



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**



**AVALIAÇÃO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA E DA RESISTÊNCIA À
CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DA LIGA AWS ER NiCrMo-4 APLICADOS
POR SOLDAGEM SAW SOBRE O AÇO API 5L Gr B**

Marcos Mesquita da Silva

CAMPINA GRANDE - PB
SETEMBRO/2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

AVALIAÇÃO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA E DA RESISTÊNCIA À
CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DA LIGA AWS ER NiCrMo-4 APLICADOS POR
SOLDAGEM SAW SOBRE O AÇO API 5L Gr B

Marcos Mesquita da Silva

Tese apresentada ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e Engenharia de
Materiais como requisito parcial à obtenção do
título de DOUTOR EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: D.Sc. Theophilo Moura Maciel

Orientador: D.Sc. Marco Antonio dos Santos

CAMPINA GRANDE - PB
SETEMBRO/2013

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

S586a	<p>Silva, Marcos Mesquita da.</p> <p>Avaliação da compatibilidade metalúrgica e da resistência à corrosão de revestimentos da liga AWS ER NiCrMo-4 aplicados por soldagem SAW sobre o aço API 5L Gr B / Marcos Mesquita da Silva. – 2013. 201 f. : il.</p> <p>Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.</p> <p>"Orientação: Prof. D.Sc. Theophilo Moura Maciel, Prof. D.Sc. Marco Antonio dos Santos".</p> <p>Referências.</p> <p>1. Soldagem ao Arco Submerso. 2. Liga de Ni C-276. 3. Resistência à Corrosão. 4. Tensões Residuais. I. Maciel, Theophilo Moura. II. Santos, Marco Antonio dos. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU 621.791.75(043)</p>
-------	--

AVALIAÇÃO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA E DA RESISTÊNCIA À
CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DA LIGA AWS ER NiCrMo-4 APLICADOS
POR SOLDAGEM SAW SOBRE O AÇO API 5L Gr B.

Marcos Mesquita da Silva

Tese Aprovada em 10/09/2013 pela banca examinadora constituída dos seguintes
membros:



Dr. Theophilo Moura Maciel
(Orientador)
UAEM/UFCG



Dr. Marco Antonio dos Santos
(Co-Orientador)
UAEM/UFCG



Dr. Antonio Almeida Silva
(Examinador Interno)
UAEM/UFCG



Dr. Walman Benício de Castro
(Examinador Interno)
UAEM/UFCG



Dr. Renato Alexandre Costa de Santana
(Examinador Externo)
UAE/UFCG



Dr^a. Annelise Zeemann do Pinho
(Examinadora Externa)
UFRJ/TECMETAL

DEDICATÓRIA

Aos meus queridos pais.

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico – com ênfase no setor de Petróleo e Gás – pela UFCG (2007).
- Mestre em Ciências e Engenharia de Materiais – com ênfase no setor de Petróleo e Gás – pela UFCG (2009).

AGRADECIMENTOS

Acima de tudo, agradeço a Deus pelo dom da vida, saúde e oportunidade de iniciar e concluir esta etapa.

Aos meus queridos pais pelo amor dispensado, pelos esforços em me ajudar desde o dia em que comecei a soletrar as primeiras palavras até o dia de hoje. Também a toda minha família, pela fraternidade, companheirismo, carinho, compreensão e apoio. Também à Gabriela pelo amor, presença, carinho, torcida, compreensão.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão de bolsa de estudo durante os primeiros 24 meses de pesquisa. Também à FINEP, CT-PETRO, CT-BRASIL e ao MCT pelo financiamento.

Aos professores Theophilo Moura Maciel e Marco Antonio dos Santos, pelo tempo, presença, exemplo, eficiência e equilíbrio na orientação. E também pela amizade.

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais (PPG-CEMat) da UFCG.

Ao professor Renato (UFCG/Cuité) pelo apoio nos testes de corrosão eletroquímica.

Ao professor Manassés da Costa Agra Melo, na condição de coordenador da Oficina mecânica da UAEM/UFCG, pelo apoio dispensado. Também aos técnicos Mário, Marco e Bonaldo pelo apoio na oficina mecânica. Ao professor João Batista Agra de Melo pelo auxílio no laboratório de metalografia da UAEM/UFCG. A João Vitor pelo auxílio nos ensaios de eletroerosão.

Ao amigo Emanuel pelos auxílios na microscopia eletrônica e testes de composição química realizados nesta pesquisa.

A Fernando Araújo, Marcelo, Raphael, Fernando "PC" e Valmir pelos auxílios nas soldagens, nos ensaios de metalografia, microdureza, corrosão e tensões residuais.

A todos integrantes do Laboratório de Soldagem (LABSOL) da UAEM/UFCG, pelo apoio e aprendizado.

Aos professores Nicácio, Meyre Robeta e Divanira do Instituto Federal da Paraíba (IFPB) – Campus Campina Grande – pelo apoio e incentivo nesta etapa de conclusão da tese.

À Bruno Allison e Zoroastro, e a tantos outros, pelos diálogos pertinentes e amizade durante esta jornada de alunos de pós-graduação, e agora companheiros de profissão.

A todos que, com simples gestos ou de alguma maneira, contribuíram para realização desta tese.

“Que o amor de cada um de nós aumente mais e mais em ciência e em todo o conhecimento...”

(Paulo de Tarso, 62 A.D.)

AVALIAÇÃO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA E DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE REVESTIMENTOS DA LIGA AWS ER NiCrMo-4 APLICADOS POR SOLDAGEM SAW SOBRE O AÇO API 5L Gr B

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi avaliar revestimentos de superliga de níquel (*Hastelloy C-276*) depositados com diferentes parâmetros, através do processo de soldagem ao arco submerso (SAW), e aplicados em aço API 5L Gr B usado no setor de petróleo. As soldagens foram realizadas com o metal de adição AWS ER NiCrMo-4 de diâmetro 1,13 mm e um fluxo aglomerado e básico, avaliando duas modalidades de corrente: corrente pulsada e a corrente convencional (constante). Como substrato foi empregado segmentos de um tubo de aço de especificação API 5L Gr B com espessura de 18 mm e diâmetro interno de 290 mm. Inicialmente, foram empregadas técnicas de planejamento de experimento, com aplicação de planejamento fatorial em dois níveis, para as soldagens de cordões isolados, tanto para a corrente pulsada quanto para a corrente convencional. As etapas subsequentes consistiram em obter revestimentos planos com três passes de solda – obtidos com deslocamento retilíneo da tocha de soldagem e substrato estático – e revestimentos internos ao duto também com três passes. No entanto, estes revestimentos internos foram aplicados com o duto girando e a tocha estática. Em seguida, os revestimentos foram caracterizados por microscopia ótica, microscopia eletrônica, microdureza, testes de composição química, testes de tensões residuais e testes de resistência à corrosão. Utilizando corrente pulsada os menores valores de diluição e da relação altura /largura do cordão (R/L) obtidos foram de 3,6 % e 0,67. Utilizando corrente convencional estes resultados foram 9,62% e 0,21. Para os revestimentos os resultados indicaram que todos eles apresentaram zonas parcialmente diluídas (ZPD) com dureza acima de 350HV na interface revestimento/substrato. Além disso, o revestimento aplicado com corrente convencional apresentou maiores quantidades de ZPD em comparação com aqueles obtidos com corrente pulsada. Os revestimentos obtidos com o tubo girando – revestimentos internos – foram os que apresentaram menores quantidades de ZPD em comparação com aqueles obtidos com o substrato estático. Foi constatado também que um aumento na Distância Bico de Contato à Peça (DBCP) proporcionou uma redução na corrente de soldagem que implicou em menores níveis de diluição, menores teores de Fe e menores quantidades de fases intermetálicas ricas em Mo e W. Quanto às tensões residuais, além de todos os revestimentos apresentaram níveis de tensões compressivas, houve uma propensão das tensões se tornarem mais compressivas com a redução da corrente de soldagem. O revestimento que indicou a melhor resistência à corrosão apresentou menores níveis de diluição e de Fe, maiores teores de Ni, Mo e Cr. e menores quantidades de fases intermetálicas ricas em molibdênio e tungstênio.

Palavras Chave: Soldagem ao arco submerso, Liga de Ni C-276, Resistência à corrosão, Tensões Residuais.

EVALUATION OF METALLURGICAL COMPATIBILITY AND CORROSION
RESISTANCE OF NiCrMo-4 ALLOY WELD OVERLAY APPLIED BY SAW
PROCESS ON API 5L Gr B STEEL

ABSTRACT

The aim of this study was to evaluate (C-276) nickel superalloy weld overlays applied by Submerged Arc Welding (SAW) process using different welding parameters, onto API 5L Gr B steel used in the Oil and Gas Industry. AWS ER NiCrMo-4 wire with 1.13 mm-diameter and an agglomerated, fluoride basic, non-alloying flux were used as consumable, and segments of API 5L Gr B steel pipe with 18 mm thickness and 290 mm internal diameter was used as substrate. Initially, it was used two-level factorial design techniques to obtain isolated welding beads. The first factorial design was used for pulsed and second factorial design was employed for conventional current (constant). Subsequent steps consisted of obtaining weld overlays with three bead welds on pipe segments - obtained with rectilinear movement of the welding torch and static substrate - and internal weld overlays also with three bead welds. However, these internal weld overlays were applied into the pipe, with pipe rotating and static welding torch. Then, weld overlays were characterized by optical and electron microscopy, microhardness testing, chemical testing, residual stress and corrosion resistance tests. Using pulsed current the lowest values obtained of dilution and height / width ratio were 3.6% and 0.23, respectively. Using the conventional current these results were 9.62% and 0.21, respectively. The results also indicated that all the weld overlays contained Partially Diluted Zones (PDZ) with hardness above 350HV at the interface weld overlay/substrate. Moreover, weld overlays applied with conventional current presented more PDZ compared to those obtained by pulsed current. The weld overlays applied into the pipe (substrate) rotating - internal weld overlays - showed less PDZ compared to those applied on the static substrate. It was also noted that an increase in the Contact Tip to Work Distance (CTWD) provided a reduction in the welding current that resulted in lower levels of dilution, percentage of Fe and secondary phases rich in Mo and W. All the weld overlays showed compressive stresses and there was a tendency of the stresses to become more compressive by reducing the welding current. The weld overlay that showed the best corrosion resistance also presented the lowest levels of dilution, Fe content, less intermetallic phases rich in molybdenum and tungsten, and the highest Ni, Mo and Cr contents.

Keywords: Submerged Arc Welding, Overlay Welding, C-276 Ni-alloy, Corrosion Resistance, Residual Stresses.

PUBLICAÇÕES NO PERÍODO

Artigo(s) publicado(s):

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Influência dos parâmetros de soldagem sobre as características de revestimentos de liga níquel aplicados em aços API 5L Gr B. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Campos do Jordão, **Anais...** 2010.

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Análise de revestimentos de liga de níquel aplicados por soldagem SAW em aço API 5L Gr B. In: 66º Congresso ABM. São Paulo. **Anais...**ABM, 2011.

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Avaliação dos parâmetros de Soldagem sobre Revestimentos de Liga de Níquel em Duto de Aço API 5L Gr B. In: XXXVII CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM (CONSOLDA), 2011, Natal. **Anais...** . Natal: ABS, 2011. p. 1 - 10.

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a geometria e diluição de revestimentos de liga de níquel aplicados em aço API 5L Gr B. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos** (UFCG), v. 6, p. 181-187, 2011.

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Evaluation of Residual Stresses by Sen (psi) Method and Its Relationship with the Corrosion Resistance of ER NiCrMo-4 Weld Overlays on C-Mn Steel Pipelines. In: TMS 2012 - 141st Annual Meeting & Exhibition, 2012, Orlando. **Proceedings...**Linking Science and Technology for Global Solutions, 2012.

Artigo(s) aceito(s) para publicação:

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Revestimentos de Liga de Níquel Aplicados por Soldagem SAW sobre Aços Carbono Utilizados na Indústria de Petróleo. In: VIII CONGRESSO NORTE NORDESTE DE PESQUISA E INOVAÇÃO (CONNEPI), 2013, Salvador. **Anais...** . Salvador: IFBA, 2013. p. 1 - 10.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	27
1.1	Justificativa	28
1.2	Objetivo	29
1.2.1	Objetivo Geral.....	29
1.2.2	Objetivos Específicos	29
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	31
2.1	Superligas de Níquel.....	31
2.1.1	Ligas de Níquel do Sistema Ni-Cr-Mo.....	35
2.1.2	Metalurgia da Soldagem de ligas do Sistema Ni-Cr-Mo.....	39
2.1.2.1	Solidificação e Evolução Microestrutural do Metal de Solda.....	39
2.1.2.1.1	Sequência de Solidificação e Microsegregação	46
2.1.2.1.2	Contornos de Grão em Metal de Solda Austenítico.....	52
2.2	Aços para Dutos Condutores de Hidrocarbonetos	58
2.3	Processos de Soldagem	60
2.3.1	Soldagem a Arco Submerso – SAW.....	61
2.3.1.1	Efeito das Variáveis de Processo	64
2.3.1.2	Soldagem Circunferencial	71
2.4	Soldagem de Revestimento	73
2.5	Tensões Residuais em Soldas.....	78
2.5.1	Efeito das Tensões Residuais sobre a Corrosão sob Tensão.....	83
2.5.2	Métodos para Determinação das Tensões Residuais	83
2.6	Resistência à Corrosão de Conjuntos Soldados	86
2.6.1	Resistência de Polarização Linear.....	89
2.6.2	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE)	90
3	MATERIAIS E METODOLOGIA.....	94
3.1	Materiais	94
3.2	Metodologia	95
3.2.1	Usinagem dos Segmentos do Substrato (duto).....	96
3.2.2	Estudo com Cordões Isolados	97
3.2.2.1	Cordões Isolados Realizados com Corrente Pulsada.....	97
3.2.2.2	Cordões Isolados Realizados com Corrente Convencional	99
3.2.3	Revestimentos em Segmentos de Duto.....	103

3.2.4	Revestimentos Internos em Duto	104
3.2.5	Cálculos de Diluição, Altura, Largura e Razão Altura/Largura – R/L ...	106
3.2.6	Ensaio de Dureza e Microdureza	107
3.2.7	Ensaio de Corrosão	109
3.2.8	Ensaio de Composição Química.....	113
3.2.9	Ensaio de Tensões Residuais	113
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	115
4.1	Cordões Isolados Realizados com Corrente Pulsada	115
4.2	Cordões Isolados Realizados com Corrente Convencional.....	125
4.3	Revestimentos em Segmentos de Dutos com Deslocamento Retilíneo da Tocha	133
4.3.1	Microdureza e Dureza dos Revestimentos nos Segmentos	138
4.3.2	Composição Química dos Revestimentos Obtidos por Soldagem Retilínea.....	148
4.3.3	Tensões Residuais nos Revestimentos Obtidos com Soldagem Retilínea	153
4.3.4	Resistência à Corrosão dos Revestimentos Obtidos por Soldagem Retilínea.....	155
4.4	Revestimentos Internos em Duto	162
4.4.1	Microdureza e Dureza dos Revestimentos Internos.....	166
4.4.2	Composição Química dos Revestimentos Internos.....	173
4.4.3	Tensões Residuais nos Revestimentos Internos	178
4.4.4	Resistência à Corrosão dos Revestimentos Internos.....	179
5	CONCLUSÕES.....	185
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	189
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	190

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Composições nominais de algumas ligas base-níquel.	34
Tabela 2: Propriedades típicas de ligas base-níquel.	34
Tabela 3: Composição química e características das fases intermetálicas para várias ligas de níquel.	39
Tabela 4: Sequências de transformação de fase observadas em soldas por fusão de ligas de Ni endurecidas por solução sólida	46
Tabela 5: Especificações de composição química para um duto API 5L Gr B.	60
Tabela 6: Especificações de propriedades mecânicas para um duto API 5L Gr B. ..	60
Tabela 7: Correntes recomendadas para diferentes diâmetros de eletrodo.	65
Tabela 8: Avanço do eletrodo recomendado em soldas circunferenciais.	73
Tabela 9: Valores mínimos e máximos de diluição para os processos de soldagem utilizados em operações de revestimentos.	76
Tabela 10: Composição química (% em peso) do metal de adição utilizado.	94
Tabela 11: Composição química (% em peso) do metal de base utilizado.	94
Tabela 12: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo.	98
Tabela 13: Matriz de planejamento experimental $2^4 + 3$ pontos centrais, para corrente pulsada.	99
Tabela 14: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo para corrente	102
Tabela 15: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais, para a	102
Tabela 16: Parâmetros configurados na máquina de soldagem.	103
Tabela 17: Parâmetros de Soldagem dos revestimentos internos no duto.	106
Tabela 18: Matriz de planejamento e resultados obtidos.	116
Tabela 19: Valor de P para os fatores e interações, utilizando corrente pulsada.	118
Tabela 20: Efeitos dos fatores e interações, para corrente pulsada	118
Tabela 21: Análise de variância (ANOVA) para as respostas D e R/L, utilizando corrente pulsada.	120
Tabela 22: Matriz de planejamento e resultados obtidos para a corrente convencional.	126
Tabela 23: Valor de P para os fatores e interações, para a corrente convencional.	126
Tabela 24: Efeitos dos fatores e interações para a corrente convencional.	126
Tabela 25: Análise de variância (ANOVA) para a resposta diluição, D.	127
Tabela 26: Análise de variância (ANOVA) para a resposta altura/largura, R/L.	128

