmente possui uma microestrutura composta por bainita e martensita. (ASTM A182, 2012).

Tabela 2.6 - Propriedades mínimas exigidas pela norma – ASTM A182-F22

| ASTM A182-F22 | CLASSE 1 | CLASSE 3 |
|-----------------------------------|----------|------------------------|
| Tratamento térmico | Recozido | Normalizado e revenido |
| Temp. Austenitização (C°) | 900 | 900 |
| Resfriamento | Forno | Ar |
| Temp. Revenimento (C°) | - | 675 |
| Limite resistência à tração (Mpa) | 415 min | 515min |
| Limite de escoamento (Mpa) | 205 mim | 310 mim |
| Alongamento (50 mm) (%) | 20 mim | 20 min |
| Dureza (HB) | 170 máx. | 156-207 |

Fonte: ASTM A182.

A Figura 2.26 apresenta uma microestrutura bainítica típica do aço ASTM A-182-F22 na condição de temperado e revenido.

Figura 2.26 - Microestrutura típica do aço ASTM A182-F22

Fonte: COLPAERT, 2008.

Existem diferentes precipitados presentes nos aços da família Cr-Mo, que diferem em composição química, estrutura cristalina e sua distribuição na matriz. Os principais carbeto encontrados nos aços Cr-Mo são: MC, M₂C, M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆ e M₆C. Em geral esses precipitados ocorrem a partir de um tratamento de envelhecimento. (BHADESHIA *et al.*, 2006).

2.12. SOLDAGEM DISSIMILAR

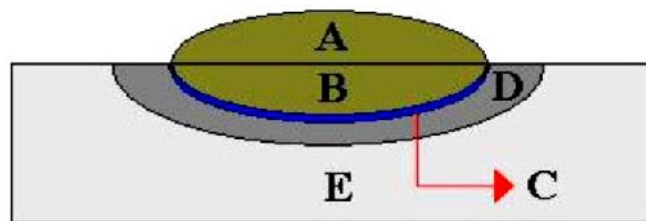
A soldagem de juntas e os revestimentos de metais diferentes tem aumentado em todos os aspectos da produção nos últimos anos. Aplicações típicas são os revestimentos com elevada resistência à corrosão, e a soldagem de juntas com metais de base de diferentes composições química e/ou propriedades mecânicas utilizando como metal de adição uma liga de níquel. Um grande número de consumíveis austeníticos foi desenvolvido nos últimos anos,

e têm sido utilizados na soldagem de juntas de metais dissimilares austeníticos/ferríticos, que se tornaram cada vez mais comuns e importantes, principalmente devido razões econômicas. (LUNDIN, 1982).

A soldagem dissimilar envolvendo metais de base em aço baixo carbono com uso de metal de adição à base de níquel tem como resultado uma zona fundida austenítica inclusive para diluições altas (até 70%). Na soldagem dissimilar, a composição química da zona fundida será uma composição intermediária entre a composição química do metal de base e a composição química do metal de adição. Desta forma, torna-se importante o conhecimento da diluição alcançada na soldagem. (BAESLACK, 1979).

A diluição pode ser determinada por uma relação entre áreas (Equação 2.2) a partir do seccionamento transversal de uma simples deposição por soldagem. A Figura 2.27 ilustra o método de determinação da diluição para ensaios de simples deposição. (BAESLACK, 1979).

Figura 2.27 - Representação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A+B), zona de ligação (C), zona termicamente afetada (D), metal de base (E).



Fonte: KEJELIN, 2006.

$$D = \frac{B}{A + B} \cdot 100\% \quad (\text{Eq. 2.2})$$

Desta forma, pode-se estimar a composição química de um elemento específico (X) na solda a partir das composições químicas dos metais de base e de adição através da equação 2.3.

$$X_{ms} = DX_{mb} + X_{ma}(1-D) \quad (\text{Eq. 2.3})$$

Onde:

X_{ms} = % de X na solda;

D = Diluição;

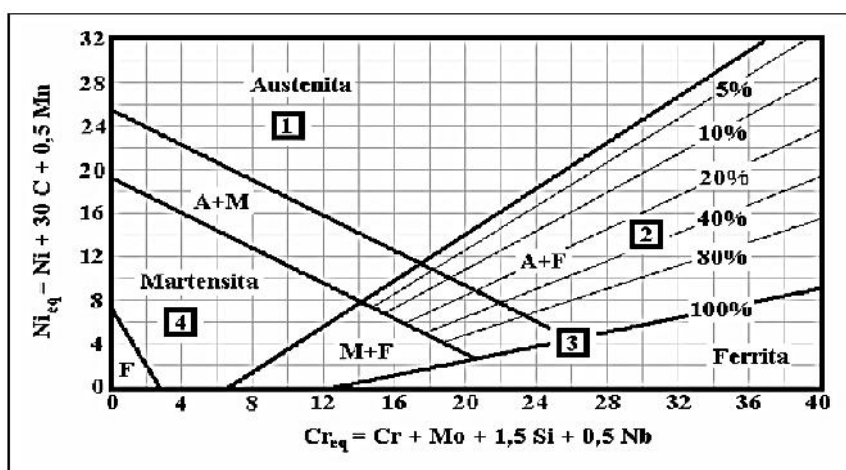
X_{mb} = % de X no metal de base;

X_{ma} = % de X no metal de adição.

A habilidade em determinar a composição aproximada do metal de solda é importante para que se possam estimar algumas propriedades da junta fabricada tais como: resistência à corrosão, tendência à formação de microestruturas vulneráveis à fragilização, e inclusive as propriedades mecânicas. (KEJELIN, 2006).

Uma importante ferramenta na soldagem de aços inoxidáveis para se prever tanto a microestrutura resultante da solda quanto possíveis problemas de soldabilidade, em função da composição química analisada são os diagramas constitucionais. Neste caso é apresentado o diagrama de *Schaeffler* na Figura 2.28.

Figura 2.28 - Diagrama de Schaeffler mostrando as previsões das microestruturas em função da composição química (Cr_{eq} e Ni_{eq}), e as regiões de possível desenvolvimento de problemas, típicos na soldagem de aços inoxidáveis: (1) trincas de solidificação e perda de ductilidade acima de 1250C°; (2) formação de fase, após aquecimento entre 500 e 900C°, e formação da fase (fragilização a 475C°); (3) crescimento de grão na ZTA e sensitização; (4) fragilização por formação de martensita (trincas a frio).



Fonte: KEJELIN, 2006.

A correta seleção do metal de adição não deve jamais ser subestimada, uma vez que a solda fabricada deve ser compatível com o metal de base. Neste sentido, quatro requisitos fundamentais devem ser atendidos:

- 1) Compatibilidade metalúrgica;
- 2) Propriedades mecânicas;
- 3) Propriedades físicas;
- 4) Propriedades anti-corrosivas.

O metal de adição selecionado deve estar apto a produzir uma solda capaz de acomodar a diluição do metal de base evitando a formação de uma microestrutura susceptível à nucleação e propagação de trincas tanto no metal de solda, quanto no metal de base. Deve também ser produzido um depósito com aceitáveis níveis de porosidade e inclusões. Além disso, a solda deverá permanecer estruturalmente estável, inclusive sob severas condições de

serviço especificadas pelo projeto. A precipitação de novas fases ou alterações nas fases originais podem levar a degradação das propriedades mecânicas e anti-corrosivas. (FOLKHARD, 1988).

Inadvertidamente, a soldagem de metais dissimilares está susceptível a alguns problemas de fabricação e metalúrgicos que podem levar a falhas em serviço do componente fabricado. O problema de fabricação mais pronunciado está na seleção incorreta dos consumíveis a serem utilizados, principalmente consumíveis em aço carbono. (FOLKHARD, 1988). O uso de eletrodos de soldagem de aço carbono resulta na formação de um metal de solda duro, com estrutura susceptível a trincas devido à diluição de elementos de liga contidos em um dos metais de base que compõe a junta dissimilar. Limpeza e preparação da superfície a ser soldada também podem ser responsabilizadas pela ocorrência de defeitos. (FOLKHARD, 1988).

A soldagem dissimilar envolvendo metais de base em aço baixo carbono com uso de eletrodos em ligas de níquel (Inconel 625) tem como resultado um metal de solda austenítico inclusive para diluições altas (até 70 %). Uma microestrutura mista de austenita e martensita para diluições entre 70 e 80 % e uma microestrutura exclusivamente martensítica para diluições superiores a 80 %, de acordo com o diagrama de Schaeffler.

Neste contexto, selecionando-se uma diluição inferior a 70 % esperar-se-ia uma solda isenta de problemas, uma vez que não resultaria na formação de estruturas susceptíveis ao endurecimento por transformação durante o resfriamento. Na ZTA do aço Carbono, o endurecimento por transformação pode ser controlado através da taxa de resfriamento da solda, que por sua vez é função das variáveis de soldagem.

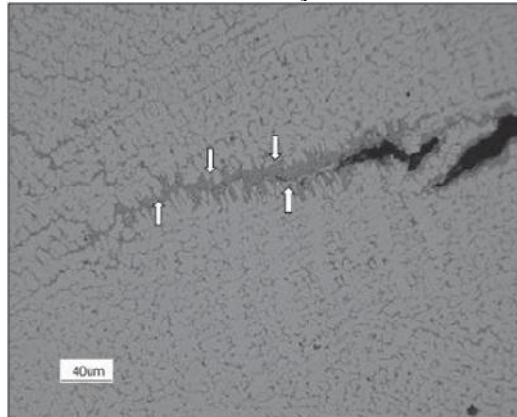
2.13. DESCONTINUIDADES ASSOCIADAS À SOLDAGEM

As trincas são consideradas descontinuidades planares, podendo surgir ou não na superfície, caracterizadas por extremidades pontiagudas e de elevada relação entre o comprimento e a espessura ou a abertura da trinca, altamente concentradoras de tensões (WAINER, BRANDI e MELO, 1992; ABDALLA, 2005).

As trincas de solidificação, Figura 2.29, são fissuras intergranulares, ou seja, que afloram ao longo dos contornos de grão. Durante a solidificação do metal fundido o sólido rejeita soluto para o líquido que, dependendo da composição da liga e do tipo de soluto rejeitado, pode formar eutéticos de baixo ponto de fusão, os quais molham a superfície dos contornos de grão de solidificação formando um filme líquido entre os sólidos. Este líquido

presente entre as dendritas não possui resistência aos esforços devido à contração da poça de fusão durante a solidificação, causando o descolamento entre as superfícies dos sólidos e, conseqüentemente, a trinca (KOU, 2003; SILVA, 2010 b; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; DAVID, VITEK e BABU, 1997; ABDALLA, 2005).

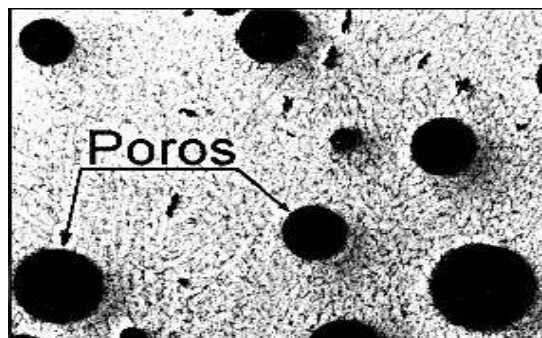
Figura 2.29 - Trinca de solidificação em uma liga a base níquel. O constituinte escuro (setas) ao longo do caminho da trinca é um constituinte eutético que se formou a partir do líquido rico em soluto no final da solidificação.



Fonte: DUPONT, LIPPOLD & KISER, 2009.

As porosidades são descontinuidades volumétricas formadas pelos gases oriundos da solidificação do metal de solda ou de materiais e equipamentos contaminados, os poros, Figura 2.30. O aprisionamento da bolha gasosa pode ser influenciado por vários fatores como a sua velocidade de crescimento, a sua facilidade de se soltar do substrato, a velocidade e a morfologia da frente de solidificação, a composição química do metal líquido. As porosidades dependendo da localização, tipo, dimensão podem deteriorar as propriedades mecânicas do metal de solda.

Figura 2.30 - Presença de porosidade esférica e interdendrítica. Aumento de 80 X.

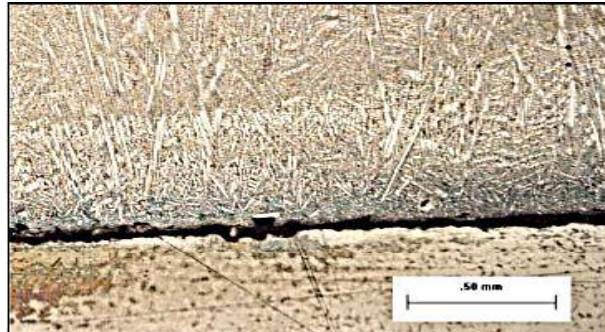


Fonte: DUPONT, LIPPOLD & KISER, 2009.

Na soldagem pode ainda surgir um tipo de descontinuidade planar chamada falta de fusão. Este tipo de descontinuidade pode ocorrer entre o metal depositado e o substrato ou entre passes, Figuras 2.31 e 2.32. Dentre as principais causas para o surgimento da falta de

fusão entre passes têm-se a baixa energia de soldagem e a deposição de cordões com elevada convexidade (com menor ângulo de molhamento) (ABDALLA, 2005; QUINTANA, 2005).

Figura 2.31 - Falta de fusão de revestimento processado com baixas correntes (70A)



Fonte: BOND, 2008.

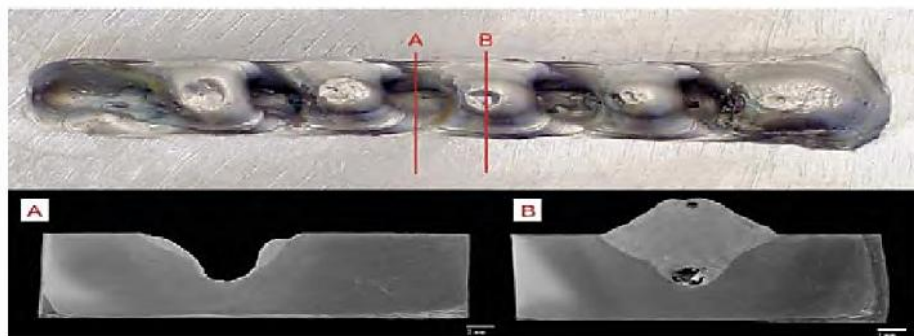
Figura 2.32 - Macrografia revela falta de fusão entre passes.



Fonte: QUINTANA, 2005.

Outro defeito que pode surgir durante a soldagem é o Humping (também chamado Costa de Dragão). Onde para uma velocidade de soldagem mais elevada, é preciso o aumento da corrente de soldagem. No entanto, esse aumento altera o comportamento da poça de fusão e o resultado na maioria das vezes é um cordão descontínuo (SCHWEDERSKY, et al., 2011). Essa descontinuidade comumente é composta de regiões de crateras e regiões de protuberâncias, de maneira alternada. Conforme mostra a Figura 2.33.

Figura 2.33 - Cordão sobre chapa realizado com o processo TIG. A e B são secções transversais dos locais indicados na Figura do cordão



Fonte: SCHWEDERSKY, et al.; 2011.

De acordo com Savage; Nippes; Agusa (1979) o defeito “humping” é principalmente formado devido a uma instabilidade da formação do cordão provocada pela ação da tensão superficial, quando a poça de fusão é de tamanho pequeno (ou seja, quando há uma falta de metal para manter o cordão único). As condições típicas são velocidades altas e correntes baixas onde o metal líquido se agrupa na superfície da chapa na forma das bolas separadas. Outro fator que favorece a este defeito aparecer, está intimamente associado com a pressão do arco, a qual atua sobre o metal fundido na frente da poça e empurra o metal líquido para região posterior da poça, formando uma cratera sob o arco, o que pode ser deixado vazio (não preenchido) após o arco for deslocado para frente com velocidade alta demais.

2.14. ZONA TERMICAMENTE AFETA (ZTA)

Uma junta soldada é, em geral, dividida em três regiões: zona fundida (ZF) constituída pelo metal fundido; zona de ligação (ZL), constituída por uma estreita região onde ocorre uma fusão parcial do metal base junto à zona fundida e a zona termicamente afetada (ZTA), que é uma região do metal base que sofreu modificações em sua estrutura devido ao aporte térmico gerado pela operação de soldagem (AGUIAR, 2001; BRANDI, 1992; HONEYCOMBE, 1980).

A American Welding Society (AWS) define a zona termicamente afetada (ZTA) como a porção do metal de base que tenha sofrido alteração em suas propriedades mecânicas ou microestrutura, causada pelo calor gerado num processo de soldagem, brasagem ou corte térmico. Estas mudanças podem ser observadas através das técnicas de análise que utilizam a microscopia ou medidas através de perfis de dureza (LINNERT, 1994; AWS, Welding Handbook, v.1, 2001).

Para um aço carbono no estado recozido, dependendo dos teores de carbono e da velocidade de resfriamento na soldagem a região aquecida acima de 973 K até atingir a zona de ligação, será caracterizada como ZTA. No entanto, para um aço que tenha sido tratado termicamente por têmpera e/ou revenimento, por exemplo, à temperatura de 588 K, a região aquecida acima de 588 K durante a soldagem poderá ser considerada parte da ZTA, pois os ciclos térmicos de soldagem resultarão em mudanças nas propriedades mecânicas do metal nesta região. A resistência mecânica e a tenacidade na ZTA de uma junta soldada dependem do tipo de metal base, do processo e do procedimento de soldagem (AWS, Welding Handbook, v.1, 2001).

A Figura 2.34 mostra a ZTA de um aço carbono comum normalizado que pode ser decomposta, de acordo com a faixa de temperatura máxima atingida e o ciclo térmico sofrido

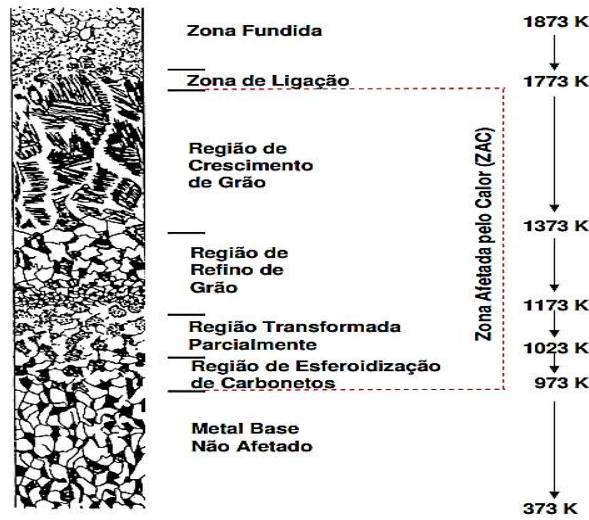
num processo de soldagem, nas seguintes regiões: região de crescimento de grão; região de refino de grão; região transformada parcialmente; região de esferoidização de carbonetos. Também são apresentadas as suas regiões adjacentes (metal base, zona de ligação e zona fundida).

A região de crescimento de grão na ZTA, mostrada na Figura 2.34, ocorre na faixa de temperaturas de 1373 a 1773 K, as quais permitem uma difusão bastante rápida dissolvendo uniformemente os átomos de soluto (especialmente o carbono) na austenita, resultando no crescimento do grão austenítico, que dependerá do tempo de permanência nesta faixa de temperatura. Este crescimento do grão austenítico aumenta a temperabilidade nesta região da ZTA, por favorecer a formação do microconstituente martensita no resfriamento rápido da junta soldada, onde o processo inverso à dissolução de soluto não é possível ocorrer completamente devido a grande redução na velocidade de difusão com o decréscimo da temperatura. O produto da decomposição da austenita no resfriamento determinará, juntamente com o crescimento de grão, as propriedades mecânicas dessa região (WAINER et al., 1992).

A região da ZTA que é aquecida na faixa de temperaturas entre 1173 e 1373 K, mostrada na Figura 2.34, usualmente alcança um tamanho de grão fino e uniforme, como se o aço tivesse sido normalizado, chamada de região de refino de grão. Esta região apresenta as melhores propriedades mecânicas dentre as demais regiões da ZTA. Admite-se que para esta região a deformação causada pela transformação da ferrita para austenita é menor, associada a temperaturas e tempos menores, insuficientes para que ocorra a recristalização, produzindo, no resfriamento, ferrita e/ou perlita com pequeno tamanho de grão (WAINER et al., 1992, SVENSSON, 1994).

Na região da ZTA compreendida entre as temperaturas de 1173 a 1023 K, mostrada na Figura 2.34 ocorre uma transformação parcial em austenita, onde a perlita é austenitizada, permanecendo ainda a ferrita remanescente. Os teores dos elementos de liga dessa austenita formada são maiores que os valores nominais dos aços carbono. Dependendo da velocidade de resfriamento, a austenita pode decompor-se em perlita, bainita ou martensita, resultando em propriedades mecânicas inferiores que as do metal base. Pouco abaixo desta região, entre 1023 e 973 K, as lamelas de cementita (região de carbonetos) da perlita podem se esferoidizar, diminuindo a resistência mecânica numa estreita faixa da ZTA mostrada na Figura 2. 34 (WAINER et al., 1992, SVENSSON, 1994).

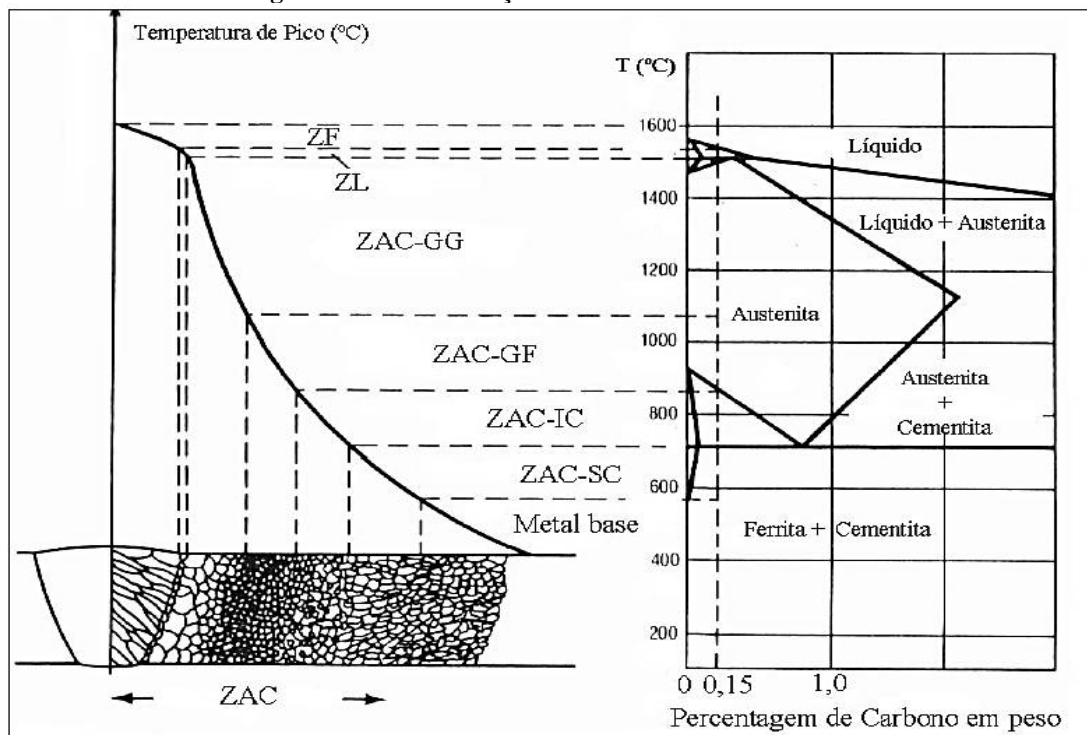
Figura 2.34 - Regiões da ZTA de um aço carbono comum e respectivas temperaturas



Fonte: WAINER et al., 1992.

Apesar de não ocorrer fusão na ZTA, o calor que lhe é submetido durante a soldagem é portanto, suficiente para que haja uma mudança considerável da microestrutura do metal de base. As proximidades do cordão de solda são aquecidas de maneira que os precipitados formados em processos de conformação anteriores e com função primária de evitar o crescimento de grão da austenita são dissolvidos. Este efeito produz a região da ZTA-GG e o tamanho de grão reduz à medida que se afasta da zona fundida. A Figura 2.35 ilustra esquematicamente as relações entre a ZTA e as fases do aço carbono.

Figura 2.35 - Distribuição da microestrutura na ZTA.



Fonte: AGUIAR, 2001.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM

A Figura 3.1, mostra a bancada de trabalho para a realização da soldagem pelos processos MIG P e MIG PSB, com a descrição dos seus componentes, conforme a seguir:

Figura 3.1 - Bancada de trabalho para a realização da soldagem MIG P e MIG PSB



Fonte: Elaborado pelo Autor.

- (1) Maleta de aquisição de dados instantâneos de tensão e corrente de soldagem SAP.
- (2) Fonte de soldagem multiprocesso transistorizada, Inversal 300.
- (3) Cilindro de gás
- (4) Notebook para aquisição de dados.
- (5) Cabeçote alimentador de arame, modelo STA 20 D, com rampa de aceleração e desaceleração da velocidade de alimentação do arame, velocidade de alimentação (V_A) na faixa de 1,0 a 20,0 m/min, aceita arames com diâmetro de 0,6 a 1,6 mm.
- (6) Mecanismos de tecimento longitudinal da tocha (carro superior), dispositivo automático, modelo TARTÍLOPE V2,
- (7) Mecanismos de deslocamento linear da tocha (carro inferior), dispositivo automático, modelo TARTÍLOPE V1;
- (8) Tocha de soldagem automatizada.

3.2 CONSUMIVEIS

Nesta seção, são apresentados os metais de base, o metal de adição e o gás de proteção que foram utilizados para realização do trabalho.

3.2.1 Metal de base

Os metais de base utilizado neste trabalho foram os aços SAE 1020 nas dimensões 160 mm x 50 mm x 10 mm, e o aço ASTM A182-F22, também denominado 2,25Cr 1Mo possui teor de cromo entre 2,0 % e 2,5 % e molibdênio com teor entre 0,87 % e 1,13 % nas dimensões 100 mm x 50 mm x 10 mm. As composições químicas dos aços dadas pelo fabricante estão representadas na Tabela 3.1 e 3.2. Devido a menor disponibilidade do aço ASTM A182 F22, as soldas para levantamento de parâmetros em simples deposição foram realizadas sobre chapas de aço ASTM 1020.

Tabela 3. 1 - Composição química do aço SAE 1020, (%peso).

| C | Mn | P | S | Fe |
|-----------|-----------|------|------|------|
| 0,18-0,23 | 0,30-0,60 | 0,04 | 0,05 | Bal. |

Fonte: Val Aço, 2008.

Tabela 3.2 - Composição química do aço ASTM A182-F22, (% peso).

| C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | Al | V | Cu | Ti |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 0,086 | 0,382 | 0,164 | 0,018 | 0,014 | 2,124 | 0,163 | 0,967 | 0,020 | 0,003 | 0,126 | 0,000 |

Fonte: Special Steel.

A composição química medida por espectrometria de emissão ótica do aço ASTM A182 F22 é apresentada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Composição química medida por espectrometria do aço ASTM A182-F22, (% peso).

| C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | Al | V | Cu | Ti |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|--------|
| 0,075 | 0,390 | 0,147 | 0,005 | 0,015 | 2,098 | 0,164 | 0,997 | 0,018 | 0,0052 | 0,128 | 0,0014 |

CE(IIW) = 0,8

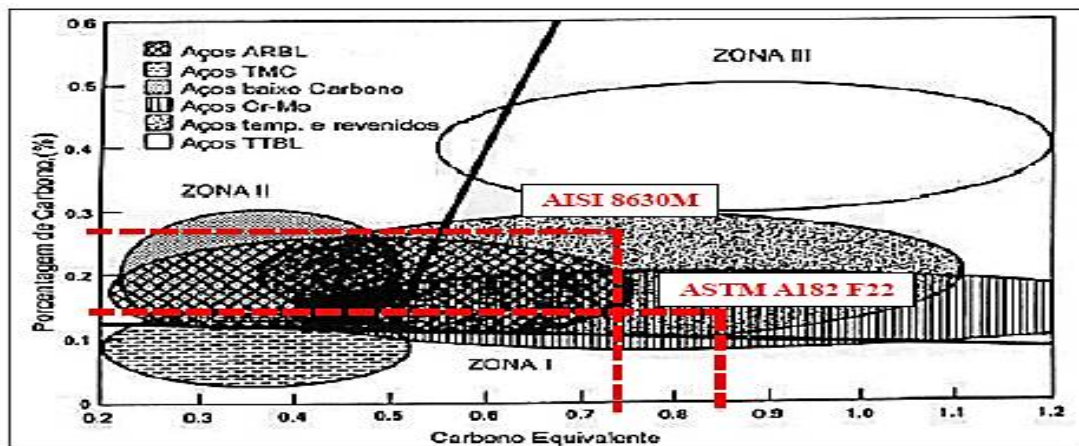
Fonte: Elaborado pelo Autor

O valor do carbono equivalente foi calculado de acordo com a equação 3.1 do Instituto Internacional de Soldagem (IIW).

$$CE_{IIW} = \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni}{15} \quad \text{Eq. (3.1)}$$

De acordo com o Diagrama de Graville apresentado na Figura 3.2, observa-se que o material de base (ASTM A182 F22) utilizado nesse trabalho está localizado na Zona II do diagrama, ou seja, devido o alto valor de carbono equivalente, são particularmente problemáticos o que demonstra à elevada tendência à fragilização por hidrogênio devido à formação de microestruturas frágeis (martensita), requerendo, portanto, um maior controle de temperatura durante a soldagem de múltiplos passes.

Figura 3.2 - Representação dos materiais de base no Diagrama de Graville



Fonte: OLIVEIRA, 2013

Na Tabela 3.4 se encontram os valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento mínimo necessário e a dureza máxima permitida de acordo com o tratamento térmico do aço ASTM A182-F22.

Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22

| ASTM A182 F22 | CLASSE 1 | CLASSE 3 |
|------------------------------------|-----------|-------------|
| Tratamento térmico | Recozido | Normalizado |
| Temperatura de austenitização (°C) | 900 | 900 |
| Temperatura de revenimento (°C) | - | 675 |
| Resfriamento | Forno | Ar |
| Limite de Escoamento (Mpa) | 205 | 310 (mín) |
| Limite de escoamento (Mpa) | 415 | 515 (mín) |
| Dureza (HB) | 170 (máx) | 156-256 |

Fonte: ASTM A182.

3.2.2 Metal de Adição

O material de adição utilizado foi uma liga de níquel da classe AWS ERNiCrMo-4, comercialmente conhecida como Hastelloy C-276, com diâmetro de eletrodo de 1,2 mm. A Tabela 3.5, mostra a composição química comercial do arame AWS ERNiCrMo-4.

Tabela 3.5 - Composição química em % do eletrodo ERNiCrMo-4.

| Arame | Ni | C | Mn | Fe | S | Cu | Si | Al |
|------------------------|-------|-------|------|-------|-------|------|------|------|
| ERNiCrMo-4 | 56,80 | 0,002 | 0,52 | 6,07 | 0,002 | 0,06 | 0,03 | - |
| Hastelloy C-276 | | | | | | | | |
| | Ti | Cr | Nb | Mo | P | V | Co | W |
| | - | 16,13 | - | 16,28 | 0,07 | 0,17 | 0,13 | 3,38 |

Fonte: Techalloy.

3.2.3 Gás de Proteção

O gás de proteção utilizado foi uma mistura binária de argônio e hélio. Esse gás foi utilizado com o objetivo de melhorar a molhabilidade dos cordões de solda depositados. A composição informada pelo fabricante é dada na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 - Composição do gás de proteção

| | Argônio (%) | Hélio (%) |
|---------------|-------------|-----------|
| Stargold Navy | 75 | 25 |

Fonte: White Martins

3.3 MATERIAS E EQUIPAMENTOS DE METALOGRAFIA

A seguir são apresentados os materiais e os equipamentos utilizados no preparo e na caracterização metalográfica das amostras.

3.3.1 Máquina de serrar de fita

Modelo: FM18.

Fabricante: FRANHO - Máquinas e Equipamentos S/A

3.3.2 Cut-off

Modelo: AROCOR-40 (220 V)

Fabricante: AROTEC

3.3.3 Paquímetro

Fabricante: Mitutoyo, tamanho de 200 mm;

Resolução: 0,05 mm

3.3.4 Lixadeira e Politriz Metalográfica

Modelo: PLO 02 ED;

Fabricante: TECLAGO;

Velocidades: 125 /250 ou 300/600 rpm;

Voltagem: 220 V.

3.3.5 Microscópio Óptico

Modelo: Leica DMR;

Fabricante: Leica;

Equipado com: câmera digital JVC-TK 138 OU e microcomputador Q 550 IW1 com programa de análise de imagens “Leica QWIN;

Resolução: 50 a 1000X

3.3.6 Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV

Modelo: VEGA LaB6 (SHIMADZU)

3.3.7 Microdurômetro

Modelo: HMV-2;

Fabricante: Shimadzu;

Penetrador piramidal de diamante.

3.3.8 Fonte de Tensão Constante

Marca: Power Supply EMG-18135

Tensão: 220 V

3.3.9 Materiais e Reagentes

Álcool

Alumina 0,1 0,3 e 0,5 μm

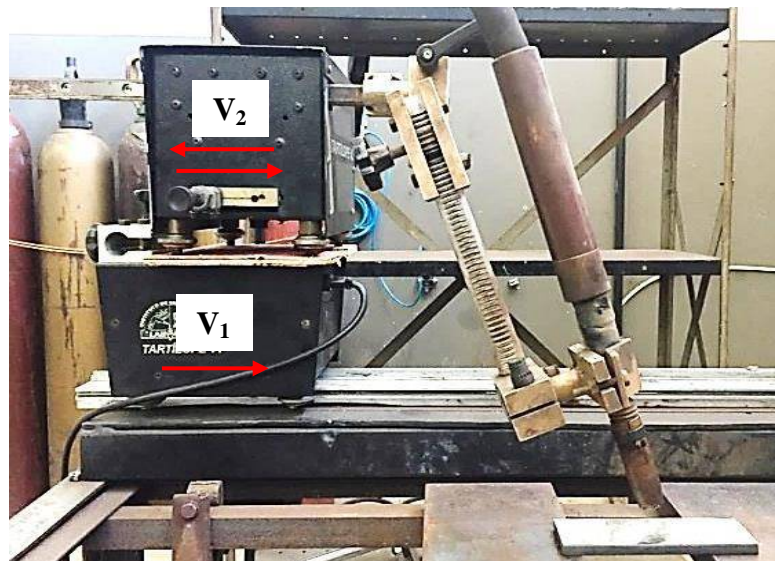
Ácido Nítrico (HNO_3)

Ácido Crômico (H_2CrO_4)

3.4. ARRANJO DA BANCADA PARA A SOLDAGEM MIG PSB

Para a realização da soldagem MIG PSB, fez-se necessário à utilização de dois tartilopes V_1 e V_2 , sobrepostos. O tartilope V_1 usado para o deslocamento linear (carro inferior), e o tartilope V_2 para tecimento longitudinal da solda (carro superior), desenvolvendo o movimento de avanço e reversão, longitudinalmente ao cordão de solda, conforme Figura 3.3.

Figura 3.3 - Arranjo para a realização da soldagem MIG pulsado utilizando a técnica Switch back.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Para avaliar os movimentos dos tartilopes foram realizados cálculos utilizando fórmulas conhecidas da literatura para algumas variáveis tais como: a distância de avanço (A), a distância de reversão (R), a velocidade de avanço (V_A) e a velocidade de reversão (V_R).

A velocidade de soldagem (V_S), a partir daqui é chamada de velocidade Equivalente (V_{eq}). Velocidade equivalente é definida como aquela com a qual pode ser produzido um determinado comprimento de solda pela técnica switch back, num mesmo tempo que se gastaria para fazer um outro cordão, com o mesmo comprimento, sem o emprego da técnica (ALMEIDA et al.; 2012).

A V_{eq} foi programada diretamente no tartilope V_1 , enquanto que a frequência (f) e a Amplitude (A) de tecimento, foram programadas no tartilope V_2 . A seguir, são mostrados os cálculos aplicados em fórmulas conhecidas da literatura.

Admitindo os seguintes dados de entrada:

$$f = 2 \text{ HZ}$$

$$A = 4 \text{ mm}$$

$$V_{eq} = 50 \text{ cm/min}$$

Onde:

f = Frequência

A = Amplitude

V_{eq} = Velocidade equivalente

Utilizando os dados fornecidos acima calcula-se de acordo com a Equação 3.2 a trajetória feita pelo tartilope V_2 que vai ser igual a distância de tecimento (D_t).

$$D_t = f \cdot A = 2 \cdot 4 = 8 \text{ mm} \quad \text{Eq. (3.2)}$$

Calculando o período (T) de acordo com a Equação 3.3 tem-se como resposta o tempo que o tartilope V_2 leva para percorrer uma trajetória completa:

$$T = \frac{1}{f} \quad \text{Eq. (3.3)}$$

$$T = \frac{1}{2} = 0,5 \text{ s}$$

De posse do tempo e da distância de tecimento calcula-se de acordo com a Equação 3.4 a velocidade do tecimento (V_t).

$$V_t = \frac{D_t}{T} = \frac{8}{0,5} = 16 \text{ mm/s} \quad \text{Eq. (3.4)}$$

Então, tem-se o cálculo da velocidade do tartilope V_1 , ou seja, velocidade equivalente.

$$V_1 = V_{eq}$$

$$V_{eq} = 50 \text{ cm/min}$$

Fazendo a transformação tem-se:

$$V_{eq} = 50 \frac{\text{cm}}{\text{min}} * \frac{10 \text{ mm}}{60} \frac{\text{min}}{\text{s}} * \frac{\text{min}}{\text{cm}}$$

$$V_c = 8,33 \text{ mm/s}$$

Fazendo o cálculo de acordo com a Equação 3.5 para a velocidade de avanço (V_A), utiliza-se a velocidade do tartilope $V_1 = (V_{eq})$ mais a velocidade de tecimento (V_t).