Tabela 27: Análise de variância (ANOVA) para a resposta corrente média, IM.....	128
Tabela 28: Principais parâmetros e resultados obtidos para os revestimentos em segmentos de duto.....	133
Tabela 29: Dureza média das regiões MS e ZTA de cada revestimento.	139
Tabela 30: Dureza média na interface MS/substrato dos revestimentos em segmentos de tubo.....	142
Tabela 31: Percentual de valores de dureza Vickers acima de um determinado nível especificado.	142
Tabela 32: Perfil de Microdureza nas superfícies dos revestimentos planos.	147
Tabela 33: Resultados do ensaio de dureza nos revestimentos aplicados em segmentos.	148
Tabela 34: Composição química numa área de 3 mm de diâmetro na superfície dos revestimentos.....	149
Tabela 35 - Valores Médios das tensões residuais longitudinais em MPa na soldagem plana retilínea	154
Tabela 36 Valores Médios das tensões residuais transversais em MPa na soldagem plana retilínea	154
Tabela 37: Tensões Residuais Resultantes nos Revestimentos Obtidos com Soldagem Retilínea.....	155
Tabela 38: Quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo para os revestimentos RP1, RP2 e RC.....	161
Tabela 39: Resumo dos resultados dos revestimentos (Soldagem retilínea).	161
Tabela 40: Resumo dos parâmetros de soldagem e dos resultados para os revestimentos internos.	164
Tabela 41: Valores médios de dureza nos MS e ZTA dos revestimentos internos.	167
Tabela 42: Dureza média na interface MS/substrato dos revestimentos internos... ..	169
Tabela 43: Percentual de valores de dureza Vickers acima de um determinado nível especificado.	170
Tabela 44: Perfil de Microdureza nas superfícies dos revestimentos circunferenciais.	171
Tabela 45: Resultados do ensaio de dureza nos revestimentos internos.	172
Tabela 46: Resumo da influência do tamanho atômico (raio) e da solubilidade de vários elementos de liga no Ni em 1000 °C.....	173

Tabela 47: Composição química numa área de 3 mm de diâmetro na superfície dos revestimentos internos	174
Tabela 48: Valores Médios das tensões residuais longitudinais nos revestimentos internos.	178
Tabela 49: Valores Médios das tensões residuais transversais nos revestimentos internos.	178
Tabela 50: Tensões Residuais Resultantes nos Revestimentos Internos.....	179
Tabela 51: Quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo para os revestimentos RT1, RT2 e RT3.....	183
Tabela 52: Resultados dos ensaios de corrosão, diluição e percentual de Fe para os revestimentos internos.	184

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Classificação das ligas de níquel.	32
Figura 2: Agrupamento de ligas base-níquel em função do conteúdo de Ni. O conteúdo de Cr varia de 18 a 20%.	33
Figura 3: Projeção <i>liquidus</i> para o sistema Ni-Cr-Mo.	35
Figura 4: Seções isotérmicas para o sistema Ni-Cr-Mo em (a) 1200°C, (b) 1250°C e (c) 600°C.	36
Figura 5: Fases intermetálicas: (a) fase P e (b) fase σ	37
Figura 6: Fase μ em multicamadas (1, 2 e 3) nucleada a partir de um carboneto M_6C , para uma liga Ni-Cr-Mo.	38
Figura 7: Diferentes modos de solidificação na poça de fusão.	41
Figura 8: Variação do modo de solidificação através do metal de solda.	42
Figura 9: Microestrutura de um metal de solda de liga <i>Hastelloy C-276</i>	43
Figura 10: Nucleação epitaxial e crescimento competitivo.	44
Figura 11: Interface dissimilar aço 409/Monel. Grãos equiaxiais na linha de fusão. .	45
Figura 12: Composições Ni-Cr-Mo equivalentes para as ligas <i>Hastelloy C-4</i> , <i>C-22</i> e <i>C-276</i> plotadas em seções isotérmicas em a) 1250°C e b) 850°C.	47
Figura 13: Exemplo de fase P interdendrítica e microsegregação de Ni, Cr e Mo observada em metal de solda de uma liga do sistema Ni-Cr-Mo. (a) Microestrutura mostrando a linha na qual foram realizadas medidas de composição e (b) Resultado das composições para Ni, Cr e Mo.	48
Figura 14: Projeção <i>Liquidus</i> Calculada e Caminho de Solidificação para a liga <i>Hastelloy C-22</i>	50
Figura 15: Projeção <i>Liquidus</i> Calculada e Caminho de Solidificação para a liga <i>Hastelloy C-276</i>	51
Figura 16: Contorno de grãos em metal de solda austenítico (a) representação esquemática e (b) metal de solda autenítico de uma liga de Ni.	53
Figura 17: Precipitados do tipo $M_{23}C_6$ (<0,5 μ m) em CGM de uma liga de níquel Ni-Cr-Mo.	54
Figura 18: Contornos de grão migrados (a) “tortuoso” devido ao efeito de ancoragem de carbonetos tipo MC e (a) “reto” com ausência de precipitados.	55
Figura 19: Trincamento por redução de ductilidade em um metal de solda de uma liga de níquel Ni-Cr-Mo. Fonte: DuPONT <i>et al.</i> (2009).	55

Figura 20: Representação esquemática apresentando concentração de deformações como uma função da geometria do contorno e desempenho da precipitação.	57
Figura 21: O processo de soldagem por arco submerso.	62
Figura 22: Efeito do nível de corrente de soldagem no perfil do cordão soldado: (a) corrente excessivamente baixa; (b) corrente excessivamente alta; (c) corrente recomendada.	64
Figura 23: Efeito da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta.	65
Figura 24: Cordão em forma de Chapéu, produzido pelo uso de excessiva tensão.	66
Figura 25: Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros.	67
Figura 26: Oscilação de uma corrente de soldagem pulsada.	68
Figura 27: Ilustração esquemática representando a DBCP.	70
Figura 28: Deslocamento do eletrodo. (a) insuficiente, gerando penetração e reforço excessivos, (b) deslocamento adequado e (c) excesso de deslocamento, resultando numa solda baixa e pouca penetração.	72
Figura 29: Disposição do fluxo sobre um tubo girando, (a) sem suporte e (b) com suporte.	73
Figura 30: Revestimento de aço inoxidável austenítico sobre aço carbono. (a) Seções transversal e longitudinal. (b) Seção transversal com detalhe indicando a extensão da ZTA (E_{ZTA}). Fonte: Silva (2009); Silva <i>et al.</i> (2009b).	75
Figura 31: Regiões contendo ZPD. (a) “praia” e (b) “península”.	77
Figura 32: “Ilhas”	77
Figura 33: Exemplos de surgimento de tensões residuais macroscópicas e microscópicas	79
Figura 34: (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida.	79
Figura 35: Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (MODENESI, 2001).	80
Figura 36: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b)	81
Figura 37: Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo.	82

Figura 38: Difração de raios – X para distância interplanar.	84
Figura 39: Tensão plana em uma superfície mostrando a mudança no espaçamento interplanar com a inclinação ψ para tensão uniaxial $\sigma\phi$ paralela a superfície.	85
Figura 40: Dependência linear de 2θ em relação a $\text{sen}^2\Psi$	86
Figura 41: Exemplo de uma curva plotada de uma função de Gauss para um pico de difração medido.	86
Figura 42: Curva de polarização esquemática em escala linear.	90
Figura 43: Diagrama de Nyquist para os seguintes circuitos elétricos: a)um único capacitor; b) associação de um resistor e um capacitor em série (RC série); c) associação de um resistor e um capacitor em paralelo (RC paralelo); d) Associação de um circuito RC paralelo em série com um resistor. (FISHER, 1996)	92
Figura 44: Tubo de aço API 5L Gr B na condição como-recebida.	94
Figura 45: Máquina para soldagem do processo a arco submerso (SAW).	95
Figura 46: Fluxograma de atividades.	96
Figura 47: Confecção dos segmentos de duto.	97
Figura 48: Esquema do dispositivo que permite variar a DBCP mantendo a DBP contante.	100
Figura 49: Dispositivo confeccionado para possibilitar soldagens com longo stickout.	100
Figura 50: Redução da diluição quando da utilização de longo stickout.	101
Figura 51: Cordão de solda não uniforme devido à utilização de DBCP acima de 30mm.	101
Figura 52: (a) Revestimento com três cordões de solda sobre um segmento do duto. (b) Sobreposição utilizada (33,33%).	103
Figura 53: Representação esquemática da largura e alturas do revestimento.	104
Figura 54: Tocha da máquina de soldagem SAW. (a) Configuração original da máquina. (b) Peças usinadas para a adaptação.	104
Figura 55: (a) Nova configuração da tocha-SAW. (b) Revestimento interno com três passes.	105
Figura 56: Técnicas de soldagem para a realização dos revestimentos internos. ..	106
Figura 57: Áreas para o cálculo da diluição.	106
Figura 58: Metodologia para o cálculo da diluição de um revestimento com três cordões.	107

Figura 59: Disposição das impressões de microdureza ao longo das linhas verticais e interface revestimento-substrato.	108
Figura 60: Localização dos pontos do ensaio de microdureza na superfície do revestimento.	108
Figura 61: Desenho esquemático da amostra, com suas dimensões, após o processo de usinagem.	109
Figura 62: Conexão entre as amostras e os fios rígidos \varnothing 1,5mm através de uma	110
Figura 63: Exemplos de eletrodos de trabalho (amostras) para análise de corrosão.	110
Figura 64: Célula eletroquímica para testes de corrosão.	111
Figura 65: Potenciostato/Galvanostato PG STATE30 da Autolab.	112
Figura 66: Gaiola de Faraday.....	112
Figura 67: Amostra para ensaio de composição química.	113
Figura 68 - Difratômetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.	114
Figura 69: Regiões analisadas para avaliação das tensões residuais.	114
Figura 70: Cordões isolados aplicados pelo processo SAW com corrente pulsada.	115
Figura 71: Relação entre R/L e diluição (D), para corrente pulsada.	119
Figura 72: Valores preditos versus observados para os modelos de D e R/L, utilizando corrente pulsada.	120
Figura 73: Influência de I_P , I_B , e V_a sobre a diluição (D), utilizando corrente	121
Figura 74: Superfície de resposta: (a) Influência de I_P e V_a sobre a diluição, utilizando corrente pulsada, fixando I_B em 75 A e DBCP em 17,5mm. (b) Influência de I_B e V_a sobre a diluição, utilizando corrente pulsada, fixando I_P em 260 A e DBCP em 17,5mm.	122
Figura 75: Representação cúbica: (a) Influência de I_P , I_B e V_a sobre a razão R/L, utilizando corrente pulsada. (b) Influência de I_P , V_a e DBCP sobre a razão R/L, utilizando corrente pulsada.	123
Figura 76: Superfície de resposta: (a) Influência de I_P e V_a sobre a relação R/L, utilizando corrente pulsada fixando I_B em 125 A e DBCP em 15 mm. (b) Influência de I_B e DBCP sobre a relação R/L, utilizando corrente pulsada fixando I_P em 300 A e V_a em 6,0 m/min.	124
Figura 77: Influência da energia de soldagem na diluição para corrente pulsada...	124

Figura 78: Cordões isolados aplicados pelo processo SAW com corrente convencional.	125
Figura 79: Valores preditos versus observados para o modelo D.....	129
Figura 80: Valores preditos versus observados para o modelo altura/largura, R/L.	129
Figura 81: Valores preditos versus observados para o modelo corrente média, I_M .	129
Figura 82: Influência da velocidade de alimentação e distância do bico de contato à peça na diluição, fixando a tensão em 30volts.	130
Figura 83: Superfície de resposta: (a) Influência da distância do bico de contato à peça e a tensão em R/L, fixando V_a em 6,5 m/min. (b) Influência da velocidade de alimentação e a distância do bico de contato á peça em R/L, fixando a tensão em 40 volts.	131
Figura 84: Superfície de resposta: (a) Influência da tensão e velocidade de alimentação na corrente média, fixando DBCP em 30 mm. (b) Influência da velocidade de alimentação e a distância do bico de contato á peça na corrente média, fixando U em 30 volts.	132
Figura 85: Efeito da energia de soldagem sobre diluição para as correntes convencional e pulsada.....	132
Figura 86: Aspecto típico dos revestimentos com três cordões.	133
Figura 87: Seções transversais dos Revestimentos. (a) Revestimento1 (RP1), (b) revestimento 2 (RP2) e (c) revestimento 3 (RC).....	134
Figura 88: Representação gráfica da variação da diluição dos revestimentos.	135
Figura 89: Influência da corrente de soldagem na diluição e no teor de ferro dos revestimentos.....	135
Figura 90: Representação gráfica da variação da (a) largura máxima total [L] e (b) da altura mínima dos revestimentos.....	136
Figura 91: Níveis de diluição em função da razão entre a taxa de alimentação volumétrica do metal de adição (T_V) e a energia do arco ($\eta_a \cdot U \cdot I$)	137
Figura 92: Perfis de microdureza de acordo com a primeira metodologia (linhas verticais). (a) Revestimento RP1 (b) Revestimento RP2 e (c) Revestimento RC. ..	138
Figura 93: Região da ZTA que não sofreu a influência do clique térmico do passe posterior.....	140
Figura 94: Dureza na interface MS/substrato para o (a) Revestimento 1 e (b) Revestimento 2.....	141
Figura 95: Dureza na interface MS/substrato para o Revestimento 3.....	141

Figura 96: Interface MS/substrato dos revestimentos (a) RP1, (b) RP2 e (c) RC. Valores em HV.....	144
Figura 97: Mecanismo de formação das ZPD.Adaptado de KOU e YANG (2007)..	146
Figura 98: Influência do teor de Fe na dureza média dos revestimentos.....	148
Figura 99: Variação da composição química ao longo da altura do revestimento. (a) RP1, (b) RP2 e (c) RC.	150
Figura 100: Traçado para medições de composição química para construção dos perfis de microsegregações.	151
Figura 101: Perfis de microsegregação nos revestimentos (a) RP1, (b) RP2 e (c) RC.	152
Figura 102: Fase rica em Mo no revestimento RC. Aumento:3000x.....	153
Figura 103: Potencial de corrosão (E_{CORR}) para os revestimentos RP1, RP2 e RC.	156
Figura 104: Resistência à polarização (R_p) dos revestimentos RP1, RP2 e RC.....	157
Figura 105: Influência do teor de Fe (diluição) sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea.....	158
Figura 106: Influência da corrente média de soldagem sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea.	158
Figura 107: Revestimento RP1 (1000x). Ataque: água régia fluorada.....	159
Figura 108: Revestimento RP2 (1000x). Ataque: água régia fluorada.....	159
Figura 109: Revestimento RC (1000x). Ataque: água régia fluorada.....	160
Figura 110: Fase intermetálica rica em Mo. (3000x). Ataque: água régia fluorada.	160
Figura 111: Procedimento para a determinação da quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo.....	161
Figura 112:Seções transversais dos revestimentos obtidos através de soldagens circunferenciais (a) RT1, (b) RT2 e (c) RT3.	163
Figura 113: Dependência da diluição e do teor de Fe da (a) DBCP e da (b) Corrente de soldagem para os revestimentos internos.	165
Figura 114: Alturas médias dos revestimentos internos.	165
Figura 115: Níveis de diluição em função da razão entre a taxa de alimentação volumétrica do metal de adição (T_V) e a energia do arco ($\eta_a \cdot U \cdot I$) para os revestimentos internos.	166
Figura 116: Perfis de microdureza de acordo com a primeira metodologia (linhas verticais). (a) Revestimento RT1 (b) Revestimento RT2 e (c) Revestimento RT3. .	167