Eq. (3.5)

$$V_A = V_{eq} + V_t$$

$$V_A = 8,33 \text{ mm/s} + 16 \text{ mm/s}$$

$$V_A = 24,33 \text{ mm/s}$$

Transformando tem-se:

$$V_A = 24,33 \frac{\text{mm}}{\text{s}} * \frac{60 \text{ cm}}{10 \text{ min}} * \frac{\text{s}}{\text{mm}}$$

$$V_A = 156 \text{ cm/min}$$

Chega-se ao cálculo da velocidade de reversão de acordo com a Equação 3.6



$$V_R = V_t - V_{eq}$$

Eq. (3.6)

$$V_R = 16 \text{ mm/s} - 8,33 \text{ mm/s}$$

$$V_R = 7,67 \text{ mm/s}$$

Transformando tem-se:

$$V_R = 7,67 \frac{\text{mm}}{\text{s}} * \frac{60 \text{ cm}}{10 \text{ min}} * \frac{\text{s}}{\text{mm}}$$

$$V_R = 46,02 \text{ cm/min}$$

Calcula-se agora o tempo de ida (t) de acordo com a Equação 3.7.

$$t_{ida} = \frac{T}{2}$$

Eq. (3.7)

$$t_{ida} = \frac{0,5}{2} = 0,25 \text{ s}$$

Cálculo do avanço de acordo com a Equação 3.8.

$$A = V_a * t_{ida}$$

Eq. (3.8)

$$A = 24,33 \frac{mm}{s} * 0,25 s$$

$$A = 6,08 mm$$

Cálculo da reversão de acordo com a Equação 3.9.

$$R = V_R * t_{ida} \quad \text{Eq. (3.9)}$$

$$R = 7,67 \frac{mm}{s} * 0,25 s$$

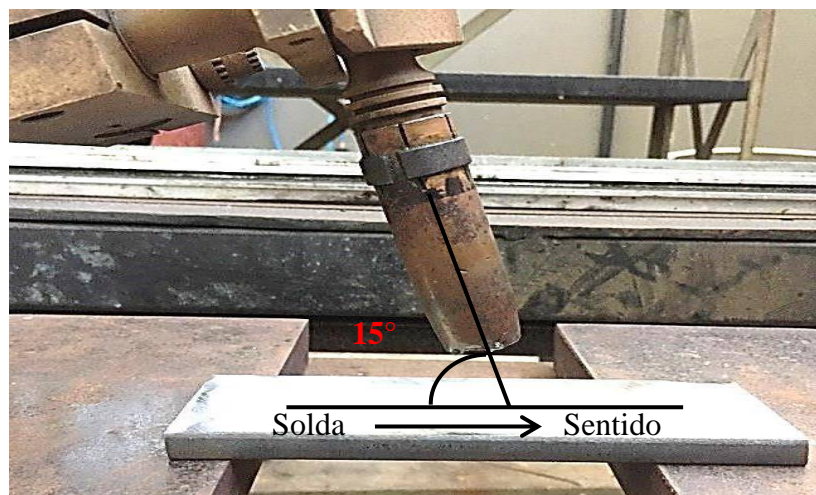
$$R = 1,92 mm$$

3.5. ÂNGULO DE ATAQUE DA TOCHA

Na soldagem com a técnica Switch Back, o posicionamento da tocha puxando ou empurrando é modificado sucessivamente de acordo com o sentido do movimento. Se a tocha avançar com a inclinação puxando, a reversão é realizada de forma empurrando (condição “puxando-empurrando”). Similarmente, se a tocha avançar com a inclinação empurrando, ela recua puxando (condição “empurrando-puxando”). (ALMEIDA *et al.*, 2012.)

Segundo (SCOTTI e PONOMAREV, 2008) a soldagem empurrando possibilita uma menor penetração do cordão. Nesse trabalho foi utilizada a condição empurrando- puxando, pois se pretende obter uma menor diluição para a soldagem de materiais dissimilares. A Figura 3.4 mostra a condição utilizada no trabalho.

Figura 3.4 - Condição de soldagem empurrando-puxando



Fonte: Elaborado pelo Autor

3.6. METODOLOGIA DO PROCESSO DE SOLDAGEM

As soldas foram realizadas pelo processo de soldagem MIG P sobre chapas planas de aço, utilizando uma bancada com sistema automatizado de posicionamento e movimento de tocha, ajustado para a soldagem MIG PSB. A Tabela 3.7 apresenta as variáveis de soldagem constantes nesse estudo.

Tabela 3.7 - Parâmetros constantes durante a soldagem

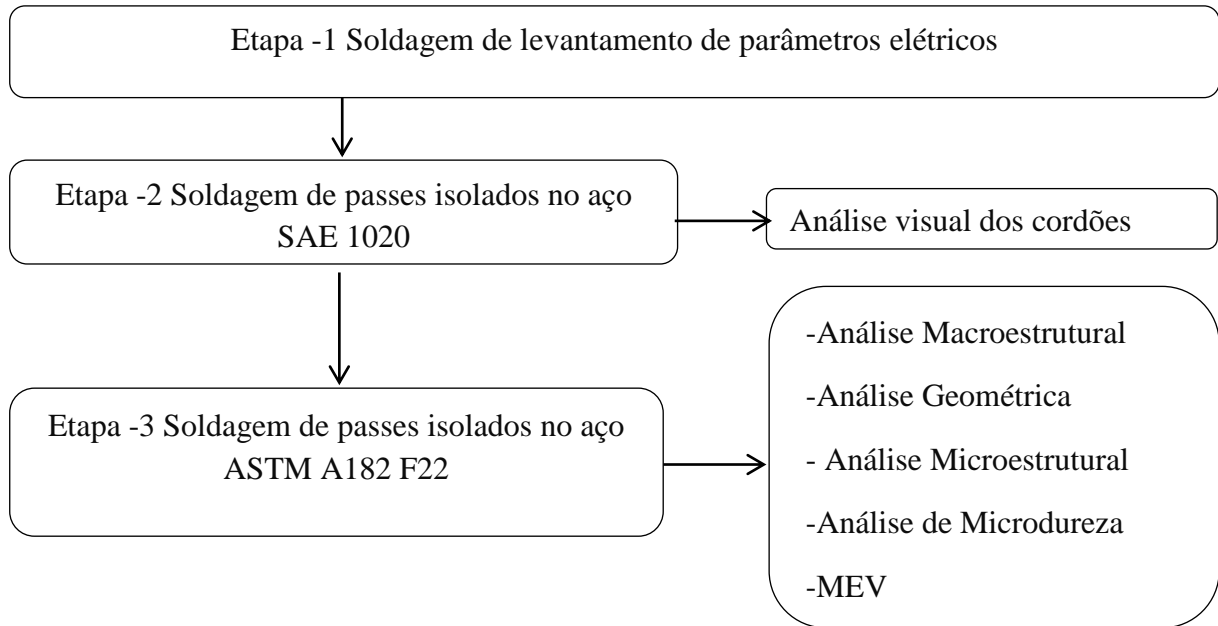
| | |
|-----------------------------------|-------------------------|
| Modo de Soldagem | Empurrando-puxando |
| Posição de soldagem | Plana |
| Natureza e Polaridade da corrente | CC+ |
| Gás de proteção | 75 % Argônio 25 % Hélio |
| Vazão de Gás | 15 l/min |
| DBCP | 16 mm |
| Diâmetro do arame | 1,2 mm |
| Ângulo de ataque da tocha | 15° |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Para se atingir os objetivos estabelecidos, este trabalho foi dividido em três etapas experimentais:

- A primeira etapa consistiu da soldagem de levantamento de parâmetros operacionais com os estudos exploratórios, para se definir faixas de parâmetros elétricos de soldagem (tensão e corrente médias) destinados à soldagem MIG P e MIG PSB.
- A segunda etapa consistiu da soldagem de passes isolados em simples deposição sobre chapas de aço SAE 1020, com os parâmetros estabelecidos na etapa anterior, sendo esta nomeada de soldagem de passe isolados sobre aço SAE 1020.
- A terceira etapa consistiu da soldagem de passes isolados em simples deposição sobre chapas de aço ASTM A182 F22, com parâmetros estabelecidos na etapa anterior, sendo esta nomeada de soldagem de passes isolados sobre o aço ASTM A182 F22. Estas três etapas e outros procedimentos utilizados neste trabalho são apresentados no fluxograma da Figura 3.5.

Figura 3.5 - Fluxograma das atividades desenvolvidas.



Fonte: Elaborado pelo Autor

3.6.1 Etapa 1 - Soldagem de levantamento de Parâmetros elétricos

A soldagem de levantamento de parâmetros elétricos foi dividida em duas atividades básicas:

- i. Planejamento do experimento para a soldagem MIG P sobre o aço SAE 1020.
- ii. Planejamento do experimento para a soldagem MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22.

Com o objetivo de estudar a estabilidade da operação de soldagem e o aspecto superficial do cordão, para se identificar a melhor regularidade linear ao longo do cordão, melhor geometria: maior largura e menor reforço.

3.6.2 Etapa 2- Soldagem de passes isolados no aço SAE 1020

A soldagem de passe isolado no aço SAE 1020 foi realizada pelos processos MIG P e MIG PSB. A definição para se trabalhar em corrente pulsada está ligada ao fato de que ela permite uma transferência metálica no modo goticular (spray) de forma controlada (uma gota por pulso) numa menor corrente média em relação à soldagem MIG goticular.

As soldas foram depositadas sobre barras chatas do aço SAE 1020 nas dimensões de 160 mm x 50 mm x 10 mm, em dois níveis de velocidade equivalente 30 cm/min e 50 cm/min, os demais parâmetros foram mantidos conforme mostra a Tabela 3.8. Antes da soldagem os corpos de prova foram limpos por uma escova rotativa. Nesse estudo os

corpos de prova soldados foram nomeados da seguinte forma: Pulsado (P), Pulsado Switch Back (PSB).

Tabela 3.8 - Parâmetros de soldagem MIG pulsado. Velocidade equivalente em 30 cm/min e 50 cm/min aço SAE 1020

| Amostras | V_{eq} (cm/min) | I_p (A) | t_p (s) | I_b (A) | t_b (s) | V_a (m/min) | I_m (A) | U_m (V) |
|----------|----------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------------|-----------|-----------|
| P1 | 30 | 230 | 3 | 130 | 6 | 5 | 157 | 33,7 |
| P2 | 50 | 230 | 3 | 130 | 6 | 5 | 157 | 31,4 |

Fonte: Elaborado pelo Autor.

Legenda: I_p = Corrente de pico; t_p = tempo de pico; I_b = corrente de base; t_b = tempo de base; I_m = corrente média; U_m = tensão média; V_a = velocidade de alimentação do arame; P = pulsado; V_{eq} = Velocidade equivalente

Para a soldagem MIG PSB foram mantidos os parâmetros de velocidade equivalente da etapa anterior ($V_{eq} = 30$ cm/min e 50 cm/min), com variação nos valores de avanço e de reversão, mantendo a proporção P_R/P_A em 3 níveis (40%, 50% e 60%) e, conseqüentemente, das velocidades de avanço e de reversão, enquanto que ΔL (diferença entre Avanço e Reversão) se manteve em (4, 5 e 7). A sequência de execução dos ensaios e os níveis dos parâmetros de soldagem são apresentados na Tabela 3.9.

Tabela 3.9 - Parâmetros de soldagem MIG PSB aço SAE 1020.

| Amostras | V_{eq} (cm/min) | A (mm) | R (mm) | V_A (cm/min) | V_R (cm/min) | P_R/P_A (%) |
|----------|-------------------|--------|--------|----------------|----------------|---------------|
| PSB1 | 30 | 8 | 3 | 100 | 40 | 40 |
| PSB2 | 30 | 10 | 5 | 120 | 60 | 50 |
| PSB3 | 30 | 13 | 8 | 150 | 90 | 60 |
| PSB4 | 30 | 12 | 5 | 100 | 40 | 40 |
| PSB5 | 30 | 14 | 7 | 120 | 60 | 50 |
| PSB6 | 30 | 18 | 11 | 150 | 90 | 60 |
| PSB7 | 30 | 6 | 2 | 100 | 40 | 40 |
| PSB8 | 30 | 8 | 4 | 120 | 60 | 50 |
| PSB9 | 30 | 10 | 6 | 150 | 90 | 60 |
| PSB10 | 50 | 8 | 3 | 168 | 68 | 40 |
| PSB11 | 50 | 10 | 5 | 199 | 99 | 50 |
| PSB12 | 50 | 13 | 8 | 251 | 151 | 60 |
| PSB13 | 50 | 12 | 5 | 167 | 67 | 40 |
| PSB14 | 50 | 14 | 7 | 200 | 100 | 50 |
| PSB15 | 50 | 18 | 11 | 250 | 150 | 60 |
| PSB16 | 50 | 6 | 2 | 166 | 66 | 40 |
| PSB17 | 50 | 8 | 4 | 200 | 100 | 50 |
| PSB18 | 50 | 10 | 6 | 250 | 150 | 60 |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Legenda: PSB = Pulsado Switch Back; V_{eq} = velocidade equivalente; A = Avanço; R = Reversão; V_A = Velocidade de Avanço; V_R = Velocidade de Reversão; P_R/P_A = Proporção de reversão e avanço.

Após a soldagem, os corpos de prova foram submetidos ao ensaio visual com o objetivo de avaliar a geometria e a seleção de cordões mais largos e com boa aparência, isentos de defeitos superficiais visíveis, tais como: trincas, porosidade, mordeduras etc. Não foram feitos estudos metalúrgicos nessa etapa, uma vez que o objetivo foi explorar parâmetros, para uma aplicação posterior no aço ASTM A182 F22.

3.6.3. Etapa 3 – Soldagem de passes isolados no aço ASTM A182 F22.

A esta etapa 3 de soldagem foi dividida em seis atividades básicas:

- Tratamento térmico do aço ASTM A182 F22.
- Soldagem de “Orelhas”
- Limpeza através de disco de desbaste.
- Calibração para o erro do deslocamento dos tartílopes.
- Aplicação da soldagem MIG P no aço ASTM A182 F22.
- Aplicação da Soldagem MIG PSB no aço ASTM A182 F22.

3.6.3.1. Tratamento térmico do aço ASTM A182 F22

As chapas de aço ASTM A182 F22 nas dimensões 100 mm x 50 mm x 10 mm foram tratadas termicamente em um forno de indução. Foram utilizados dois tratamentos térmicos, baseados na norma de aplicação deste material (ASTM A182-F22). O primeiro tratamento foi a normalização que tem como objetivo obter uma estrutura homogênea e refinada, e melhorar a resistência mecânica e a tenacidade. O segundo tratamento térmico foi o revenimento cujo objetivo foi reduzir a dureza ao nível especificado na norma e aliviar tensões. Os parâmetros de tratamento térmico de acordo com a norma, e os utilizados nesse trabalho são dados nas Tabelas 3.10 e 3.11, respectivamente.

Tabela 3.10 - Parâmetros de tratamento térmico de acordo com a norma ASTM 182 F22

| Tratamento térmico | Temperatura °C | Tempo (min) | Condição de resfriamento |
|---------------------------|-----------------------|--------------------|---------------------------------|
| Normalização | 900 | 30 | Ar calmo |
| Revenimento | 675 | 60 | Ar calmo |

Fonte: ASTM A182

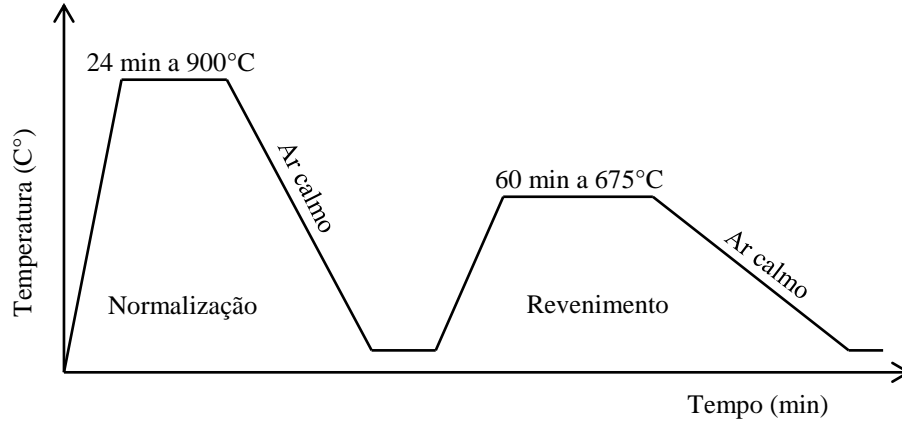
Tabela 3.11 - Parâmetros de tratamento térmico aplicados neste trabalho no aço ASTM A182 F22

| Tratamento térmico | Temperatura °C | Tempo (min) | Condição de resfriamento |
|---------------------------|-----------------------|--------------------|---------------------------------|
| Normalização | 900 | 24 | Ar calmo |
| Revenimento | 675 | 60 | Ar calmo |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Na Figura 3.6 está representada de forma esquemática a sequência de tratamento térmico realizado no aço ASTM A182-F22.

Figura 3.6 - Representação esquemática dos ciclos de tratamentos térmicos.

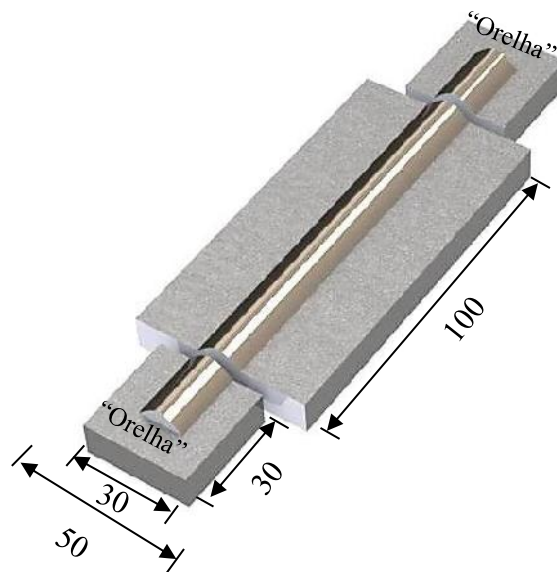


Fonte: Elaborado pelo Autor

3.6.3.2. Soldagem das “Orelhas”

Antes da soldagem dos corpos de prova experimentais foram soldadas orelhas em cada extremidade das chapas tratadas, que após a soldagem das amostras experimentais foram retiradas. As orelhas foram colocadas com o objetivo de aumentar o tamanho das peças para que a filmagem do ciclo térmico pudesse ocorrer de maneira precisa, já que o arco elétrico começa a se estabilizar alguns segundos após o início da soldagem, de maneira que precisaríamos de um cordão de aproximadamente 100 mm no mínimo. As “orelhas” são mostradas na Figura 3.7 como ilustração.

Figura 3.7 - “orelhas” soldadas no aço ASTM A182 F22. Cotas em (mm)



Fonte: Elaborado pelo Autor

3.6.3.3. Limpeza através de disco de desbaste

As amostras passaram por limpeza através de esmerilhamento utilizando um disco de desbaste, para a retirada de óxidos que se formaram devido ao tratamento térmico. Essa limpeza deve ser bem feita, uma vez que a peça deve estar ao metal brilhante para poder ocorrer a filmagem dos ciclos térmicos de forma correta, bem como a reprodução dos cordões também deve estar de acordo com os resultados exploratórios. Nesse trabalho se observou a importância da limpeza das peças, a qual interferiu diretamente na estabilidade da operação de soldagem.

3.6.3.4. Soldagem MIG P no aço ASTM A182 F22

Nessa etapa foram replicadas as soldas feitas na sessão 3.6.2, mantendo os mesmo parâmetros e mudando apenas o metal de base para o aço ASTM A182 F22 nas dimensões de 100 mm x 50 mm x 10 mm.

3.6.3.5. Calibração do arranjo mecânico dos carros de deslocamento automático

Na soldagem de passes isolados sobre o aço SAE 1020 foi observado que o sistema de deslocamento dos tartilopes V_1 e V_2 sobrepostos apresentava alguma defasagem no sistema, ou seja, a amplitude setada na entrada divergia da amplitude obtida na saída. Desse modo, houve a necessidade de ensaio de calibração. Para a calibração foram usados valores de amplitude fixados no Tartilope V_2 , em seguida, com auxílio de papel milimetrado e uma caneta especial fixada à tocha de soldagem, mediu-se a amplitude real do tecimento. Esses valores fixados no tartilope V_2 e os valores obtidos pela calibração são mostrados na Tabela 3.12.

Tabela 3.12 - Valores fixados no tartilope V_2 e valores obtidos pela calibração

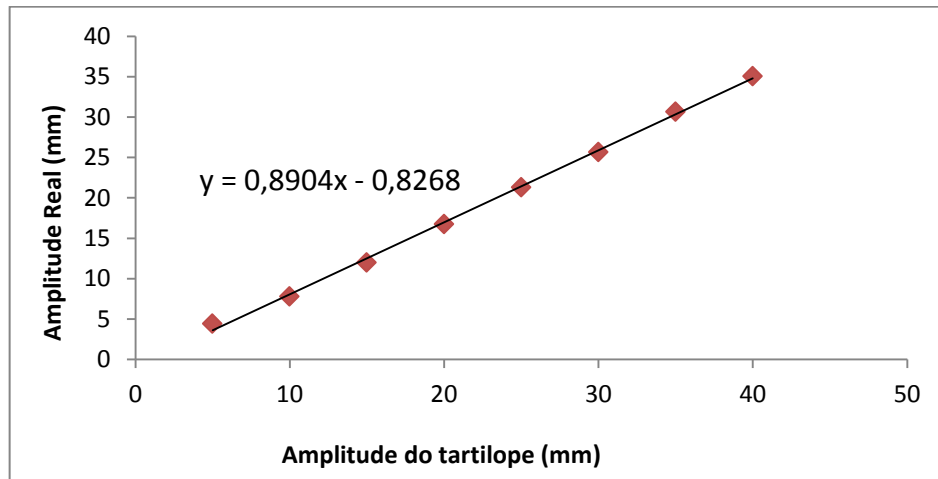
| Amp. Tartilope V_2 | Amp. Real (mm) | Erro (%) | D. Padrão (mm) |
|----------------------|----------------|----------|----------------|
| 5 | 4,45 | 12,360 | 5,559 |
| 10 | 7,8 | 28,205 | |
| 15 | 12 | 25 | |
| 20 | 16,75 | 19,402 | |
| 25 | 21,3 | 17,370 | |
| 30 | 25,65 | 16,959 | |
| 35 | 30,65 | 14,192 | |
| 40 | 35,05 | 14,122 | |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Legenda: Amp= amplitude; D= desvio.

A Figura 3.8 apresenta o gráfico da calibração, ilustrando a linha de tendência e sua equação correspondente.

Figura 3. 8 - Gráfico de calibração de amplitude.



Fonte: Elaborado pelo Autor

3.6.3.6. Soldagem MIG PSB no aço ASTM A182 F22.

Nesta etapa de soldagem os ensaios foram realizados usando os resultados da calibração do equipamento para o deslocamento do arranjo. Foram mantidos os parâmetros de velocidades equivalente ($V_{eq} = 30 \text{ cm/min}$ e 50 cm/min), com variação nos valores de avanço e reversão, mantendo a proporção P_R/P_A em três níveis (40%, 50% e 60%) e consequentemente, das velocidades de avanço e de reversão, enquanto que ΔL se manteve em (4, 5 e 7). Nestes ensaios, a soldagem MIG PSB foi realizada sobre chapas de aço ASTM A182 F22 nas dimensões de 100 mm x 50 mm x 10 mm. A sequência de execução dos ensaios e os níveis dos parâmetros de soldagem calibrados são apresentados na Tabela 3.13.

Tabela 3.13 - Parâmetros de soldagem calibrados.

| Amostras | V_{eq} (cm/min) | A (mm) | R (mm) | V_A (cm/min) | V_R (cm/min) | P_R/P_A (%) |
|----------|-------------------|--------|--------|----------------|----------------|---------------|
| 1PSB | 30 | 8,4 | 3,4 | 100 | 40 | 40 |
| 2PSB | 30 | 10,0 | 5,0 | 120 | 60 | 50 |
| 3SBP | 30 | 12,5 | 7,5 | 150 | 90 | 60 |
| 4PSB | 30 | 11,9 | 4,8 | 100 | 40 | 40 |
| 5PSB | 30 | 14,3 | 7,1 | 120 | 60 | 50 |
| 6PSB | 30 | 17,9 | 10,7 | 150 | 90 | 60 |
| 7PSB | 30 | 6,4 | 2,6 | 100 | 40 | 40 |
| 8PSB | 30 | 7,9 | 3,9 | 120 | 60 | 50 |
| 9PSB | 30 | 9,6 | 5,7 | 150 | 90 | 60 |
| 10PSB | 50 | 8,5 | 3,4 | 168 | 68 | 40 |
| 11PSB | 50 | 10,0 | 5,0 | 199 | 99 | 50 |
| 12PSB | 50 | 12,7 | 7,6 | 251 | 151 | 60 |
| 13PSB | 50 | 12,1 | 4,8 | 167 | 67 | 40 |
| 14PSB | 50 | 14,5 | 7,2 | 200 | 100 | 50 |
| 15PSB | 50 | 18,1 | 10,9 | 250 | 150 | 60 |
| 16PSB | 50 | 6,5 | 2,6 | 166 | 66 | 40 |
| 17PSB | 50 | 7,7 | 3,9 | 200 | 100 | 50 |
| 18PSB | 50 | 9,7 | 5,8 | 250 | 150 | 60 |

Fonte: Elaborado pelo Autor

3.7. ANÁLISE DOS DADOS GEOMÉTRICOS

A análise experimental de um determinado fenômeno pode ser realizada com a variação de um ou mais de seus fatores. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito, produzida pelas variações e interações pertinentes. Para um melhor entendimento do fenômeno, pode-se abordá-lo pelo estudo da interação entre as diversas causas e suas influências nos resultados obtidos (MOTA, 1998).

Quando vários fatores são de interesse em um experimento, um tratamento fatorial deve ser usado. O delineamento fatorial, por exemplo, é um dos métodos mais empregados para a análise de experimentos multifatoriais, onde o tratamento consiste de dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator ocorra conjuntamente com cada nível de outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores. Assim, se houver dois fatores A e B, com a níveis do fator A e b níveis do fator B, cada réplica conterá todas as ab combinações de tratamentos (MONTGOMERY e RUNGER, 2003; MOTA, 1998)

Para se analisar os efeitos dos parâmetros de switch-back sobre a geometria, microestrutura e microdureza dos cordões três fatores controláveis em diferentes níveis foram considerados. O primeiro fator corresponde à velocidade equivalente (V_{eq}) que variou nos

níveis de 30 cm/min e 50 cm/min, variações nos valores de avanço e reversão, e as nas velocidades de avanço e reversão, conforme Tabela 3.13.

Para essa etapa ficou muito difícil definir uma similaridade para análise, desse modo optou-se por outros dois fatores admitidos que correspondem a combinações das distâncias de avanço e reversão, e das velocidades de avanço e reversão. Assim uma análise correspondente diferença das distâncias de avanço e reversão (A-R) denominada como (ΔL), que variou nos níveis de 4 mm, 5 mm e 7 mm. Um último fator de correspondência foi a proporção percentual dos parâmetros de reversão em relação aos parâmetros de avanço (V_R/V_A e R/A) aqui denominada P_R/P_A , que variou em 3 níveis (40 %, 50 % e 60 %). A Tabela 3.14 indica os fatores e seus respectivos níveis, considerados para o estudo do efeito dos parâmetros de switch back sobre a geometria, microestrutura e microdureza dos cordões.

Tabela 3.14 - Fatores e níveis na condição MIG PSB.

| Condição | V_{eq} (cm/min) | ΔL (mm) | P_R/P_A (%) |
|-----------------|-------------------------------------|-----------------------------------|---------------------------------|
| 1PSB | 30 | 5 | 40 |
| 2PSB | | | 50 |
| 3PSB | | | 60 |
| 4PSB | | 7 | 40 |
| 5PSB | | | 50 |
| 6PSB | | | 60 |
| 7PSB | | 4 | 40 |
| 8PSB | | | 50 |
| 9PSB | | | 60 |
| 10PSB | 50 | 5 | 40 |
| 11PSB | | | 50 |
| 12PSB | | | 60 |
| 13PSB | | 7 | 40 |
| 14PSB | | | 50 |
| 15PSB | | | 60 |
| 16PSB | | 4 | 40 |
| 17PSB | | | 50 |
| 18PSB | | | 60 |

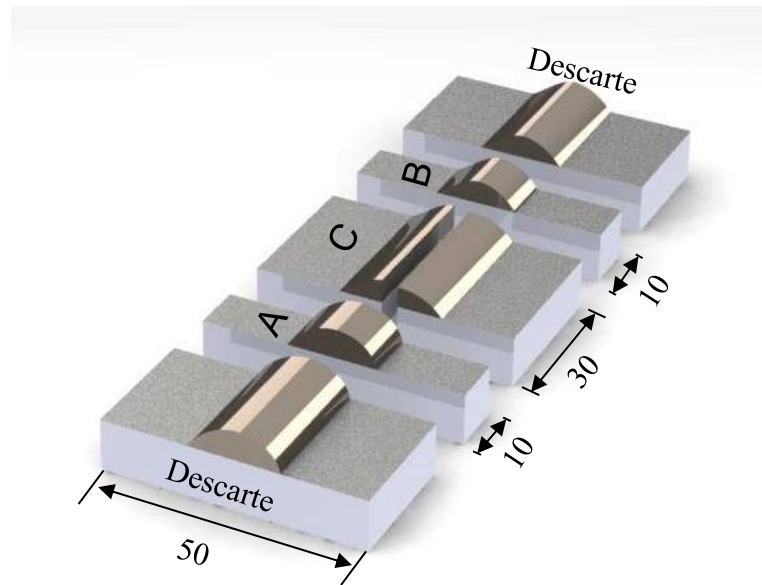
Fonte: Elaborado pelo Autor.

3.8 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

3.8.1 Preparação metalográfica

Para a preparação metalográfica inicialmente as chapas soldadas foram seccionadas com a utilização de uma serra fita, numa amostra central C do cordão na seção longitudinal de 30 mm x 50 mm x 10 mm e duas amostras A e B do cordão na seção transversal de 10 mm x 50 mm x 10 mm, como mostra a Figura 3.9.

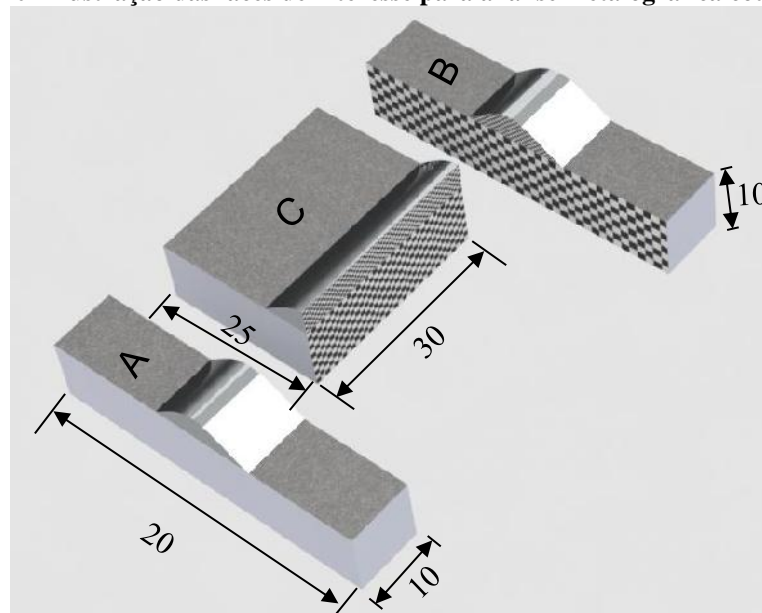
Figura 3.9 - Esquema de retirada das amostras soldadas para o preparo metalográfico. Cotas em (mm)



Fonte: Elaborado pelo Autor

Para facilitar o manuseio durante as etapas de lixamento e polimento, com o auxílio de um cut-off, foram retiradas amostras menores das seções A e B e uma da seção central C, conforme ilustrado pela Figura 3.10. O cuidado no manuseio durante o preparo metalográfico das amostras deve-se à busca pela planicidade nas seções transversal e longitudinal destas amostras, onde serão estudadas regiões diferenciadas como metal de solda, metal de solda/ZTA, ZTA/metal de base.

Figura 3.10 - Ilustração das faces de interesse para análise metalográfica cota em (mm)



Fonte: Elaborado pelo Autor.

As amostras depois de cortadas foram lixadas na região hachurada, conforme mostra a Figura 3.10 (da granulação 80 até a granulação 2000 mesh), e na sequência, polidos com alumina de 0,3 a 1,0 μm . Em virtude da solda ser dissimilar houve a necessidade da utilização de reagentes diferenciados para o ataque de cada material. Sendo assim, para revelar a estrutura do metal de base, os corpos de prova foram atacados quimicamente com o reagente Nital 3% (3% de HNO_3 e 97% álcool etílico) durante 10 s. Em seguida, o metal de solda (liga de níquel) foi atacado eletroliticamente utilizando uma fonte de tensão constante e uma solução contendo 10 % de ácido crômico diluído em água deionizada, empregando-se uma tensão de 6 V e tempo de ataque de 10 segundos. A Figura 3.11 mostra o equipamento utilizado no ataque eletrolítico.

Figura 3.11 - Equipamento para realização do ataque eletrolítico.

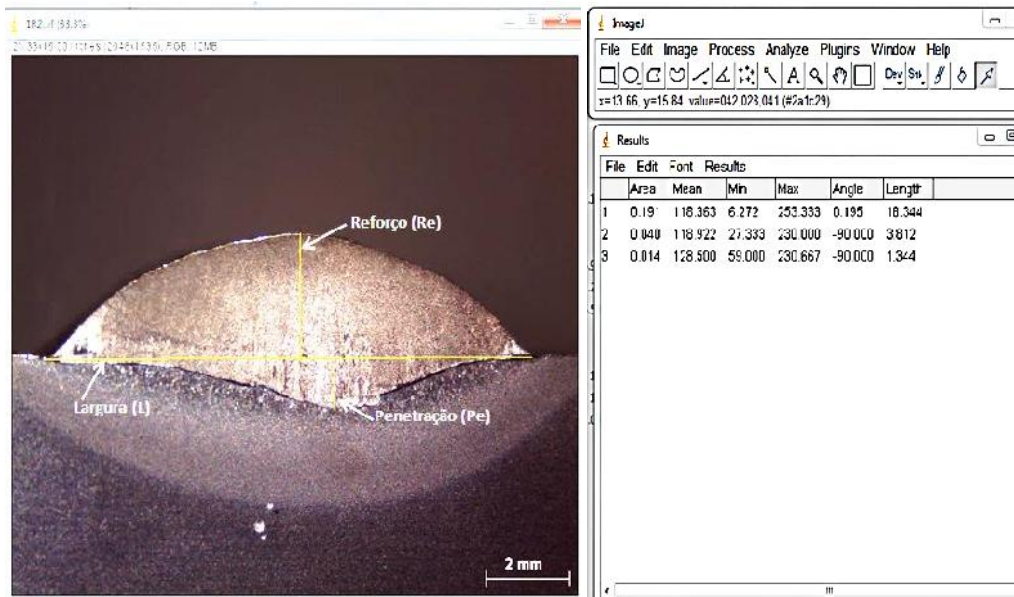


Fonte: Elaborado pelo Autor.

3.8.2 Medições das características geométricas

A medição das características geométricas tais como do reforço (Re), da largura (L) e da penetração (Pe) na seção transversal do cordão de solda foi realizada com o auxílio de um programa computacional de imagens (*Image J*), conforme ilustra a Figura 3.12.

Figura 3.12 - Esquema de medição geométricas seção transversal do cordão solda em simples deposição.

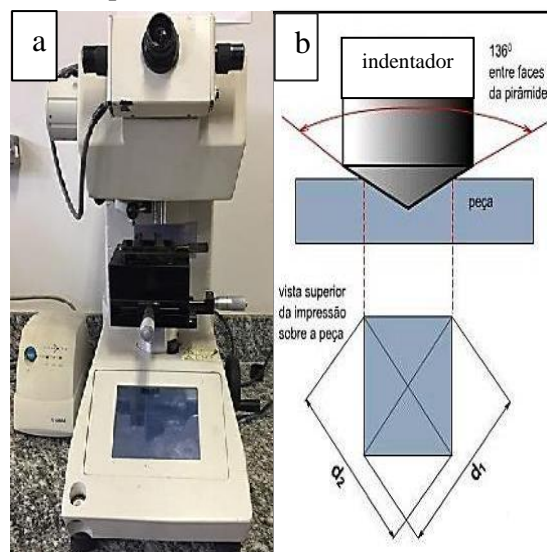


Fonte: Elaborado pelo Autor

3.8.3 Ensaio de microdureza

No teste de dureza Vickers uma pirâmide de diamante com uma área de base quadrada e um ângulo de 136° é forçada verticalmente para dentro da superfície da amostra, Figura 3.13 (b). A superfície deve ser plana, isenta de escamas e graxa. A força de verificação deve ser aplicada lentamente livre de solavancos e deve ser mantida por um determinado tempo. Após a retirada da força de verificação, são medidas as diagonais da impressão. A Figura 3.13(a) apresenta uma imagem do microdurômetro utilizado nesta etapa do trabalho.

Figura 3.13 - (a) Microdurômetro HMV MicroHardness Tester, SHIMADZU; (b) Pirâmide de diamante e impressão do indentedor Vickers.

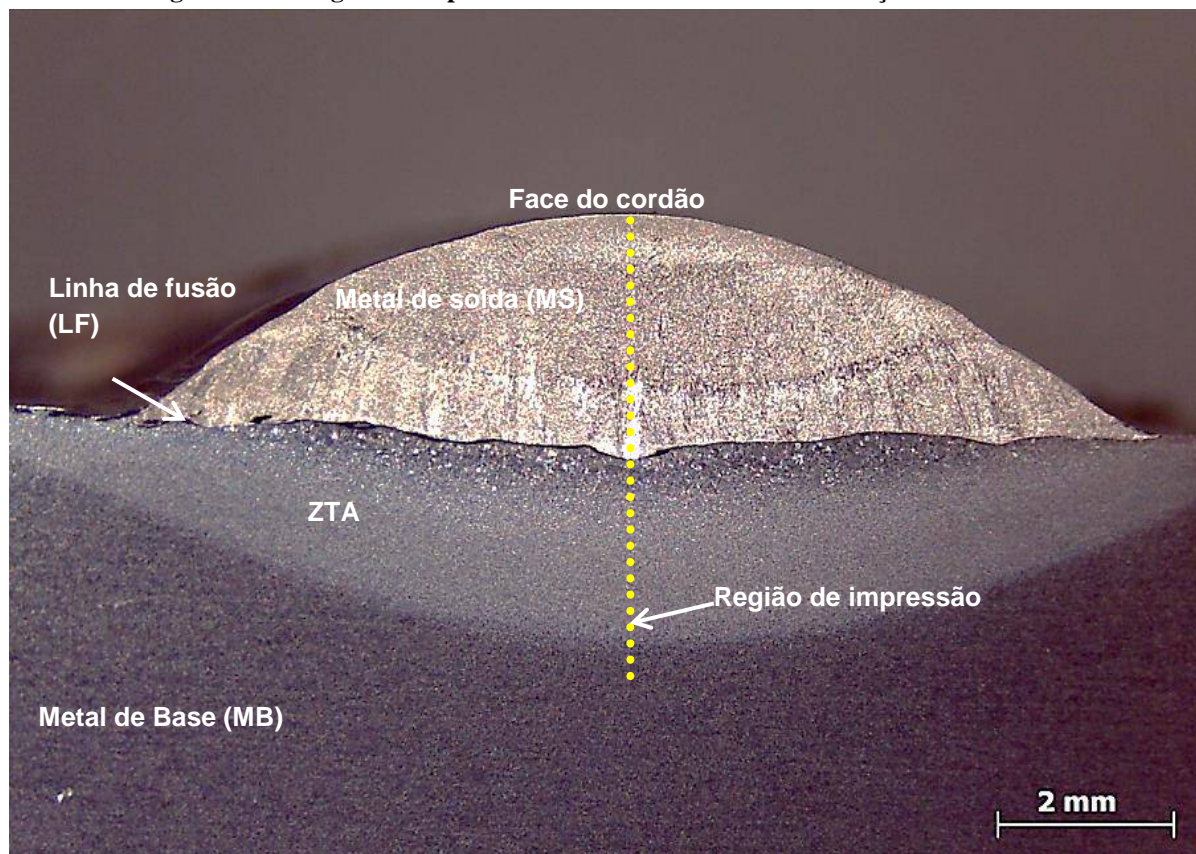


Fonte: Adaptado de MOUGO, 2012.

3.8.4. Ensaio de microdureza na transversal

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers segundo norma (ASTM, 384 e NACE, 2002). As indentações foram realizadas aplicando uma carga de 50 g (HV 0,05) durante 15 segundos na região central da seção transversal de cada cordão, partindo próximo a face do cordão de solda, passando pela linha de fusão, varrendo toda a ZTA em direção ao metal de base, em 1 (uma) linha contendo uma sequência de 55 indentações. A primeira indentação foi realizada a 0,1 mm da face do cordão e as demais no sentido do metal de base foram espaçadas entre si em 0,1 mm, conforme mostra a Figura 3. 14. Este ensaio tem o objetivo de levantar o perfil de microdureza nessas regiões

Figura 3.14 - Região de impressão de microdureza Vickers na seção transversal



Fonte: Elaborado pelo Autor.

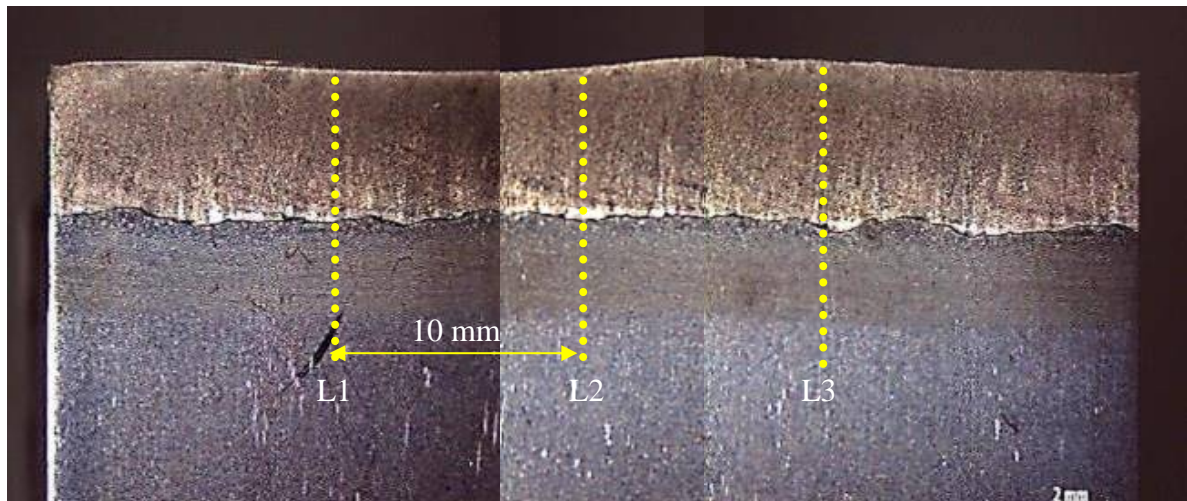
3.8.5. Ensaio de microdureza na seção longitudinal

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers segundo norma (ASTM, 384 e NACE, 2002) na seção longitudinal dos cordões, conforme as Figuras 3.15 e 3.16. Indentações foram realizadas aplicando uma carga de 50 g (HV 0,05) durante 15 segundos, partindo próximo da face do cordão de solda, passando pela linha de fusão, varrendo toda a

ZTA em direção ao metal de base, em três linhas (L1, L2 e L3), contendo cada linha uma sequência de 55 indentações. A primeira indentação foi realizada a 0,1 mm da face do cordão e as demais no sentido do metal de base foram espaçadas entre si em 0,1 mm.

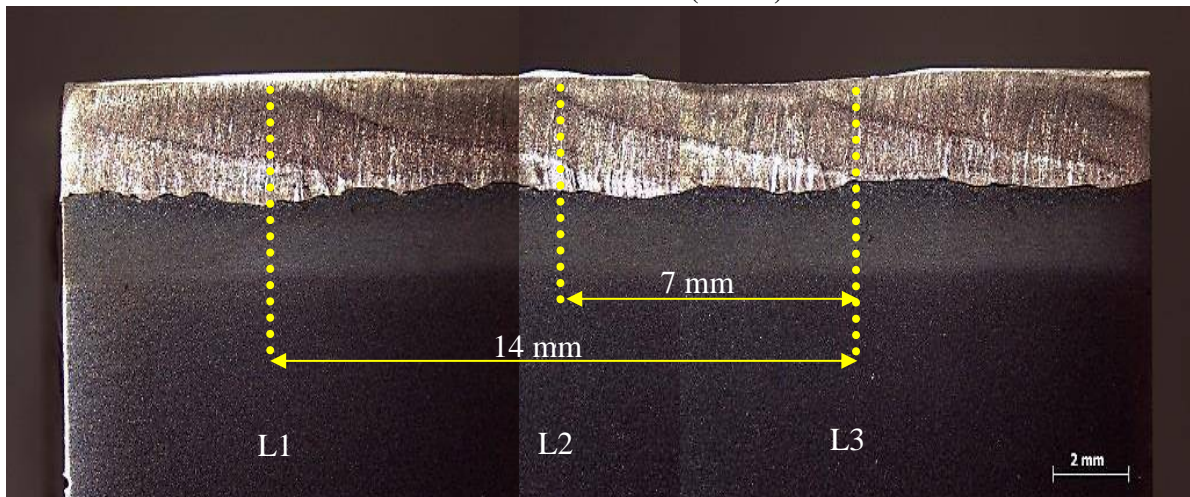
As três linhas L1, L2 e L3 para as solda MIG P foram posicionada da seguinte forma: L2 foi posicionada no centro da seção longitudinal do cordão, L1 afastada 10 mm a direita e L3 afastada 10 mm a esquerda. Para as soldas MIP PSB as três linhas L1, L2 e L3 foram posicionadas da seguinte forma: L1 foi posicionada no início do avanço, L2 foi posicionada no fim da reversão e L3 foi posicionada no fim de avanço, variando conforme os valores em ($R=A/2$), ($R<A/2$) e ($R>A/2$). Dessa forma pode-se avaliar o comportamento de microdureza em cada ciclo de oscilação da tocha, conforme ilustram as Figuras 3.15 e 3.16.

Figura 3.15 - Região de impressão de microdureza Vickers, seção longitudinal solda MIG P aço ASTM A182 F22 amostra 1P.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 3.16 - Região de impressão de microdureza Vickers, seção longitudinal solda MIG PSB aço ASTM A182 F22 amostra (14PSB).



Fonte: Elaborado pelo Autor

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. SOLDAGEM DE PASSES ISOLADOS SOBRE O AÇO SAE 1020

4.1.1. Estabilidade da operação de soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020

A Tabela 4.1 mostra o resultado obtido dos parâmetros variáveis em seus níveis para as soldagens MIG P e MIG PSB depositadas sobre o aço SAE 1020.

Tabela 4.1 - Parâmetros das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020.

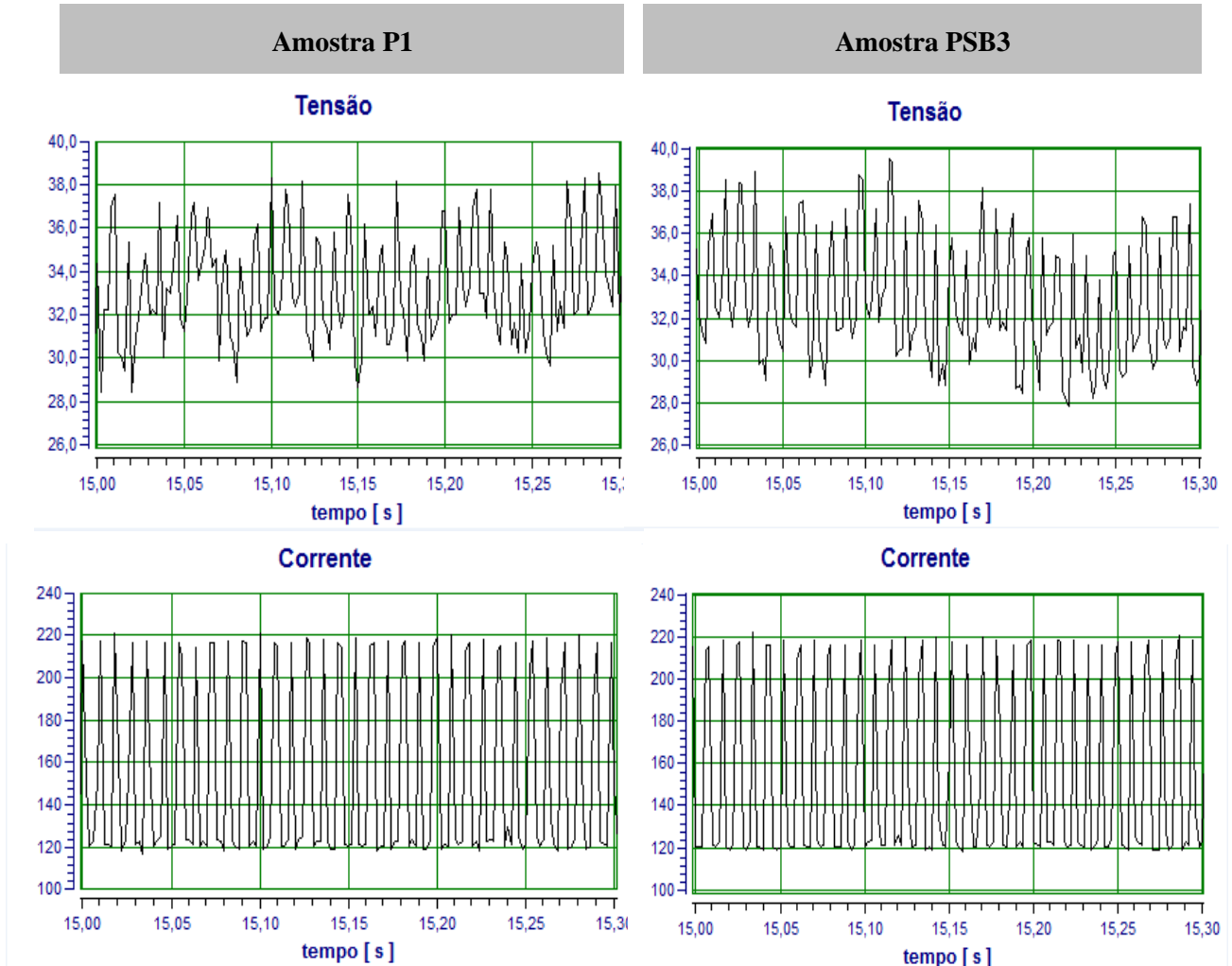
| Amostras | V_{eq} (cm/min) | A (mm) | R (mm) | V_A (cm/min) | V_R (cm/min) | P_R/P_A (%) | I_m | U_m |
|----------|-------------------|--------|--------|----------------|----------------|---------------|-------|-------|
| P1 | 30 | - | - | - | - | - | 157 | 33,5 |
| PSB1 | 30 | 8 | 3 | 100 | 40 | 40 | 157 | 33,0 |
| PSB2 | 30 | 10 | 5 | 120 | 60 | 50 | 157 | 33,5 |
| PSB3 | 30 | 13 | 8 | 150 | 90 | 60 | 158 | 32,5 |
| PSB4 | 30 | 12 | 5 | 100 | 40 | 40 | 157 | 33,0 |
| PSB5 | 30 | 14 | 7 | 120 | 60 | 50 | 157 | 32,5 |
| PSB6 | 30 | 18 | 11 | 150 | 90 | 60 | 157 | 32,0 |
| PSB7 | 30 | 6 | 3 | 100 | 40 | 40 | 158 | 33,5 |
| PSB8 | 30 | 8 | 4 | 120 | 60 | 50 | 157 | 32,0 |
| PSB9 | 30 | 10 | 6 | 150 | 90 | 60 | 157 | 32,5 |
| P2 | 50 | - | - | - | - | - | 157 | 31,5 |
| PSB10 | 50 | 8 | 3 | 168 | 68 | 40 | 157 | 32,5 |
| PSB11 | 50 | 10 | 5 | 199 | 99 | 50 | 157 | 33,5 |
| PSB12 | 50 | 13 | 8 | 251 | 151 | 60 | 157 | 32,5 |
| PSB13 | 50 | 12 | 5 | 167 | 67 | 40 | 157 | 32,0 |
| PSB14 | 50 | 14 | 7 | 200 | 100 | 50 | 157 | 32,5 |
| PSB15 | 50 | 18 | 11 | 250 | 150 | 60 | 157 | 31,5 |
| PSB16 | 50 | 6 | 3 | 166 | 66 | 40 | 157 | 31,5 |
| PSB17 | 50 | 8 | 4 | 200 | 100 | 50 | 158 | 32,0 |
| PSB18 | 50 | 10 | 6 | 250 | 150 | 60 | 158 | 31,5 |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Pode-se observar pela análise dos dados da Tabela 4.1 que não ocorreram alterações significativas nos valores da tensão e da corrente de soldagem durante todo o processo experimental, para as diversas condições estabelecidas no estudo. Estes parâmetros elétricos de soldagem se estabilizaram numa estreita faixa de dispersão, contribuindo para a manutenção e para a estabilidade da operação de soldagem e do arco elétrico. A corrente média se estabeleceu numa faixa entre 157 A e 158 A para as duas velocidades equivalentes $V_{eq} = 30$ cm/min e $V_{eq} = 50$ cm/min, enquanto os valores da tensão de soldagem variaram entre 31,5 V a 33,5 V. Mediante o resultado da Tabela 4.1 pode-se afirmar que os parâmetros elétricos do processo de soldagem se mantiveram estáveis variando em uma estreita faixa tanto para a soldagem MIG P como para a soldagem MIG PSB. Este comportamento operacional pode ser observado pelo exame dos oscilogramas da Figura 4.1, que mostra os

comportamentos experimentais da tensão x tempo e da corrente x tempo, para a velocidade equivalente $V_{eq} = 30$ cm/min das amostras P1 e PSB3, respectivamente.

**Figura 4.1 - Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente 30 cm/min.
Soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020.**



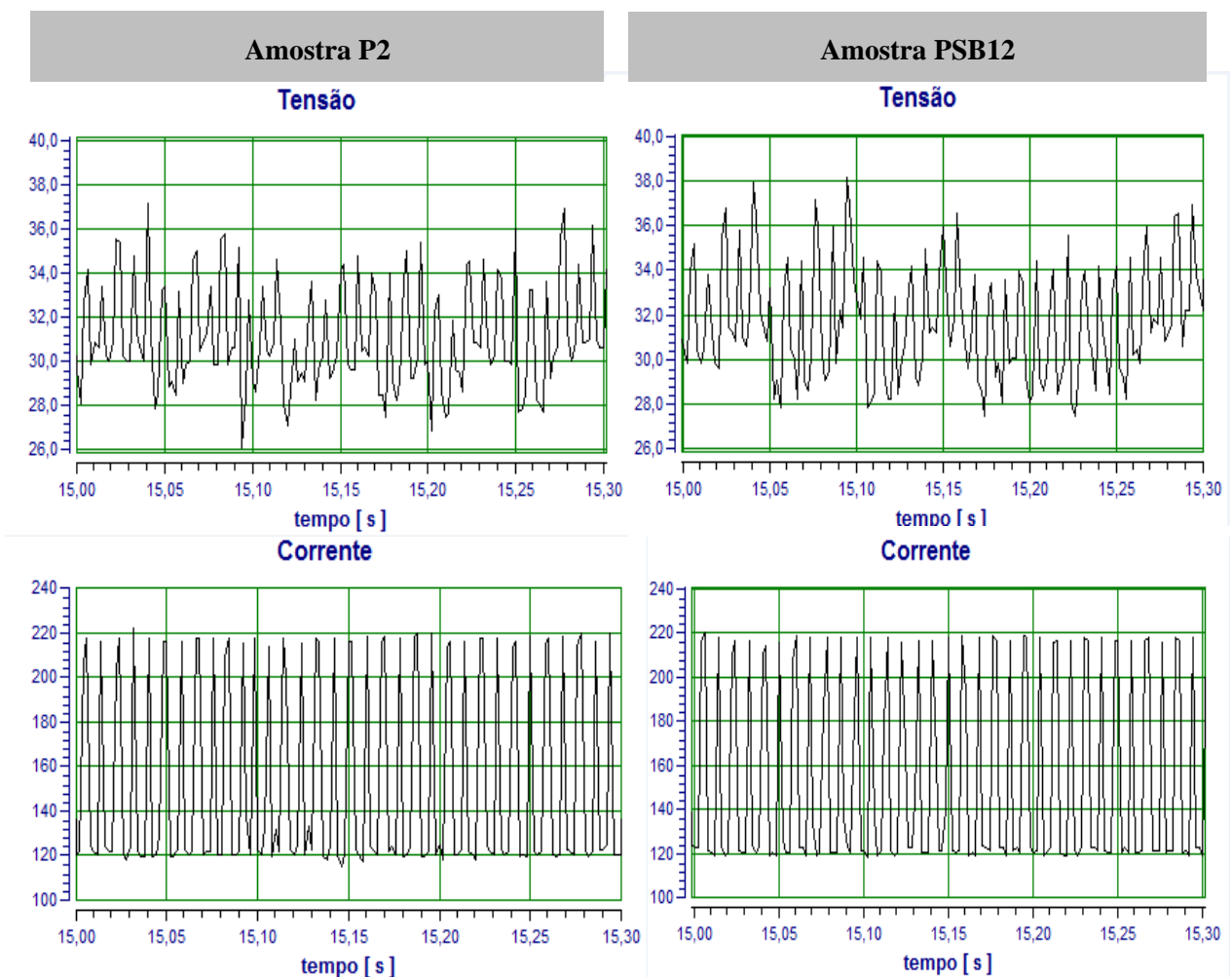
Fonte: Elaborado pelo Autor

Pode-se observar de acordo com a Figura 4.1 que não ocorreram perturbações significativas no comportamento da tensão e da corrente durante a soldagem para as condições MIG P amostra P1 e MIG PSB amostra PSB3. Para as amostras P1 e PSB3 os valores de corrente apresentaram regularidade quanto a sua amplitude em torno de valores médios, variando na faixa de 120 A a 220 A. Já a tensão de soldagem variou em torno de valores médios na faixa de 28 V a 38 V para estas condições de soldagem.

A Figura 4.2 mostra os oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo para velocidade equivalente de 50 cm/min, nas soldagens MIG P e MIG PSB. Por estas Figuras pode-se observar que não ocorreram variações significativas na corrente tanto para a

soldagem MIG P amostra P2, como para a soldagem MIG PSB amostra PSB12. Os valores de corrente apresentaram regularidade quanto a amplitude em torno de 120 A a 220 A, semelhante aos valores das soldas com velocidade equivalente de 30 cm/min. Já a tensão de soldagem apresentou um comportamento operacional diferente para a amostra PSB12, tendo picos com rampas de subida e de descida. Este resultado pode estar relacionado com a oscilação da poça, devido aos movimentos de avanço e reversão da técnica Switch Back, bem como com a pulsação da corrente de soldagem do processo.

Figura 4. 2 - Oscilograma tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente 50 cm/min. Soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020.

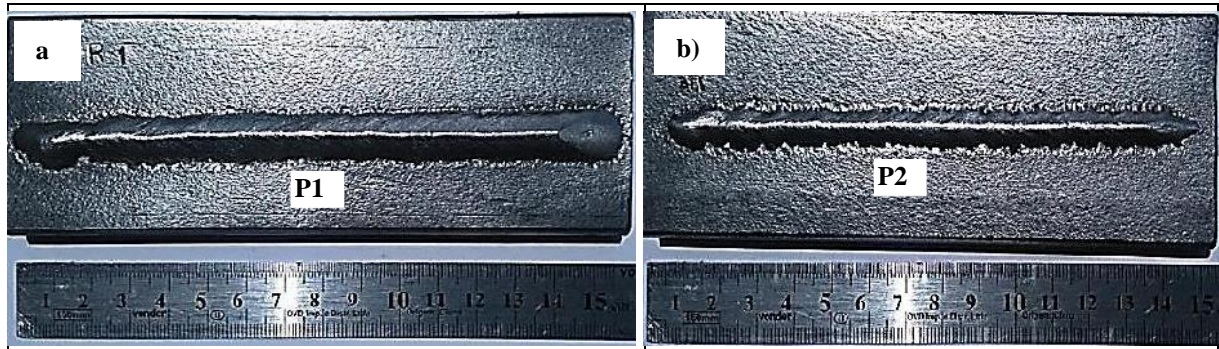


Fonte: Elaborado pelo Autor

4.1.2. Aspecto superficial dos cordões de solda MIG P e MIG PSB sobre o aço SAE 1020

A Figura 4.3 apresenta o aspecto superficial dos cordões de solda depositados pelo processo MIG P sobre o aço SAE 1020.

Figura. 4.3 – Aspecto superficial dos passes em simples deposição, soldagem MIG P sobre aço SAE 1020.
a) $V_{eq} = 30$ cm/mim, b) $V_{eq} = 50$ cm/mim.

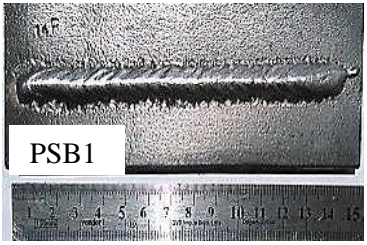
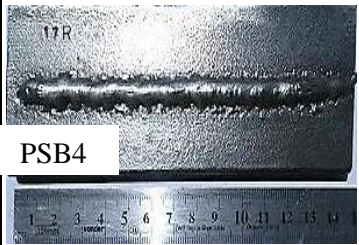



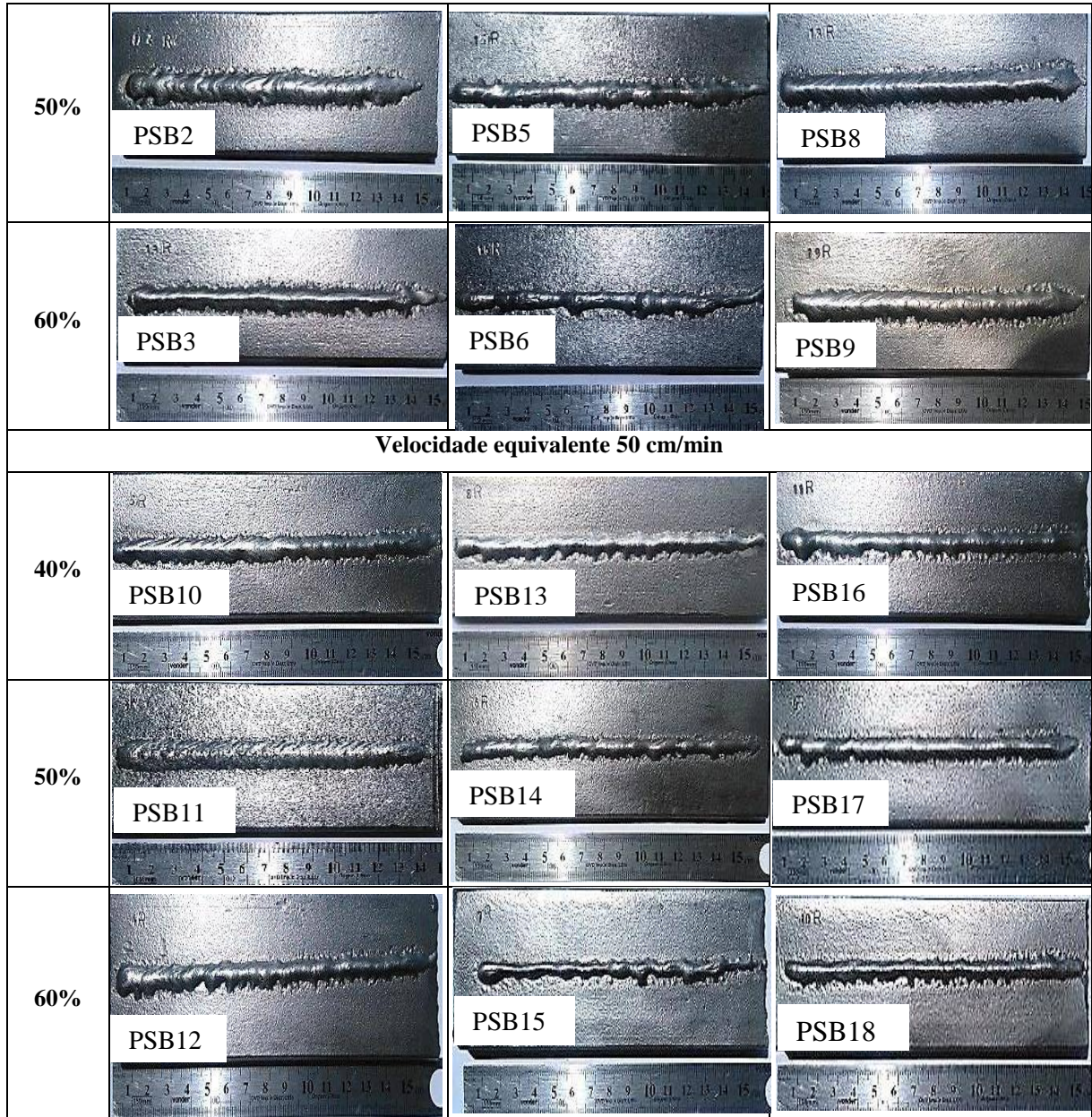
Fonte: Elaborado pelo Autor

Na análise visual da Figura 4.3 pode-se observar que os cordões MIG P (1P e 2P) apresentaram um bom aspecto superficial, isentos de defeitos superficiais tais como: trincas, mordeduras e porosidades. Apresentam ainda uma boa regularidade geométrica ao longo do comprimento.

Na Figura 4.4 são apresentados os aspectos superficiais dos 18 cordões depositados sobre o aço SAE 1020 pelo processo MIG PSB, sendo 9 com velocidade equivalente de 30 cm/mim e 9 com velocidade equivalente de 50 cm/mim. Foram variados os parâmetros Switch Back nos valores de avanço e de reversão mantendo-se as proporções P_R/P_A em três níveis (40 %, 50 % e 60 %) e, conseqüentemente, as velocidades de avanço e de reversão, enquanto que ΔL se manteve em (4, 5 e 7).

Figura 4.4 – Aspecto superficial dos cordões de solda MIG PSB sobre o aço SAE 1020

| P_R/P_A | Velocidade equivalente 30 cm/min | | |
|-----------|---|--|---|
| | ΔL (mm) | | |
| | 5 | 7 | 4 |
| 40% |  <p>PSB1</p> |  <p>PSB4</p> |  <p>PSB7</p> |



Fonte: Elaborado pelo Autor

Por estas Figuras pode-se observar que as soldas MIG PSB apresentam um acabamento superficial bastante escamado em relação às soldas MIG P. A análise da Figura 4.4, mostra que mantendo-se a velocidade equivalente $V_{eq} = 30$ cm/min e ΔL (4, 5 ou 7) constantes, a proporção P_R/P_A influencia a regularidade linear das soldas MIG PSB. Neste caso, a redução de P_R/P_A melhora a regularidade linear do cordão de solda. Além disso, mantendo-se a $V_{eq} = 30$ cm/min e P_R/P_A (40 %, 50 % ou 60 %) constantes a variação de ΔL , influencia a regularidade linear do cordão. Neste caso, a redução de ΔL melhora a regularidade linear do cordão de solda. Esse comportamento acontece de forma análoga para as soldas realizadas com $V_{eq} = 50$ cm/min.

4.2. SOLDAGEM DE PASSES ISOLADOS SOBRE O AÇO ASTM A182 F22

4.2.1. Estabilidade da operação de soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22

Nessa etapa do trabalho foi realizada uma calibração no arranjo mecânico de deslocamento da tocha, devido a uma defasagem entre os valores das variáveis de saída e os valores calculados das variáveis de entrada. Essa calibração foi descrita em detalhes na seção 3.6.3.5.

A Tabela 4.2 apresenta os parâmetros da soldagem MIG P e da soldagem MIG PSB calibrados para a soldagem sobre o aço ASTM A182 F22.