Figura 117: Variações de microestrutura ao longo da interface MS / substrato, na ZTA do revestimento RT3.	168
Figura 118: Dureza na interface MS/substrato para o (a) Revestimento RT1 e (b) Revestimento RT2.	169
Figura 119: Dureza na interface MS/substrato para o Revestimento RT3.	170
Figura 120: Influência do teor de Fe (diluição) na dureza média dos revestimentos internos.	172
Figura 121: Variação da composição química ao longo da altura do revestimentos internos. (a) RT1, (b) RT2 e (c) RT3.	175
Figura 122: Perfis de microsegregação nos revestimentos (a) RT1, (b) RT2 e (c) RT3.	177
Figura 123: Potencial de corrosão (E_{CORR}) para os revestimentos RT1, RT2 e RT3.	180
Figura 124: Resistência à polarização (R_P) dos revestimentos RT1, RT2 e RT3.	180
Figura 125: Influência do teor de Fe (diluição) sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos internos.	181
Figura 126: Influência da corrente média de soldagem sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos internos.	181
Figura 127: Revestimento RT1 (1000x). Ataque: água régia fluorada.	182
Figura 128: Revestimento RT2 (1000x). Ataque: água régia fluorada.	182
Figura 129: Revestimento RT3 (1000x). Ataque: água régia fluorada.	183

SÍMBOLOS E ABREVIações

Letras Latinas

A	Ampere
a	parâmetro de rede
Å	Angstrom
A1	Área de seção transversal que representa o reforço de um cordão de solda
A2	Área de seção transversal que representa a penetração de um cordão de solda
C	Capacitância
C ₀	Composição nominal da liga
C _d	Capacitância da dupla camada elétrica
C _L	Composição do líquido
C _S	Composição do sólido
D	Diluição
d	Distância interplanar
d ₀	Distância interplanar para material sem tensão residual
E	Módulo de elasticidade
E _{corr}	Potencial de corrosão
f _L	Fração líquida
f _S	Fração sólida
<i>hkl</i>	Plano do retículo cristalino
Hz	Hertz
I	Corrente de soldagem
i _a	Corrente anódica
i _b	Corrente de base
i _c	Corrente catódica
I _M	Corrente de soldagem média
I _p	Corrente de pulso
k	Coeficiente de segregação de soluto
L _R	Largura do revestimento
M ₂₃ C ₆	Precipitado de carbono
M ₆ C	Precipitado de carbono
MC	Precipitado de carbono

ms	milisegundo
n	Ordem de difração
r	Raio do tubo
R	Altura do revestimento
R^2	Coefficiente de correlação
R_p	Resistência de polarização
R_s	Resistência ôhmica da célula eletrolítica
R_{tc}	Resistência de transferência
S/L	Interface sólido/liquido
t_b	Tempo de base
T_{Lmb}	Temperatura <i>liquidus</i> dos metais de base
T_{Lms}	Temperatura <i>liquidus</i> dos metais de solda
t_p	Tempo de pulso
T_S	Temperatura <i>solidus</i>
T_v	Taxa de alimentação volumétrica do metal de adição
U	Voltagem
U_M	Voltagem média
V_a	Velocidade de alimentação de arame
V_s	Velocidade de soldagem
Z	Impedância
Z_{Im}	Componente imaginária da impedância
Z_{Re}	Impedância real

Letras Gregas

θ	Ângulo de difração
γ	Austenita
λ	Comprimento de onda da radiação
σ	fase sigma (fase intermetálica)
θ_0	Ângulo de difração para material sem tensão residual
η_a	Eficiência do processo de soldagem
σ_c	Tensão na barra central
σ_E	Limite de escoamento

σ_R	Limite de resistência
σ_x	Tensão residual longitudinal
σ_y	Tensão residual transversal
ε	<i>Deformação</i>
μ	Fase μ (fase intermetálica)
ϕ	Ângulo azimutal
ψ	Ângulo polar
Ω	Unidade de resistência elétrica (Ohm)
ν	Coeficiente de Poisson

Siglas

API	Instituto Americano de Petróleo (<i>American Petroleum Institute</i>)
CA	Corrente alternada
CC	Corrente contínua
CCPR	Corrente contínua de polaridade reversa
CCPR	Corrente contínua de polaridade direta
CE	Carbono equivalente
CFC	Cúbico de Face Centrada
CG	Contorno de Grão
CGM	Contorno de Grão Migrado
CSG	Contorno de Subgrão
DBCP	Distância do bico de contato à peça
DBP	Distância do Bocal à Peça
DDC	<i>Ductility-tip cracking</i>
EDX	Energia dispersiva de raios-X
EIE	Espectroscopia de impedância eletroquímica
ER	Eletrodo e/ou vareta (Eletrodo and/or rod)
FCAW	Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular (<i>Flux Cored Arc Welding</i>)
GMAW	Soldagem a Arco Gás-Metal (<i>Gas Metal Arc Welding</i>)
Gr	Grau do aço (<i>grade</i>)
GTAW	Soldagem a Arco Gás-Tungstênio (<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>)
HV	Dureza Vickers (<i>Hardness Vickers</i>)
ksi	1000 psi

MAG	<i>Metal active gas</i>
MB	Metal de base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	Metal inerte gás (<i>Metal inert gas</i>)
MS	Metal de solda
PPL	Polarização Potenciodinâmica Linear
psi	Libras por polegada quadrada (<i>pounds per square inch</i>)
PSL	Nível de especificação de produtos (<i>product specification level</i>)
PTA	Plasma com arco transferido (<i>Plasma Transferred Arc</i>)
SAW	Soldagem ao arco submerso (<i>Submerged arc welding</i>)
SMAW	Soldagem a Arco com Eletrodos Revestidos (<i>Shielded Metal Arc Welding</i>)
TCP	Fases topologicamente compactas (<i>Topologically close-packed</i>)
TIG	Tungtênio inerte gás (<i>Tungsten inert gas</i>)
TRD	Trincamento por redução de ductilidade
UNS	Sistema de numeração unificada (<i>Unified numbering system</i>)
ZPD	Zona parcialmente diluída
ZTA	Zona termicamente afetada

1 INTRODUÇÃO

O processo de corrosão que ocorre no interior dos dutos, que transportam óleo ou gás, é um problema de relevância na indústria do petróleo e pode afetar de forma significativa a vida útil dos mesmos. Quando o referido processo não é controlado, ocorre o inevitável vazamento nas tubulações, causando danos irreparáveis ao meio ambiente. Investigar a corrosão no interior de dutos que transportam óleo ou gás é um tema complexo, pois esse sistema que é composto na sua maioria de diferentes fases (gás, óleo e água), possui no mínimo um fluido com elevada velocidade em contato com a parede do duto. Em relação a este último, sabe-se que o movimento de um fluido sobre a superfície de um metal pode influir de forma significativa na velocidade de corrosão do sistema (PAIVA, 2000).

Uma das soluções empregadas para a recuperação e proteção dos equipamentos degradados pode ser a aplicação de revestimentos de ligas de níquel ou aço inoxidável ou a substituição das instalações empregando-se materiais compatíveis com os atuais níveis de agressividade. Em qualquer um destes casos, o desafio principal é encontrar materiais resistentes às severas condições de corrosão e ainda que atendam às diferentes condições de temperatura e pressão (MANKINS, 1990).

Existem diversas técnicas (processos) de revestimento para proteção contra corrosão. Dentre elas se destacam os processos de soldagem devido as suas versatilidades e uma gama de opções. Dentre os processos de soldagem mais utilizados para a deposição de revestimentos metálicos é possível citar a Soldagem a arco gás-metal (*GMAW*), soldagem a arco gás-tungstênio (*GTAW*) e a soldagem ao arco submerso (*SAW*).

O processo de soldagem *SAW* tem como grandes vantagens a sua elevada taxa de deposição e a sua mecanização e, conseqüentemente, a obtenção de um cordão de solda com maior probabilidade de homogeneidade, requisitos bastante desejados na soldagem, principalmente em soldas de revestimento. Entretanto para aplicação em revestimentos deve-se ter um grande controle dos parâmetros de soldagem, já que este processo, normalmente, utiliza elevadas energias ou aportes térmicos e, conseqüentemente, altas diluições, aspecto indesejável em revestimentos contra corrosão. Para amenizar os impactos metalúrgicos inerentes ao processo, é possível utilizar de técnicas que reduzam o aporte térmico, ou seja, a

energia de soldagem, tendo assim menores distorções e penetração. Tais técnicas consistem em alterar o tipo de corrente, (convencional, pulsada, alternada), inverter a polaridade da corrente, bem como aumentar o *stickout*, provocando maior dispersão de energia por efeito Joule, aumentando a taxa de fusão do arame-eletrodo e conseqüentemente diminuindo a penetração. É possível citar ainda a soldagem com múltiplos arcos, adição de arame quente e a aplicação de revestimentos através de fitas.

Os parâmetros de soldagem podem influenciar o comportamento de diversos fatores tais como os níveis de tensões residuais, de diluição, o teor de Fe e o nível de dureza no metal de solda, aspectos estes que afetam diretamente a resistência à corrosão de um revestimento. Neste contexto, destaca-se a importância de uma pesquisa voltada para o estudo da compatibilidade metalúrgica de revestimentos a base de superligas de níquel depositados em tubulações de aço carbono empregadas no setor de petróleo e gás. A partir de um estudo detalhado de parâmetros e/ou processos de deposição, assim como do desempenho físico-metalúrgico destes revestimentos em segmentos de tubulações será possível definir as melhores alternativas para suas aplicações como revestimento interno.

1.1 Justificativa

A maior parte do petróleo produzido em águas profundas é pesado e viscoso, e encontra-se em lâmina d'água acima de 1000 metros, o que exige tecnologias sofisticadas e caras para a sua extração. Na área do refino, deve-se investir pesado para adequar as instalações das refinarias à qualidade do óleo pesado produzido no Brasil. Esta situação exige grandes investimentos em pesquisa e desenvolvimento de novos materiais e tecnologias para atender aos desafios impostos pela necessidade crescente da extração, do transporte e do refino dos óleos pesados produzidos em águas profundas e ultraprofundas (MORRITIS, 1995).

Serão necessários, a médio e longo prazo, o desenvolvimento de pesquisas voltadas para a avaliação do envelhecimento de dutos em condições de serviço, desenvolvimento/avaliação de materiais para aplicação em válvulas de elevação a gás, aplicação em *risers* rígidos e flexíveis (envolvendo problemas de soldagem, fadiga, resistência mecânica, corrosão etc.), para aplicação em equipamentos

submarinos para águas ultraprofundas e o desenvolvimento/avaliação de cabos sintéticos (análise de degradação, propriedades mecânicas etc.) (KOLHER,1991).

Investimentos também deverão ser feitos para a melhoria dos revestimentos, em particular dos revestimentos internos de dutos e da sua soldabilidade, dos sistemas de detecção de defeitos em dutos empregando emissão acústica, das técnicas de avaliação de corrosão interna em dutos e reservatórios, dos materiais empregados para o revestimento das torres de destilação e sua soldabilidade, e para o desenvolvimento de novos materiais resistentes à corrosão (SMITH,1993).

Assim, todo estudo voltado para estas áreas torna-se extremamente importante e oportuno, principalmente no momento atual diante das perspectivas do pré-sal.

1.2 Objetivo

1.2.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência da variação dos parâmetros de soldagem sobre a compatibilidade metalúrgica e a resistência à corrosão de revestimentos da superliga de níquel ER NiCrMo-4 (*Hastelloy C 276*) aplicados por soldagem ao arco submerso (SAW), com correntes pulsada e convencional, sobre o aço API 5L Gr B empregado nas indústrias do setor de petróleo e gás natural.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Investigar o efeito dos parâmetros de soldagem nos níveis de diluição dos revestimentos;
- Determinar a composição química na superfície e em seções transversais dos revestimentos;
- Quantificar os níveis de dureza na superfície e em seções transversais dos revestimentos;
- Avaliar a presença de zonas parcialmente diluídas e de fases intermetálicas na microestrutura do revestimento (metal de solda);
- Avaliar os níveis de tensões residuais nos revestimentos obtidos;

- Investigar a influência dos níveis de tensões residuais, teor de Fe, diluição, dureza e microestrutura dos revestimentos na resistência à corrosão dos mesmos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Superligas de Níquel

As superligas são uma classe de materiais relevante na engenharia, as quais podem ser reunidas em três grandes grupos, de acordo com o elemento químico predominante no sistema: superligas à base de ferro e níquel, superligas à base de cobalto e superligas à base de níquel. As superligas sempre contêm quantidades razoáveis de cromo para resistência à corrosão e oxidação, além de outros elementos para resistência mecânica à alta temperatura. Habitualmente, estas ligas são empregadas a temperaturas superiores a aproximadamente 540 °C (SILVA e MEI, 2010; DONACHIE e DONACHIE, 2002).

Dentre as superligas, as ligas à base de níquel se destacam pela vital importância das mesmas para a indústria moderna por causa da sua capacidade de suportar uma grande variedade de condições severas de serviço envolvendo ambientes corrosivos, elevadas temperaturas e pressões, e combinações desses fatores. O expressivo desenvolvimento e utilização das ligas de níquel podem ser atribuídos, pelo menos em parte a duas características peculiares do níquel. A primeira é que o Ni é capaz de dissolver altas concentrações de elementos de liga comparado com outros metais. A segunda, a adição de cromo ao níquel promove uma excelente resistência à corrosão resultante da formação de uma camada de óxido protetora (Cr_2O_3). Isto permite o emprego das ligas de níquel em uma larga variedade de aplicações que requer proteção devido às diversas formas de degradação, tais como corrosão aquosa, oxidação e etc. Desta forma, estas superligas de níquel podem ser empregadas em diversas situações tais como, indústria química e petroquímica, fábricas de celulose e papel, turbinas de aviões a gás, motores alternativos, aplicações médicas, processamento de metais, veículos espaciais, equipamento para tratamentos térmicos, sistemas de energia nuclear, equipamento de controle de poluição, indústria automotiva, etc. (DAVIS, 2000; SILVA e MEI, 2010; DuPONT *et al.*, 2009).

Não existe nenhuma classificação sistemática para as ligas de Ni assim como existe para os aços. Por este motivo, a maioria das ligas de Ni são conhecidas por seus nomes comerciais ou pelo número que originalmente foi assinado pelo fabricante da liga. Por exemplo, INCONEL® alloy 600 and HASTELLOY® alloy C-22,

que também são denominadas de liga 600 e liga C-22, respectivamente. Embora não exista uma classificação sistemática para as ligas de Ni, é comum agrupá-las de acordo com a composição química, como pode ser observado na Figura 1 (DuPONT *et al.*, 2009).

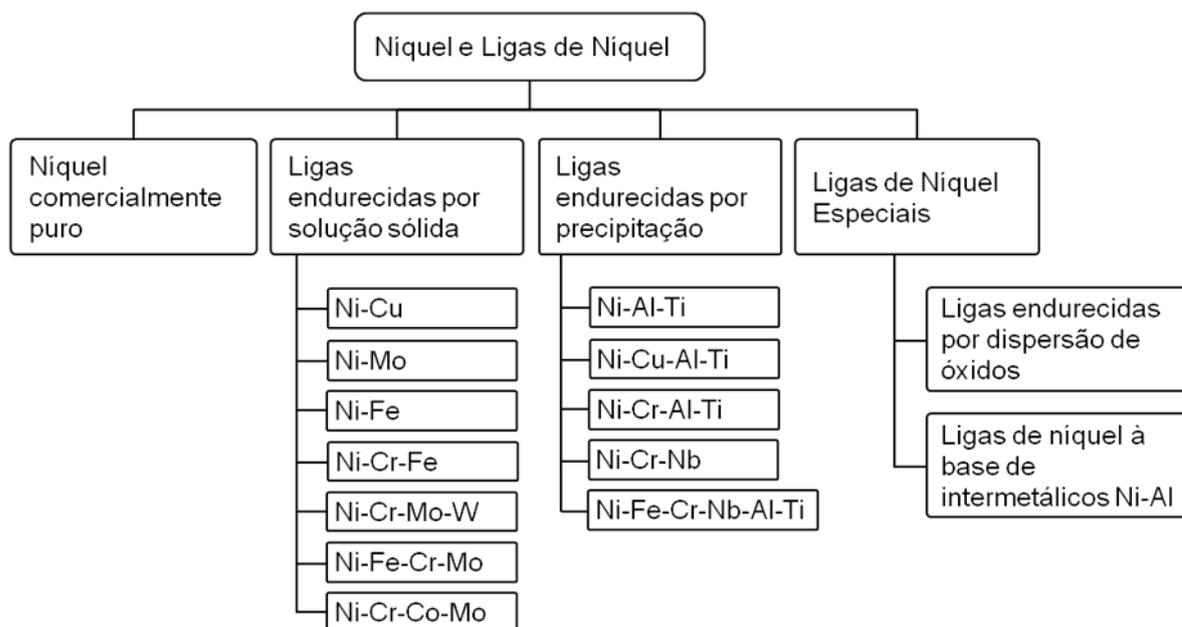


Figura 1: Classificação das ligas de níquel.

A Figura 2 também apresenta uma maneira para agrupar as ligas base-níquel em função do conteúdo de níquel. Entretanto, as ligas são melhores reconhecidas pelos seus nomes comerciais, tais como Monel, Hastelloy, Inconel, Incoloy, etc (INFOMET, 2008).