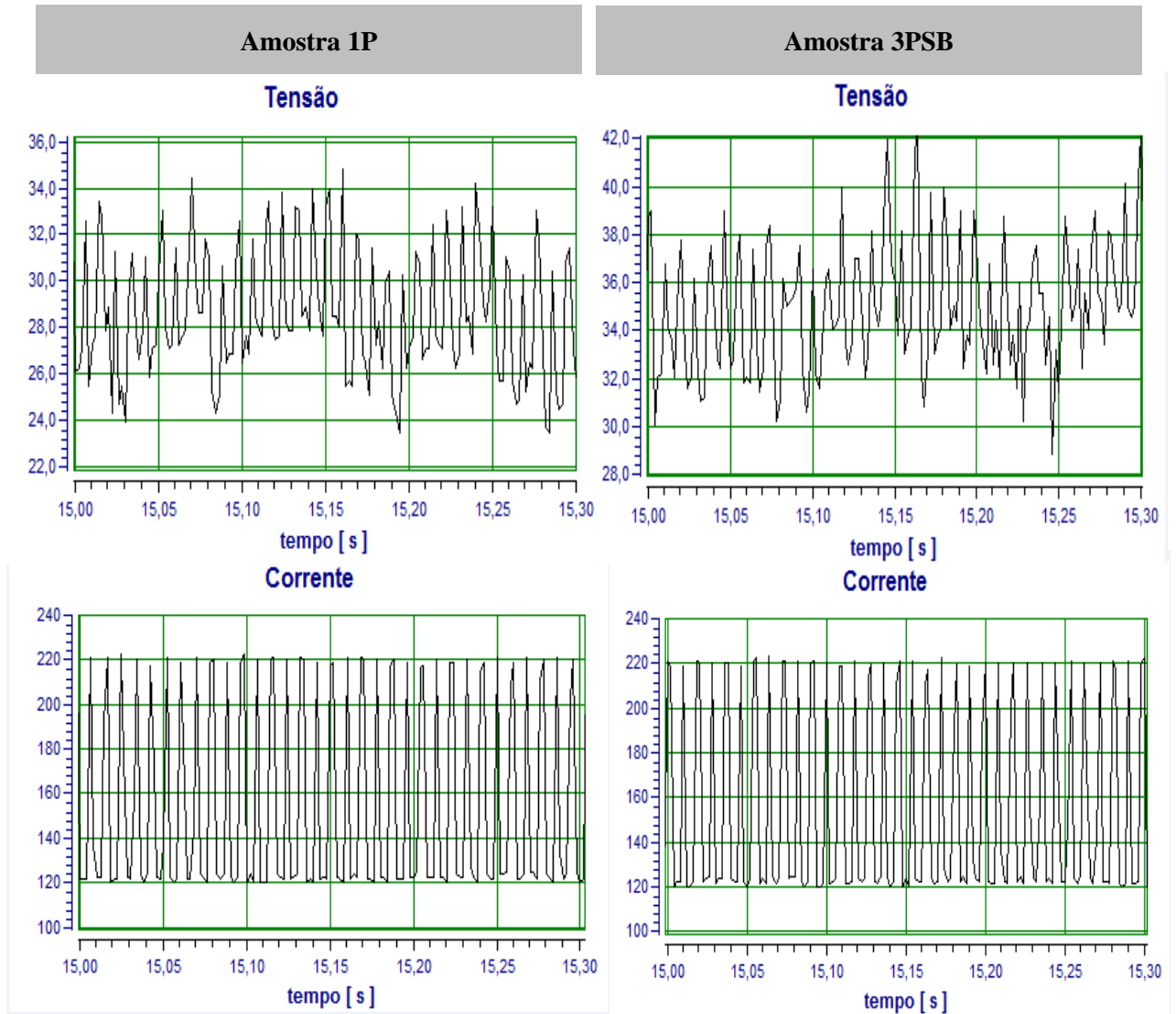
Tabela 4.2 - Parâmetros das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22.

| Amostra | V_{eq} (cm/min) | A (mm) | R (mm) | V_A (cm/min) | V_R cm/(min) | P_R/P_A (%) | I_m | U_m |
|---------|-------------------|--------|--------|-------------------|-------------------|---------------|-------|-------|
| 1P | 30 | - | - | - | - | - | 157 | 33,5 |
| 1PSB | 30 | 8 | 3 | 100 | 40 | 40 | 157 | 33,0 |
| 2PSB | 30 | 10 | 5 | 120 | 60 | 50 | 157 | 33,5 |
| 3PSB | 30 | 13 | 8 | 150 | 90 | 60 | 158 | 32,5 |
| 4PSB | 30 | 12 | 5 | 100 | 40 | 40 | 157 | 33,0 |
| 5PSB | 30 | 14 | 7 | 120 | 60 | 50 | 157 | 32,5 |
| 6PSB | 30 | 18 | 11 | 150 | 90 | 60 | 157 | 32,0 |
| 7PSB | 30 | 6 | 2 | 100 | 40 | 40 | 158 | 33,5 |
| 8PSB | 30 | 8 | 4 | 120 | 60 | 50 | 157 | 32,0 |
| 9PSB | 30 | 10 | 6 | 150 | 90 | 60 | 157 | 32,4 |
| 2P | 50 | - | - | - | - | - | 157 | 31,4 |
| 10PSB | 50 | 8 | 3 | 168 | 68 | 40 | 157 | 32,3 |
| 11PSB | 50 | 10 | 5 | 199 | 99 | 50 | 157 | 33,7 |
| 12PSB | 50 | 13 | 8 | 251 | 151 | 60 | 157 | 32,7 |
| 13PSB | 50 | 12 | 5 | 167 | 67 | 40 | 157 | 31,9 |
| 14PSB | 50 | 14 | 7 | 200 | 100 | 50 | 157 | 32,5 |
| 15PSB | 50 | 18 | 11 | 250 | 150 | 60 | 157 | 31,5 |
| 16PSB | 50 | 6 | 2 | 166 | 66 | 40 | 157 | 31,5 |
| 17PSB | 50 | 8 | 4 | 200 | 100 | 50 | 158 | 32,0 |
| 18PSB | 50 | 10 | 6 | 250 | 150 | 60 | 158 | 31,5 |

Fonte: Elaborado pelo Autor

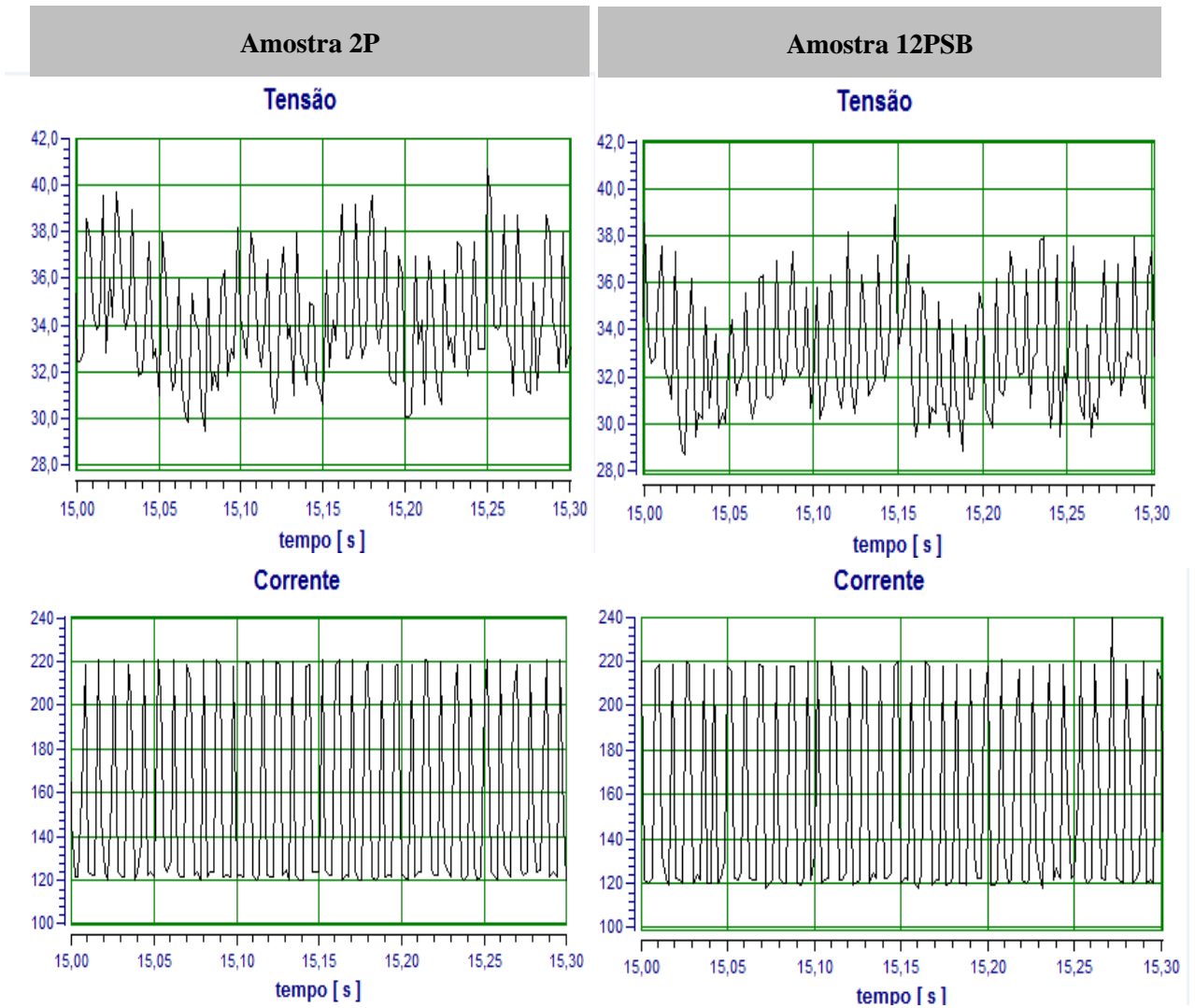
Comparando os dados das Tabelas 4.1 e 4.2 nota-se que a utilização da soldagem pela Técnica Switch Back não provocou alteração nos valores dos parâmetros elétricos e nem na estabilidade do processo original. Este comportamento operacional pode ser observado pelo exame dos oscilogramas das Figuras 4.5 e 4.6, que mostram a variação no comportamento da tensão x tempo e da corrente x tempo, para as velocidades equivalentes $V_{eq} = 30$ cm/min e 50 cm/min, respectivamente, nos níveis dos parâmetros Switch Back.

**Figura 4.5 – Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente 30 cm/min.
Soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22.**



Fonte: Elaborado pelo Autor

**Figura 4. 6 – Oscilogramas tensão x tempo e corrente x tempo, velocidade equivalente 50 cm/min.
Soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22.**



Fonte: Elaborado pelo Autor

4.2.2 Avaliação do aporte térmico (AT) soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22

A Tabela 4.3 apresenta os dados de aporte térmico da operação de soldagem MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22.

Tabela 4.3 - Aporte térmico na soldagem MIG P e MIG PSB aço ASTM 182 F22

| Amostra | V_{eq} (cm/min) | A (mm) | R (mm) | ΔL (mm) | V_A (cm/min) | V_R (cm/min) | V_m (cm/min) | P_R/P_A (%) | AT_A (J/mm) | AT_R (J/mm) | AT_m (j/mm) |
|---------|----------------------|-----------|-----------|--------------------|-------------------|-------------------|-------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|
| 1P | 30 | - | - | - | - | - | - | - | 1058 | - | - |
| 1PSB | 30 | 8 | 3 | 5 | 100 | 40 | 70 | 40 | 310 | 775 | 443 |
| 2PSB | 30 | 10 | 5 | 5 | 120 | 60 | 90 | 50 | 265 | 529 | 353 |
| 3PSB | 30 | 13 | 8 | 5 | 150 | 90 | 120 | 60 | 205 | 342 | 257 |
| 4PSB | 30 | 12 | 5 | 7 | 100 | 40 | 70 | 40 | 312 | 780 | 445 |
| 5PSB | 30 | 14 | 7 | 7 | 120 | 60 | 90 | 50 | 254 | 507 | 338 |
| 6PSB | 30 | 18 | 11 | 7 | 150 | 90 | 120 | 60 | 200 | 333 | 250 |
| 7PSB | 30 | 6 | 2 | 4 | 100 | 40 | 70 | 40 | 317 | 792 | 452 |
| 8PSB | 30 | 8 | 4 | 4 | 120 | 60 | 90 | 50 | 251 | 502 | 335 |
| 9PSB | 30 | 10 | 6 | 4 | 150 | 90 | 120 | 60 | 203 | 339 | 254 |
| 2P | 50 | - | - | - | - | - | - | - | 592 | - | - |
| 10PSB | 50 | 8 | 3 | 5 | 168 | 68 | 118 | 40 | 181 | 447 | 258 |
| 11PSB | 50 | 10 | 5 | 5 | 199 | 99 | 149 | 50 | 160 | 321 | 213 |
| 12PSB | 50 | 13 | 8 | 5 | 251 | 151 | 201 | 60 | 123 | 204 | 153 |
| 13PSB | 50 | 12 | 5 | 7 | 167 | 67 | 117 | 40 | 180 | 449 | 257 |
| 14PSB | 50 | 14 | 7 | 7 | 200 | 100 | 150 | 50 | 153 | 306 | 204 |
| 15PSB | 50 | 18 | 11 | 7 | 250 | 150 | 200 | 60 | 119 | 198 | 148 |
| 16PSB | 50 | 6 | 2 | 4 | 166 | 66 | 116 | 40 | 179 | 450 | 256 |
| 17PSB | 50 | 8 | 4 | 4 | 200 | 100 | 150 | 50 | 151 | 302 | 201 |
| 18PSB | 50 | 10 | 6 | 4 | 250 | 150 | 200 | 60 | 120 | 200 | 150 |

Fonte: elaborado pelo Autor

Os dados da Tabela 4.3 indicam que o Aporte térmico (AT) varia conforme os movimentos de avanço e com a reversão da tocha de soldagem. Barra, 2003, estima que os mecanismos envolvidos nas alterações do cordão tenham relação com a variação conjunta do grau de agitação na poça de fusão e, principalmente, da quantidade de calor e material depositado por unidade de comprimento da solda. Neste caso, o aporte térmico no avanço foi menor que o aporte térmico na reversão para os dois níveis de velocidade equivalente, o que influencia diretamente os aspectos superficiais e microestrutural dos cordões depositados.

A Tabela 4.4 apresenta um resumo para as diferentes condições de soldagem, com destaque para o aporte térmico durante avanço e reversão.

Tabela 4.4 - Variação do aporte térmico na soldagem MIG P e MIG PSB aço ASTM A182 F22

| V_{eq} (cm/min) | ΔL (mm) | | | AT_A (mm) | AT_R (mm) | AT_m (mm) | P_R/P_A (%) | AT_R (J/mm) | AT_{CONV} (J/mm) | AT_{CONV} (j/mm) |
|----------------------|-----------------|-------|-------|----------------|----------------|----------------|------------------|------------------|-----------------------|-----------------------|
| | 5 | 7 | 4 | | | | | | | |
| 30 | 1PSB | 4PSB | 7PSB | 315 | 785 | 450 | 40 | 2,5x AT_A | 3,4 x AT_A | 2,4 x AT_m |
| | 2PSB | 5PSB | 8PSB | 260 | 515 | 345 | 50 | 2 x AT_A | 4 x AT_A | 3 x AT_m |
| | 3PSB | 6PSB | 9PSB | 205 | 340 | 255 | 60 | 1,7x AT_A | 5 x AT_A | 4 x AT_m |
| 50 | 10PSB | 13PSB | 16PSB | 185 | 450 | 260 | 40 | 2,5x AT_A | 3,4 x AT_A | 2,4 x AT_m |
| | 11PSB | 14PSB | 17PSB | 160 | 315 | 210 | 50 | 2 x AT_A | 4 x AT_A | 3 x AT_m |
| | 12PSB | 15PSB | 18PSB | 125 | 205 | 155 | 60 | 1,7x AT_A | 5 x AT_A | 4 x AT_m |

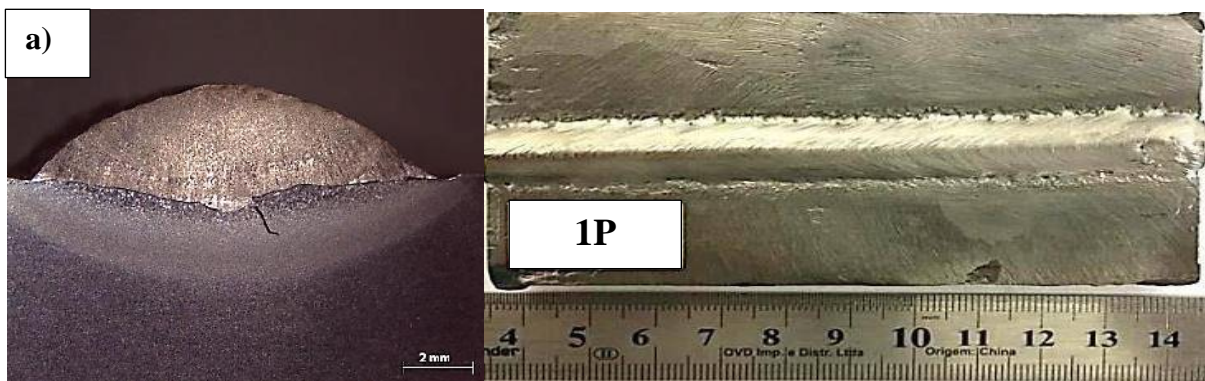
Fonte: Elaborado pelo Autor

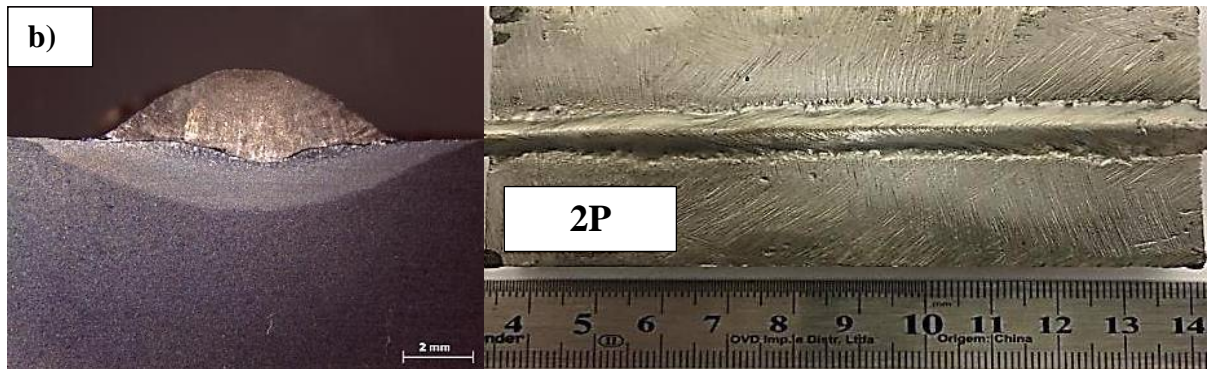
Aqui o objetivo não foi o estudo do aporte térmico, objetivou-se apenas estudos para estabelecer comparações entre os diferentes parâmetros da técnica switch back em relação à estabilidade do arco, a qualidade superficial, as características geométricas, a microdureza e as microestruturas do metal de solda e da ZTA sobre o aço ASTM A182 F22.

4.2.3. Aspecto superficial dos cordões de solda MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182 F22

A Figura 4.7 apresenta a micrografia n seção transversal e o aspecto superficial dos cordões depositados pelo processo MIG P sobre o aço ASTM A182 F22, para os dois níveis de velocidade equivalente (30 cm/min e 50 cm/min).

Figura 4.7 - Aspecto superficial e macrografia das soldas MIG P amostras (1Pe 2P) sobre o aço ASTM A182 F22. a) $V_{eq} = 30$ cm/min, b) $V_{eq} = 50$ cm/min





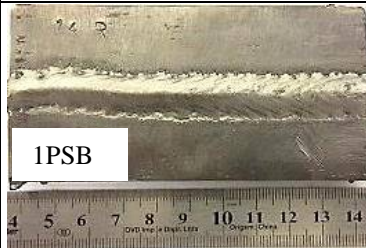


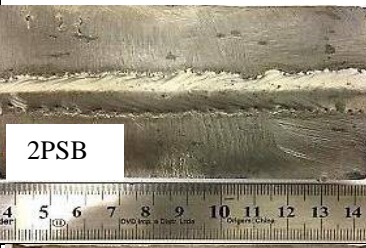
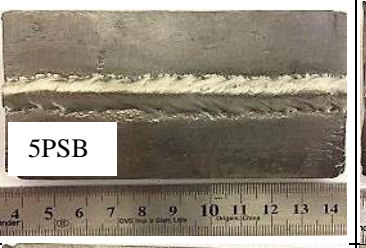
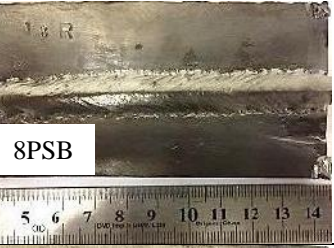
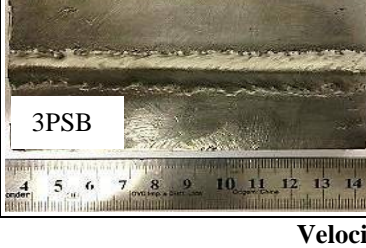
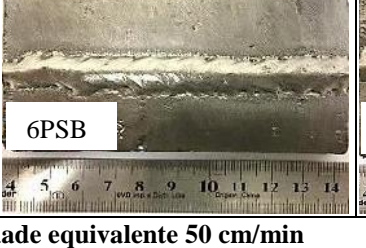


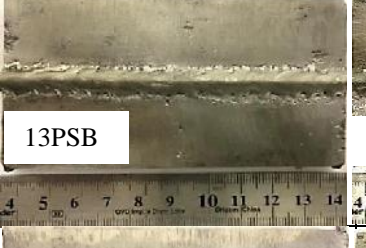
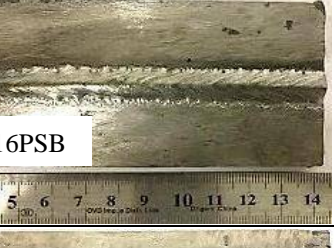
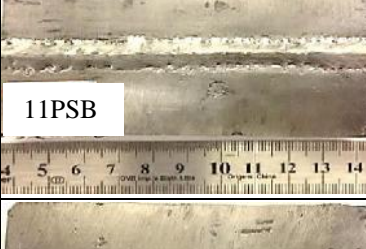


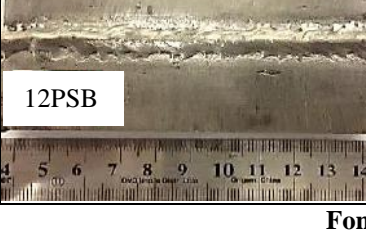


Fonte: Elaborado pelo autor

Pela análise visual da Figura 4.7 observa-se bom aspecto superficial dos cordões, com ausência de defeitos superficiais tais como: trincas, mordeduras e porosidades. Nota-se, no entanto, uma tendência de estreitamento do cordão na amostra 2P ao longo de seu comprimento devido ao aumento da velocidade equivalente. Isso se deve ao fato de que um aumento na velocidade equivalente promove uma redução na quantidade de material depositado por unidade de comprimento da solda, e uma redução no aporte térmico. Esta última resulta em uma menor quantidade de calor imposta à peça. O fato é que maiores velocidades equivalente dificultam a “molhabilidade” ocasionando menor reforço e menor largura aumentado o índice de concavidade da solda ($I_c=R/L$), (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

A Figura 4.8 apresenta o aspecto superficial dos 18 cordões depositados pelo processo MIG PSB no aço ASTM A182 F22, para os dois níveis de velocidade equivalente 30 cm/min e 50 cm/min.

Dentre os parâmetros da Técnica Switch Back os movimento de avanço e de reversão são os que mais influenciam o aspecto superficial do cordão. Em termos de aparência, as escamas são caracterizadas como a principal particularidade estética gerada pelo Switch Back, em decorrência das diferenças no fator ΔL e na quantidade de material depositado por unidade de comprimento de solda nas fases de avanço e de reversão.

Figura 4.8 - Aspecto superficial das seções transversais das 18 condições soldadas MIG PSB aço ASTM A182 F22

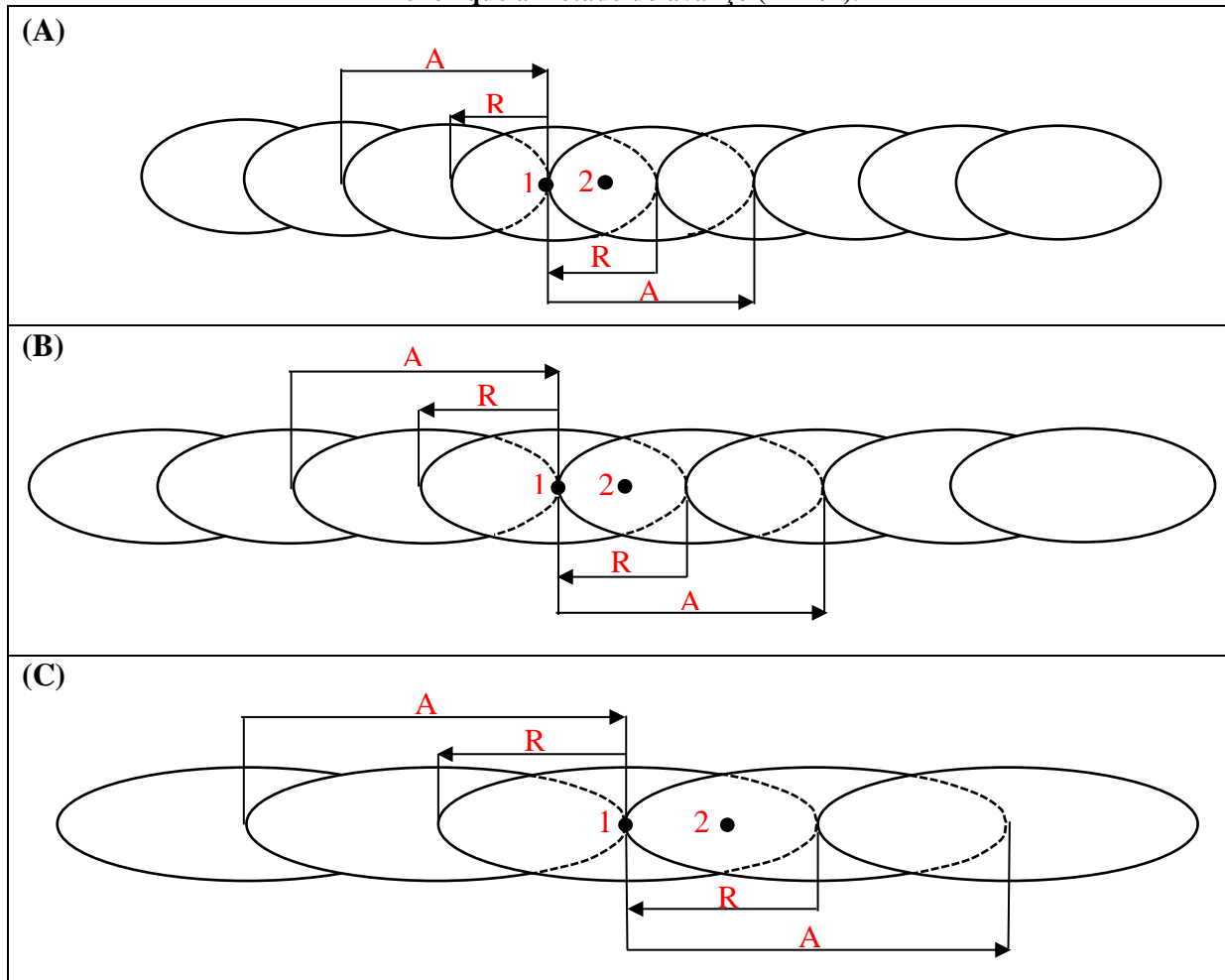
| P _R /P _A | Velocidade de equivalente 30 cm/min | | |
|---|--|---|--|
| | ΔL (mm) | | |
| | 5 | 7 | 4 |
| 40% |  1PSB |  4PSB |  7PSB |
| 50% |  2PSB |  5PSB |  8PSB |
| 60% |  3PSB |  6PSB |  9PSB |
| Velocidade equivalente 50 cm/min | | | |
| 40% |  10PSB |  13PSB |  16PSB |
| 50% |  11PSB |  14PSB |  17PSB |
| 60% |  12PSB |  15PSB |  18PSB |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Pela Figura 4.8 observa-se que as irregularidades geométricas ao longo dos cordões diminuíram significativamente comparadas com as soldas no aço SAE 1020 Figura 4.4. Este resulta pode ser associado com a calibração do arranjo dos carrinhos.

TEIXEIRA, 2018 observou em sua pesquisa que a presença de irregularidades geométricas ao longo do comprimento do cordão de solda MIG SB pode estar relacionada, por exemplo, ao número diferente de passagem do arco voltaico sobre pontos diferentes da solda e ao maior acúmulo de material fundido nos pontos de reversão. Um esquema ilustrativo para melhor entendimento destes dois fatores é mostrado pela Figura 4.9.

Figura 4.9 - Esquema do efeito do comprimento de reversão sobre a geometria do cordão. Reversão menor que a metade do avanço ($R=A/2$).



Fonte: Adaptado de TEIXEIRA, 2018.

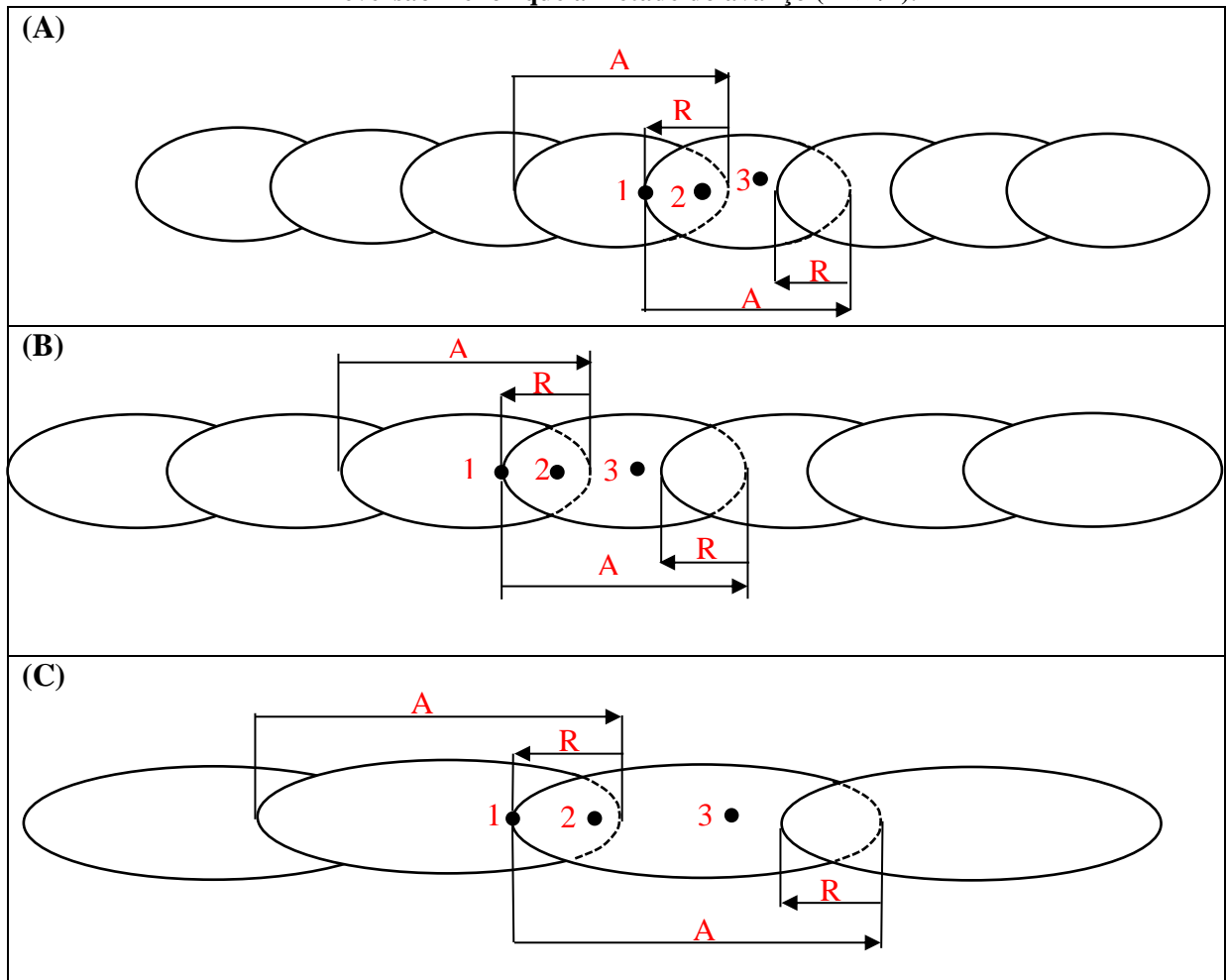
Na Figura 4.9 pode-se observar o movimento de progressão exercido pela tocha nas condições em que a reversão é igual à metade do avanço. As Figuras 4.9 (a), (b) e (c) demonstram o comportamento da geometria com o aumento do avanço, respeitando a

condição $R=A/2$. Para discutir como a tocha de soldagem progride ao longo do cordão, fixaram-se dois pontos que se repetem periodicamente ao longo da solda. Para o ponto 1 a tocha passa no fim de um primeiro avanço, regride e volta com o segundo avanço, passando uma última vez no fim da segunda reversão, totalizando, três passagens da tocha para o ponto 1. Para o ponto 2, três passagens também são contabilizadas, com o primeiro avanço sobre o ponto, com a reversão posterior e com o segundo avanço. Assim, a tocha de soldagem passará três vezes por qualquer ponto de análise na condição $R=A/2$.

A Figura 4.9 indica que para P_R/P_A constante quanto maior os valores de avanço e reversão empregados maior será a variação da geometria do cordão. Entende-se que um acúmulo maior de material fundido sobre os pontos de reversão, que está associado a um maior tempo de permanência da tocha na região por conta da desaceleração e aceleração do sistema, sejam os responsáveis pela variação geométrica ao longo do comprimento da solda MIG SB. Assim, quando a soldagem é realizada com distâncias pequenas de avanço e reversão os pontos de acúmulo de metal ficam mais próximos um do outro, o que torna pouco perceptível a variação geométrica do cordão. Porém, para grandes avanços e reversões estes pontos tornam-se mais distantes e, portanto, mais visíveis. (TEIXEIRA, 2018).

Para as Figuras 4.10 (a), (b) e (c) observa-se o comportamento da geometria com aumento do avanço, respeitando a condição $R < A/2$. Desta vez, fixaram-se três pontos que se repetem periodicamente para discutir como a tocha de soldagem progride ao longo do cordão. No ponto 1 a tocha passa com um primeiro avanço e no fim da reversão subsequente, ou seja, duas vezes no total. O ponto 2 é percorrido três vezes com a tocha, sendo elas no primeiro avanço, na volta da reversão e com um segundo avanço. Já para a região compreendida pelo ponto 3 a tocha passa somente uma única vez, com um movimento de avanço. Deste modo, para as condições em que a reversão for menor que a metade do avanço haverá regiões pelas quais a tocha passará uma, duas e três vezes ao longo do cordão.

**Figura 4.10 - Esquema do efeito do comprimento de reversão sobre a geometria do cordão.
Reversão menor que a metade do avanço ($R < A/2$).**



Fonte: Adaptado de TEIXEIRA, 2018.

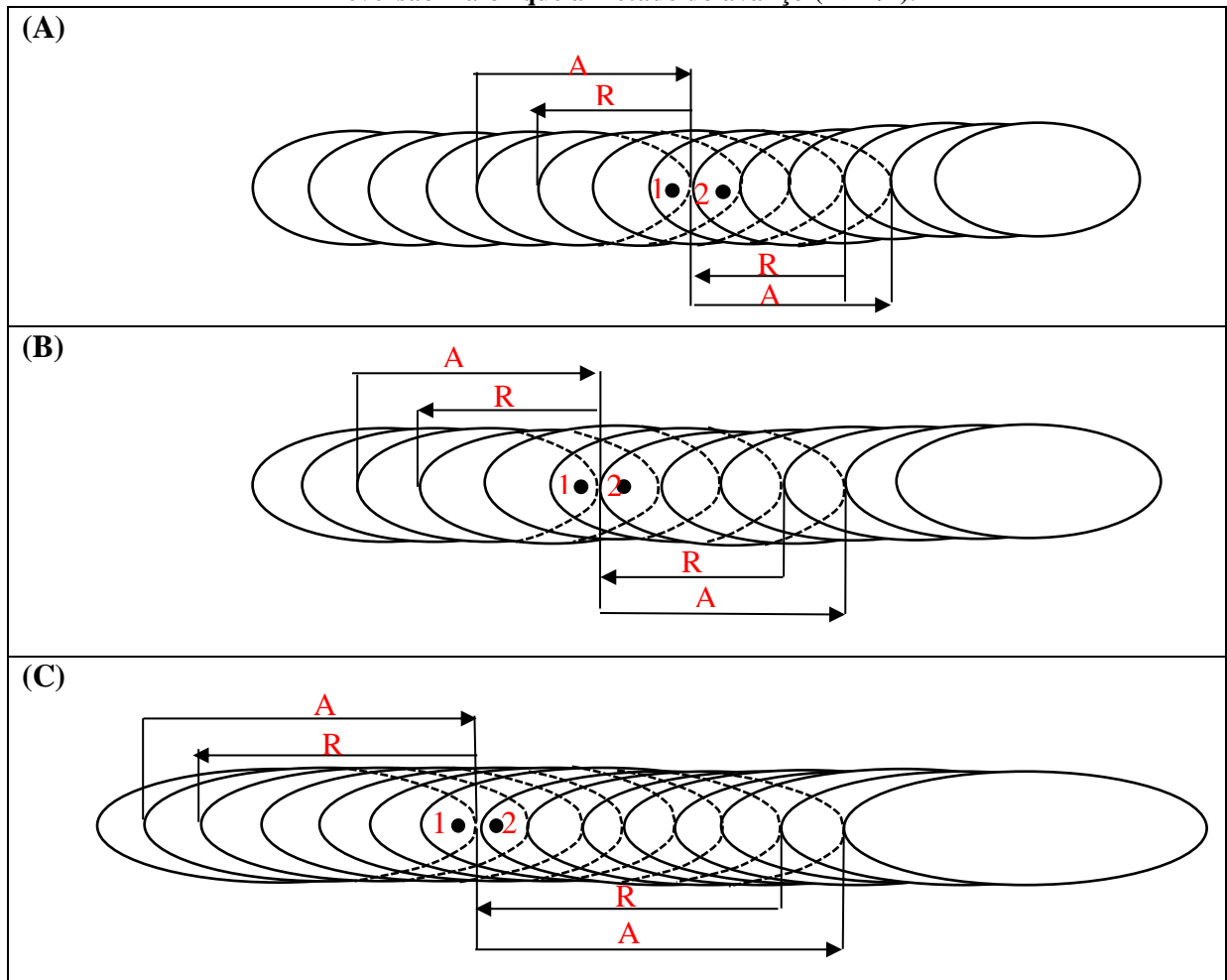
Nas Figuras 4.11 (a), (b) e (c) verifica-se o comportamento da geometria com aumento do avanço, respeitando a condição $R > A/2$. Novamente, para discutir como a tocha de soldagem progride ao longo do cordão, fixaram-se pontos que se repetem periodicamente. Para todos os pontos observa-se a passagem da tocha por sete vezes, sendo quatro correspondentes aos avanços e três às reversões. Assim, para as condições em que a reversão for maior que a metade do avanço a tocha passará por sete vezes sobre qualquer ponto ao longo do cordão. (TEIXEIRA, 2018).

A Figura 4.11, de modo semelhante às demais condições de reversão, indica que quanto maior os valores de avanço e reversão maior será a variação da geometria ao longo do comprimento do cordão. Contudo, quando a reversão for menor que a metade do avanço, maior será a quantidade de irregularidades geométricas em comparação com as demais condições, devido à passagem da tocha variar com as regiões do cordão. Apesar da condição $R = A/2$ resultar em uma passagem uniforme da tocha ao longo do cordão, a condição $R > A/2$

leva vantagem em relação ao aspecto superficial por apresentar um maior número de passagens sobre um mesmo ponto e, ainda, uma maior aproximação entre os pontos de reversão. Quando somados estes fatores é de se esperar uma melhora no aspecto superficial em relação à condição de reversão igual à metade do avanço, pois assim se torna menos perceptível o acúmulo de material fundido associado a um maior tempo de permanência da tocha sobre os pontos de reversão. (TEIXEIRA, 2018).

Dentre os parâmetros empregados para TEIXEIRA, 2018, as condições de $P_R/P_A=60\%$ são as que melhor indicam, por mais que de maneira discreta, uma redução nas irregularidades laterais dos cordões à medida que se alteram as condições do comprimento da reversão.

**Figura 4. 11 - Esquema do efeito do comprimento de reversão sobre a geometria do cordão.
Reversão maior que a metade do avanço ($R>A/2$).**













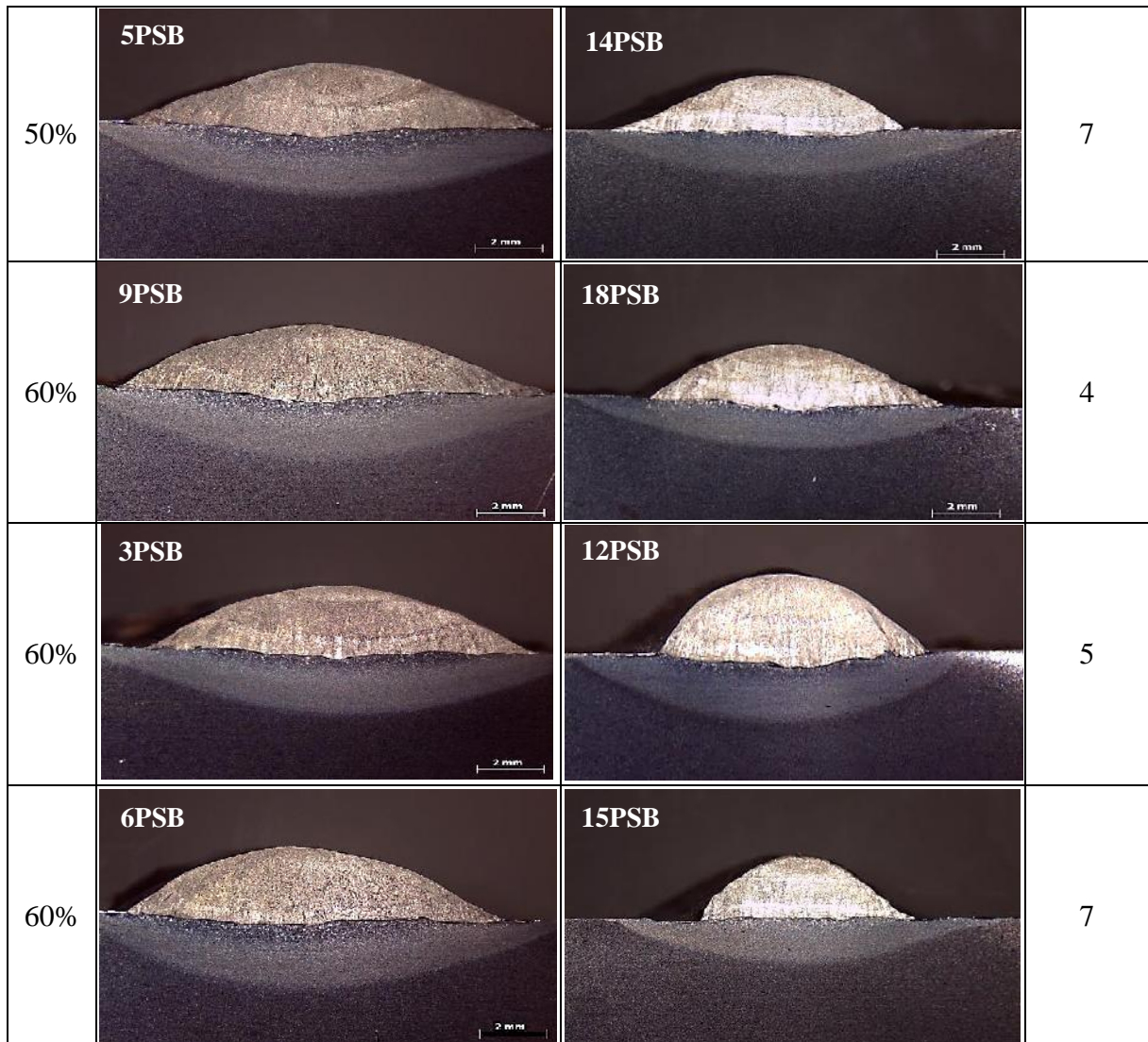
Fonte: Adaptado de TEIXEIRA, 2018.

4.2.4. Caracterização geométrica da seção transversal dos passes isolados no aço ASTM A182 F22

A Figura 4.12 apresenta as macrografias das 18 soldas MIG PSB no aço ASTM A182

Figura 4.12 - Macrografia das seções transversais das 18 soldas MIG PSB aço ASTM A182 F22

| P _R /P _A | Velocidade de soldagem 30 cm/min | Velocidade de soldagem 50 cm/min | ΔL (mm) |
|--------------------------------|---|---|---------|
| 40% | 7PSB  | 16PSB  | 4 |
| 40% | 1PSB  | 10PSB  | 5 |
| 40% | 4PSB  | 13PSB  | 7 |
| 50% | 8PSB  | 17PSB  | 4 |
| 50% | 2PSB  | 11PSB  | 5 |

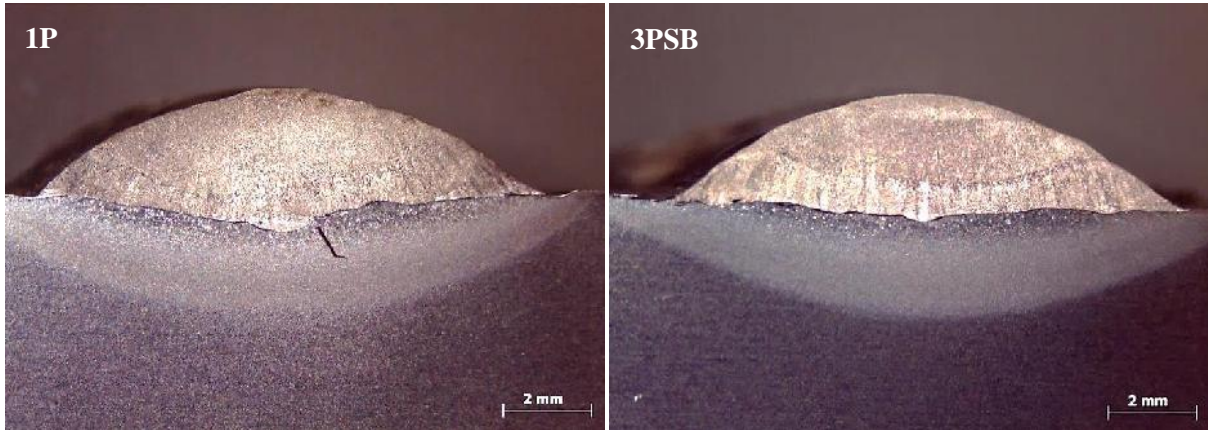


Fonte: Elaborado pelo Autor.

A análise das soldas MIP PSB, Figura 4.12 indicam que para a velocidade equivalente de 30 cm/min as macrografias apresentaram melhor regularidade geométrica em relação às soldas na velocidade equivalente de 50 cm/min. Este resultado pode estar relacionado às mais altas velocidades de avanço e de reversão.

A Figura 4.13 apresenta as macrografias das soldas MIG P e MIG PSB em velocidade equivalente de 30 cm/min para uma melhor comparação do efeito da técnica Switch Back sobre a geometria do cordão.

Figura 4.13 - Comparação das macrografias transversal MIG P e MIG PSB Aço ASTM A182 F22

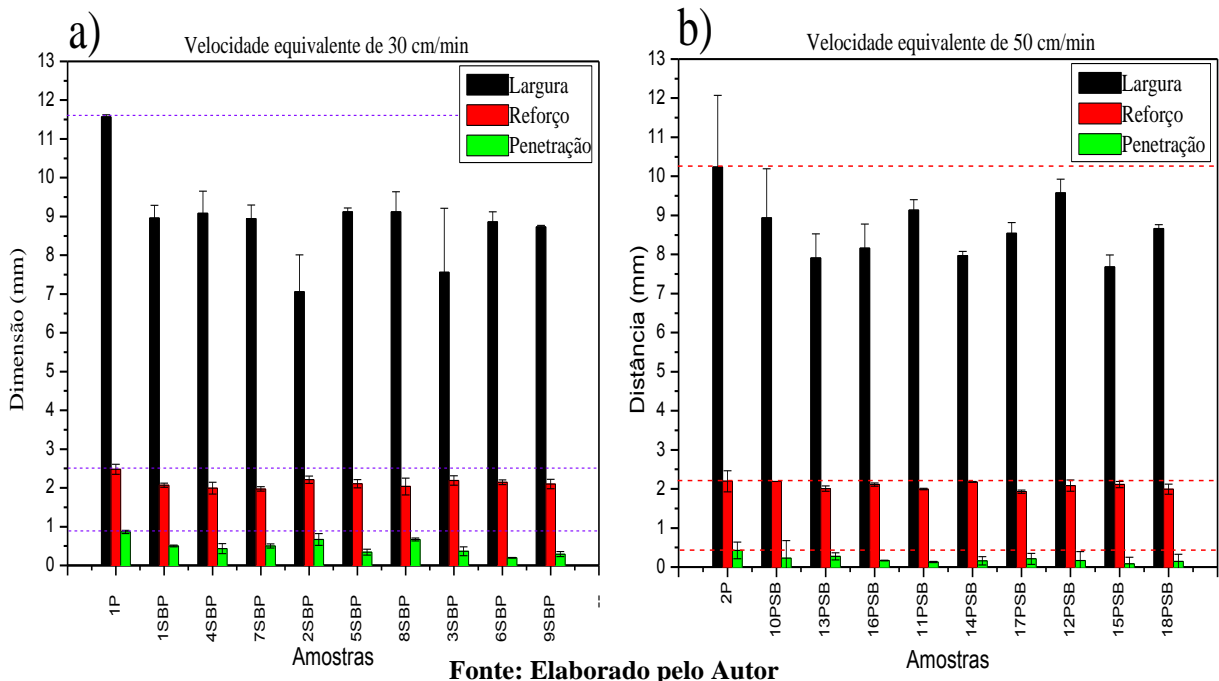


Fonte: Elaborado pelo Autor

Por esta Figura, pode-se observar que ocorreram sobreposições do metal de solda em camadas (escamas) distintas, para as condições MIG PSB em relação às soldas MIG P. Essa sobreposição está associada aos movimentos sucessivos de avanço e de reversão da tocha de soldagem (ou do arco voltaico). Pode-se observar ainda pela Figura 4.16 que as distintas camadas de metal depositado são bem mais visível para $P_R/P_A=60\%$. e velocidade equivalente de 30 cm/min, comparadas com as soldas na velocidade equivalente de 50 cm/min para a proporção $P_R/P_A=60\%$.

A Figura 4.14 apresenta o resultado gráfico das características geométricas da largura, reforço e penetração medidas na seção transversal das soldas MIG P e MIG PSB, nas velocidades equivalentes de 30 cm/min e 50 cm/min.

Figura 4.14 - Resultado experimentais das características geometria dos passes em simples deposição.

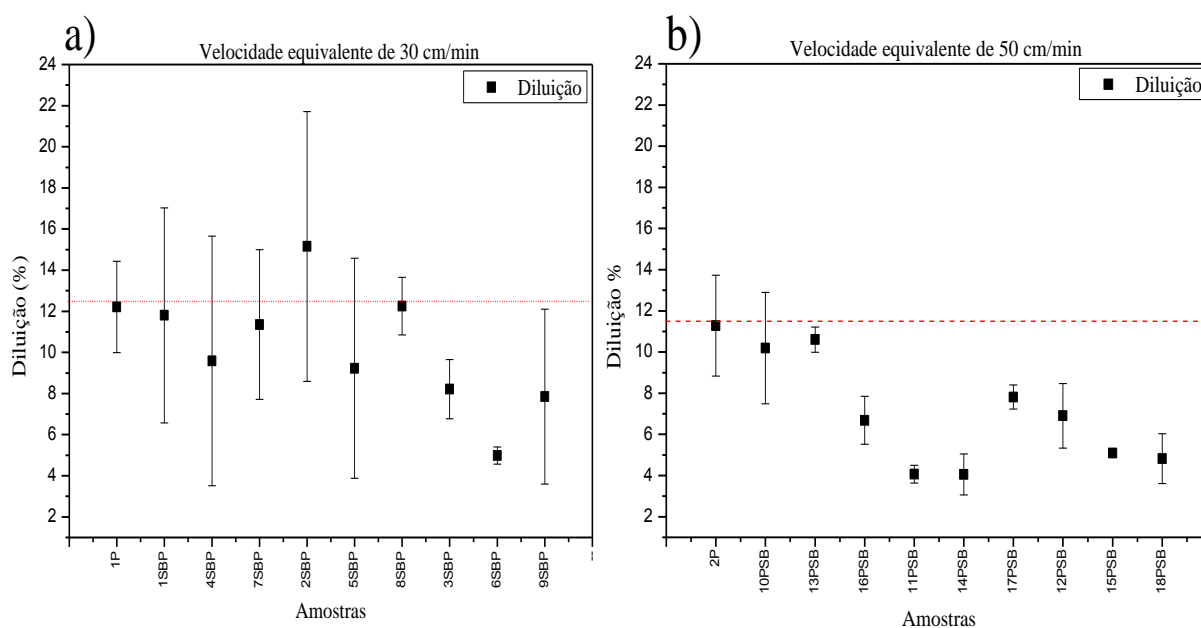


Fonte: Elaborado pelo Autor

De acordo com as Figuras 4.14a e 4.14b, observa-se que as médias de largura, reforço e de penetração foram ligeiramente menores para as soldas MIG PSB para os dois níveis de velocidade.

A Figura 4.15 apresenta o resultado de diluição para os dois níveis de velocidade equivalente de 30 cm/min e 50 cm/min.

Figura 4.15 - Variação da diluição dos passes em simples deposição: a) velocidade equivalente 30 cm/min e b) velocidade equivalente 50 cm/min.



Fonte: Elaborado pelo Autor

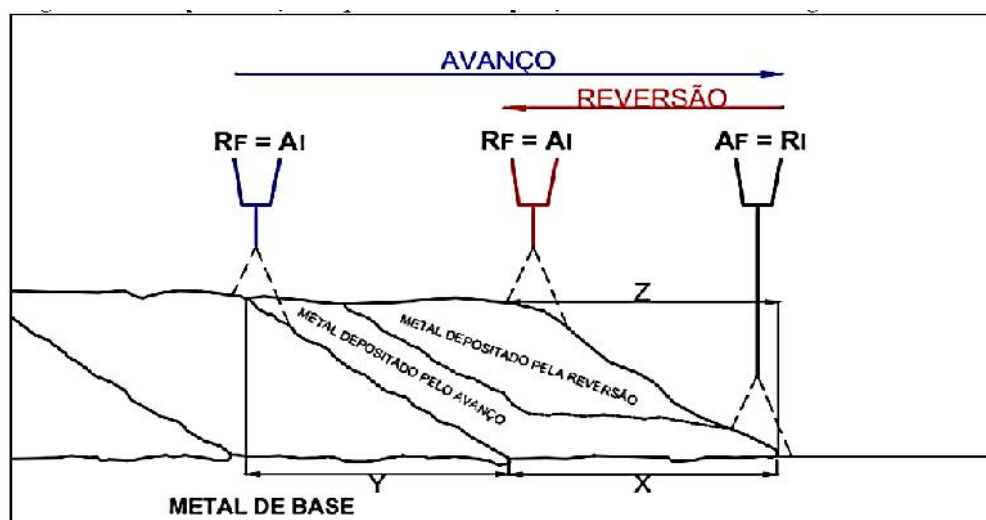
Pela análise da Figura 4.15 pode-se perceber que a diluição foi menor para soldas MIG PSB quando comparadas as soldas MIG P

Segundo Teixeira 2018, a redução principalmente da penetração e da diluição nas soldas MIG PSB, estão fortemente associadas às altas velocidades de avanço e de reversão empregadas, pois somente ao longo de uma fração do comprimento de avanço o metal de solda é depositado diretamente sobre o substrato, devido à presença de porções do metal de solda depositadas na forma de rampa, durante as múltiplas passagens do arco com a reversão e os avanços anteriores. Com um menor tempo de permanência do arco diretamente sobre o substrato para a soldagem Switch Back, um efeito redutor de aporte térmico é estabelecido ao longo do avanço em relação á soldagem convencional, diminuindo o poder de escavação da poça de fusão no substrato e, conseqüentemente, a penetração e a diluição.

A Figura 4.16 ilustra um esquema de deposição de material para a técnica Switch Back, observando a fração do comprimento do avanço (X), na qual o metal fundido é depositado exclusivamente sobre o substrato. As outras frações do comprimento do avanço

(Y) e do comprimento de reversão (Z), nas quais o material é depositado sobre as porções do metal de solda em forma de rampa, também são evidenciadas. (TEIXEIRA, 2018)

Figura 4. 16 - Representação esquemática da deposição de material na soldagem Switch Back



Fonte: TEIXEIRA, 2018.

Nesse sentido, a soldagem com a aplicação da técnica Switch back funciona como uma soldagem de múltiplo passes, onde o passe posterior (solda na reversão) acaba revenindo total ou parcialmente o passe anterior (solda no avanço) e parte do grão da ZTA.

Sabe-se da literatura que para se alcançar um revenimento pleno é necessário que a energia de soldagem dos passes posteriores seja suficiente para vencer as barreiras térmicas impostas pela camada anterior. Neste sentido, Niño (1995) recomenda que a energia de soldagem da segunda camada pode ser até duas vezes maior que a energia de soldagem da primeira camada. Entretanto, no trabalho de Bueno (1999) foram testadas relações em que a energia de soldagem da primeira camada foi maior que a da segunda, tendo este pesquisador obtido resultados também satisfatórios.

A Tabela 4.5 apresenta os fatores velocidade equivalente, ΔL e P_R/P_A com seus respectivos níveis e as medias geométricas obtidas para cada condição a partir de duas amostras transversais 1 e 2.

Tabela 4.5 - Características geométricas das soldas MIG P e MIG PSB aço ASTM A182 F22

| Amostras | V_{eq} (cm/min) | ΔL (mm) | P_R/P_A (%) | L (mm) | R (mm) | P (mm) | D (%) |
|----------|-------------------|-----------------|---------------|--------|--------|--------|-------|
| 1P | 30 | - | - | 11,6 | 2,5 | 0,9 | 12,2 |
| 1PSB | 30 | 5 | 40 | 10,0 | 2,1 | 0,5 | 11,8 |
| 2PSB | 30 | 5 | 50 | 7,1 | 2,2 | 0,7 | 15,1 |
| 3PSB | 30 | 5 | 60 | 7,6 | 2,2 | 0,4 | 8,2 |
| 4PSB | 30 | 7 | 40 | 9,1 | 2,0 | 0,4 | 9,6 |
| 5PSB | 30 | 7 | 50 | 9,1 | 2,1 | 0,3 | 9,2 |
| 6PSB | 30 | 7 | 60 | 8,9 | 2,1 | 0,2 | 5,0 |
| 7PSB | 30 | 4 | 40 | 9,0 | 2,0 | 0,5 | 11,4 |
| 8PSB | 30 | 4 | 50 | 9,1 | 2,0 | 0,7 | 12,3 |
| 9PSB | 30 | 4 | 60 | 8,7 | 2,1 | 0,3 | 7,8 |
| 2P | 50 | - | - | 10,3 | 2,2 | 0,4 | 11,3 |
| 10PSB | 50 | 5 | 40 | 8,9 | 2,2 | 0,2 | 10,2 |
| 11PSB | 50 | 5 | 50 | 9,1 | 2,0 | 0,1 | 4,1 |
| 12PSB | 50 | 5 | 40 | 9,6 | 2,1 | 0,2 | 7,0 |
| 13PSB | 50 | 7 | 50 | 7,9 | 2,0 | 0,3 | 10,6 |
| 14PSB | 50 | 7 | 60 | 8,0 | 2,2 | 0,2 | 4,1 |
| 15PSB | 50 | 7 | 60 | 7,7 | 2,1 | 0,1 | 5,1 |
| 16PSB | 50 | 4 | 40 | 8,2 | 2,1 | 0,2 | 6,7 |
| 17PSB | 50 | 4 | 50 | 8,5 | 1,9 | 0,2 | 7,8 |
| 18PSB | 50 | 4 | 60 | 8,7 | 2,0 | 0,1 | 4,8 |

Fonte: Elaborado pelo Autor

Onde: L = Largura, R = Reforço; P = Penetração, D = Diluição.

A Tabela 4.6 apresenta os dados da ANOVA das variáveis geométricas para um nível de significância, $\alpha = 5\%$.

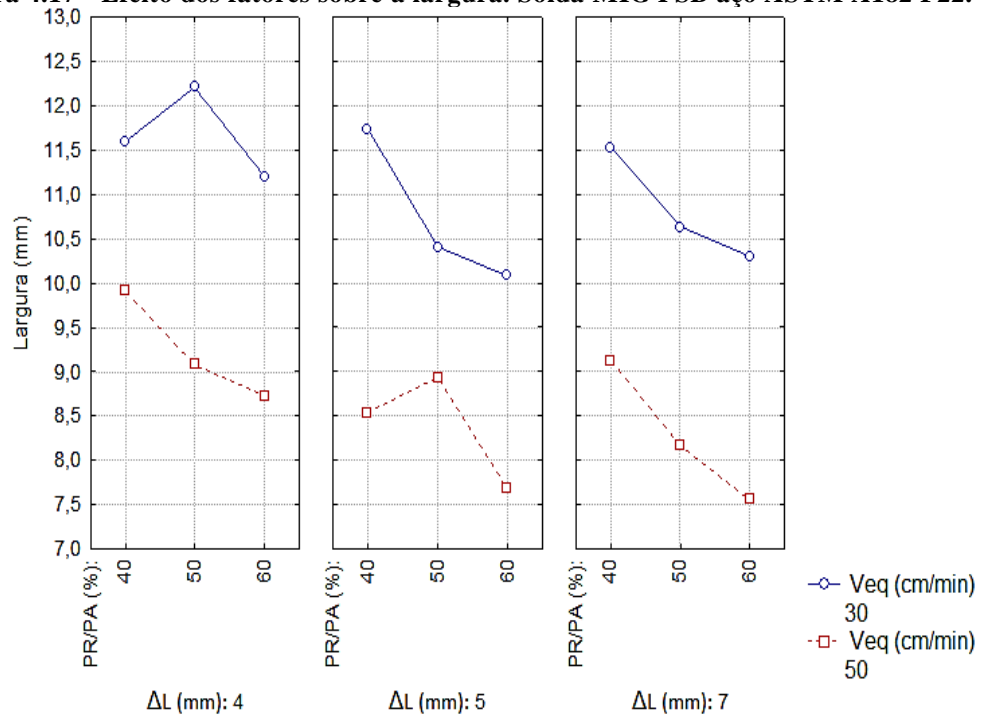
Tabela 4.6 - Dados da ANOVA para as variáveis geométricas. $\alpha = 5\%$.

| Var. | Efeitos | | | | | | |
|----------|----------------|------------|-------------|---------------------|--------------------|----------------------|-------------------------------|
| | V_{eq} | ΔL | P_R/P_A | $V_{eq} * \Delta L$ | $V_{eq} * P_R/P_A$ | $\Delta L * P_R/P_A$ | $V_{eq} * \Delta L * P_R/P_A$ |
| L | 0,0020 | 17,00 | 11,93 | 98,53 | 98,44 | 97,35 | 81,49 |
| R | 3,8362 | 39,15 | 22,64 | 3,85 | 7,91 | 17,24 | 98,01 |
| P | 0,09303 | 8,15 | 5,45 | 54,04 | 50,41 | 62,22 | 32,27 |
| D | 2,1242 | 53,14 | 4,53 | 12,97 | 81,29 | 99,32 | 28,32 |

Fonte: Elaborado pelo Autor

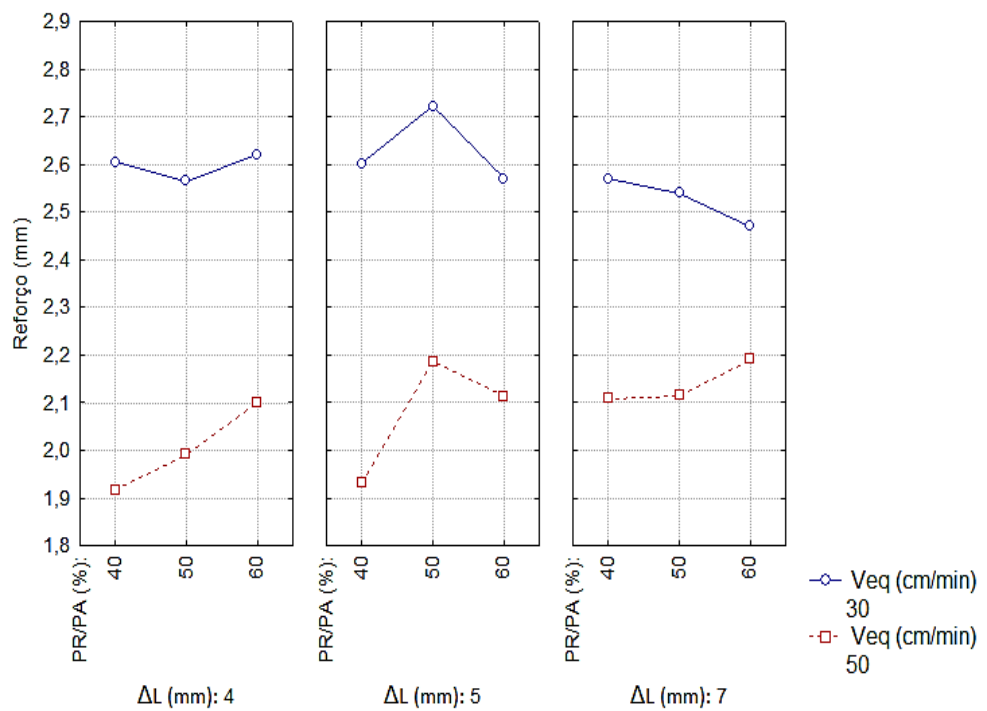
De acordo com a Tabela 4.6 percebe-se que a velocidade equivalente exerceu influência significativa sobre todas as variáveis de resposta (largura, reforço, penetração e diluição) nas condições soldadas. Outro fator que gerou influência foi $V_{eq} * \Delta L$ sobre o reforço da solda, além da relação P_R/P_A que gerou influência sobre a diluição. As Figuras 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20 apresentam a influência desses resultados em maior detalhe.

Figura 4.17 - Efeito dos fatores sobre a largura. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22.



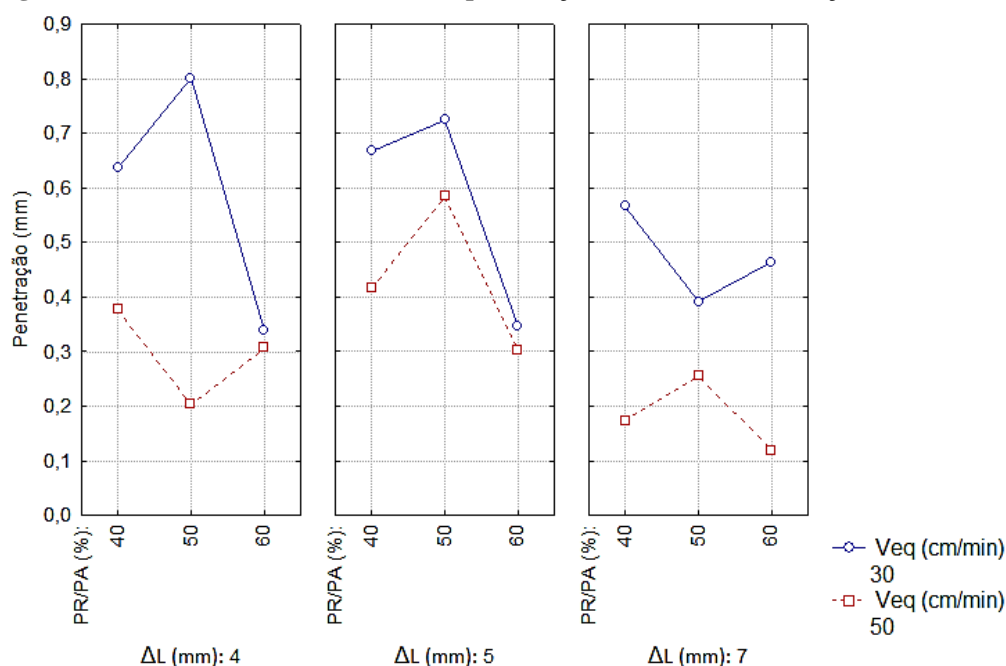
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.18 - Efeito dos fatores sobre o reforço. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22.



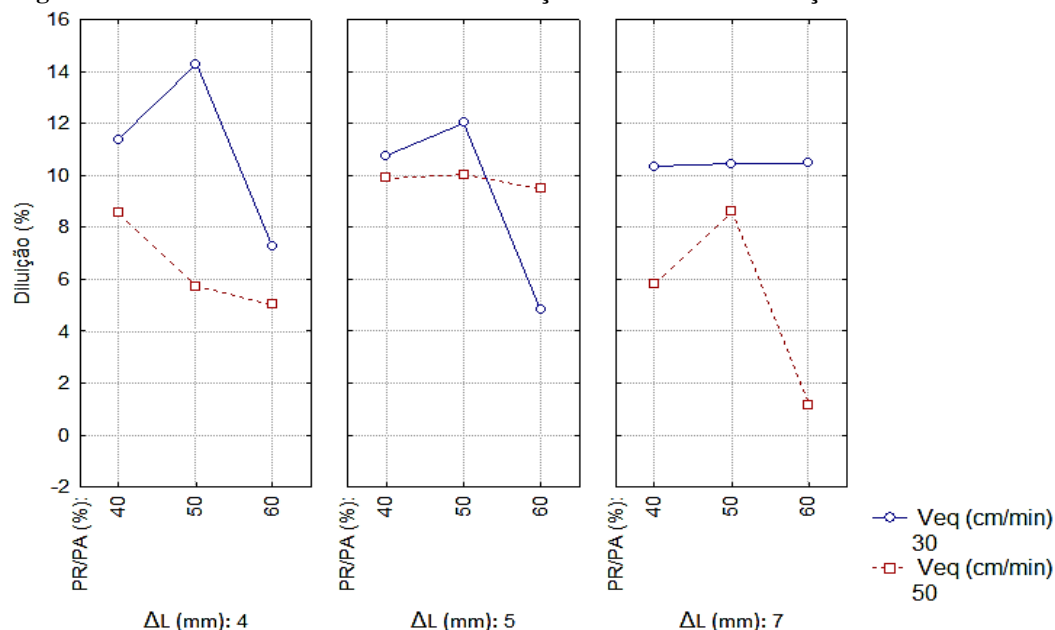
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.19 - Efeito dos fatores sobre a penetração. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22.



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 4.20 - Efeito dos fatores sobre a diluição. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22.



Fonte: Elaborado pelo Autor

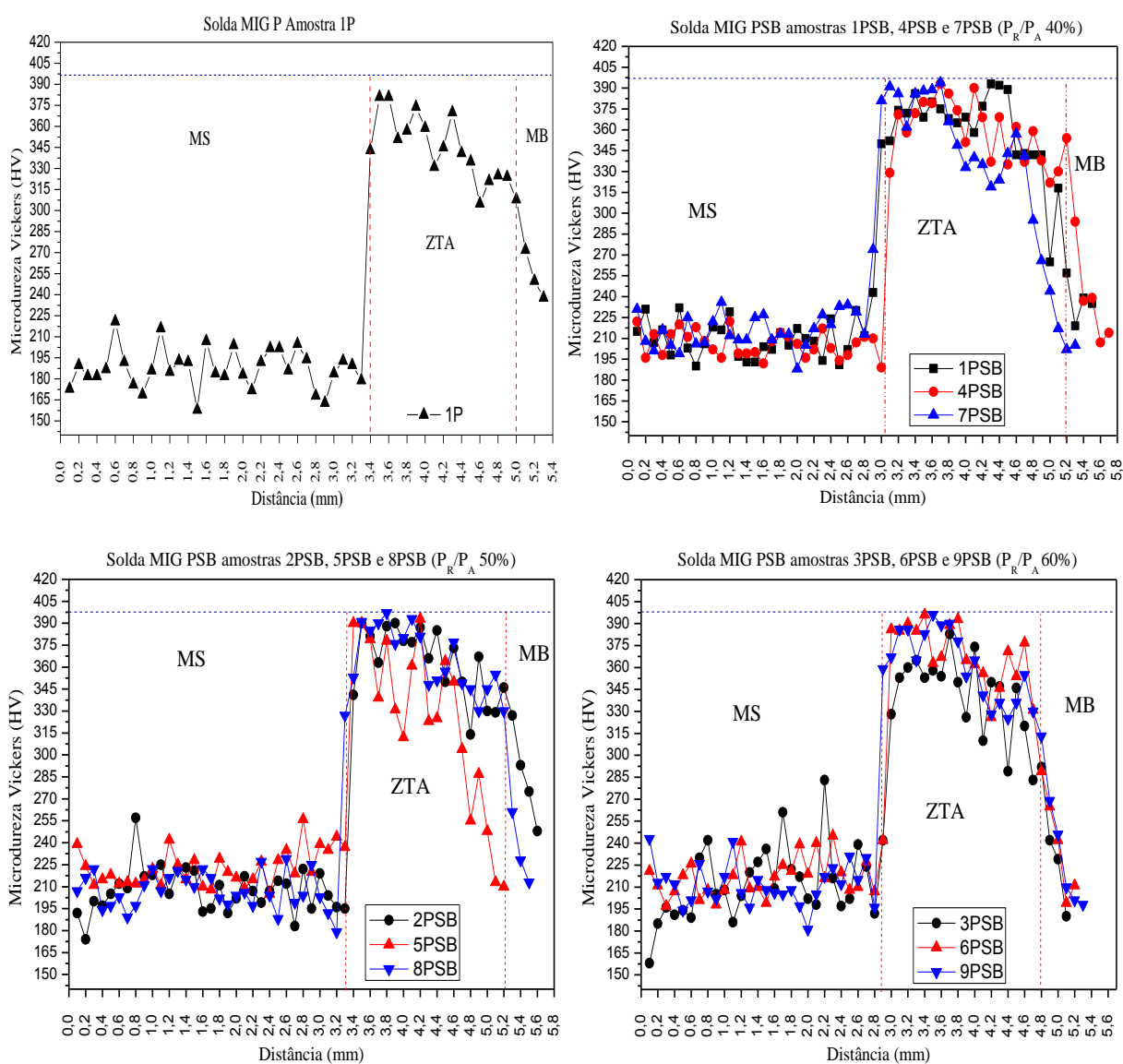
As Figuras 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20 indicam que mantendo ΔL e P_R/P_A constantes redução da velocidade equivalente aumentou a largura, o reforço, a penetração e a diluição. Este era um comportamento esperado, e está relacionado justamente aos menores níveis das velocidades de avanço e de reversão para as soldas de 30 cm/min. Nestas condições o arco voltaico permanece por mais tempo sobre um mesmo ponto, aumentando a quantidade de

material depositado e as medidas geométricas. Observa-se ainda que mantendo constantes V_{eq} e ΔL , o aumento de P_R/P_A reduz a diluição.

4.2.5 Análises dos perfis de microdureza dos passes isolados na seção transversal aço ASTM A182 F22

As Figuras 4. 21 e 4. 22 mostram o perfil de microdureza Vickers dos passes isolados MIG P e MIG PSB para P_R/P_A (40 %, 50 % e 60 %) nas velocidades equivalente 30 cm/min e de 50 cm/min, respectivamente.

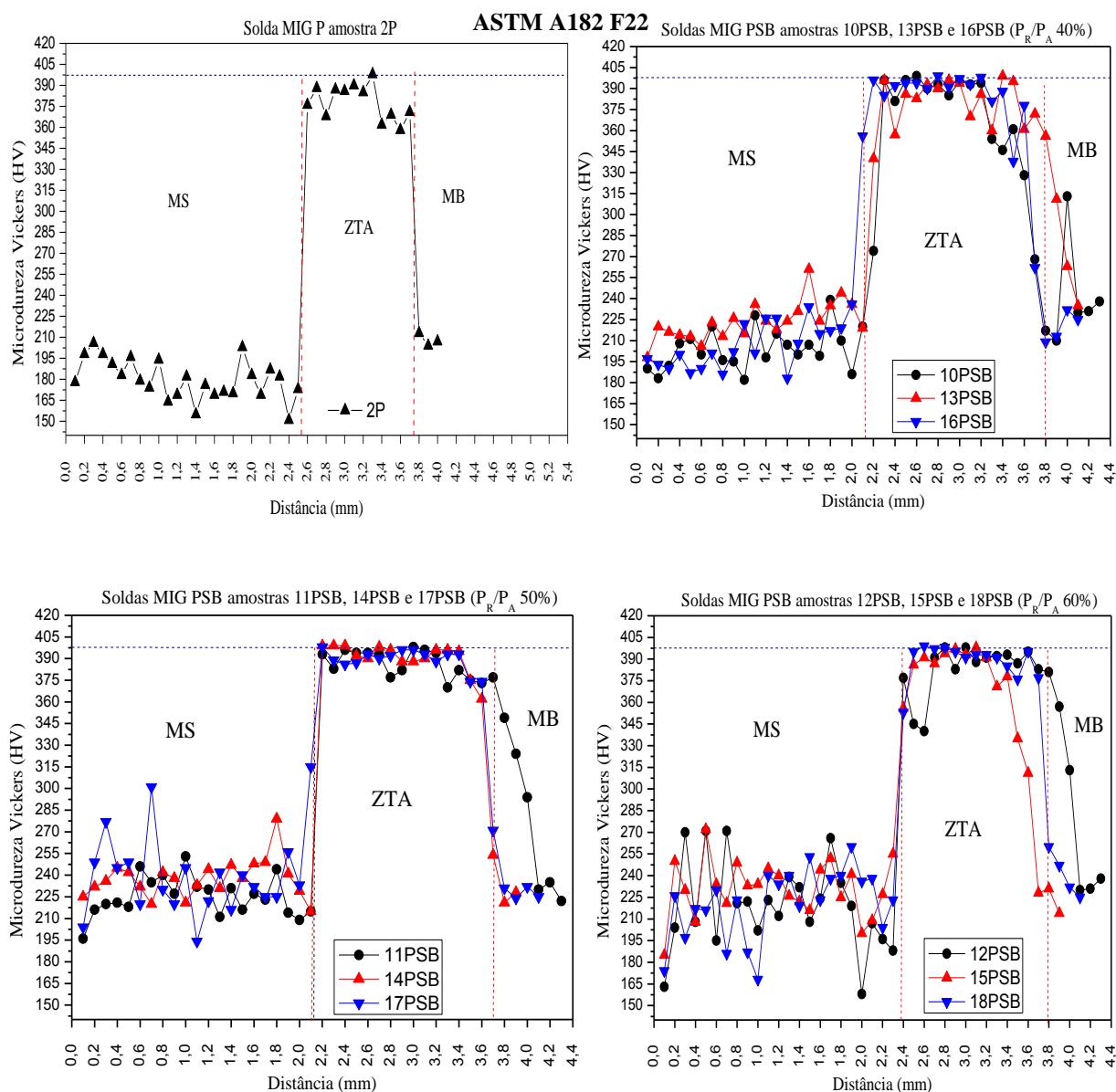
Figura 4.21 - Perfil de microdureza soldas MIG P e MIG PSB velocidade equivalente 30 cm/min aço ASTM A182 F22



Fonte: Elaborado pelo Autor

Pela análise das Figuras 4.21 e 4.22 observa-se que os picos de microdureza na ZTA estão abaixo de 392 HV tanto para a soldagem MIG P como para a soldagem MIG PSB. Segundo a norma ASTM E384 (ASTM, 2002), regiões com microdureza acima desse valor são propícias ao aparecimento de trincas.