Dos sistemas que compõem as ligas binárias, o mais comum é o Ni-Cu. As ligas que fazem parte desse sistema também são conhecidas como Monel. Outras ligas binárias comercialmente importantes são as de composição Ni-Mo. Destaca-se entre elas a liga Hastelloy B-2 que oferece uma excelente resistência a ácidos clorídricos e também a qualquer meio redutor. Também possuem alta resistência mecânica em atmosferas de gases inertes em temperaturas elevadas.

Do grupo de ligas ternárias, destacam-se as composições Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo. Os principais componentes do sistema Ni-Cr-Fe são conhecidos comercialmente como Inconel 600, e Incoloy 800. O Inconel 600 tem boa resistência tanto em meios oxidantes, quanto em meios redutores e podem ser trabalhados a altas temperaturas.

As ligas Ni-Cr-Mo são altamente resistentes à corrosão alveolar (corrosão por pites) que ocorre quando o material sofre perda local de passivação. Elas retêm grande resistência mecânica e à oxidação a elevadas temperaturas. Têm grande aplicação na indústria, principalmente em equipamentos submetidos a meios aquosos. Neste grupo, as principais ligas são: *Hastelloy C-276*, *Hastelloy C-22* e *Inconel 625*.

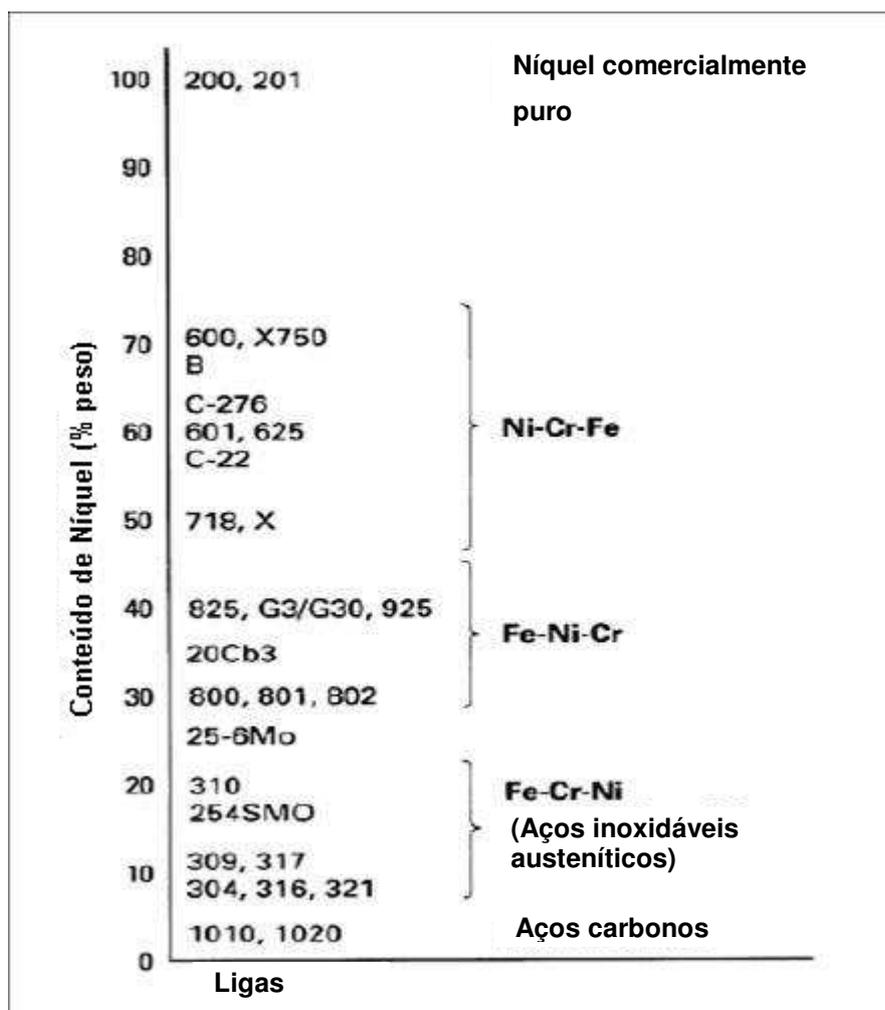


Figura 2: Agrupamento de ligas base-níquel em função do conteúdo de Ni. O conteúdo de Cr varia de 18 a 20%.

Fonte: Mankins e Lamb (1990).

Na categoria das ligas complexas, o sistema Ni-Cr-Fe-Mo é a composição básica. Elas oferecem boa resistência à corrosão alveolar, à corrosão intergranular, à corrosão sob tensão em meios clorosos e à corrosão uniforme em uma larga escala de meios oxidantes e redutores. Estas ligas são geralmente usadas em aplicações envolvendo ácidos sulfúrico ou fosfórico. As principais ligas desse

sistema são: Hastelloy G-3, os Inconel 617, 625, e 718; e o Incolloy 825 (INFOMET, 2008).

A Tabela 1 apresenta as composições químicas nominais de algumas ligas base-níquel comumente empregadas na indústria. Já a Tabela 2 mostra algumas propriedades típicas destas ligas base-níquel.

Tabela 1: Composições nominais de algumas ligas base-níquel.

Liga ¹	Especificações		Composição (% em peso)												
	UNS	Comercial	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb	Mn	Si	W
200	N02200	Monel 200	99,5	0,08	-	-	0,2	-	-	-	-	-	0,2	0,2	
625	N06625	Inconel 625	61	0,05	21,5	9	2,5	-	-	0,2	0,2	3,6	0,2	0,2	
B-2	N10665	Hastelloy B-2	69	0,013	1d	28	2	1	-	-	-	-	1	0,1	
C-276	N10276	Hastelloy C-276	57	0,013	15,5	16	5	2,5	-	-	0,7	-	1	0,08	4
C-22	N06022	Hastelloy C-22	56	0,010	22	13	3	2,5	-	-	-	-	0,5	0,08	3
C-4	N06455	Hastelloy C-4	65	0,01	16	15,5	3	2	-	-	-	-	1	0,08	

¹ Várias dessas designações usam parte de nomes comerciais ou são os próprios nomes comerciais; FONTE: Hunt *et al.* (1996).

Tabela 2: Propriedades típicas de ligas base-níquel.

Liga	Especificações		Densidade (kg/m ³)	Módulo de elasticidade (GPa)	Resistência à tração (MPa)	Limite de resistência ao escoamento (MPa)
	UNS	Comercial				
200	N02200	Monel 200	8885	204	469	172
625	N06625	Inconel 625	8442	207	896	483
B-2	N10665	Hastelloy B-2	9220 ^c	217 ^c	910 ^a	393 ^a
C-276	N10276	Hastelloy C-276	8941	205	834	400
C-22	N06022	Hastelloy C-22	8690 ^c	205 ^c	690 ^a	310 ^a
C-4	N06455	Hastelloy C-4	8640 ^b	211 ^b	768 ^b	416 ^b

[†] temperatura ambiente.

FONTES: Hunt *et al.* (1996), ^a Hpalloy (2008), ^b Haynes (2008) e ^c Alloy Wire (2008).

2.1.1 Ligas de Níquel do Sistema Ni-Cr-Mo

Hastelloy C-276 é uma denominação comercial para uma superliga de níquel derivada do sistema Ni-Cr-Mo, com adições de tungstênio (W). Esta superliga se destaca por apresentar uma excelente resistência à corrosão e uma elevada resistência a altas temperaturas. Além disso, esta liga é importante por ser versátil, ou seja, pode ser empregada tanto em temperaturas elevadas quanto em temperaturas criogênicas. Esta liga apresenta uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), com parâmetro de rede da ordem de $a=3,62 \text{ \AA}$ e uma densidade de $8,89 \text{ g/cm}^3$ em temperatura ambiente (AHMAD *et al.*, 2004; LU *et al.*, 2008)

O sistema Ni-Cr-Mo forma a base para as ligas de níquel endurecidas por solução sólida. O alto teor de molibdênio torna a liga especialmente resistente a corrosão por pite, em frestas, sob tensão. Além disso, o baixo teor de carbono minimiza a precipitação de carbonetos durante a soldagem, mantendo a resistência à corrosão em estruturas na condição como soldado. Esta liga é largamente empregada em indústrias onde existe controle de poluição, processamento químico, produção de papel e celulose, e tratamento de resíduos (ALLOYSHOP, 2011).

Uma projeção *liquidus* para o sistema Ni-Cr-Mo pode ser observada na Figura 3, e uma série de seções isotérmicas (1250 a 600°C) estão na Figura 4.

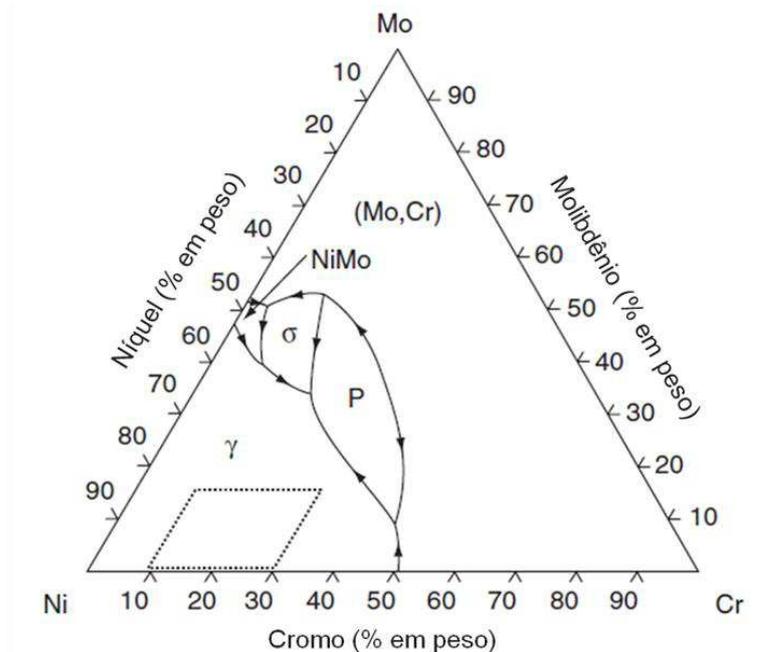


Figura 3: Projeção *liquidus* para o sistema Ni-Cr-Mo.
Fonte: BAKER (1992).

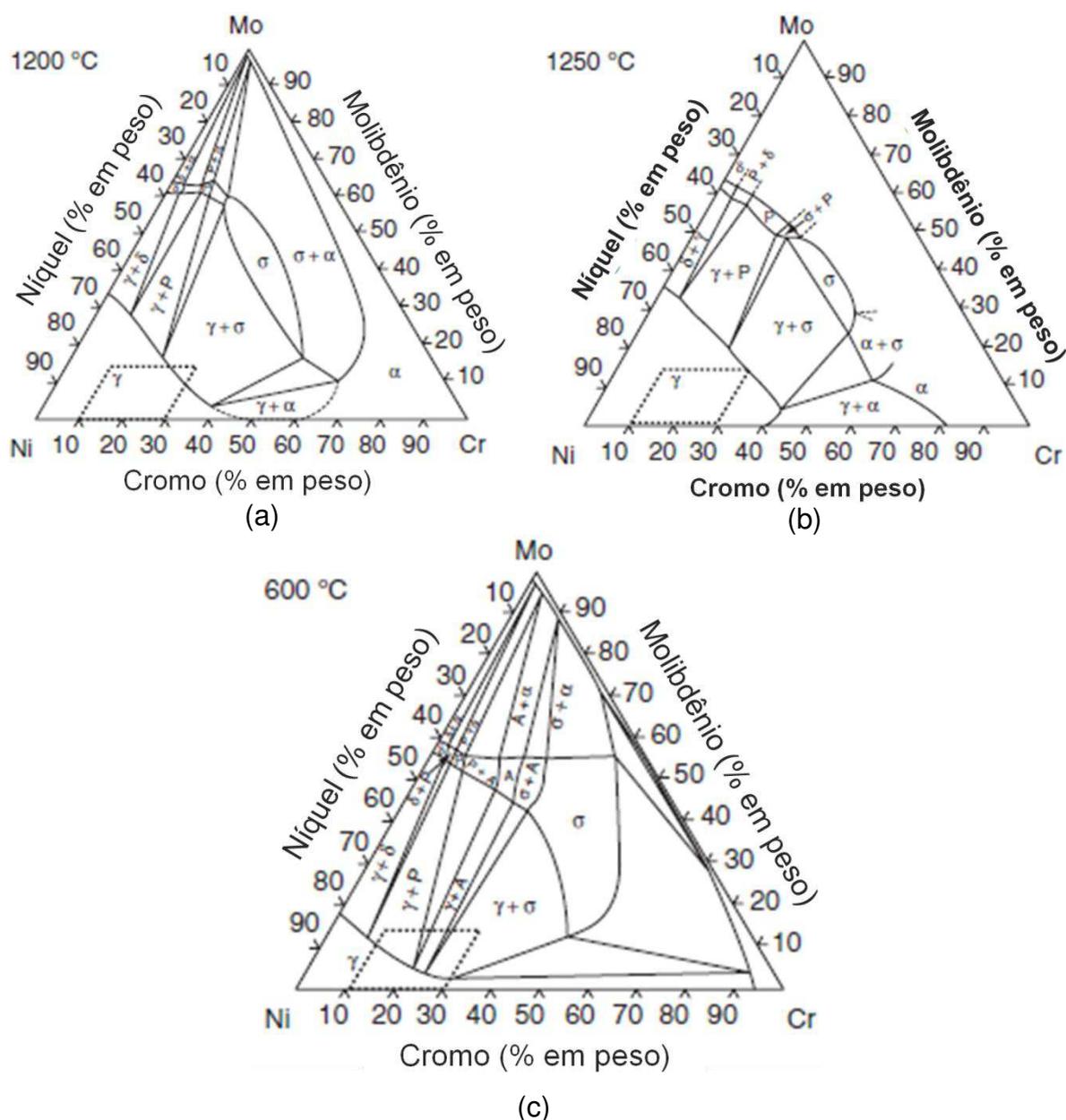
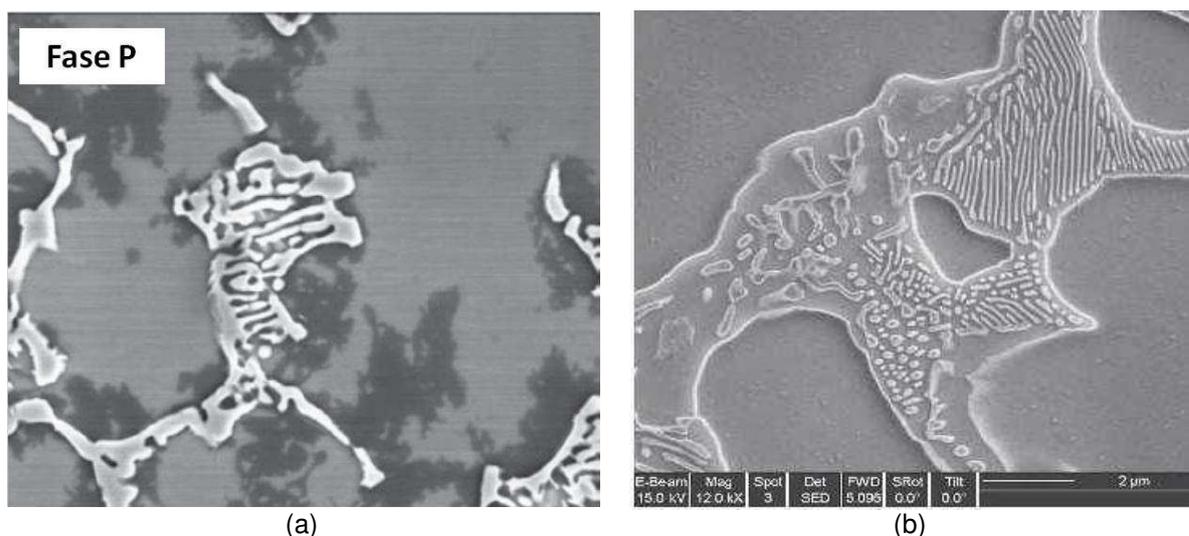


Figura 4: Seções isotérmicas para o sistema Ni-Cr-Mo em (a) 1200°C, (b) 1250°C e (c) 600°C.
Fonte: BAKER (1992)

Estes diagramas (projeção *liquidus* e seções isotérmicas) fornecem informações importantes sobre o sistema Ni-Cr-Mo. As ligas de níquel deste sistema são materiais projetados para serem nominalmente de uma única fase (γ , austenita). Entretanto, devido à presença elevada de elementos de liga e condições de não equilíbrio durante a solidificação, a precipitação de outras fases sempre está presente. Assim, as ligas deste sistema Ni-Cr-Mo geralmente contêm carbonetos. Adições de elementos químicos tais como Ti, W, Mo e Ta contribuirão para a

formação de carbonetos do tipo MC. Já os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são promovidos por Cr, Mo e W. Além disso, adições de Cr podem estabilizar carbonetos M_7C_3 , enquanto Mo e W promovem a formação de carbonetos M_6C . No entanto, para a maioria das condições de processamento (fabricação, soldagem) destas ligas os carbonetos MC e $M_{23}C_6$ são os mais comumente encontrados (DuPONT *et al.*, 2009).