Figura 4.22 – Perfil de microdureza soldas MIG P e MIG PSB velocidade equivalente 50 cm/min Aço



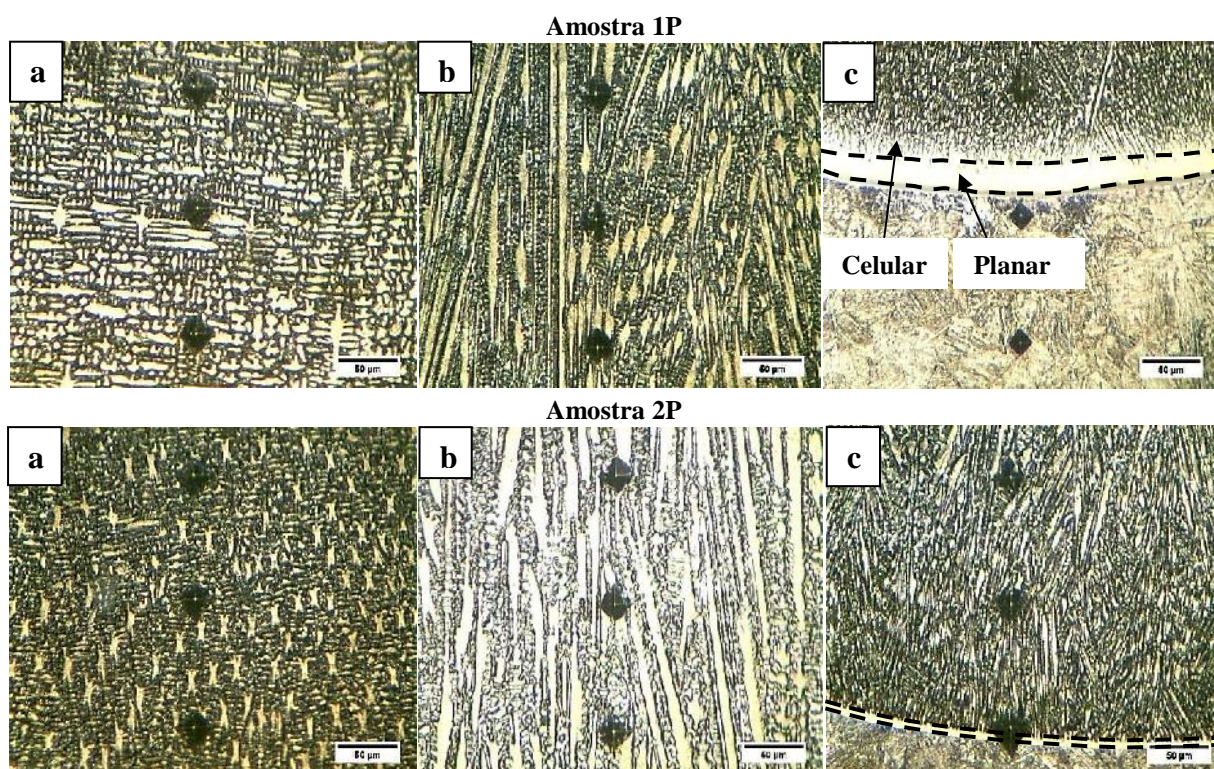
Fonte: Elaborado pelo Autor

Pode-se observar analisando as Figuras 4.21 e 4.22 que o comportamento do perfil de microdureza não variou de forma significativa na solda MIG P comparada com as soldas MIG PSB.

4.2.6 Caracterização seção transversal do metal de solda do aço ASTM A182 F22

A Figura 4. 23 seção transversal do cordão de solda, apresenta a microestrutura de solidificação presente ao longo do metal de solda: onde percebe-se que próximo a superfície a predominância da microestrutura equiaxial-dendritica, enquanto que o centro do cordão predomina a microestrutura colunar-dendritica, a celular e a planar formadas acima da linha de fusão.

Figura 4.23 – Microestrutura de solidificação seção transversal MIG P amostras 1P e 2P: (a) equiaxial-dendritica próximo à superfície; (b) colunar-dendritica no centro do cordão; (c) celular e planar acima da linha de fusão.



Fonte: Elaborado pelo Autor

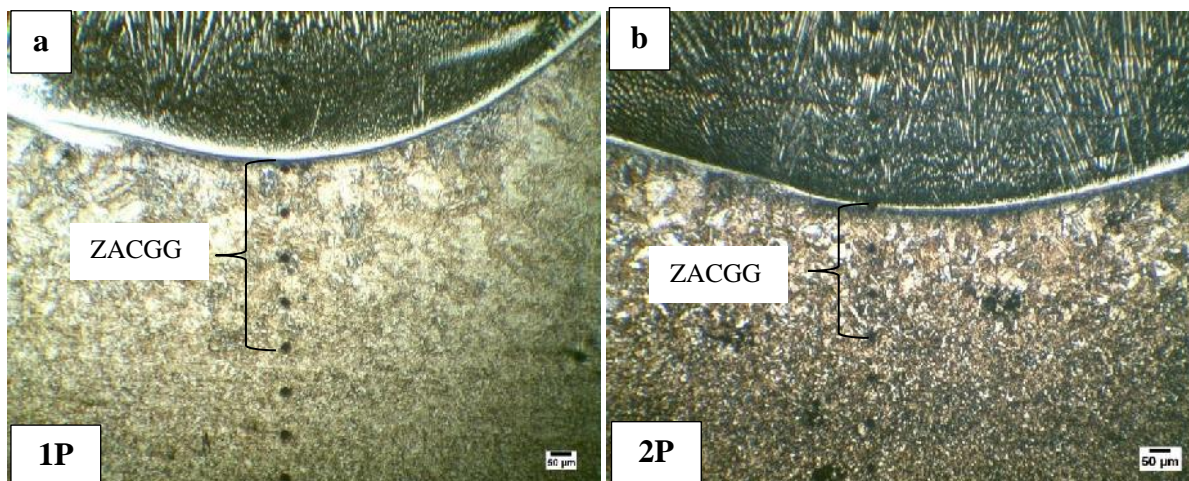
Pode-se observar analisando a Figura 4.23 que ocorreu uma diminuição na espessura da região planar, para velocidade equivalente de 50 cm/min. Sabe-se da literatura que um aumento na velocidade de soldagem irá propiciar estreitamento do cordão e uma elevação na penetração, num primeiro instante.

Menores velocidades implicam em maiores energias e um maior tempo de permanência do arco elétrico na poça de fusão e, conseqüentemente, maior será o volume do substrato aquecido. Este aumento implica na diminuição do gradiente térmico devido ao super-resfriamento constitucional na interface sólido/líquido e na formação do crescimento não planar. (MOUGO, 2012).

Num segundo instante o incremento na velocidade de soldagem, mantido os outros parâmetros fixos, acarretará ainda em uma redução do tamanho da ZTA e modificação na microestrutura do metal depositado.

A Figura 4. 24 apresenta a variação no tamanho da ZTA de Grãos Grosseiro (ZTA GG) para os dois níveis de velocidade equivalente de 30 cm/min e 50 cm/min.

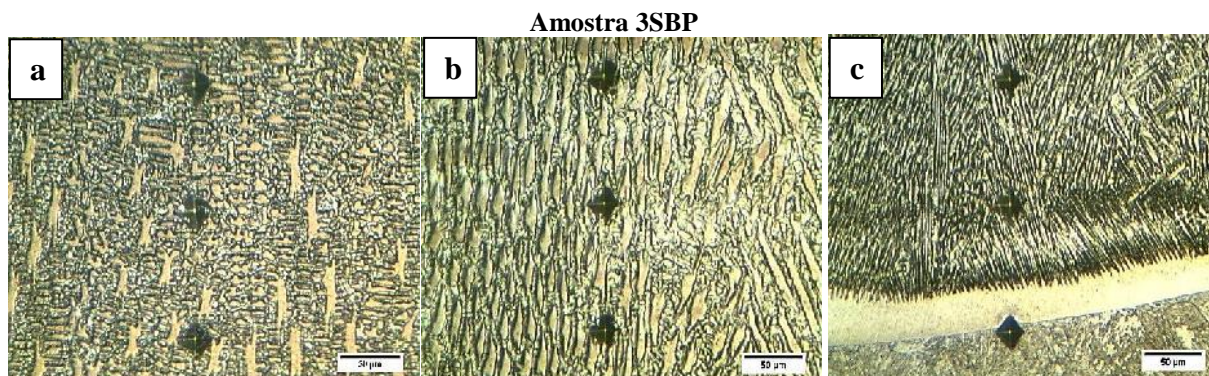
Figura 4. 24 - Região de grãos grosseiros das condições MIG P a) velocidade equivalente 30 cm/min; b) velocidade equivalente 50 cm/min

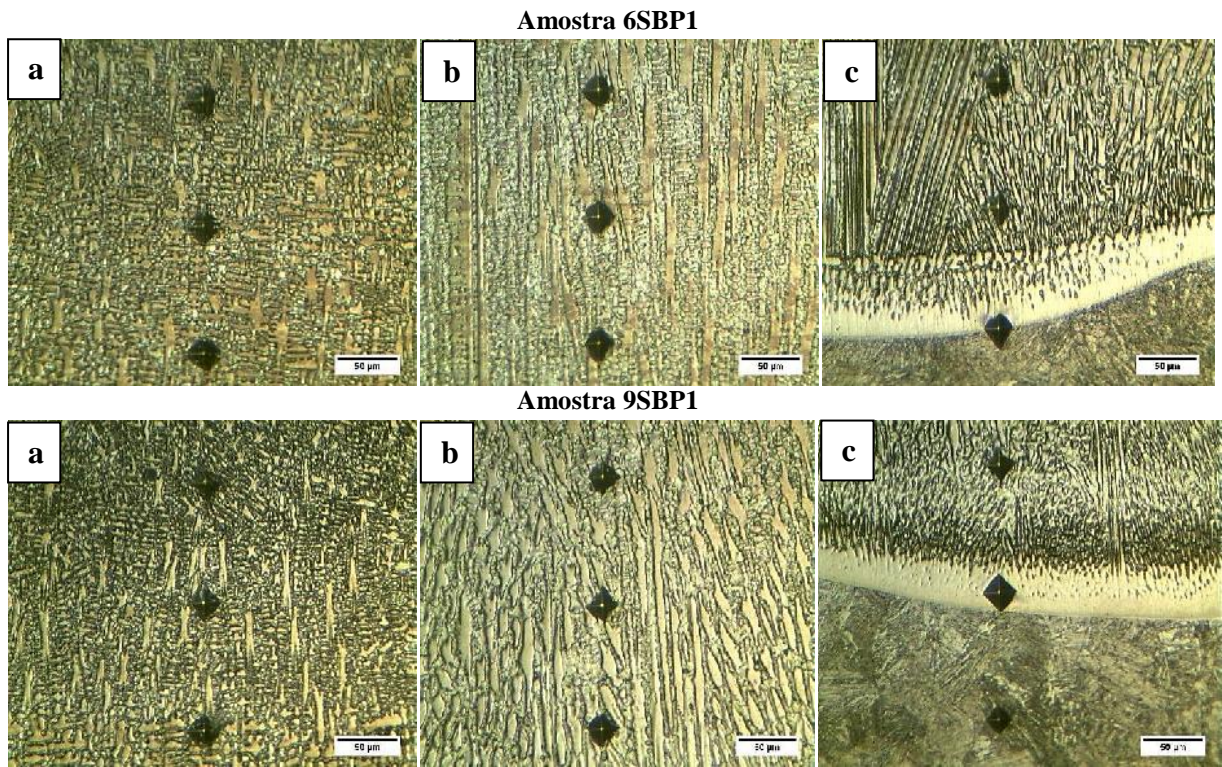


Fonte: Elaborado pelo Autor

A Figura 4. 25 apresenta a variação de microestrutura de solidificação das amostras soldadas MIG PSB velocidade equivalente 30 cm/min (3PSB, 6PSB e 9PSB) e velocidade equivalente 50 cm/min (12PSB, 15PSB e 18PSB) no aço ASTM A182 F22. Estas condições foram selecionadas por apresentarem as maiores distâncias de avanço e de reversão (maior ΔL), para uma mesma e mais elevada relação PR/PA. Acredita-se que o aumento nestas relações pode influenciar mais significativamente as características microestruturais e a resistência da união soldada.

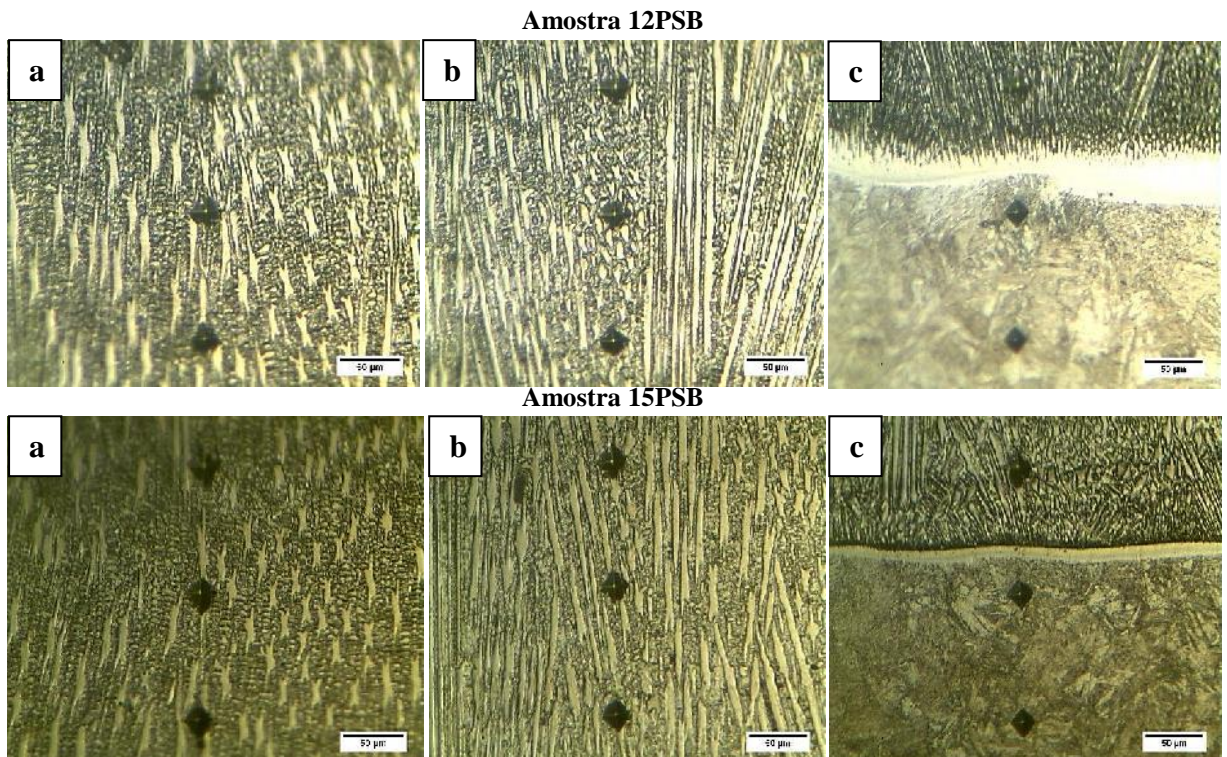
Figura 4.25 – Microestrutura de solidificação seção transversal MIG PSB amostras 3PSB, 6PSB e 9PSBP (P_R/P_A 60%). (a) equiaxial-dendrítica próximo à superfície; (b) colunar-dendrítica no centro do cordão; (c) celular e planar acima da linha de fusão. V_{eq} 30 cm/min



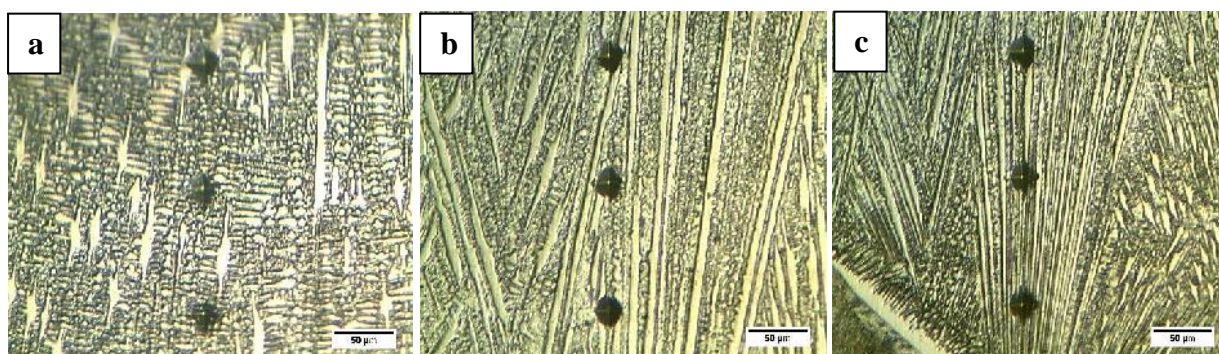


Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.26 – Microestrutura de solidificação seção transversal MIG PSB amostras 12PSB, 15PSB e 18PSBP (P_R/P_A 60%). (a) equiaxial-dendritica próximo à superfície; (b) colunar-dendritica no centro do cordão; (c) celular e planar acima da linha de fusão. V_{eq} 50 cm/min



Amostra 18PSB



Fonte: Elaborado pelo Autor

Pela análise das Figuras 4.25 e 4.26 pode-se perceber que ocorreu maiores quantidades de estruturas equiaxiais dendríticas nas microestruturas das soldas MIG PSB na velocidade equivalente de 30 cm/min quando comparadas as soldas na velocidade de 50 cm/min.

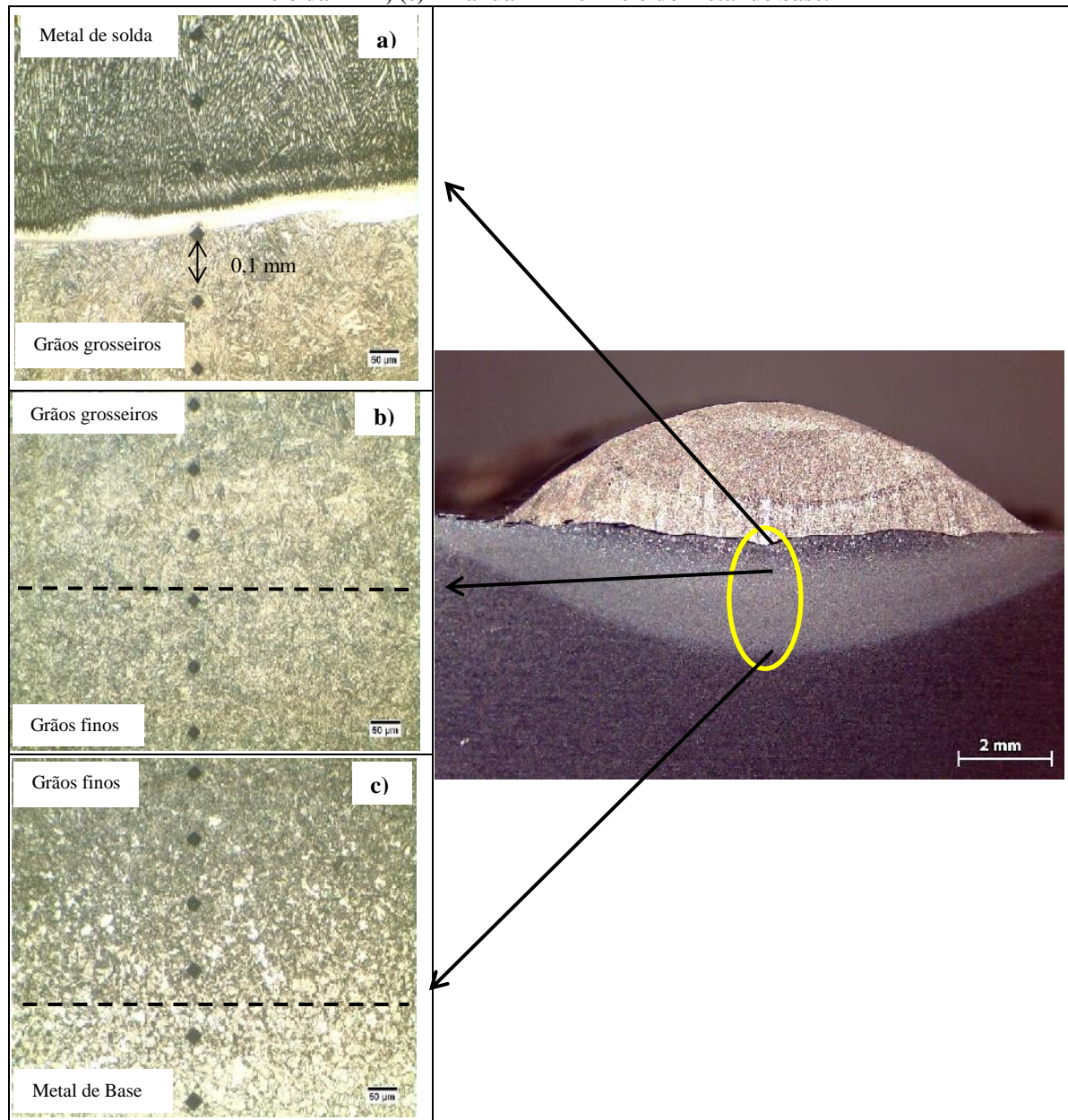
As Figuras 4.27, 4.28, 4.29 e 4.30 mostram o aspecto da microestrutura da solda na condição MIG P e MIG PSB, com destaque para a ZAC-GG, ZAC-GF e MB, além de impressões de microdureza.

Figura 4.27 - Microestrutura dos grãos MIG P, $V_{eq} = 30$ cm/min amostra 1P: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e início do metal de base.



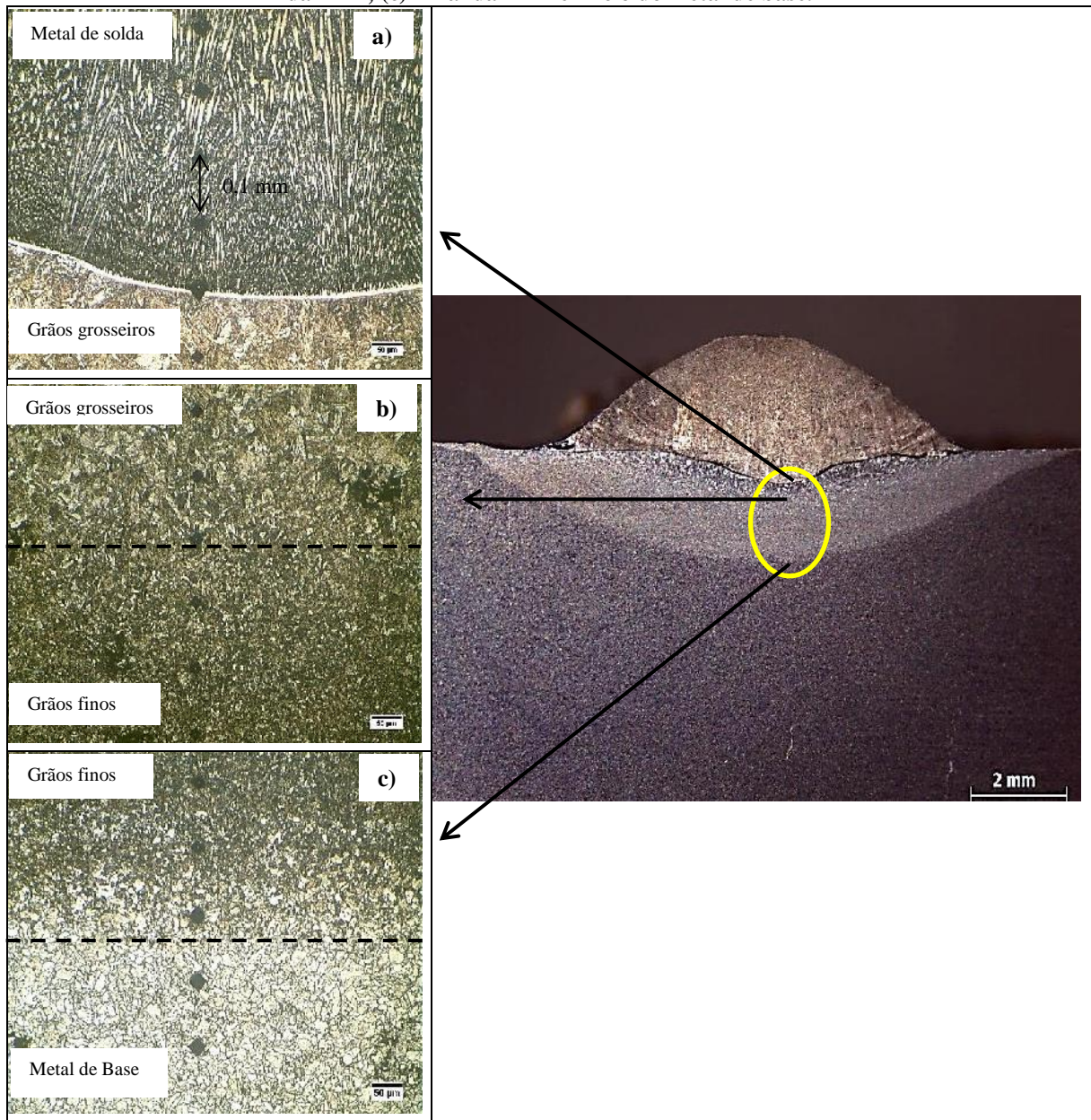
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.28 - Microestrutura dos grãos MIG PSB, $V_{eq} = 30$ cm/min amostra 3PSB: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e início do metal de base.



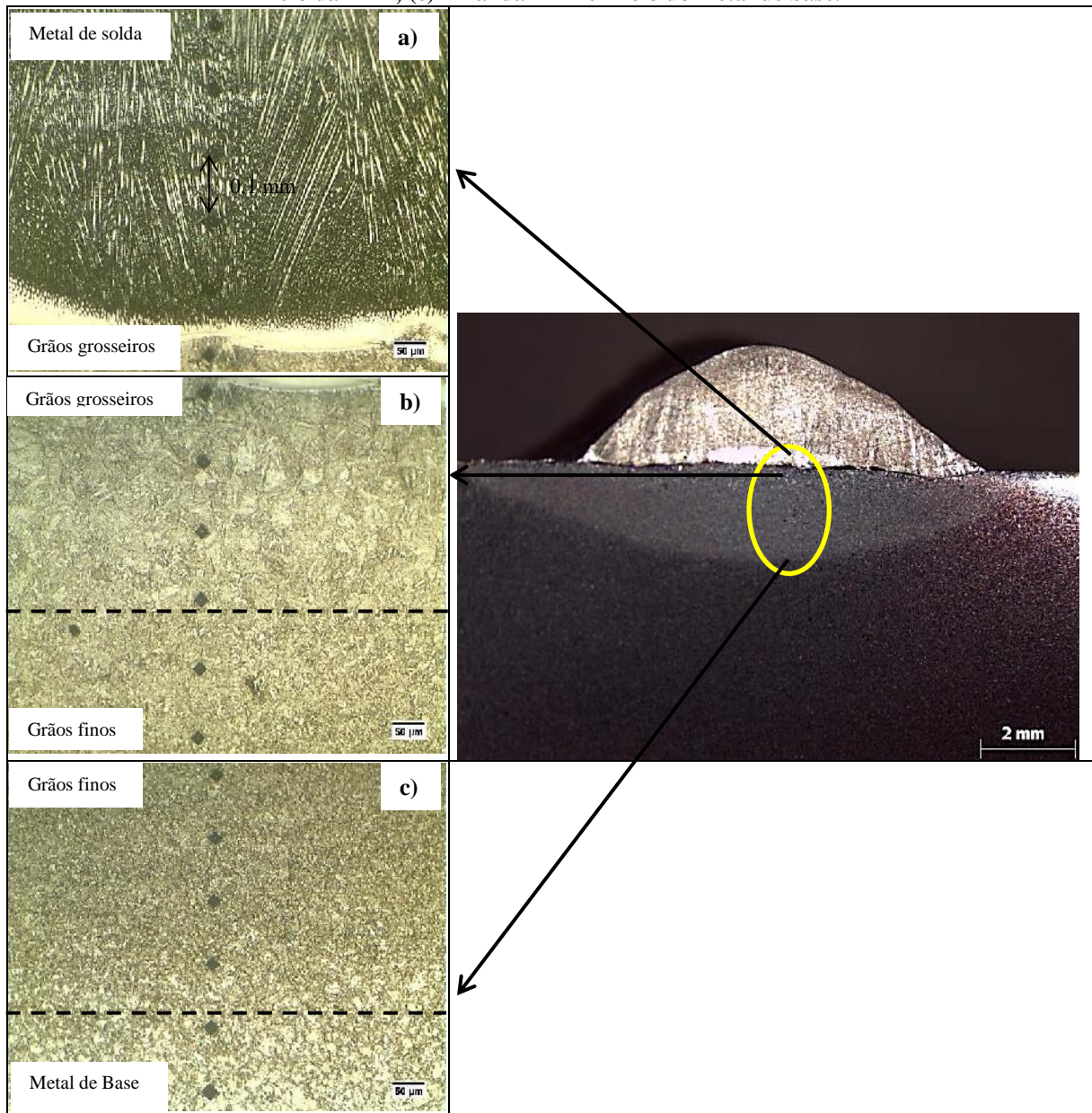
Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.29 - Microestrutura dos grãos MIG P $V_{eq} = 50$ cm/min amostra 2P: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e início do metal de base.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.30 - Microestrutura dos grãos MIG P $V_{eq} = 50$ cm/min amostra 12PSB: (a) Linha de fusão; (b) meio da ZTA; (c) Final da ZTA e início do metal de base.



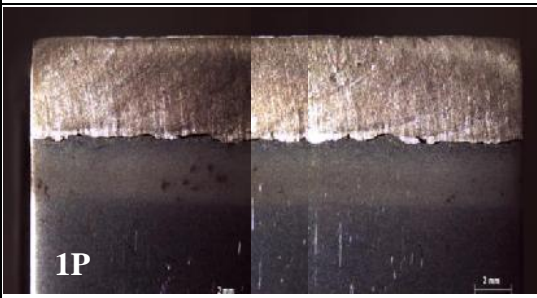
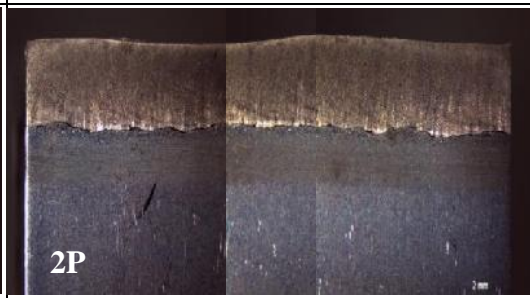
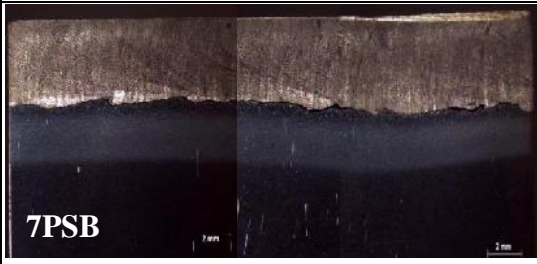
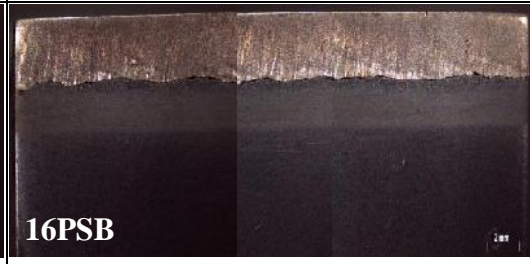


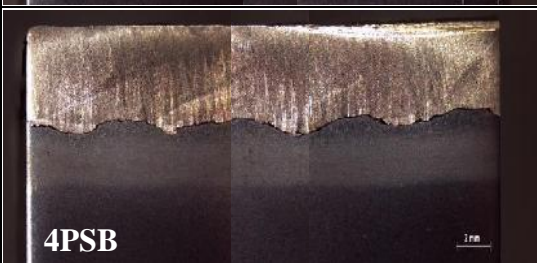


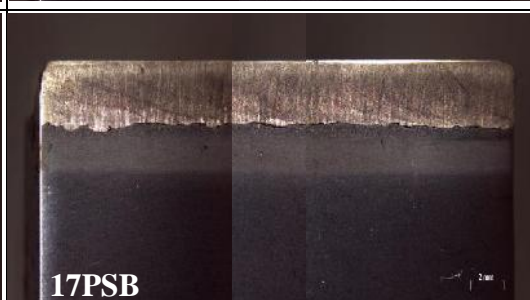
Fonte: Elaborado pelo Autor

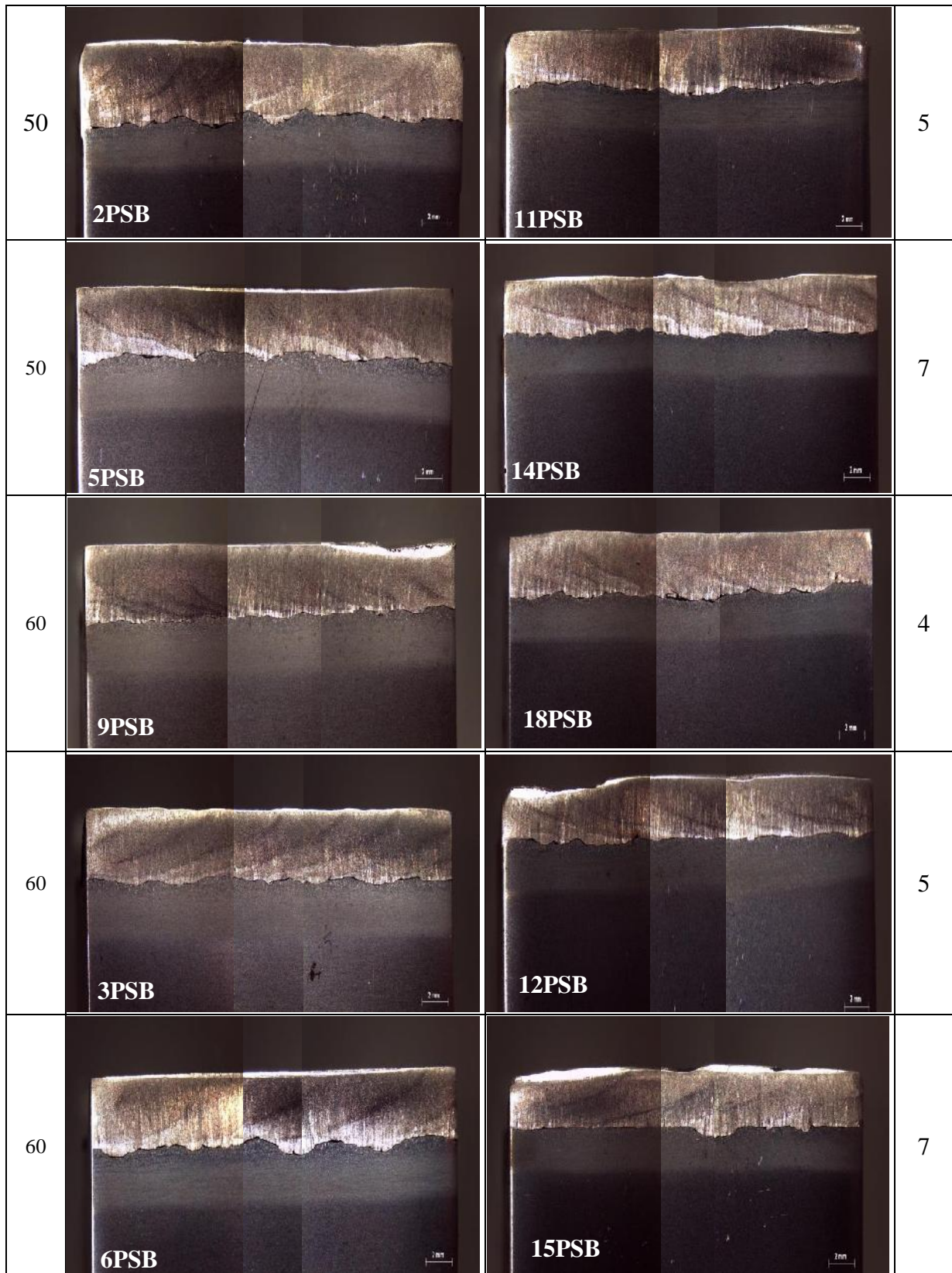
Nas Figuras 4.29 e 4.30 são observadas as regiões de grãos grosseiros e de grãos finos na ZTA dos passes em simples deposição para os dois níveis de velocidade equivalente 30 cm/min e 50 cm/min para a soldagem MIG P amostra (1P e 2P) e soldagem MIG PSB amostra (3PSB e 12PSB). Pode-se observar ainda que na macroestrutura da solda MIG PSB aparecem três regiões distintas que podem ser relacionada ao movimento de avanço e de reversão.

4.2.7 Aspecto da Macrografia na seção longitudinal das soldas MIG P e MIG PSB sobre o aço ASTM A182F22

A Figura 4. 31 apresenta o aspecto da macrografia na seção longitudinais das soldas nas condições MIG P e MIG PSB no aço ASTM A182 F22, para os dois níveis de velocidade equivalente 30 cm/min e 50 cm/min.

Figura 4.31 - Macrografias das seções longitudinais e perfil de penetração. Soldas MIG P e MIG PSB aço ASTM A182 F22

| P_R/P_A (%) | $V_{eq} = 30 \text{ cm/min}$ | $V_{eq} = 50 \text{ cm/min}$ | ΔL (mm) |
|------------------|---|---|--------------------|
| - |  1P |  2P | - |
| 40 |  7PSB |  16PSB | 4 |
| 40 |  1PSB |  10PSB | 5 |
| 40 |  4PSB |  13PSB | 7 |
| 50 |  8PSB |  17PSB | 4 |



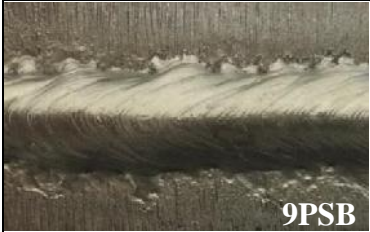
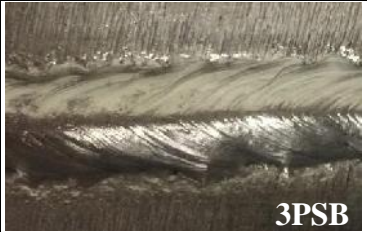

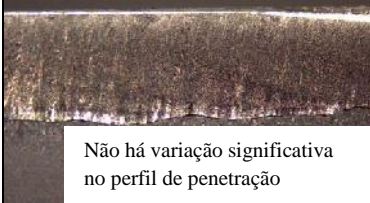


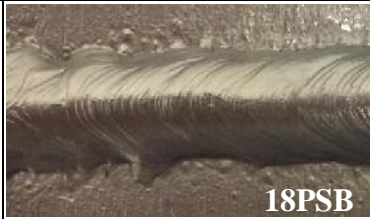
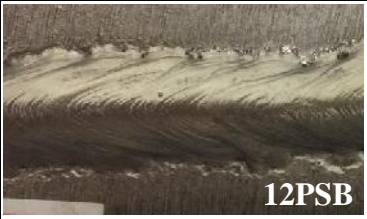
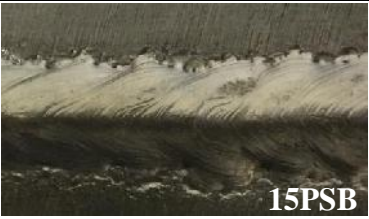



Fonte: Elaborado pelo Autor

As macrografias da Figura 4.31 indicam uma variação irregular no perfil de penetração das soldas, conforme se alteram os parâmetros de avanço e reversão da técnica

switch back. O perfil geométrico da penetração torna-se mais irregular com os aumentos do avanço e da reversão, ou seja, para $\Delta L=7$, onde os pontos de acúmulo de metal depositado ficam mais distantes entre si tornando, portanto, as variações geométricas do cordão mais evidentes visualmente (vide Figuras 4.9, 4.10 e 4.11), que segundo TEIXEIRA, 2018 depende ainda do número de vezes que a tocha passa repetidas vezes por um mesmo ponto da solda. Sendo que para $R>A/2$ o número de passagens será de sete vezes sobre o mesmo ponto, aumentando o número de escama por unidade de comprimento da solda, e diminuindo as irregularidades geométricas superficiais.

A Figura 4.32 apresenta o aspecto superficial e o perfil de penetração na seção longitudinal central das soldas nas condições MIG P e MIG PSB, no aço ASTM A182 F22, para os dois níveis de velocidade equivalente 30 cm/min e 50 cm/min.

Figura 4 32 - Aspecto superficial e perfil de penetração. Solda MIG PSB aço ASTM A182 F22

| P _R /P _A | Aspecto superficial e perfil de penetração V _{eq} = 30 cm/min | | |
|--------------------------------|---|--|---|
| | ΔL = 4 mm | ΔL = 5 mm | ΔL = 7 mm |
| 60 % |  |  |  |
| |  |  |  |
| | Aspecto superficial e perfil de penetração V _{eq} = 50 cm/min | | |
| 60 % |  |  |  |
| |  |  |  |

Fonte: Elaborado pelo Autor

No aspecto superficial o fenômeno de formação das escamas na superfície do depósito switch back está relacionado com a variação na quantidade de metal depositado por unidade de comprimento de solda conforme os parâmetros de avanço e reversão da tocha. As escamas são caracterizadas como a principal particularidade estética gerada pelo uso da técnica Switch Back, em decorrência dos movimentos de avanço e reversão ao longo da soldagem. Neste ponto, é importante ressaltar que a presença de escamas na superfície do cordão poderá ocasionar alguns inconvenientes quanto às características mecânicas do depósito (defeitos).

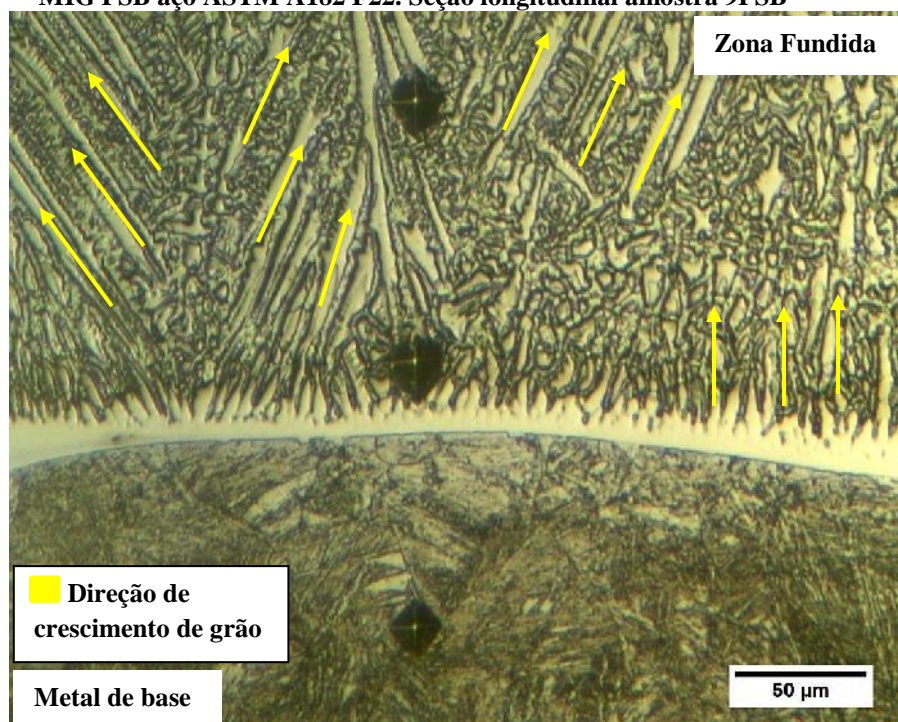
Em virtude da diferença entre os valores de avanço e de reversão poderá ocorrer a formação de mordeduras, a imposição de espaçamentos maiores entre as escamas irá ocasionar variações bruscas e inadequadas na geometria do reforço (formação de pontos de concentração de tensões), quanto à geometria do cordão (largura e reforço) e diferença no perfil de penetração, como pode ser observado na Figura 4.32 para as amostras 9PSB, 3PSB e 6PSB na velocidade equivalente de 30 cm/min, e para as amostras 12PSB, 15PSB e 18PSB na velocidade equivalente de 50 cm/min, que mostram o perfil de penetração mais irregular para $\Delta L=7$ para os dois níveis de velocidade.

Esta variação no perfil da penetração do cordão de solda produzido pelos movimentos de avanço e reversão e pela intensa flutuação da temperatura no fundo da poça de fusão pode ter como consequência surgimento de três fenômenos que influenciam o metal de solda depositado, conforme relacionado abaixo.

Fenômeno 1 – Variação da diluição ao longo do comprimento do cordão. Corroborando para que a linha de fusão apresente ondulações cíclicas no seu perfil. Logo, é esperado que, para grandes diferenças entre avanço e reversão (ΔL), a variação no nível de diluição, entre as respectivas fases seja considerável e, portanto, uma análise mais criteriosa sobre consequências nas propriedades mecânicas, deverá ser levada em consideração.

Fenômeno 2 – Variação na direção de crescimento dos grãos na zona fundida. A direção de crescimento dos grãos na zona fundida é alterada conforme varia o perfil de ondulação da linha de fusão, conforme mostrado pela Figura 4.33.

Figura 4.33 – Efeito da ondulação da poça sobre a direção de crescimento dos grãos na zona fundida solda MIG PSB aço ASTM A182 F22. Seção longitudinal amostra 9PSB



Fonte: Elaborado pelo Autor

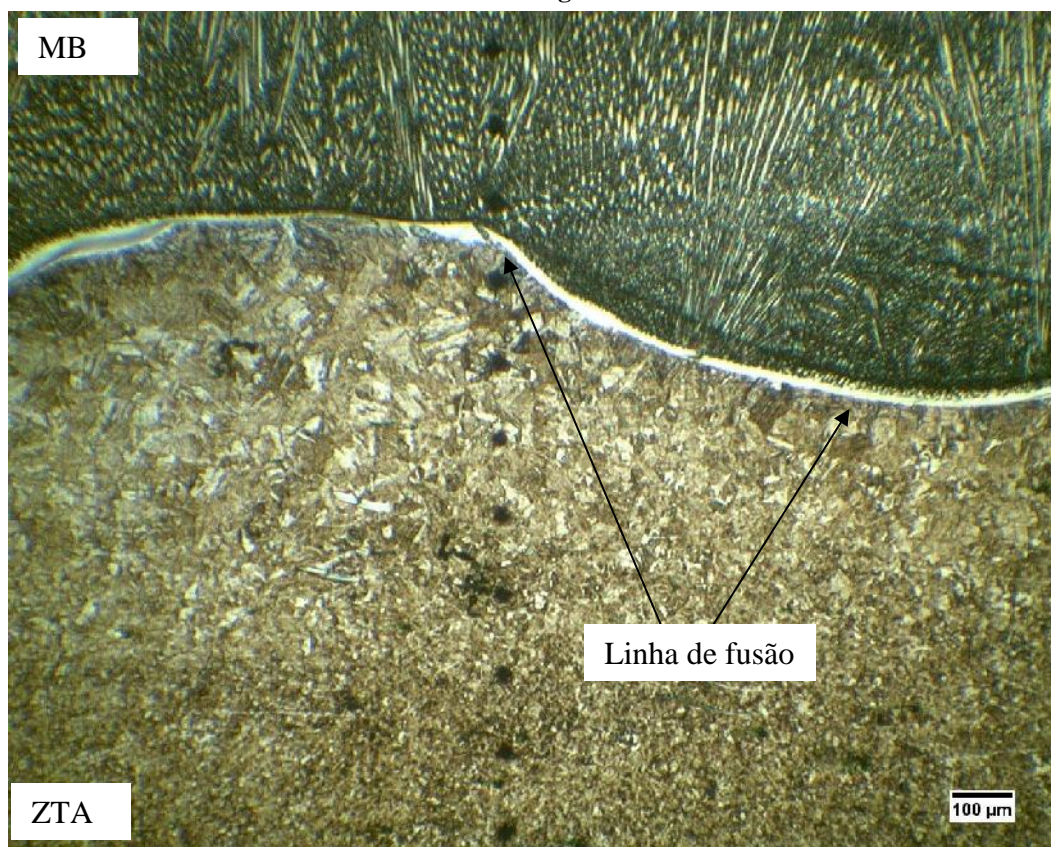
Normalmente, na soldagem convencional os grãos gerados na interface da linha de fusão com o substrato crescem a partir dos grãos já solidificados do metal de base, ao longo da linha de fusão e estes, no decorrer da solidificação, tendem a se alongar em direção ao centro do cordão (máximo gradiente térmico G). Entretanto, para o caso da soldagem MIG PSB devido aos movimentos de avanço e reversão do arco, em decorrência da variação no perfil da linha de fusão, a direção de máximo gradiente térmico variará ciclicamente. Como resultado, a mudança cíclica na direção de G , reduz o crescimento dos grãos para curtas distâncias, dando lugar à solidificação de pequenos grãos com diferentes direções de crescimento.

Para BARRA 2003, as características de mudança contínua na forma da poça e a periódica interrupção no crescimento do grão, além de contribuir para uma redução no tamanho médio do grão na zona fundida, parecem atraentes quando se objetiva controlar a ocorrência de trincas, já que a variação na direção de crescimento do grão servirá como barreira à propagação de trinca.

Fenômeno 3 – Anomalia na largura da ZTA. Devido à variação no perfil de penetração, decorrente da diferença entre o **avanço** e **reversão**, é esperado que o perfil da **ZTA**

acompanhe ciclicamente o perfil da linha de fusão. A Figura 4.34 mostra que este fato acontece e que a largura da ZTA é maior na reversão, que pode ser observado pelo recuo da linha de fusão (LF).

Figura 4.34 – Efeito dos movimentos de avanço e de reversão sobre largura da ZTA. Solda MIG PSB. Amostra longitudinal 3PSB.



Fonte: Elaborado pelo Autor

TEIXEIRA, 2018 num estudo do ciclo térmico sobre a soldagem switch back, evidenciou a presença de degraus de temperatura estabelecidos pelos dois picos iniciais de temperatura. No primeiro pico as temperaturas máximas ocorreram a 540 °C, para o ponto Sp1, a 542 °C, para o ponto Sp2, e a 519 °C, para o ponto Sp3. Já para os picos secundários, as máximas temperaturas ficaram em 620 °C, 607 °C e 604 °C nos pontos Sp1, Sp2 e Sp3, respectivamente.

Entende-se que os primeiros picos de temperatura estão associados ao movimento de avanço exercido pela tocha, uma vez que os valores são menores e condizem com uma passagem mais rápida do arco sobre os pontos de medição. Os picos secundários ou de temperaturas máximas, estão relacionados ao movimento de reversão do arco voltaico e são decorrentes da passagem mais lenta e ao acúmulo de energia sobre os pontos de medição. (TEIXEIRA, 2018).

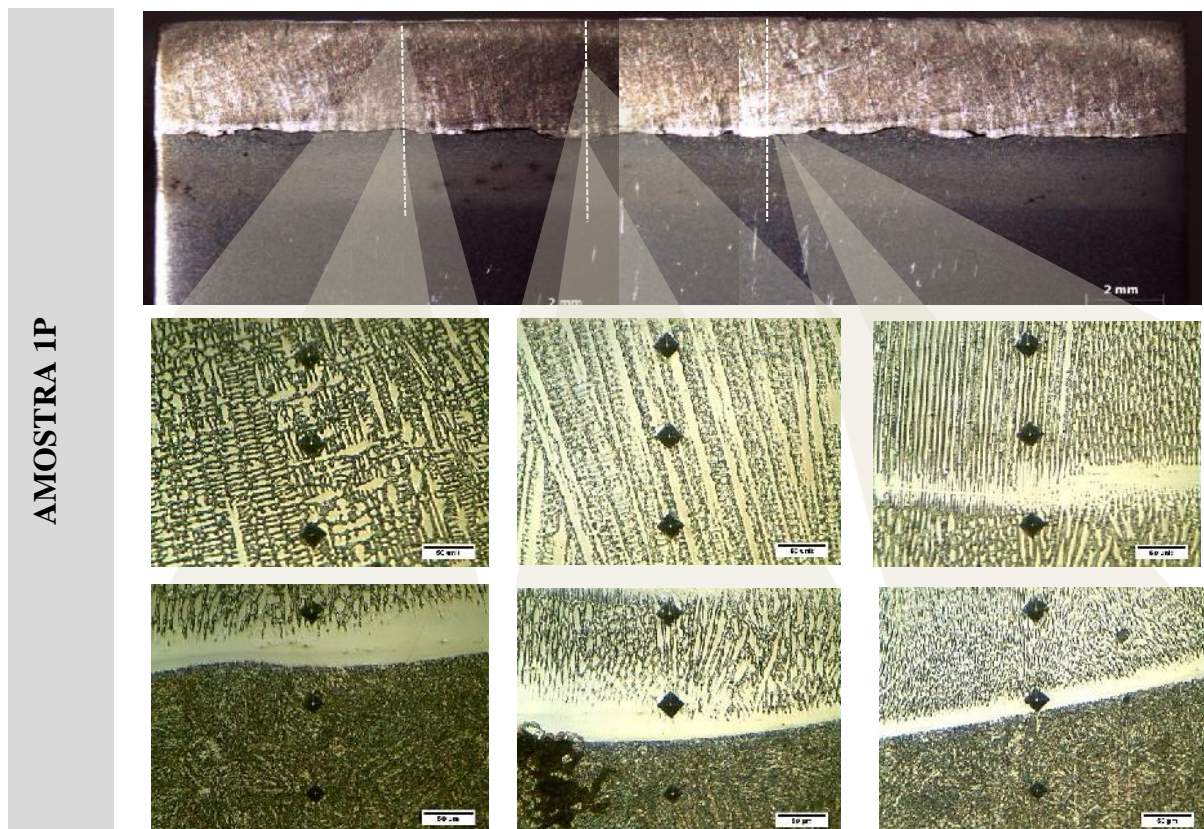
Com relação à penetração do cordão, os resultados mostram que a variação de ΔL exerce influência sobre o perfil de penetração do cordão. Para valores baixos de ΔL (menor espaçamento entre os pontos sucessivos), têm-se uma menor dispersão média de diluição, já para valores altos de ΔL , haverá maiores variações no perfil de penetração e a dispersão de diluição será bastante significativa, entre as fases de avanço e de reversão (vide Figura 4. 32).

4.2.8 Caracterização da interface metal de solda/substrato

- Espessura da ZPM

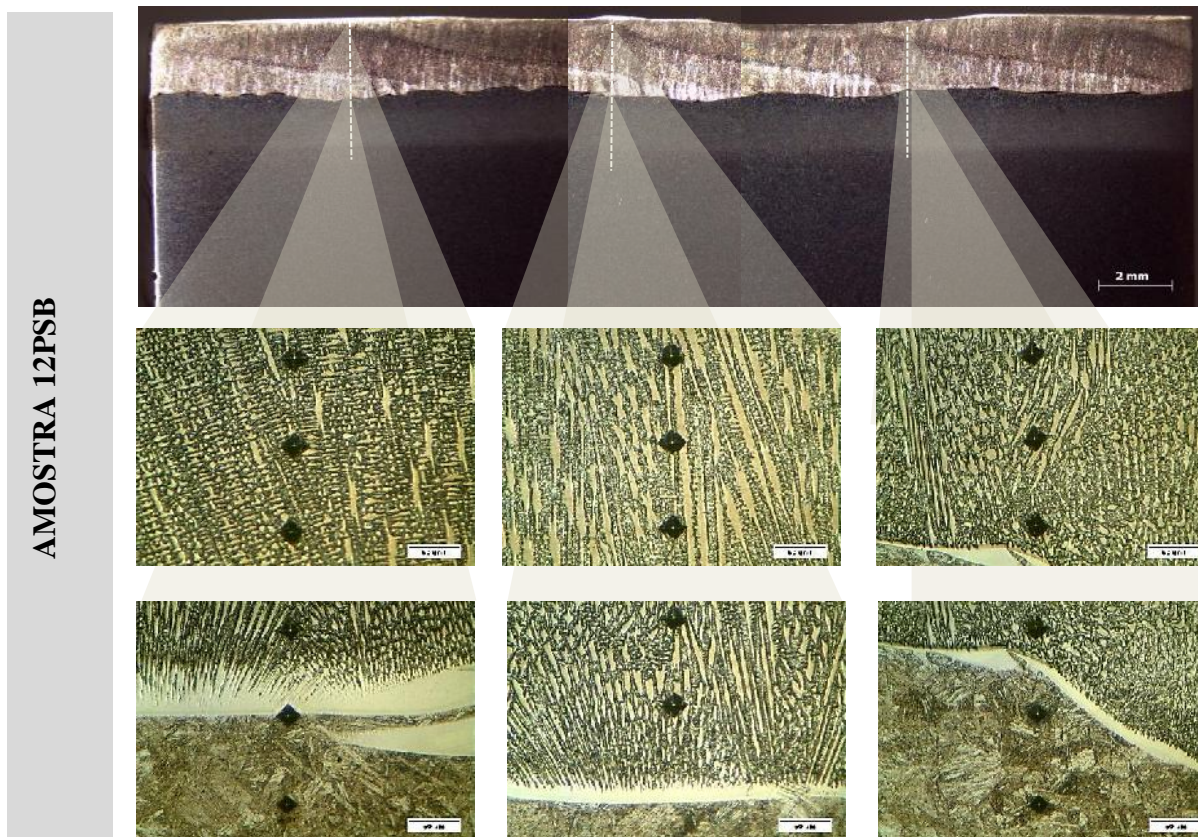
A Figura 4.35, mostra as imagens obtidas por microscopia óptica e apresentam as variações na espessura da ZPM ao longo da seção longitudinal do cordão. Para as amostras MIG P e MIG PSB, pode-se observar uma tendência a redução da espessura da ZPM nas regiões do início até o meio do cordão quando comparada ao fim do cordão, Figura 4.35.

Figura 4.35 – Espessura da ZPM ao longo da interface metal de solda/substrato seção longitudinal amostra 1P.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.36 – Espessura da ZPM ao longo da interface metal de solda/substrato seção longitudinal amostra 12 PSB.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Conclui-se que as perturbações da poça de fusão durante os movimentos de avanço e de reversão na soldagem MIG PSB e a mistura incompleta entre os dois metais no estado líquido podem ser indícios da diminuição de espessura ao longo da extensão da ZPM. Como na soldagem o gradiente térmico é positivo, ou seja, a temperatura cresce em direção ao centro da poça fundida, é necessário que haja um super-resfriamento constitucional para desestabilizar a interface planar, permitindo que cresça uma protuberância na interface sólido/líquido e, conseqüentemente a interface deixe de ser planar.

A análise da variação de espessura desta região de solidificação planar foi realizada em função da energia de soldagem. A energia de soldagem é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento. Nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e seus efeitos na peça, pois os parâmetros de soldagem como (corrente, tensão e velocidade de deslocamento) afetam de modo diferente a intensidade do arco. Assim, embora utilizando o mesmo processo e energia de soldagem, é possível obter soldas de formatos completamente diferentes pela variação individual dos parâmetros (MODENESI, 2004).

A variação da energia foi obtida através da mudança na velocidade de avanço e de reversão. Menores velocidades implicam em maiores energias devido ao maior tempo de permanência do arco elétrico na poça de fusão e, conseqüentemente, maior será o volume do substrato aquecido. Este aumento implica nas diminuições do gradiente térmico na interface sólido/líquido e na formação do crescimento não planar.

A Tabela 4.7 apresenta os valores de espessura de ZPM para as condições MIG P e MIG PSB. Pode-se observar que com a soldagem MIG PSB obteve-se menor espessura de ZPM

Tabela 4.7 - Espessura da ZPM

| Amostras | Espessura da ZPM (mm) | | | |
|----------|-----------------------|-----------|---------------|--------|
| | Início do cordão | Centro do | Fim do cordão | Média |
| 1P | 50.646 | 22.153 | 17.361 | 30.053 |
| 6PSB | 30.267 | 19.777 | 12.938 | 20.994 |

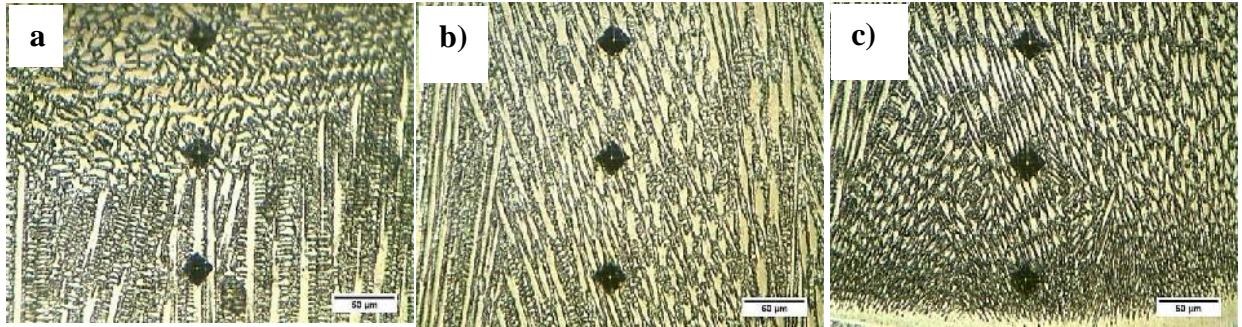
Fonte: Elaborado pelo Autor

4.2.9 Caracterização da Zona fundida

Uma característica importante observada na microestrutura de solidificação de um revestimento é na região de sobreposição dos passes. A partir da deposição do primeiro cordão, o metal de solda solidificado tende a atuar também como metal de base, ocasionando a mudança de orientação no crescimento das dendritas quando do crescimento de estrutura do metal depositado sobre este. Esta sobreposição pode formar regiões recristalizadas, mais refinadas e modificar as propriedades mecânicas ao longo do revestimento. A utilização da técnica *Switch Back*, tende a se comportar de forma similar a uma soldagem de sobreposição, já que os movimentos de avanço e reversão da tocha acontecem ao longo do comprimento do cordão. Quando acontece o movimento de reversão a parte da fina camada do metal depositado no avanço encontra-se ainda no estado líquido, e uma outra parte, no estado sólido. Este último funciona como um substrato ou metal de base ocasionando a quebra e a mudança de orientação no crescimento das dendritas quando refundido e solidificado posteriormente.

A Figura 4.37 indica uma predominância de grãos equiaxiais nas soldas MIG PSB em relação às soldas MIG P. Esta formação predominante de grãos equiaxiais pode estar relacionada às maiores perturbações ocorridas na poça de fusão que proporcionam quebra de grãos prévios a partir dos movimentos repetitivos de avanço e de reversão do arco voltaico.

Figura 4.37 - Orientação microestrutural da solda. MIG PSB . Amostra 3PSB aço ASTM A182 F22 (a) Superfície; (b) Centro; (c) Interface do cordão

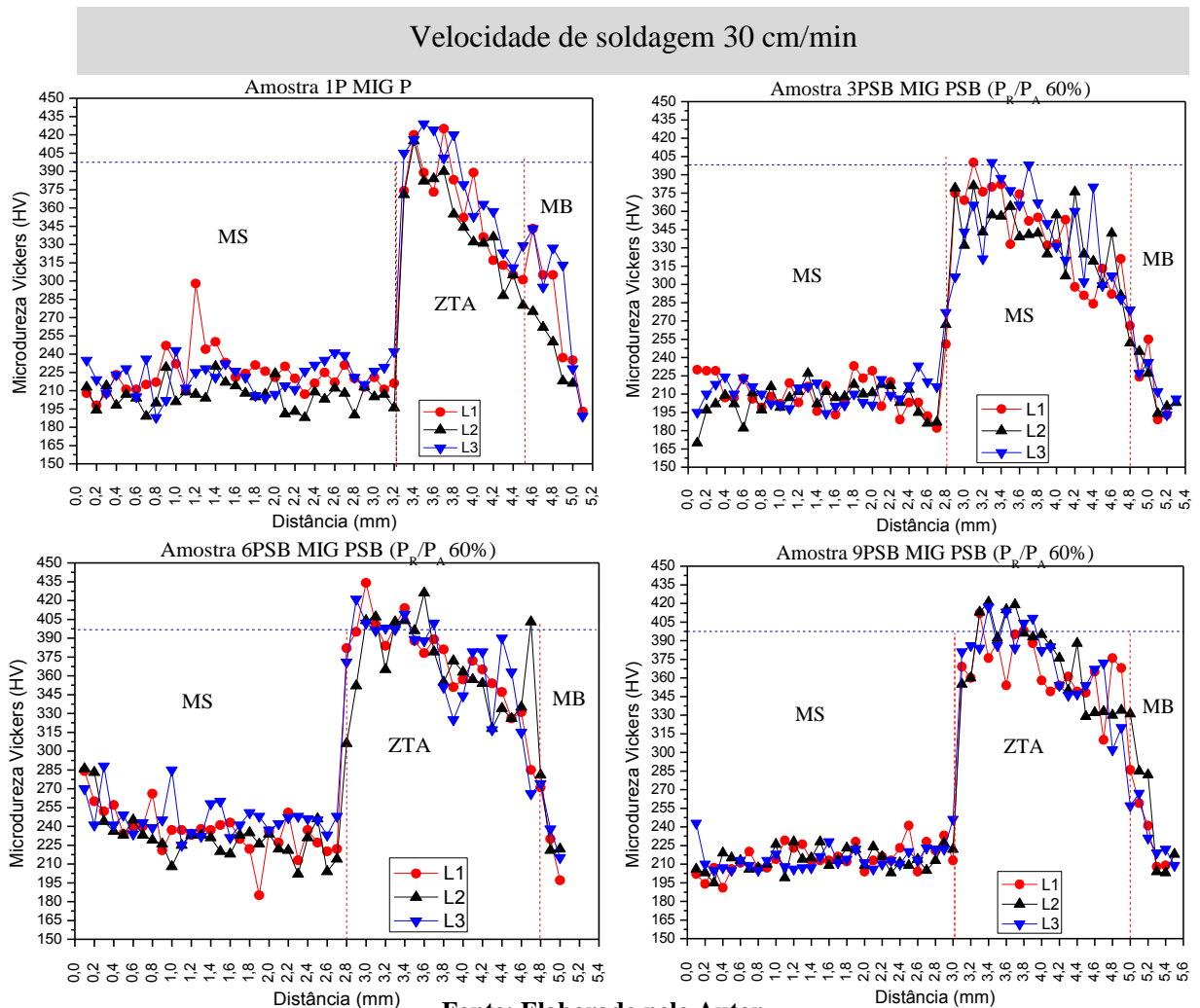


Fonte: Elaborado pelo Autor

4.2.10 Análises dos perfis de microdureza dos passes isolados seção Longitudinal.

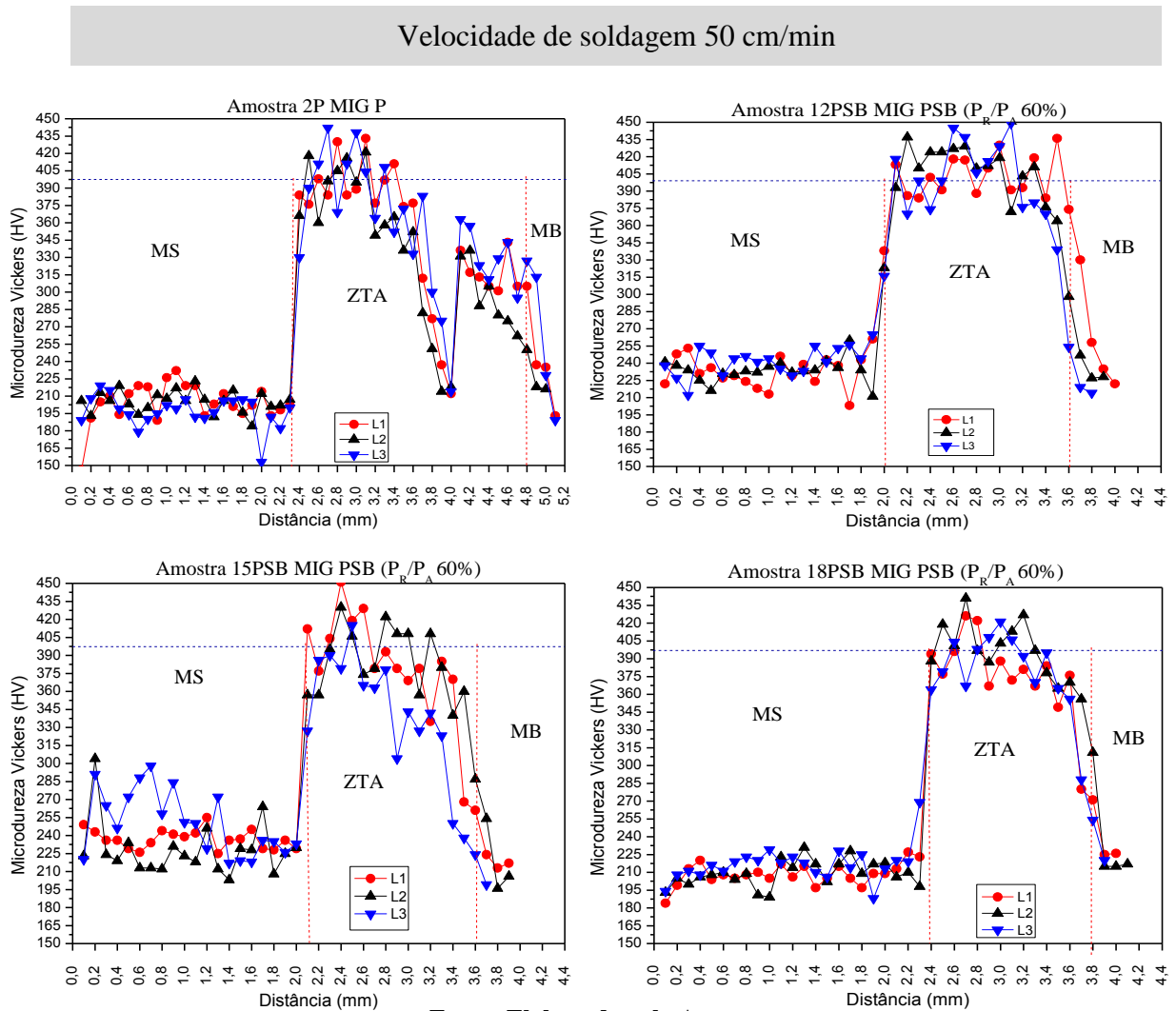
A Figura 4.38 apresenta o perfil de microdureza Vickers na seção longitudinal dos passes isolados 1P a 9SBP. As análises mostraram que com a utilização da técnica a região da ZTA sofreu alterações significativas em relação ao seu perfil de microdureza Vickers.

Figura 4.38 - Perfil de microdureza Vickers seção longitudinal. Amostras 1P, 3PSB, 6PSB e 9PSB.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.39 - Perfil de microdureza Vickers da amostra 2P, 12PSB, 15PSB e 18PSB seção longitudinal.