As linhas pontilhadas na Figura 3 e na Figura 4 representam as concentrações típicas de Cr (10 a 30%) e Mo (0 a 15%) encontradas em ligas de níquel comerciais. Verificando-se a Figura 4c, percebe-se que para teores mais altos de Mo (acima, aproximadamente, de 8%) ocorre a estabilização de compostos intermetálicos tais como as fases P e σ (Figura 5). Através destes diagramas é possível notar que a solidificação das ligas de níquel inicia com a austenita. No entanto, durante o processo de solidificação, elementos químicos (principalmente o Mo) segregam para o líquido restante, provocando um enriquecimento destes elementos no líquido entre as dendritas (CIESLAK *et al.*, 1986; BANOVIC *et al.*, 2002; PERRICONE e DUPONT, 2006). A projeção *liquidus* indica que neste líquido enriquecido ocorrerá a formação de fases intermetálicas no final da solidificação. Além disso, ainda é possível perceber que quanto maior o teor de Cr na liga (ou no líquido entre as dendritas durante a solidificação) maior será a tendência de se formar a fase intermetálica σ (ver Figura 4c).



(a) (b)
Figura 5: Fases intermetálicas: (a) fase P e (b) fase σ .
Fonte: PERRICONE e DUPONT (2006)

A formação destes compostos intermetálicos tem implicações na susceptibilidade a trincas de solidificação na zona de fusão, já que, em geral, estes compostos são frágeis e deletérios em relação às propriedades mecânicas da liga.

Outra característica importante destas fases intermetálicas é que algumas delas se formam com a liga em estado sólido, devido à redução da solubilidade do Mo e do Cr na matriz de Ni, com a diminuição da temperatura. A fase μ (Figura 6), é um exemplo de fase intermetálica que pode se formar nestas condições em ligas de Ni da família *Hastelloy* (DuPONT *et al.*, 2009).

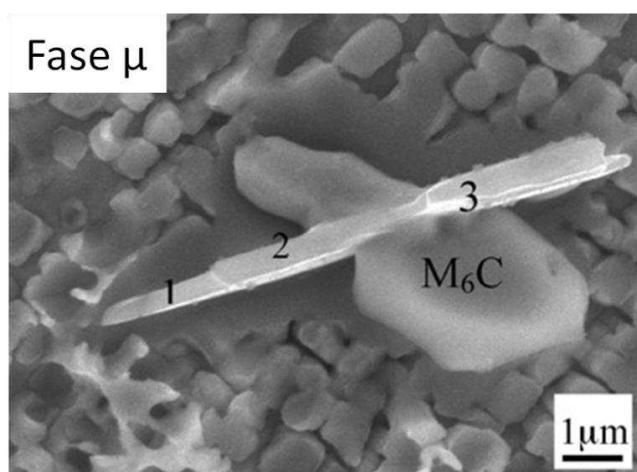


Figura 6: Fase μ em multicamadas (1, 2 e 3) nucleada a partir de um carboneto M_6C , para uma liga Ni-Cr-Mo
Fonte YANG *et al.* (2007)

As fases intermetálicas P, σ e μ também são conhecidas na literatura como fases de arranjo topologicamente fechado ou fases topologicamente compactas, (*Topologically close-packed - TCP*) (CIESLAK *et al.*, 1986; GOZLAN *et al.*, 1991; PÉREZ, 2005; DuPONT *et al.*, 2009; SILVA, 2010; SEISER *et al.*, 2011).

Segundo a literatura, a fase intermetálica predominante em metais de solda de liga *Hastelloy C-276* é a fase P (STEPHENSON, 1990). Na Tabela 3 estão as composições químicas e o tipo de arranjo cristalino das fases intermetálicas P, μ e σ .

Tabela 3: Composição química e características das fases intermetálicas para várias ligas de níquel.

Liga	Composição química (% em peso)				
	Ni	Mo	Cr	W	Fe
<i>Fase P - ortorrômbica</i>					
C-276 (5Fe-16Cr-16Mo)	34	40	16	7	4
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	33	37	22	5	2
Ni-20Cr-24Mo	31	47	21	-	-
<i>Fase μ - Hexagonal</i>					
C-276 (5Fe-16Cr-16Mo)	33	39	19	6	2
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	33	41	15	6	4
<i>Fase σ - Tetragonal</i>					
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	35	35	23	4	2
AL6XN (48Fe-21Cr-6Mo)	13	17	29	-	38
Ni-44Fe-20Cr-12Mo	15	21	26	-	38

2.1.2 Metalurgia da Soldagem de ligas do Sistema Ni-Cr-Mo

2.1.2.1 Solidificação e Evolução Microestrutural do Metal de Solda

O processo de solidificação do metal líquido na poça de fusão consiste de uma transformação de fase do estado líquido para o sólido dependente de aspectos termodinâmicos e das condições cinéticas da transformação. Neste contexto, a energia livre de Gibbs tem papel importante para a formação dos cristais a partir do líquido, visto que a fase de menor valor de energia em uma dada temperatura será a mais estável e, conseqüentemente, terá preferência para se formar. A força motriz para iniciar o processo de solidificação é o super-resfriamento térmico (GARCIA, 2007; SILVA, 2010).

Durante a solidificação de um metal puro, a composição do sólido é igual a do líquido, e o avanço da interface sólido/líquido (S/L) ocorre de forma planar. Entretanto, no caso de ligas metálicas o processo de solidificação é mais complexo, envolvendo uma série de fenômenos. Por exemplo, ao iniciar o processo de solidificação, os primeiros sólidos a se formarem podem não acomodar tanto soluto quanto o líquido, rejeitando soluto para o interior do líquido durante a solidificação, ou o contrário, o sólido pode acomodar mais soluto do que o líquido, absorvendo soluto a partir do líquido (KOU, 2003; SILVA, 2010). O fator que governará esta

rejeição de soluto é o coeficiente de segregação de soluto (k), definido pela Equação 1.

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad (1)$$

Onde C_S é a composição do sólido e C_L é a composição do líquido na interface S/L. Se $k < 1$, o sólido rejeita soluto para o líquido, enquanto que para $k > 1$ o sólido absorve soluto a partir do líquido. Este coeficiente k é dependente da temperatura e também é conhecido na literatura como “coeficiente de redistribuição de soluto” e “coeficiente de partição do soluto” (GARCIA, 2007; COLPAERT, 2008).

Assumindo que a difusão no estado sólido seja insignificante, é possível utilizar as equações de Scheil para a segregação de soluto (Equação 2) e determinar as concentrações de soluto no sólido e no líquido.

$$C_S = kC_0(1 - f_S)^{k-1} \quad \text{ou} \quad C_L = C_0f_L^{k-1} \quad (2)$$

Onde f_S é a fração sólida e f_L é a fração líquida. O soluto rejeitado para o líquido devido ao crescimento do sólido se acumula na interface S/L, ficando super-resfriado nesta região de acúmulo. Este fenômeno é conhecido como super-resfriamento constitucional. De acordo com o grau de super-resfriamento constitucional, diferentes modos de solidificação podem ocorrer durante a transformação líquido/sólido. A Figura 7 apresenta os diferentes modos de solidificação que, em geral, ocorrem num metal de solda.

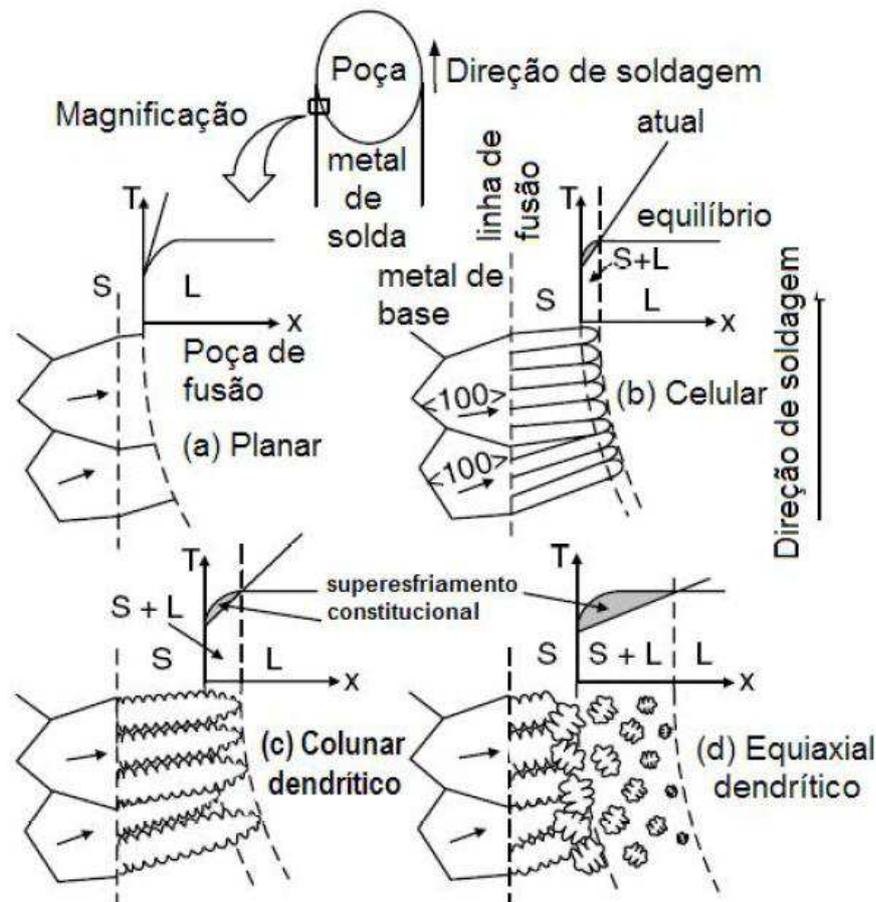


Figura 7: Diferentes modos de solidificação na poça de fusão.
 Fonte: Adaptado de Silva (2010) e Kou (2003).

Em geral, durante a solidificação do metal de solda podem ocorrer vários modos de solidificação, conforme apresenta a Figura 8. Ou seja, a zona fundida inicia seu processo de solidificação em um modo planar. Em seguida, conforme o grau de super-resfriamento constitucional vai aumentando, o modo de solidificação vai mudando para celular, celular dendrítico, colunar dendrítico e equiaxial dendrítico (KOU, 2003). Silva (2010) também verificou transição no modo de solidificação de um metal de solda de liga de Ni *Hastelloy* C-276 (Figura 9).

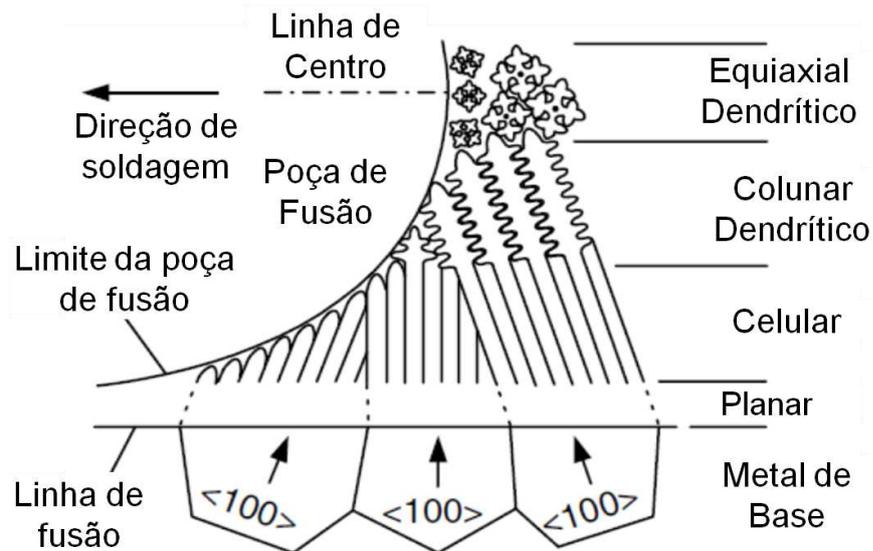


Figura 8: Variação do modo de solidificação através do metal de solda.
 Fonte: Adaptado de Kou (2003).

Para soldagens similares (onde a diferença de composição química entre o metal de base e metal de adição não é significativa), ou quando a soldagem ocorre entre materiais de mesma estrutura cristalina, a solidificação da poça de fusão se inicia através do arranjo de átomos do líquido sobre os grãos do metal de base, estendendo-se sem alterar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica. Este processo é conhecido por Crescimento Epitaxial (Figura 10).

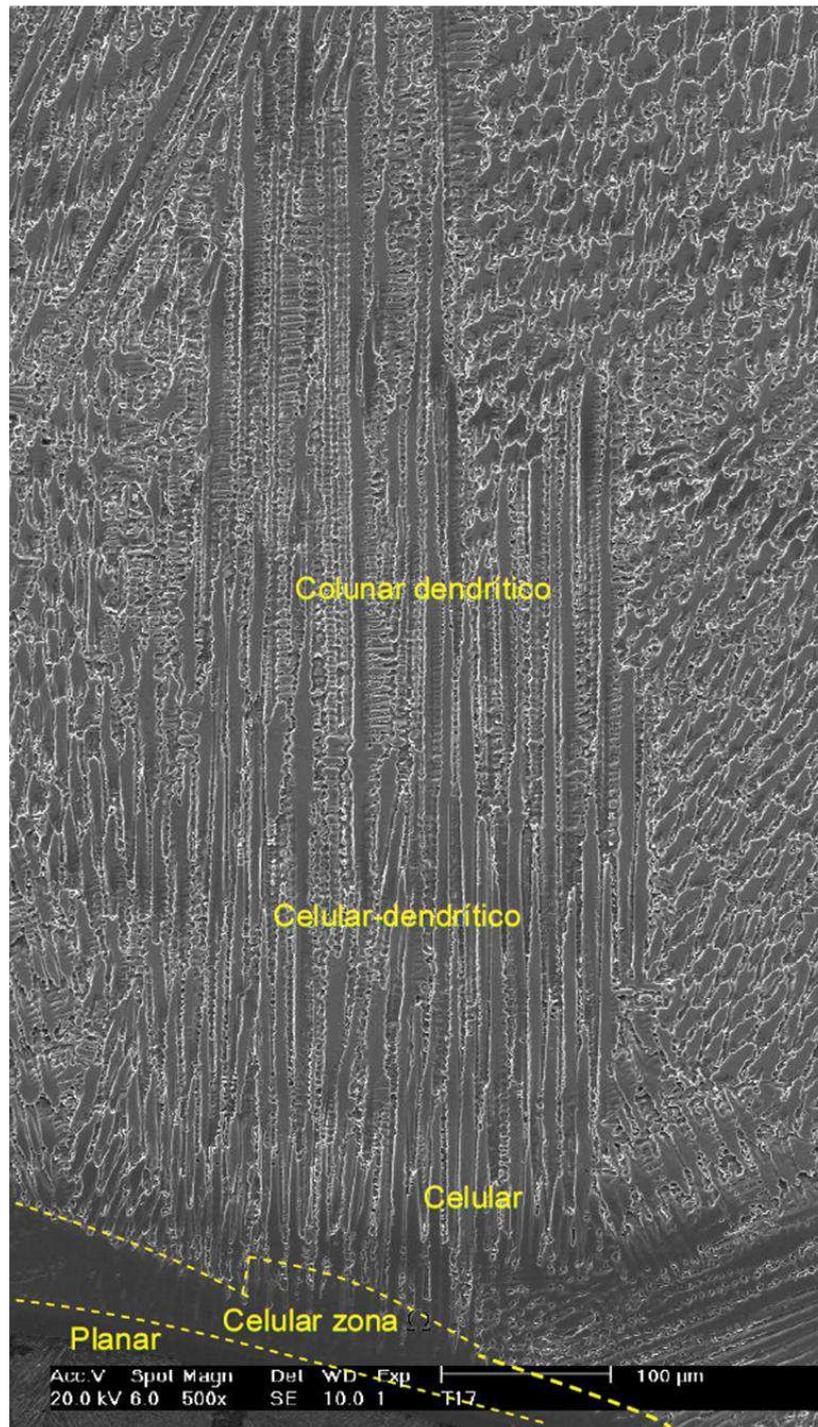


Figura 9: Microestrutura de um metal de solda de liga *Hastelloy C-276*.
Fonte: Silva (2010)

Após a nucleação epitaxial, o processo de solidificação evolui em direção à linha central da solda através de um mecanismo denominado de Crescimento Competitivo, isto é, grãos com suas direções de fácil crescimento orientadas sobre o eixo de fluxo de calor tendem a suprimir o crescimento dos grãos cuja direção de

fácil crescimento não está orientada. A direção de fácil crescimento para estruturas CFC e CCC é (100). (KEJELIN, 2006; KOU, 2003).

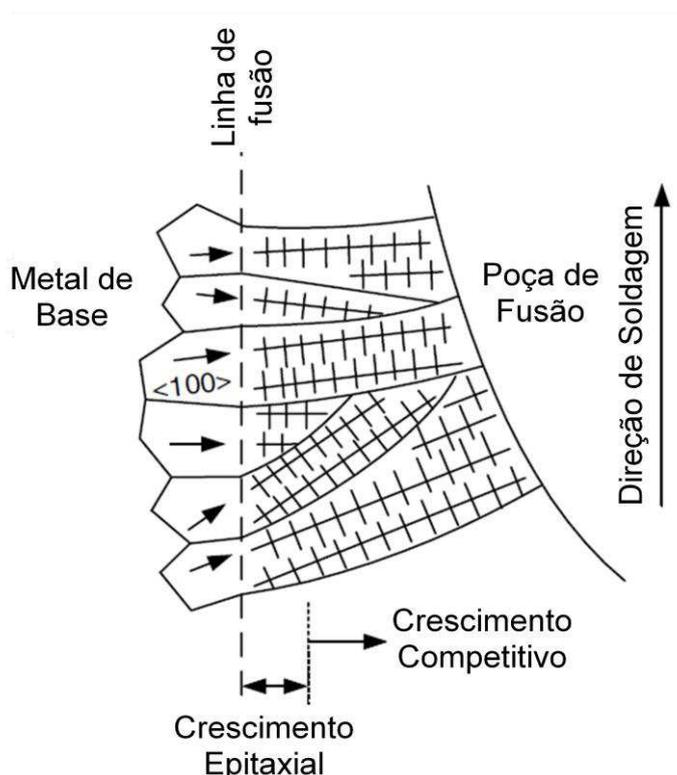


Figura 10: Nucleação epitaxial e crescimento competitivo.
Fonte: Adaptado de Kou (2003).

No entanto, na soldagem entre dois materiais dissimilares (diferença significativa de composição química) nem sempre a nucleação e crescimento epitaxial são possíveis. Isto é, quando um metal de solda – na temperatura de solidificação – possui uma estrutura cristalina CFC e um metal de base é CCC, o arranjo dos átomos na linha de fusão torna-se mais difícil e nem sempre o mecanismo de crescimento epitaxial é possível. Desta forma, o comportamento de solidificação de soldas dissimilares pode desviar bastante daquele observado em soldas homogêneas ou similares. (NELSON *et al.*, 1999; KOU, 2003; KEJELIN, 2006; SILVA, 2010)

NELSON *et al.* (1999) estudaram o processo de nucleação na soldagem dissimilar e verificaram que quando metal de base e metal de solda apresentam estruturas cristalinas diferentes na temperatura de solidificação, o processo de nucleação ocorre de forma heterogênea com a formação de cristais no metal de

solda sobre sítios na zona parcialmente fundida com misorientação aleatória em relação aos grãos do substrato. A morfologia da linha de fusão observada por Nelson *et al.* (1999), difere bastante em relação à normalmente encontrada em soldas homogêneas. A Figura 11 apresenta uma ausência de continuidade ou mesmo de correlação entre os contornos de grão da ZTA e contornos de grão de solidificação no metal de solda, bem como a presença de inúmeros pequenos grãos equiaxiais (setas pretas) nucleados a partir de um mesmo grão da ZTA na linha de fusão.

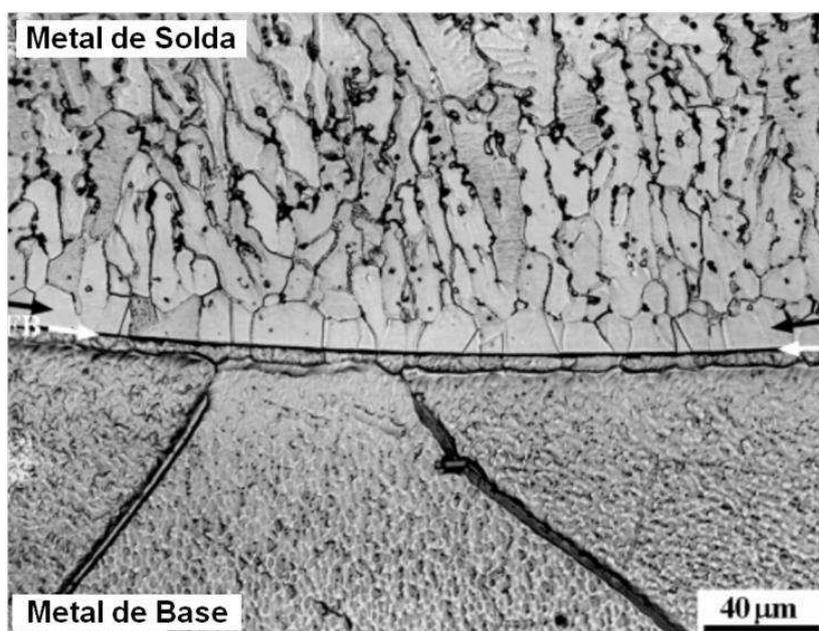


Figura 11: Interface dissimilar aço 409/Monel. Grãos equiaxiais na linha de fusão.
Fonte: Nelson *et al.* (1999).

O mecanismo mais provável de nucleação na linha de fusão, em soldas dissimilares, é a formação de núcleos sólidos por nucleação heterogênea na zona fundida ao longo dos grãos parcialmente fundidos na ZTA, formando uma zona coquilhada similar à fundição. Os sítios mais prováveis fornecidos pelos grãos parcialmente fundidos para esta nucleação heterogênea são partículas da fase sólida, encontro de dois contornos de grãos da ZTA, inclusões, precipitados, etc. Estes sítios são interfaces pré-existentes que diminuem o sub-resfriamento necessário para nucleação, reduzindo significativamente a barreira de energia livre crítica e seriam os principais responsáveis pela formação dos grãos equiaxiais aleatoriamente orientados formados na zona coquilhada, como resultado do

encontro das frentes de solidificação dos vários núcleos formados. Uma vez formados estes núcleos nos contornos de grão, a solidificação tende a ocorrer por crescimento competitivo, similarmente ao que ocorre nos processos de fundição (NELSON *et al.*, 1999; KOU, 2003; KEJELIN, 2006).

2.1.2.1.1 Sequência de Solidificação e Microsegregação

A Tabela 4 apresenta sequências de solidificação observadas em metais de solda (por fusão) de algumas ligas de Ni endurecidas por solução sólida. Esta tabela indica uma tendência geral entre a composição da liga e microestrutura da zona de fusão.

Tabela 4: Sequências de transformação de fase observadas em soldas por fusão de ligas de Ni endurecidas por solução sólida

Liga	Sequência de transformação
Hastelloy C-276	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + P \rightarrow \gamma + P \rightarrow \gamma + P + \mu$
Hastelloy C-22	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \sigma \rightarrow \gamma + \sigma \rightarrow \gamma + \sigma + P \rightarrow \gamma + P + \sigma + \mu$
Hastelloy C-4	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \text{TiC} \rightarrow \gamma + \text{TiC}$
Inconel 625 (0,38Si; 0,008C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \text{NbC} \rightarrow L + \gamma + \text{NbC} + \text{M}_6\text{C} \rightarrow L + \gamma + \text{NbC} + \text{M}_6\text{C} + \text{Laves} \rightarrow \gamma + \text{NbC} + \text{M}_6\text{C} + \text{Laves}$

Fonte: CIESLAK *et al.* (1986), CIESLAK (1991), PERRICONE *et al.* (2003) e DuPONT *et al.* (2009).

A evolução da microestrutura em metais de solda de ligas Ni do sistema Ni-Cr-Mo, em geral, contempla a formação de fases de arranjo topologicamente fechado (fases TCP) tais como σ , μ e P , que são estabilizadas pela presença de Mo e W. Estas fases, geralmente, são indesejáveis tanto do ponto de vista da soldabilidade quanto do ponto de vista das propriedades mecânicas.

Ligas do sistema Ni-Cr-Mo com teores de até 15%Mo e teores muito baixos de Fe e W, podem se solidificar predominantemente em fase única (γ) sem a formação de fases TCP. Isto é, não existe segregação suficiente de Mo e Ni para produzir fases TCP. Um exemplo para esta situação é a liga *Hastelloy C-4* (Tabela 4). Embora não apresente fases TCP, esta liga apresenta a fase TiC em pequenas quantidades.

Com maiores quantidades de Mo, associado com a presença de Fe e W, as fases TCP praticamente não podem ser evitadas na zona de fusão durante a

solidificação. O tipo e a quantidade de fases TCP que se formam e suas sequências de transformação dependerá da composição química da liga.

CIESLAK *et al.* (1986) investigaram o processo de solidificação de metais de solda nas ligas de Ni *Hastelloy* C-22 e C-276. Como na época de tal investigação os autores não dispunham Projeções *Liquidus* com a influência de vários componentes (multicomponentes), a evolução microestrutural foi avaliada com o auxílio de Projeções Isotérmicas (Figura 12) e o emprego de modelo de composições equivalentes dado pelas equações a seguir:

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Fe + \Sigma\%X_i \quad (3)$$

$$Mo_{eq} = \%Mo + \%W \quad (4)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr \quad (5)$$

onde $\Sigma\%X_i$ representa o somatório de todos os elementos minoritários. Este modelo de composições equivalentes está apresentado na Figura 12, para seções isotérmicas em 1250° C e 850° C.

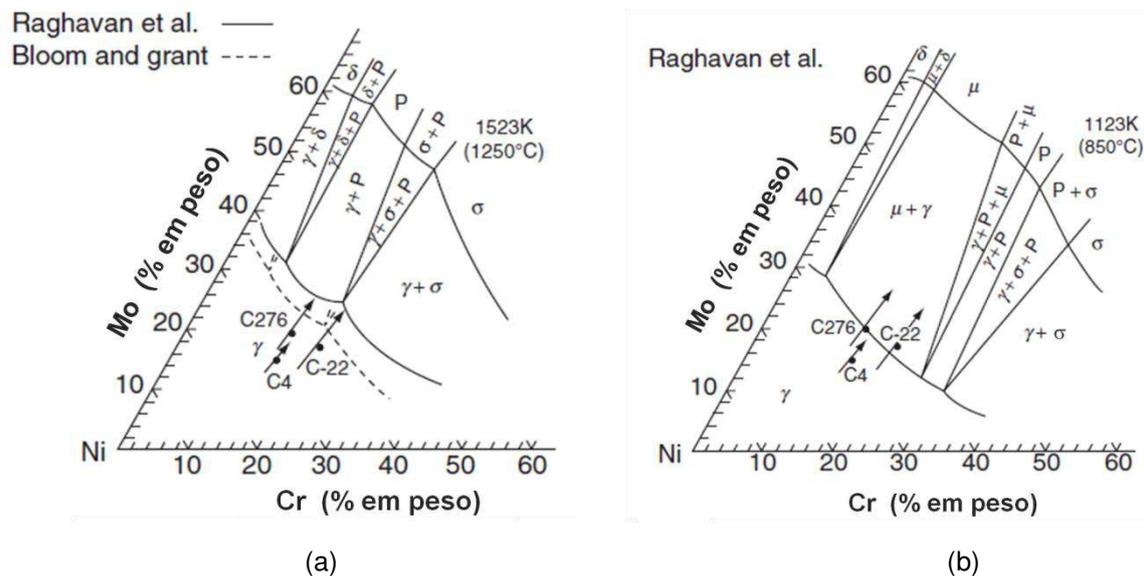
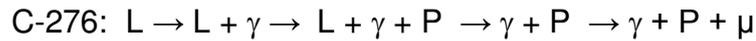
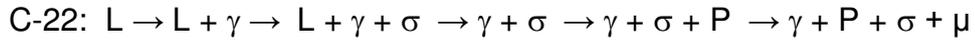


Figura 12: Composições Ni-Cr-Mo equivalentes para as ligas Hastelloy C-4, C-22 e C-276 plotadas em seções isotérmicas em a) 1250°C e b) 850°C.

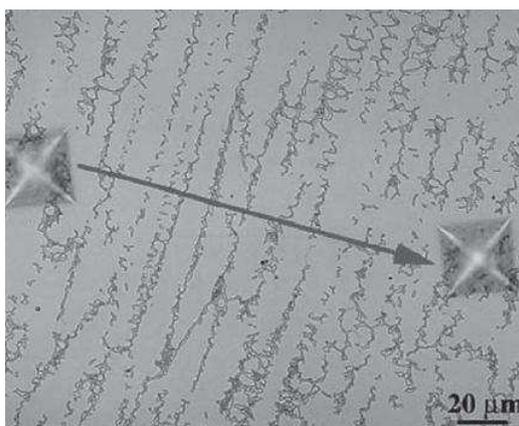
Fonte: Cieslak *et al.* (1986)

O ponto associado a cada seta representa a composição nominal equivalente de cada liga. A parte inferior (ou “cauda”) da seta representa a composição equivalente do núcleo da dendrita enquanto que a parte superior da seta (ou

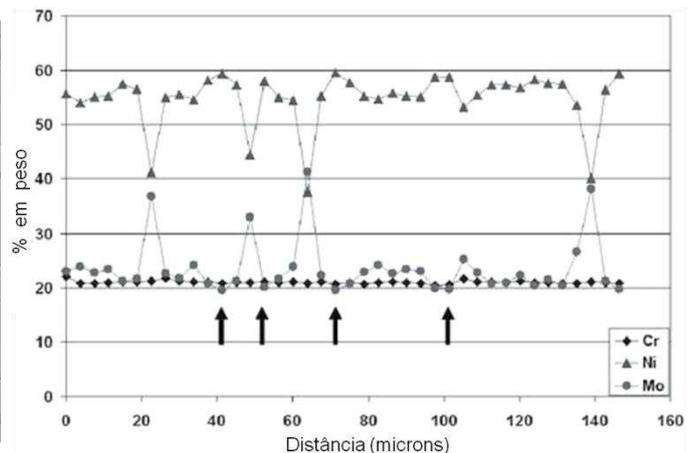
“cabeça”) representa a composição interdendrítica equivalente. Assim, a seta representa a variação da composição equivalente através da subestrutura dendrítica. Com base nestas análises as seguintes sequências de transformações foram propostas para os metais de solda (por fusão) das ligas C-22 e C-276:



Para cada liga (C-22 e C-276) a fase μ se forma como um produto de uma transformação de estado sólido, já que estas fases não estão presentes na liga em altas temperaturas (1250°C). Além disso, as regiões de estabilidade destas fases são fortemente dependentes da composição química. Outra inferência que se obtém a partir da análise das seções isotérmicas da Figura 12 é a confirmação de que as fases TCP, tais como P, σ e μ se formam nas regiões interdendríticas, já que é no final da solidificação (representado pela “cabeça” da seta) que se alcançam os campos de formação destas fases TCP. A Figura 13 confirma a presença de fase TCP (fase P) em regiões interdendríticas. Nota-se que, quando o teor de Mo é aumentado (regiões interdendríticas), ocorre um empobrecimento de Ni na mesma região.



(a)



(b)

Figura 13: Exemplo de fase P interdendrítica e microsegregação de Ni, Cr e Mo observada em metal de solda de uma liga do sistema Ni-Cr-Mo. (a) Microestrutura mostrando a linha na qual foram realizadas medidas de composição e (b) Resultado das composições para Ni, Cr e Mo.

Fonte: PERRICONE e DUPONT (2006).

No entanto, estes dados foram novamente avaliados em mais detalhes por PERRICONE *et al.* (2003) utilizando Projeções *Liquidus* (com a influência de vários elementos - multicomponentes) e modelagem da solidificação. Estas Projeções foram calculadas com base em dados e algoritmos termodinâmicos computacionais e validadas com Diagramas *Liquidus* construídos experimentalmente. Assim, estas Projeções *Liquidus* Multicomponente (Figura 14 e Figura 15) fornecem uma interpretação mais precisa do desempenho da solidificação destas ligas, quando comparadas com seções isotérmicas, porque elas levam em conta a estabilidade das fases nas temperaturas de solidificação.

As linhas sólidas no diagrama da Figura 14 e da Figura 15 são denominadas Linhas de Contorno (ou do inglês, *line of twofold saturation*), que podem ser interpretada como sendo a interseção entre duas Superfícies *Liquidus*, separando dois campos de fases primárias de solidificação diferentes. As setas nestes diagramas representam o Caminho (ou trajetória) do Processo de Solidificação (ou do inglês, *solidification path*) calculado com base no modelo de Mehrabian-Flemings. Ou seja, a seta no caminho da solidificação indica a direção na qual a composição do líquido muda com a redução da temperatura. A equação para o modelo de Mehrabian-Flemings é a seguinte:

$$C_{I,Mo} = C_{0,Mo} \left(\frac{C_{I,Cr}}{C_{0,Cr}} \right)^{\frac{k_{Mo}-1}{k_{Cr}-1}} \quad (6)$$

onde,

$C_{I,i}$ = composição no líquido do elemento i,

$C_{0,i}$ = composição nominal do elemento i

k_i = coeficiente de partição para o elemento i.