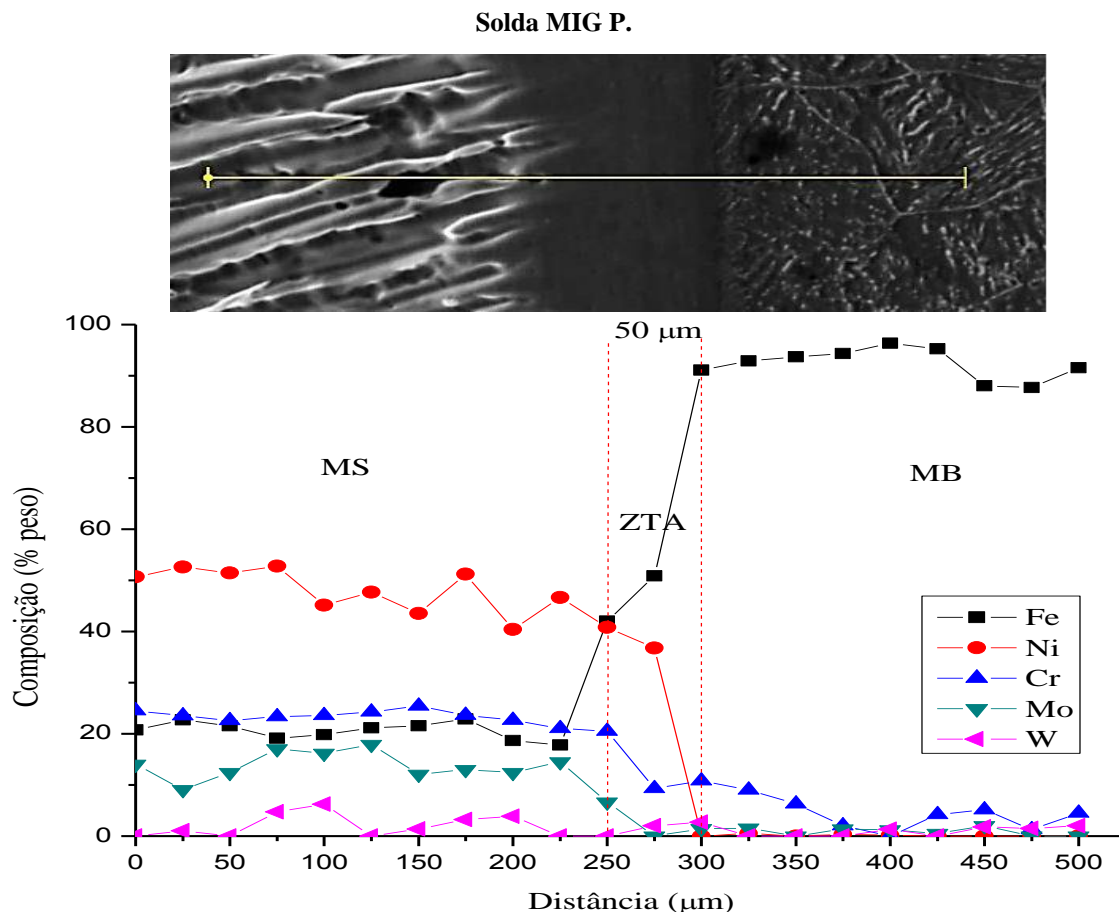


No que diz respeito á dureza na ZTA, os valores encontrados para as velocidades de soldagem de 30 cm/min ficaram na ordem de 300HV a 425 HV, enquanto que para velocidade de soldagem de 50 cm/min ficaram na ordem 300 HV a 450 HV. Conforme Figura 4.38 e 4.39. Observa-se que as soldas MIG P apresentam resultados de microdureza bem menores em relação às soldas MIG PSB. O aumento de microdureza observado nas soldas MIG PSB pode ser devido a decorrência da taxa de resfriamento provocada pela distancia dos movimentos de avanço e de reversão (aumento na velocidade de reversão), vide Tabela 4.5.

4.2.11 Composição química dos principais elementos de liga na ZPM

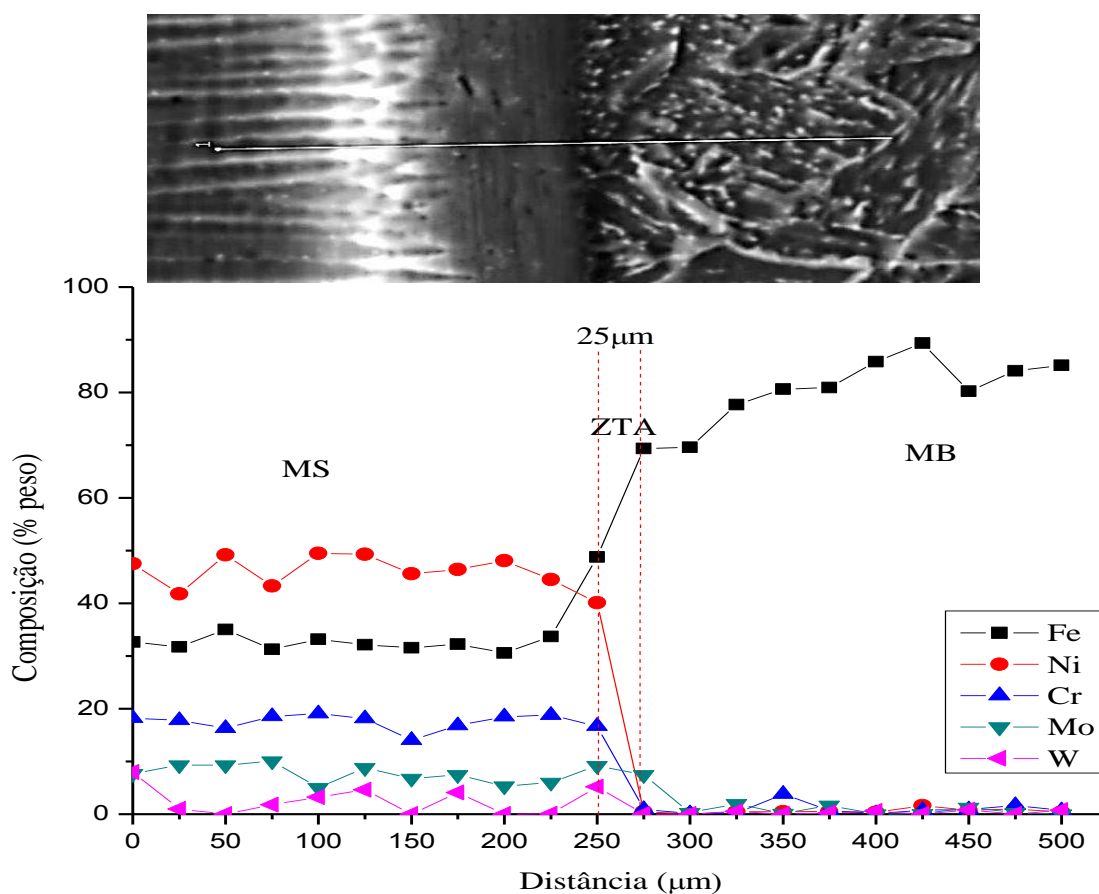
O estudo da variação de elementos de liga na soldagem de materiais dissimilares tem recebido grande destaque desde 1976, quando foi verificada a formação de uma “zona não misturada” na soldagem do aço HY-80 (2,8% Ni, 1,6% Cr, 0,3% Mn) com o eletrodo de aço E11018G (1,5% Mn e poucas quantidades de Cr) (SAVAGE et al, 1976). O principal problema de ordem metalúrgica encontrado nesta região é decorrente da variação significativa da composição química do metal de solda a partir da linha de fusão, resultando em regiões com microestrutura e propriedades bastante diferentes em relação ao restante do metal de solda (AGUIAR, 2011). Estas regiões não podem ser relacionadas diretamente pelo cálculo de diluição, mas pelas técnicas de microanálises. Nesta etapa do trabalho, serão realizadas as análises das composições químicas os principais elementos presentes na superliga Hastelloy C276 e no substrato de aço ASTM A182 F22 (Fe, Ni, Cr e Mo). Os perfis foram obtidos pela composição química a partir da ZTA até a matriz austenítica localizada no metal de solda acima da ZPM, onde se observa o início da solidificação de estrutura celular, Figura 4.40.

Figura 4.40 - Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de solda e o metal de base.



Fonte: Elaborado pelo Autor

Figura 4.41 - Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de solda e o metal de base. Solda MIG PSB

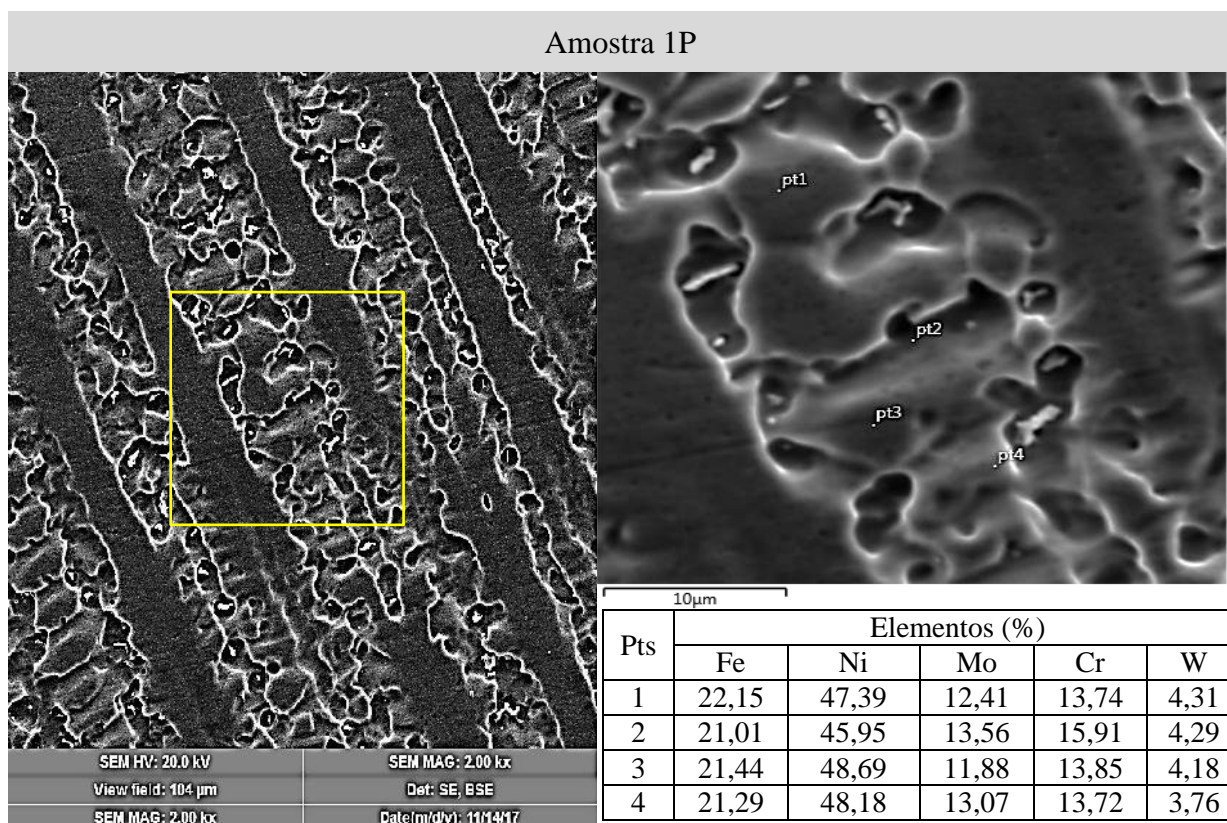


Fonte: Elaborado pelo Autor

Através dos resultados de EDS mostrados na Figura 4.40 e 4.41 pode-se afirmar pela variação da composição química, principalmente, dos elementos Fe, Ni e Cr que a região ensaiada da amostra 1P apresenta uma ZPM com extensão de aproximadamente 50 μm , enquanto que a amostra MIG PSB apresenta uma extensão de ZPM de 25 μm . As medidas obtidas mostram que com a utilização da técnica switch back se obtiveram extensões de ZPM menores quando comparadas com as condições sem a técnica. Estes resultados podem ser associados aos menores valores de diluição das soldas switch back global o que favorece a minimização da ZPM.

Na Figura 4.42 são apresentadas micrografia típica obtida por técnica MEV com microanálises pontuais, para identificação dos elementos químicos presentes na amostra, realizada por EDS

Figura 4.42 - Micrografia obtida por MEV com os pontos de análise de EDS para P = 30 mm (amostras longitudinais).



Fonte: Elaborado pelo Autor

A análise indica um maior conteúdo de Ni na região dendrítica (pontos 1, 3, e 4) do que na região interdendrítica (ponto 2). É possível interpretar as áreas com tonalidade clara como eutético que se formam na região interdendrítica. A região de solidificação dendrítica apresenta precipitados de Cr e Mo nas regiões entre os braços de dendritas, Figura 4.42. Tal comportamento é consequência do enriquecimento do líquido a frente à interface S/L, devido ao processo de microsegregação de soluto.

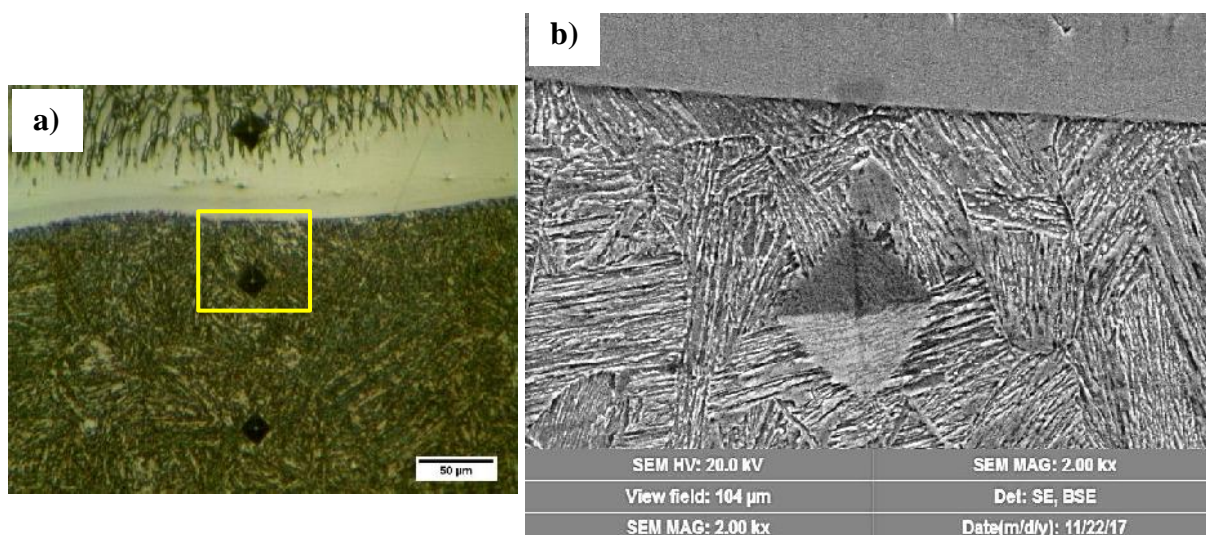
4.2.12. Caracterização microestrutural da ZTA

Durante a soldagem, a superfície do aço atinge valores próximo a temperatura de fusão do metal de solda. Para a liga de Níquel, por exemplo, essa temperatura fica na faixa de 1250 – 1420°C (DUPONT, 1996; SAGHAFIFAR, 2011). Posteriormente, as regiões do substrato adjacentes ao depósito de solda são aquecidas acima da temperatura de austenitização e depois arrefecidas.

Para os autores (PEDDLE & PICKLES, 2000; HODGSON, 2013; HODGSON et. al., 2015) a uniformidade da fase austenita depende da dissolução dos carbonetos presentes no metal de base quando submetidos à temperatura de austenitização, que é uma função da distância a partir da interface. A região mais perto da interface é aquecida a uma temperatura mais elevada, de maneira que a austenita nesta região é mais uniforme em comparação com outras áreas que estão longe a partir da interface.

A Figura 4.43 apresenta a microestrutura da região próxima a interface (ZTAGG), onde uma ampliação da micrografia da região interfacial obtida por MEV também é mostrada. A microestrutura presente nessa região é uniforme e sem a presença de carbonetos. A estrutura na forma de ripas como é visível na microestrutura próxima à interface é a principal característica do rápido resfriamento da austenita nessa região.

Figura 4.43 - Microestrutura da ZTA (a) Observação da microestrutura uniforme próximo da interface através do microscópio óptico, (b) Microestrutura bainítica através do MEV.

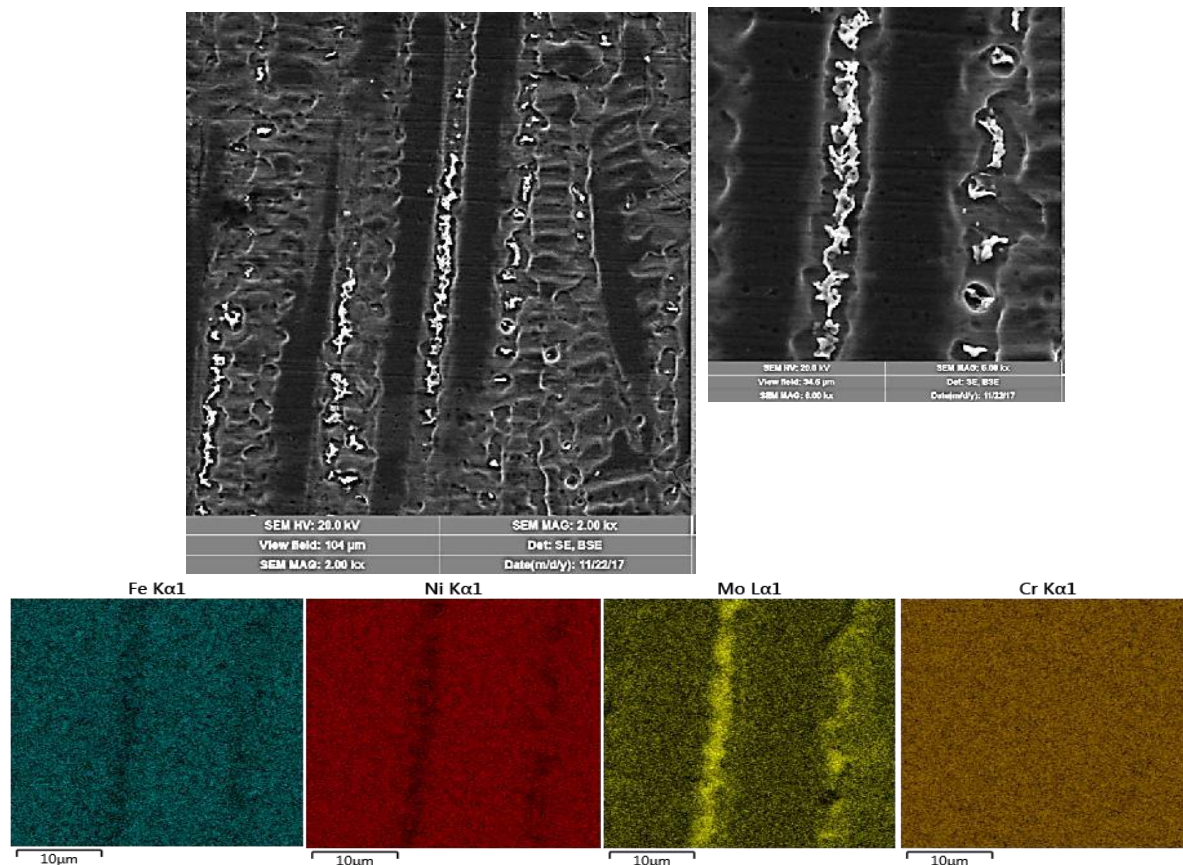


Fonte: Elaborado pelo Autor

4.2.13 Caracterização dos Precipitados

A Figura 4. 44 apresenta a microestrutura do metal de solda para a amostra MIG PSB

Figura 4.44 - Presença de precipitados na região dendrítica do metal de solda Hastelloy C276.

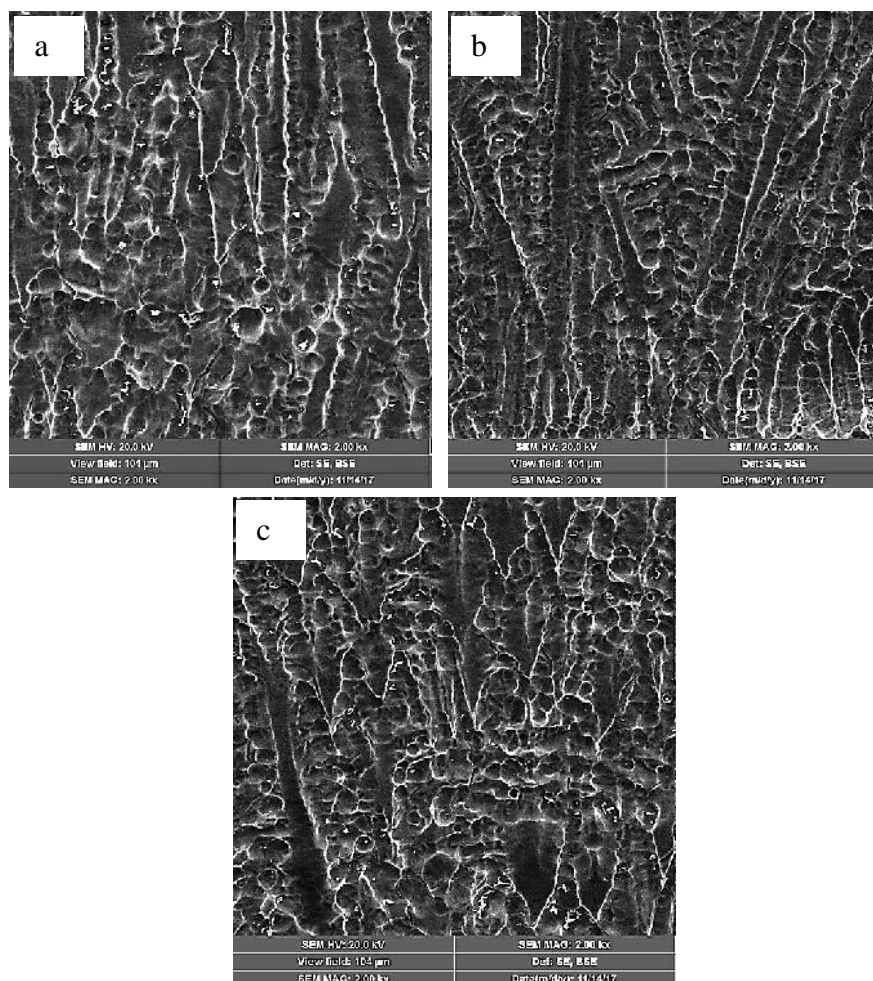


Fonte: Elaborado pelo Autor

A microestrutura do metal de solda foi basicamente constituída de uma matriz austenítica e precipitados localizados principalmente nas regiões interdendríticas, indicando a ocorrência da microsegregação durante o processo de solidificação. Em meio à dispersão observada na quantidade de fases secundárias, foram encontradas regiões interdendríticas com alta incidência de precipitação próximas a grandes dendritas colunares.

Para uma análise mais detalhada da composição química do cordão de solda, foram feitas análise próximo à superfície, no centro e acima da zona de ligação para as regiões dendríticas e interdendríticas. O objetivo desta análise foi verificar possíveis mudanças na tendência de microsegregação ao longo da seção longitudinal da solda. A Figura 4.45 apresenta a microestrutura do metal de solda para a amostra MIG PSB.

Figura 4. 45 - Microestrutura obtida pro MEV do metal de solda. Amostra MIG PSB (a) próximo à superfície (b) centro (c) acima da ZL do cordão



Fonte: Elaborado pelo Autor

Pode-se verificar de acordo com a Figura 4.45 que ocorreu variação na quantidade de precipitados, observando menores quantidades no centro do cordão e maiores quantidades próximo à superfície do cordão. Formação de precipitados em número elevado pode apresentar efeito negativo à resistência mecânica do metal de solda, já que possuem ponto de fusão inferior ao da matriz e, portanto, contribuem com uma maior susceptibilidade à trincas de solidificação (CIESLAK et al, 1986; OGBORN et al, 1995; DUPONT et al, 2003).

5. CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 CONCLUSÕES

- ✓ De maneira geral, foi observado que, dependendo do valor da reversão, a utilização da Técnica Switch Back apresenta-se como mais uma opção (ferramenta) na melhoria da qualidade final do metal aportado. Esta variante, por apresentar diferente comportamento do cordão entre as fases de avanço e de reversão, altera ciclicamente a taxa de deposição, a geometria do cordão (reforço, largura e penetração), o grau de diluição e a microestrutura na zona fundida e a largura da ZTA.
- ✓ Os valores de microdureza da ZTA das soldas MIG P sofreram queda em comparação com a ZTA das soldas MIG PSB, indicando que a energia de soldagem envolvida foi capaz de alterar as propriedades mecânicas da ZTA com a aplicação da técnica.
- ✓ De modo geral, a ZTA das soldas MIG PSB apresentaram oscilações em seu aspecto ao longo dos passes isolados para os mesmo valores de velocidade equivalente.
- ✓ De acordo com as condições dos parâmetros preliminares utilizados nesse trabalho para o a soldagem definitiva, obtiveram resultados satisfatórios não tendo variações significativas quanto aos parâmetros elétricos.
- ✓ De acordo com a norma ASTM E384 (ASTM, 2002) as condições de parâmetro utilizadas, obtiveram resultados satisfatórios quanto ao perfil de microdureza na ZTA e metal de solda.

5.2. RECOMENDAÇÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Realizar o estudo da soldagem de revestimento com a Técnica Switch Back e analisar sua influência sobre a microestrutura de solidificação e nas propriedades do metal de solda;
- ✓ Realizar a soldagem com mais de uma camada de revestimento, verificando a diluição de ferro e de outros elementos de liga no metal de solda.
- ✓ Utilizar outras técnicas de microscopia para a identificação mais precisa da composição química dos precipitados, como o Microscópio Eletrônico de Transmissão e o DRX;

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABREU, C. F. Metalurgia da soldagem. 2008. (online) Disponível em: <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAAM0YAF/metalurgia-soldagem>>. Acesso em: 03 Jun. 2017.

ABDALLA, F. E. S. **Aplicação das variantes MAG pulsado térmico com arame pulsado térmico com arame maciço em soldas de revestimento do tipo “LINING”**. Dissertação de mestrado, Florianópolis, 2005.

AGUIAR, W.M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico posterior**. Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2001.

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

ALMEIDA, H. A. L. DE; MOTA, C. A. M. DA; SCOTTI, A. **Efeitos do Comprimento de Reversão e do Ângulo de Ataque sobre a Estrutura de solidificação do cordão em soldagem MIG/MAG com “Switch Back”**. *Soldagem e Inspeção*, São Paulo, vol. 17, nº 2, p. 123–137, Abr/Jun 2012.

ALMEIDA, V. A B. **Obtenção in-situ de intermetálicos Ni/Al**. Curitiba: Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Paraná, 2003. (Dissertação de Mestrado).

ASM. Nickel and nickel alloys. In: (Ed.). **Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials**. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 1, 10th ed. p. 950 - 994, 1990.

ASM, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, 11^a ed, Vol. 2 Ohio: ASM, 1990.

ASM. **Welding Brazing and Soldering**. 11 ed. Ohio: ASM International, v.6.1993b

ASTM. **Standart Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**: 2003.

ASTM. **A182: Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**. EUA, 2012.

ASPHAHANI, A.I. **Corrosion of Nickel-Base Alloys**. ASM Handbook – Corrosion, Vol. 13, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 641-657, 1993.

AWS. **Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding**. AMERICAN WELDING SOCIETY. A5.18 / A5.18M-2001. Miami, FL. 2001. p. 403 – 432.

AWS. **Welding Handbook: Welding Processes**. AMERICAN WELDING SOCIETY, v.2. 8 Ed. Miami, FL. 1991. 955 p.

AWS Welding Handbook: **Welding Processes**. vol. 2, 8. ed., 1997.

AWS, **Welding Handbook: Metals and Their Weldability**, 7ª ed, Vol. 4, Miami: AWS, 1997.

BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. **Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Steel**. Welding Journal, June 1979.

BARRA, S. et al. Aspectos da Soldagem com a Variante MIG/MAG Térmico: Efeitos da Distância Entre Pulsos, Corrente Média Total e Desnível Térmico Sobre a Microestrutura e o Aspecto Superficial do Cordão. In: XXIX CONSOLDA e XIV CONINSOLDA, São Paulo, Novembro. 2003

BENNETT, B., “**Effects of Shielding Gas in Pulsed MIG Welding**”, joining & materials, junho, 1989.

BOND, D. **Avaliação de revestimentos soldados processados com materiais atomizados**. Curitiba: Departamento de Engenharia e Ciências dos Materiais, Universidade Federal do Paraná, 2008 (Tese de Doutorado).

BHADESHIA, H. K. D. H. e HONEYCOMBE, R., **Steels Microstructure and Properties**, 3 ed, 2006.

BRANDI, S; WAINER, E. **Soldagem – Processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blucher Ltda. 1992. p. 494.

Callister, Jr. W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Tradução Sérgio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro. LTC. 2008.

CIESLAK, M.J. 1991. **The welding and solidification metallurgy of alloy 625**. Welding Journal 70:49-56.

CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., ROMIG Jr., A.D. **The welding metallurgy of Hastelloy alloys C-4, C-22 and C-276**. Metallurgical Transactions A (17 A), pp.2035-2047, 1986.

COLPAERT, H., **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 4ª ed, São Paulo: E. Blucher, 2008.

d’OLIVEIRA, A.S.C.M. **Fundição e Processos de Conformação**. Curso de Especialização em Engenharia de Materiais Metálicos/UFPR, 2000.

DAVID. S. A.; VITEK. J. M.; BABU. S. S. **Welding of nickel base superalloy single crystals**. Science and Technology of Welding & Joining, Volume 2, Number 2, April 1997, pp. 79-88.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel- base alloys**. Wiley, New jersey, 2009.

DUPONT, J. N., BANOVIC, S.W., MARDER, A.R. 2003. **Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickelbased alloys**. *Welding Research* 82:125-156.

DUTRA, J. C. et al. Automating a Wheel Manufacturing Operation. **Welding Journal**, n. June, p. 76–84, 2014t.

EGUCHI, K. et al. **Sensing of Arc Length and Wire Extension Using Neural Network in Robotic Welding** Rough Sets and Current Trends in Computing. *Anais...*1998q

FORTES, Cleber & ARAÚJO, Welerson. **Arames Tubulares OK**. ESAB BR. 7 de maio, 2005.

FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien New York, 1988. 279p.

GRAF, K. **Estabilidade a alta temperatura de revestimentos de Hastelloy C depositados por PTA**. Dissertação (Mestrado)- Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

GROETELAARS, P. J., “**Influência da Variação de Parâmetros de Soldagem sobre a Transferência Metálica e Perfil do Cordão no Processo MIG/MAG Duplo-Arame**”. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2005.

HILTON, D. E.; NORRISH, J. **Shielding Gases for Arc Welding, Welding & Metal Fabrication**, p.189-196, may/june, 1988.

HONEYCOMBE, R. W. K, BHADESHIA H. K. D. H. **Steel – Microstructure and Properties**. 2ed. New York: Arnold, 1980. 324p

KANEKO, Y., YAMANE, S e OSHIMA, K. **Numerical Simulation of MIG Weld Pool in Switch Back Welding**. *Journal of the Japan Welding Society*, 2009.

KHAN. M.D.I. **Welding Science and Technology**. 1ª Ed. New Delhi: New Age International, 2007.

KEJELIN, Norton Zanette, **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**, Florianópolis 2006. Dissertação de mestrado em Ciência e Engenharia e de Materiais pela Universidade Federal de Santa Catarina.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey,United States, 2003.

KEJELIN, Norton.Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; POPE, Alexandre M. **Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar metal Welds**. Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering COBEM, Ouro Preto MG, novembro de 2005.

KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, J. A., POPE, A. M. **Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds**. Soldagem & Inspeção. v. 12, p.195-203, 2007.

LUNDIN, C. D., **Dissimilar Metal Welds— Transition Joints Literature Review** Welding Journal, 1982.

LYTTLE, K. A. & STAPON, F. G., “**Select the Best Shielding Gas Blend for the Application**”, Welding Journal, nov. de 1990.

MACHADO, Ivan Guerra; **Soldagem e técnicas conexas: Processos** / Ivan Guerra Machado. Porto Alegre, página 193, 1996.

MARQUES, P. V, MODENESI, P. J, BRACARENSE, A. Q. **Soldagem – fundamentos e tecnologia** ISBN: 85-70410-437-4. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005, 363p.

MANKINS, W. L., LAMB, S., **Nickel and Nickel Alloys**, ASM Handbook vol2., 9th edition, pp428-445, 1990.

MIRANDA, H. C. **Reconhecimento e Controle da Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Pulsado**. Tese de Doutorado - Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2002.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Soldagem I – Introdução à Física do Arco Elétrico**. 2001. Disponível em <www.demet.ufmg.br> Acesso em: Maio de 2017.

MOREIRA, M. F. **Ligas metálicas**. Disponível em <http://www.dalmolim.com.br/educacao/materiais/bibliomat/ligas.pdf>> Acesso em: ABR de 2017.

MOUGO, A.L. **Aspecto metalurgicos da Soldagem MIG e MIG derivativa com arame frio em revestimento de chapas planas de aço carbono utilizando uma superliga de níquel**. Belém: 2012, 111 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2012.

MORRET, B. **How to Improve Your Welds: Helpful hints for GMAW**. Disponível em: <<http://www.thefabricator.com/article/arcwelding/how-to-improve-your-welds--helpful-hints-for-gmaw>>. Acesso em: 03 Mai. 2017.

MOTTA, M. F., “**Aplicação do Processo MIG/MAG Pulsado com Duplo Arame e Potenciais Isolados em Soldagem de Revestimento**”. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC, Florianópolis, 2002.

NUNES, Cristiana dos Santos, **Caracterização de fases e análise de trincas em junta soldada de inconel 625 e aço 9Cr-1Mo após envelhecimento**, 89 Fortaleza, 2006. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

NUNES, E. B.; MOTTA, M. F.; ABREU, H. F. G.; MIRANDA, C.; FARIAS, J. P.; JÚNIOR, F. N. A.. **Efeito dos parâmetros de soldagem na microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo eletrodo revestido**. In: 5º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, 2009, Fortaleza.

OLIVEIRA, G. L. G., **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas**. 2013. (Doutorado). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

PALANI, P. K, MURUGAN, N., **Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding**. Journal of Materials processing technology. P. 1-10, 2006.

PÉREZ, Gerardo Jesus Aracena, **Caracterização das fases presentes em depósito de níquel Er-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr1Mo usados em 90 fornos de refinaria de petróleo**, Fortaleza 2005. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

PENKALLA H. J., WOSIK, J. CZYRSKA-FILEMONOWICZ A. **Quantitative microstructural characterisation of Ni-base superalloys**. Materials Chemistry and Physics. v. 81, p. 417–423, 2003.

QUITES, A M. **Introdução á Soldagem a Arco Voltaico**. 5. ed. São Paulo: Moderna, 2002.

QUINTANA, F. L. P. **Desempenho do Processo MIG-CCEN Aplicado à Soldagem Overlay em Aço Inoxidável Austenítico**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Pará, 2005.

RAMIREZ, A. J., LIPPOLD, J. C. **High temperature behavior of Ni-base weld metal Part II Insight into the mechanism for ductility dip cracking**. Materials Science and Engineering A. v. 380, p. 245 258, 2004.

REED, R. C. **The Superalloys: Fundamentals and Applications**. Cambridge University Press. 390p. Cambridge, 2006.

ROSA, DANIEL MONTEIRO. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2007.

ROSS, E. W. & SIMS, C. T. **Nickel-Base Alloys**. In: Sims, C. T., Stoloff, N. S. e Hagel, W. C. (Ed.). Superalloys II. New York, NY, USA: John Wiley & Sons, 1987. Nickel-Base Alloys, p. 97-133.

ROWE, M. D., NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. **hydrogeniduced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds.** Welding Journal, USA, v. 78, n. X, pp. 31-37, 1999

SCOTTI, A, PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG. Melhor entendimento. Melhor desempenho.** São Paulo: Artliber, 2008.

SCOTTI, A., “**Process Modeling to Establish Control Algorithms for Automated GMAW**”, PHD Thesis, Cranfield Institute of Technology, UK, set. de 1991.

SAVAGE, W.F.,NIPPLES,E.F. and AGUSA, K. Welding Journal. P.212-224, 1979.

SCHWEDERSKY, et al. **Soldagem TIG de Elevada Produtividade: Influência dos Gases de Proteção na Velocidade Limite para Formação de Defeitos.** São Paulo, 2011.

SILVA. F. G. **Estudo da viabilidade do processo de Soldagem FCAW com adição de arame frio, aplicado à indústria naval.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2010.

SILVA, C. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos.** Fortaleza: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de materiais, Universidade Federal do Ceará, 2010. 190 p.(Tese, Doutorado em Engenharia de materiais).

TEIXEIRA, F. R. **Explorando a potencialidade do processo GMAW switch back para revestimento de um aço BLAR com liga níquel** Belém: 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2018.

VAL AÇO. Composição química. 2008. (online). Disponível em: <http://www.valaco.com.br/inf_tecnicas/mat_composicao.html>. Acesso em: Ago. 2017.

VOORT, G. F. V., JAMES, H.M., **Wrought Heat-Resistant Alloys**, ASM Handbook vol9, 9th Edition, pp.305-329, 1985.

WANG, Zhihui. **Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints.** Welding Journal, August 1993.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem - Processos e Metalurgia.** Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo. 1992. 494p

WEIZENMANN, G. S. **Desenvolvimento De Infra-Estrutura Para O Estudo Dos Efeitos Da Oscilação Longitudinal Da Tocha De Soldagem (Switch Back) E Avaliação De Desempenho No Processo Tig Autógeno .** Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina. Santa Catarina, 2015.

WELDING HANDBOOK MATERIALS AND APLICATIONS PART 2. v.4 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 621 p.

WU, C. S., CHEN, M. A. and LU, Y. F. **Effect of current waveforms on metal transfer in pulsed gas metal arc welding.** Measurement Science and Technology. 2459-2465, 2005.

YANG, J. X., ZHENG, Q., SUN, X.F., GUAN, H. R., HU, Z.Q. 2006. **Formation of δ phase during thermal exposure and its effect on the properties of K465 superalloy.** Scripta Materialia 55:331-334.

YAMANE, S., UJI, K., NAKAJIMA, T. and YAMAMOTO, H. **In process control of weld pool using wearing control in Switch Back welding to, 2009.**

ZHAO, J. C., LARSEN, M., RAVIKUMAR, V. **Phase precipitation and time-temperature transformation diagram of Hastelloy X.** Materials Science and Engineering. P 112-119, 2000.