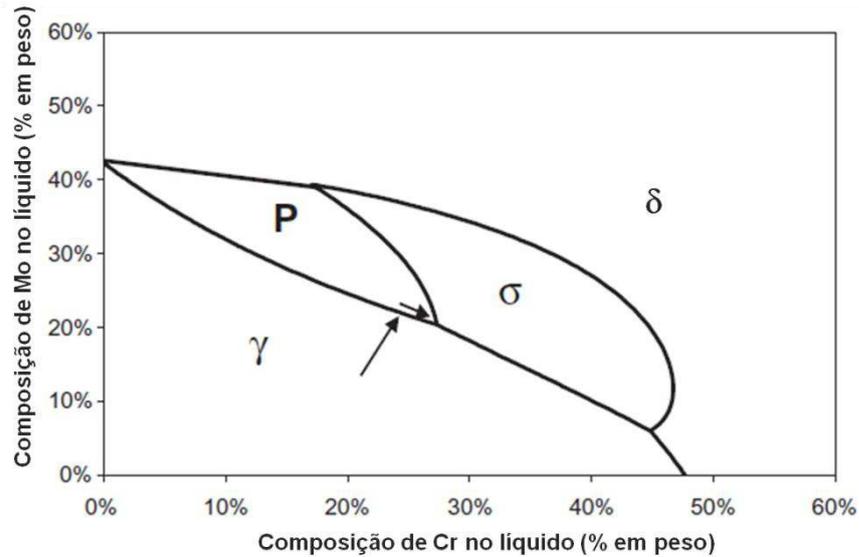


Figura 14: Projeção *Liquidus* Calculada e Caminho de Solidificação para a liga *Hastelloy C-22*.
 Fonte: PERRICONE *et al.* (2003).

Este modelo leva em conta que o conteúdo de Mo do líquido é uma função das composições nominais de Mo e Cr, bem como do conteúdo de Cr no líquido antes da solidificação. A direção do caminho de solidificação é determinado pelos coeficientes de partição k_{Mo} e k_{Cr} , que governam a redistribuição de soluto durante a solidificação.

O início da seta, nas projeções *liquidus*, representa a composição nominal da liga, enquanto que a outra extremidade (a “cabeça”) representa a variação e concentração de Mo e Cr no líquido interdendrítico durante o processo de solidificação.

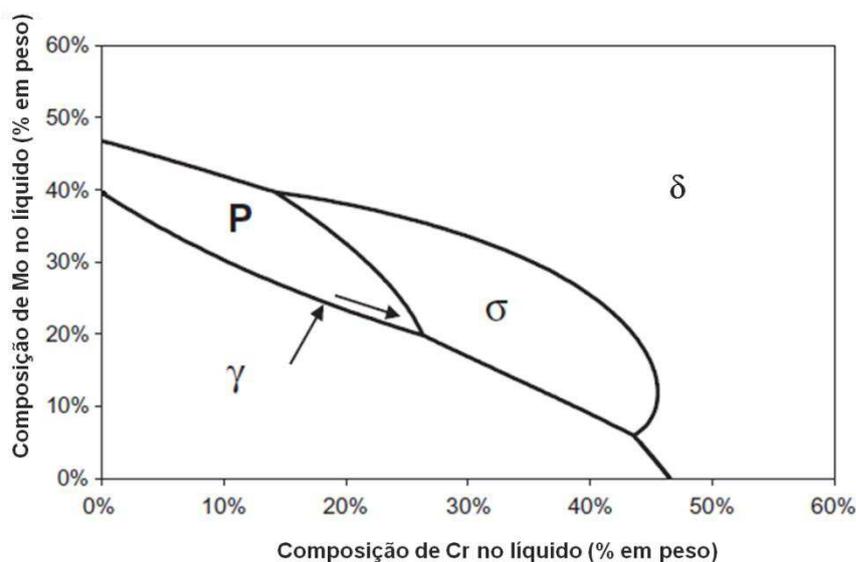
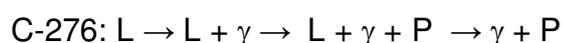


Figura 15: Projecção *Liquidus* Calculada e Caminho de Solidificação para a liga *Hastelloy C-276*.
Fonte: PERRICONE *et al.* (2003).

Analisando-se as projeções *liquidus* da Figura 14 e da Figura 15, nota-se que a fase P é realmente um produto de solidificação para ambas as ligas. Para a liga C-22, tanto a fase P quanto a fase σ se formam durante a solidificação. Já para a liga C-276 apenas a fase P se forma durante a solidificação. A diferença é provocada pela diferença dos teores de Cr entre as duas ligas e seu efeito associado com o caminho da solidificação. A liga C-22 apresenta maiores teores de Cr (21% vs. 16%). A liga C-22 inicia a sua cristalização através da reação $L \rightarrow \gamma$ e seu caminho de solidificação avança até encontrar a linha de contorno γ/P , onde se inicia a reação $L \rightarrow \gamma + P$. Devido à pequena distância entre esta interseção e o ponto eutético ternário (γ - σ -P), o líquido interdendrítico remanescente não será totalmente consumido antes de alcançar este ponto eutético. Após alcançar este ponto, a seguinte reação acontecerá: $L \rightarrow \gamma + P + \sigma$. Nota-se, então, que neste caso a fase P se forma antes da fase σ . Esta é a principal diferença entre a sequência de solidificação proposta com base nas seções isotérmicas (CIESLAK *et al.*, 1986) e a sequência baseada na análise das projeções *liquidus* (PERRICONE *et al.*, 2003), apresentada a seguir:



A liga *Hastelloy C-276* também inicia sua cristalização através da reação $L \rightarrow \gamma$ até o caminho de solidificação alcançar a linha de contorno γ/P , onde se inicia a reação $L \rightarrow \gamma + P$. Devido à distância entre esta interseção (γ/P) e o ponto eutético ternário ($\gamma\text{-}\sigma\text{-}P$) ser relativamente grande, o líquido interdendrítico remanescente será totalmente consumido antes de alcançar este ponto eutético ternário, evitando a formação da fase σ . Assim, para esta liga C-276, apenas a matriz γ e fase P serão sólidos de solidificação primária. Assim, a seguinte sequência de solidificação foi sugerida para esta liga:



Segundo alguns autores (CIESLAK *et al.*, 1986; SILVA, 2010) afirmam que ainda é possível a formação da fase μ , em ambas as ligas C-22 e C-276, durante reações de estado sólido através da decomposição da fase P.

Além disso, PERRICONE *et al.* (2003) afirmam os maiores teores de Fe podem alterar as linhas de contornos das projeções *liquidus* no sentido de estabilizar o campo da fase σ , enquanto que adições de W expande o campo da fase P. Além disso, maiores teores de Cr favorecem a formação da fase σ , enquanto que o Mo favorece a formação da fase P. Note que esta tendência está consistente com a composição química destas fases apresentadas na Tabela 3, onde a fase σ apresenta maiores teores de Cr e Fe enquanto a fase P apresenta maiores percentuais de W e Mo.

2.1.2.1.2 Contornos de Grão em Metal de Solda Austenítico

O conhecimento e compreensão dos contornos, ou interfaces, existentes em metais de solda de liga de níquel torna-se relevante já que vários fenômenos e defeitos que acontecem durante a soldagem ou durante o serviço estão associados a estes contornos.

A Figura 16 apresenta os principais tipos de contornos presentes nos metais de solda austeníticos em ligas de Ni: contornos de subgrão de solidificação, contornos de grão de solidificação e contornos de grão migrados.

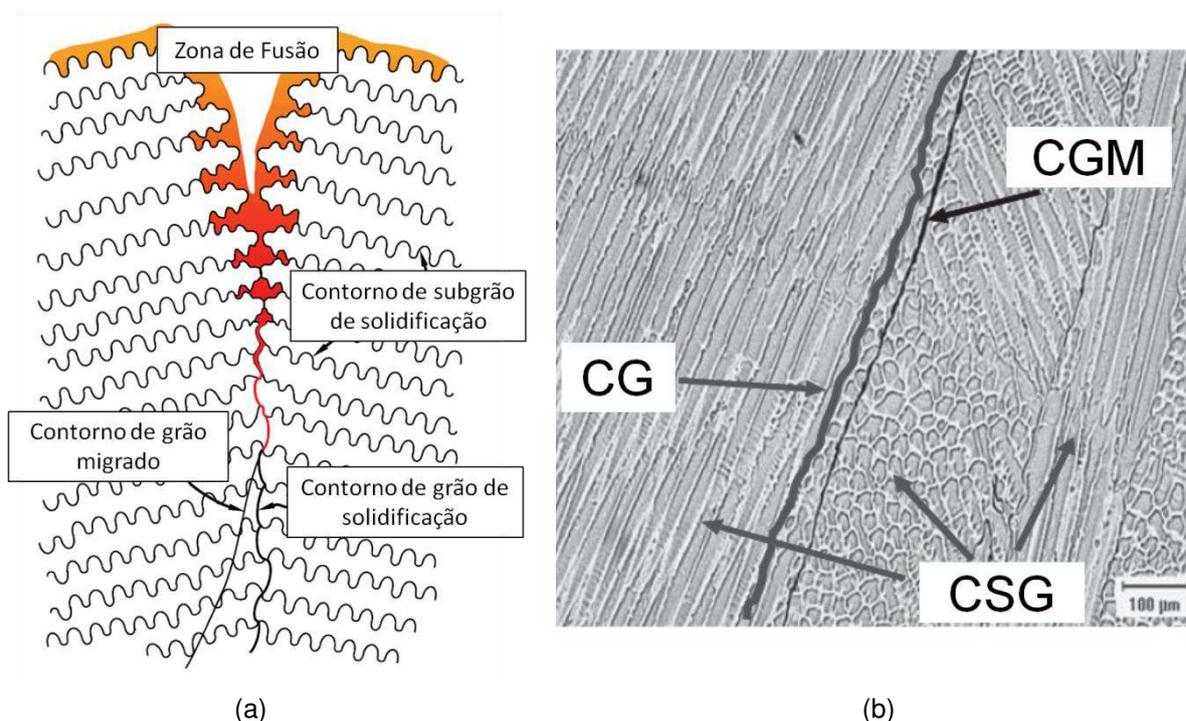


Figura 16: Contorno de grãos em metal de solda austenítico (a) representação esquemática e (b) metal de solda austenítico de uma liga de Ni.

Fonte: DuPONT *et al.* (2009)

Os *Contornos de Subgrão (CSG)* de solidificação se formam dentro de grãos solidificados como resultado da instabilidade da frente de solidificação. Os subgrãos são conhecidos como células ou dendritas e os contornos que separam subgrãos adjacentes são conhecidos como CSGs. Uma das características dos CSGs é que eles são contornos de baixo ângulo, isto é, de pequena desorientação (*misorientation*) cristalográfica. Devido a isto, os CSGs apresentam baixa densidade de discordâncias.

Os *Contornos de Grão (CG)* de solidificação resultam da interseção de “pacotes” ou grupos de subgrãos. Assim, os CGs são o resultado do crescimento competitivo dos grãos (grupo de subgrãos) durante a solidificação do metal de solda. Devido ao alto grau de desorientação cristalográfica, os CGs são denominados de contornos de grão de alto ângulo. Esta desorientação é resultante de uma rede de discordâncias ao longo do CG. E, além de uma componente cristalográfica (*crystallographic component*), os CGs também apresentam uma componente composicional (*compositional component*) resultante da redistribuição de soluto durante a solidificação. Em geral, altas concentrações de soluto e impurezas estão presentes nos CGs (RAMIREZ e LIPPOLD, 2004a; DuPONT *et al.*, 2009).

Uma vez que o metal de solda tenha se solidificado, é possível que a componente cristalográfica do CG migre a partir da sua posição original a fim de reduzir seu estado de energia, abandonando a componente composicional ou pelo menos parte dela, dando origem a um novo contorno de grão (migrado). Este novo contorno leva consigo a desorientação cristalográfica de alto ângulo (em geral maiores do que 30 graus) herdada do CG original e passa a ser denominado de *Contorno de Grão Migrado* (CGM). Estes contornos costumam conter precipitados próximos a eles ou no próprio contorno (Figura 17).

Na ausência de agentes que promovem a ancoragem (*pinning*) de contornos de grãos, tais como precipitados ou fases intermetálicas, os CGMs serão relativamente retos, enquanto que na presença desses agentes os CGMs podem se apresentar “tortuosos” (Figura 18). Além disso, a distância pela qual este contorno migra é uma função da taxa de resfriamento durante a solidificação, onde taxas mais lentas fornecem mais tempo para a migração. Adicionalmente, mais migrações podem ocorrer em casos de reaquecimento do metal de solda tais como em soldagem multipasses e soldagem de revestimento (RAMIREZ e LIPPOLD, 2004b).



Figura 17: Precipitados do tipo $M_{23}C_6$ ($<0,5\mu m$) em CGM de uma liga de níquel Ni-Cr-Mo.
Fonte: Nissley (2006)

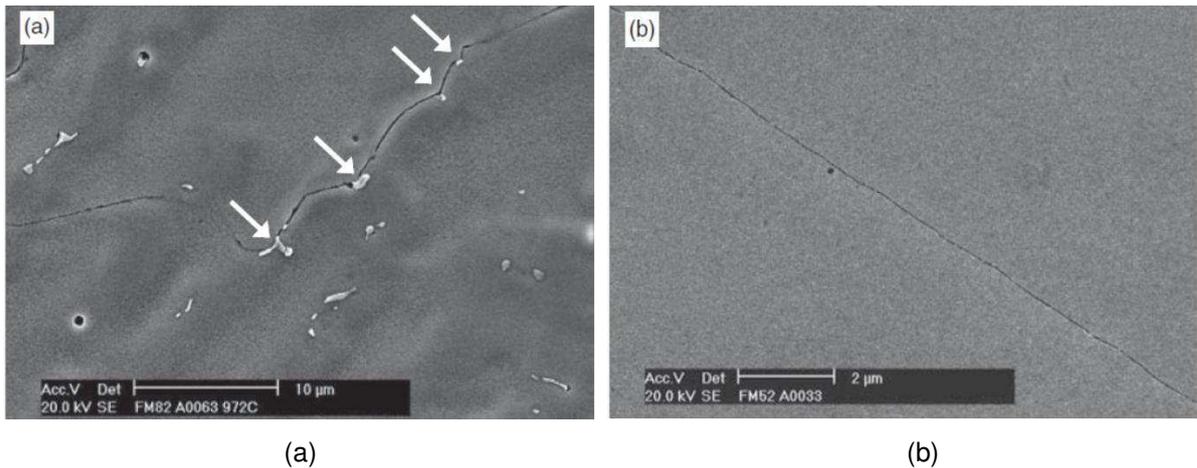


Figura 18: Contornos de grão migrados (a) “tortuoso” devido ao efeito de ancoragem de carbonetos tipo MC e (a) “reto” com ausência de precipitados.
 Fonte: RAMIREZ e LIPPOLD (2004b) e DuPONT *et al.* (2009).

Os CGMs estão associados a um fenômeno denominado de “trincamento por redução de ductilidade - TRD” (*ductility-tip cracking, DDC*) que ocorre em metais de solda de liga de Ni. Ou seja, este TRD sempre ocorre ao longo de contornos de grãos migrados no metal de solda de liga de níquel. A Figura 19 apresenta este tipo de trinca em um metal de solda de liga de níquel do sistema Ni-Cr-Mo.

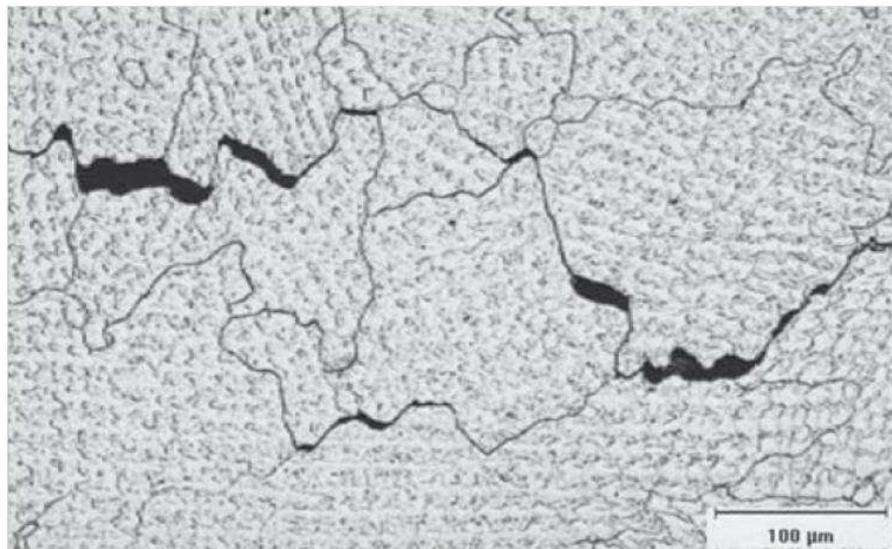


Figura 19: Trincamento por redução de ductilidade em um metal de solda de uma liga de níquel Ni-Cr-Mo. Fonte: DuPONT *et al.* (2009).

TRD pode ser um sério problema de soldabilidade em muitos metais de solda de liga de níquel, particularmente em soldas multipasses em seções espessas onde os níveis de restrição são altos. TRD é um fenômeno de estado sólido onde ocorre uma redução abrupta da ductilidade entre a temperatura solidus (T_s) e $0,5T_s$, ao longo de uma faixa estreita de temperatura. Além disso, a resistência ao TRD de um metal de solda de liga de níquel pode ser influenciada pelo controle da natureza da precipitação de carbonetos nos contornos de grãos. RAMIREZ e LIPPOLD (2004b) afirmam que no caso em que nenhum precipitado se forma no contorno de grão, estes contornos são relativamente retos e os campos de deformação se acumulam em pontos tripos de contornos de grão devido ao cisalhamento entre os grãos (*grain boundary sliding*), Figura 20a. Assim, a trinca se iniciará neste ponto triplo. Em metais de solda que apresentam precipitados ao longo de contornos de grãos migrados sob aplicação de deformação, a deformação se acumulará em pontos tripos e na interface matriz/precipitado, como mostrado na Figura 20b. Neste caso, os precipitados reduzem o cisalhamento entre grãos, mas ainda estão relativamente retos e a suscetibilidade ao TRD é esperada ser ainda alta. Ou seja, a deformação acumulada ao redor dos precipitados pode resultar na formação de vazios ao redor dos mesmos. O crescimento e ligação (coalescência) destes vazios resultam na formação de microtrincas que antecedem o TRD. Por outro lado, Quando precipitados são formados no final da solidificação e promovem ancoragem dos CGM, a distribuição de deformações muda drasticamente conforme apresenta a Figura 20c. Contornos de grão tortuosos, resultantes do efeito de ancoragem dos precipitados, promovem um bloqueio mecânico que efetivamente reduz ao cisalhamento entre os grãos. Embora o TRD possa acontecer nessa situação, a deformação requerida para iniciar o trincamento é mais alta e as trincas apresentarão uma tendência de serem mais curtas. (RAMIREZ e LIPPOLD, 2004b; DuPONT *et al.*, 2009)

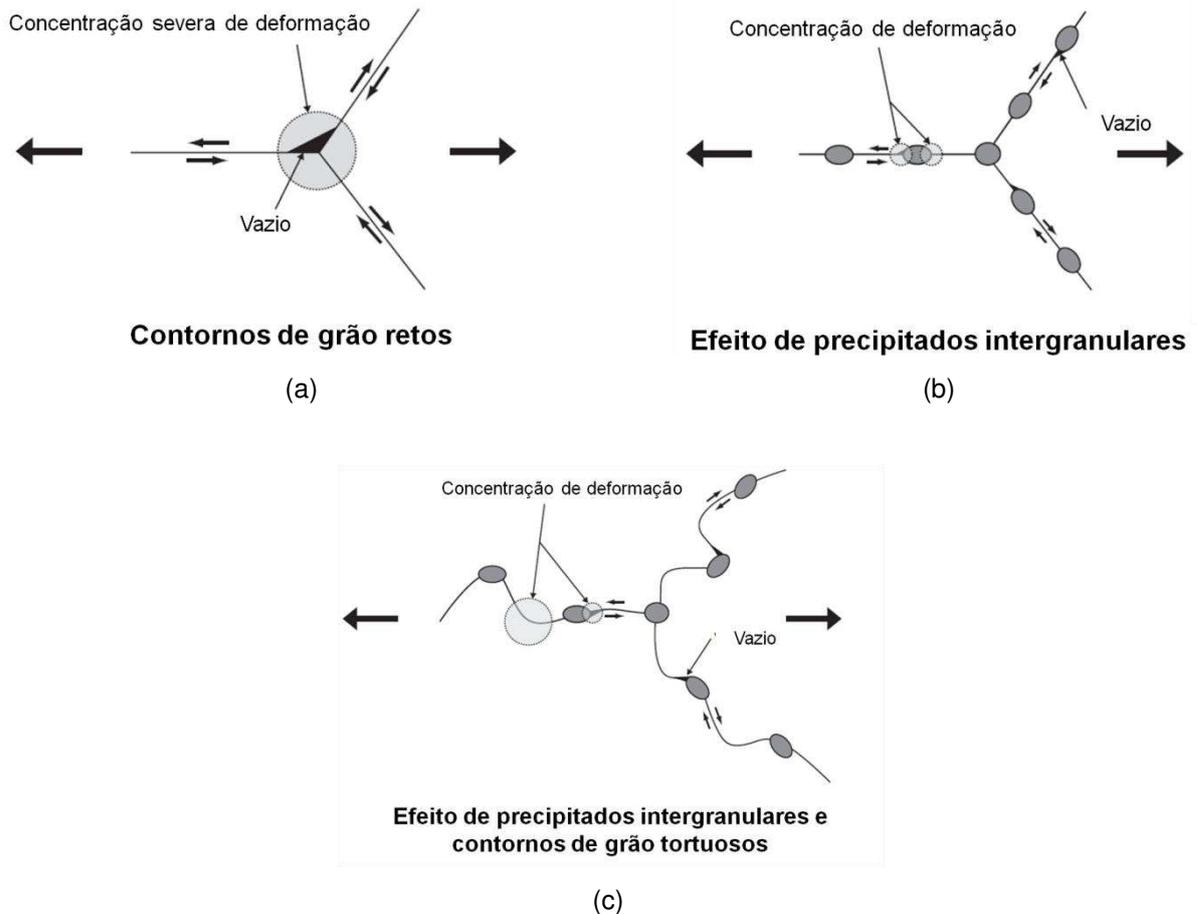


Figura 20: Representação esquemática apresentando concentração de deformações como uma função da geometria do contorno e desempenho da precipitação.
 Fonte: RAMIREZ e LIPPOLD (2004b)

O real efeito de fases intermetálicas (intergranular ou intragranular) sobre o cisalhamento entre grão e a formação de vazios irá depender do tipo da fase, tipo de interface com a matriz, tamanho e distribuição, além da faixa de temperatura de formação da mesma. A suscetibilidade ao TRD também pode ser acentuada pela presença de segregação de impurezas, embora esta segregação não seja necessária para a formação de TRD. Além disso, a mudança do gás de proteção de 98Ar-2H₂ para 100% hélio aumenta substancialmente a resistência ao TRD (COLLINS e LIPPOLD, 2003; RAMIREZ e LIPPOLD, 2004b; RAMIREZ *et al.*, 2006; DuPONT *et al.*, 2009).

2.2 Aços para Dutos Condutores de Hidrocarbonetos

Na construção de um oleoduto ou gasoduto, o aço representa aproximadamente metade do valor da obra, constituindo-se, portanto, um item importante. A classe de ligas utilizada para a fabricação de tubos para dutos inclui os aços carbono e os aços de alta resistência e baixa liga – ARBL (FREIRE, 2009).

Os aços ARBL são aqueles que atingem elevados níveis de resistência, aliados a boa tenacidade e soldabilidade. Estas propriedades dos aços ARBL modernos são função dos mecanismos de endurecimento, tais como refino de grão, endurecimento por solução sólida, e endurecimento por precipitação. Destes, o principal é o refino de grão (SIWECKI e ENGBERG, 2007).

A produção dos aços ARBL sofreu grande evolução ao longo das últimas décadas. No início do século passado, a filosofia de produção dos aços estruturais de alta resistência estava embasada exclusivamente no limite de resistência. Propriedades importantes, tais como tensão de escoamento e soldabilidade, não eram consideradas. O teor de carbono era elevado, da ordem de 0,3%, e o manganês oscilava entre 0,7% e 1,2%. A presença de consideráveis quantidades de perlita era a principal responsável pela resistência do aço. Embora produzidos por laminação, não havia controle de temperatura. A substituição do uso de rebites pela soldagem por fusão chamou atenção para as falhas por fratura frágil, o que levou à busca da melhor tenacidade. Além do mais, compreendeu-se que alta tensão de escoamento era mais importante do que alto limite de resistência.

Esse quadro mudou consideravelmente com o advento da adição dos elementos “microligantes”, tais como nióbio, vanádio e titânio. Estes são elementos capazes de produzir efeitos significativos nas propriedades, quando presentes em teores muito baixos (de 0,01% a 0,10%). Tais adições têm de ocorrer necessariamente em pequenas quantidades, pois os elementos formam carbonetos e nitretos que apresentam baixa solubilidade no aço. A presença desses elementos possibilitou a substituição da perlita por outros mecanismos de endurecimento, principalmente o refino de grão ferrítico e endurecimento por precipitação, melhorando consideravelmente a tenacidade. Ao mesmo tempo, a laminação passou a ser controlada, ou seja, deixou de representar apenas um meio de reduzir a espessura, e tornou-se um tratamento termomecânico, responsável por conferir as propriedades visadas no aço. Composição química, microestrutura, propriedades

mecânicas, soldabilidade e resistência à corrosão passaram a ser tratadas em associação com determinada rota de produção (SIWECKI e ENGBERG, 2007; FREIRE, 2009).

Assim, os aços ARBL têm evoluído constantemente e, atualmente, já é possível encontrar comercialmente aços com resistência ao escoamento atingindo 690MPa (100ksi). Além deste, já existe desenvolvimento de aços com até 830 MPa (120ksi) de limite de escoamento (FREIRE, 2009).

Em geral, os aços desenvolvidos para aplicação em dutos possuem especificações de acordo com o Instituto Americano de Petróleo (*American Petroleum Institute - API*). A norma API 5L de 2007 (*Specification for Line Pipe*) versa sobre tubos com e sem costura, e estabelece requisitos para dois níveis de especificações de produtos (*Product Specification Levels, PSL*): PSL1 e PSL2 (API 5L, 2007).

Estes níveis diferem em requisitos técnicos. No primeiro, PSL1, especificam-se apenas os limites mínimos. No segundo, PSL2, especificam-se os limites mínimos e máximos de tensão de escoamento e de limite de resistência. O nível PSL2 possui requisitos mandatórios para: carbono equivalente (CE), tenacidade à fratura sob forma de ensaios de impacto tipo Charpy, valores máximos de resistência à tração e limite de escoamento. A norma em questão abrange os graus A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80, X90, X100 e X120. Nos graus "X" os dois algarismos significam a tensão de escoamento mínima especificada em ksi. Tubos PSL1 podem ser fornecidos desde o grau A25 até o grau X70, enquanto tubos PSL2 podem ser fornecidos do grau B até o grau X120 (API 5L, 2007).

O aço API 5L Gr B é um material bastante empregado na construção de tubulações para transporte de petróleo, gás natural e seus derivados (gasolina, diesel) devido ao seu custo acessível. Geralmente as tubulações desta especificação não trabalham em pressões superiores a 1,176MPa (12 kgf/cm²). Por exemplo, o Gasoduto para Rede de Distribuição Interna da Sede do Município de Campina Grande possui tubulações de aço API 5L Gr B com diâmetros de 6 e 8 polegadas (152,4 e 203,2mm) cuja pressão máxima não é superior a 10 kgf/cm² (PBGÁS, 2004).

A Tabela 5 apresenta as especificações de composição química, conforme a norma API 5L, para um duto API 5L Gr B de acordo com o nível de especificação do

produto (PSL1 e PSL2). Analogamente, a Tabela 6 mostra as especificações de propriedades mecânicas para estes dutos.

Tabela 5: Especificações de composição química para um duto API 5L Gr B.

Tubos	Nível de especificação de produto – PSL1				
	Cmáx (%)	Mnmáx (%)	Pmáx (%)	Smáx (%)	Timáx (%)
API 5L Gr B					
Sem costura	0,28	1,20	0,030	0,030	0,04
Com costura	0,26	1,20	0,030	0,030	0,04
Nível de especificação de produto – PSL2					
	Cmáx (%)	Mnmáx (%)	Pmáx (%)	Smáx (%)	Timáx (%)
Sem costura	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04
Com costura	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04

Fonte: API 5L (2007).

Tabela 6: Especificações de propriedades mecânicas para um duto API 5L Gr B.

Especificação	Nível de especificação de produto – PSL1			
	Limite de escoamento (σ_E)		Limite de resistência (σ_R)	
	(σ_E)mín,	(σ_E)Max,	(σ_R)mín,	(σ_R)máx,
API 5L Gr B	MPa (ksi)	MPa (ksi)	MPa (ksi)	MPa (ksi)
	245 (35,0)	-	415 (60,2)	-
Nível de especificação de produto – PSL2				
	Limite de escoamento (σ_E)		Limite de resistência (σ_R)	
	(σ_E)mín,	(σ_E)Max,	(σ_R)mín,	(σ_R)máx,
API 5L Gr B	MPa (ksi)	MPa (ksi)	MPa (ksi)	MPa (ksi)
	245 (35,5)	450 (65,3)	415 (60,2)	760 (110,2)

Fonte: API 5L (2007).

2.3 Processos de Soldagem

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grupos: processos por fusão e processos por pressão (deformação). Este último consiste em deformar as superfícies de contato permitindo a aproximação dos átomos a distâncias muito pequenas. As peças podem ser aquecidas localmente de modo a facilitar a

deformação das superfícies de contato. Já o primeiro grupo se baseia na aplicação localizada de calor na região de união até a fusão do metal base juntamente com o metal de adição (quando este é utilizado), destruindo as superfícies de contato e produzindo a união pela solidificação do metal fundido. Os processos de soldagem por fusão são largamente utilizados. Como exemplos, tem-se: Soldagem a Arco com Eletrodos Revestidos (*Shielded Metal Arc Welding - SMAW*); Soldagem a Arco Gás-Tungstênio (*Gas Tungsten Arc Welding - GTAW*); Soldagem a Arco Gás-Metal (*Gas Metal Arc Welding - GMAW*); Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular (*Flux Cored Arc Welding - FCAW*); Soldagem ao Arco Submerso (*Submerged Arc Welding - SAW*), e outros.

A escolha do processo de soldagem mais adequado para a aplicação de um revestimento depende de diversos fatores tais como versatilidade, custo, fator operacional (tempo de soldagem/ tempo total), habilidade do operador, energia de soldagem, diluição (%), taxa de deposição (kg/h), tamanho da peça, posição de soldagem, tipo de liga para revestimento, dentre outros (WAINER, 1992).

2.3.1 Soldagem a Arco Submerso – SAW

O Arco Submerso consiste em um arame (eletrodo) nu, continuamente alimentado, o qual produz o arco elétrico com a peça, formando assim a poça de fusão, sendo ambos recobertos por uma camada de fluxo granular visível, que protege o metal contra a contaminação atmosférica e possui outras funções metalúrgicas. Portanto, o arco permanece “submerso” – dispensando o operador de usar equipamentos de proteção contra radiação. (MACHADO, 1996).

Quando o equipamento de soldagem é ajustado para operação, vários fatos ocorrem em uma rápida sequência, conforme esquematizado na Figura 21:

- ✓ Um arco elétrico é estabelecido quando a corrente flui entre o arame e a peça;
- ✓ O dispositivo de alimentação do arame começa a empurrar o arame a uma velocidade de alimentação controlada;
- ✓ O carro inicia seu deslocamento ao longo do cordão de solda (manual ou automaticamente);

- ✓ O fluxo para soldagem por arco submerso é alimentado através do tubo do silo e distribui-se continuamente sobre o cordão de solda por uma pequena distância à frente da região de soldagem.

O enorme calor desenvolvido pela passagem da corrente de soldagem através da zona de soldagem funde a extremidade do arame e as bordas adjacentes das peças de trabalho (no caso de uma junta, Figura 21), criando uma poça de metal fundido. Esta poça está em um estado líquido bem fluido e é turbulenta. Por essas razões, qualquer escória ou quaisquer bolhas de gás são prontamente varridas para a superfície. O fluxo para soldagem por arco submerso protege completamente a região de soldagem do contato com a atmosfera. Uma pequena quantidade de fluxo se funde. Essa porção fundida tem várias funções: ela cobre completamente a superfície da solda, evitando a contaminação do metal de solda por gases atmosféricos; dissolve, e, portanto elimina as impurezas que se separam do metal fundido e flutuam em sua superfície. Além disso, o fluxo pode ser um agente de adição de certos elementos de liga. A combinação de todos esses fatores resulta em uma solda íntegra, limpa e homogênea.

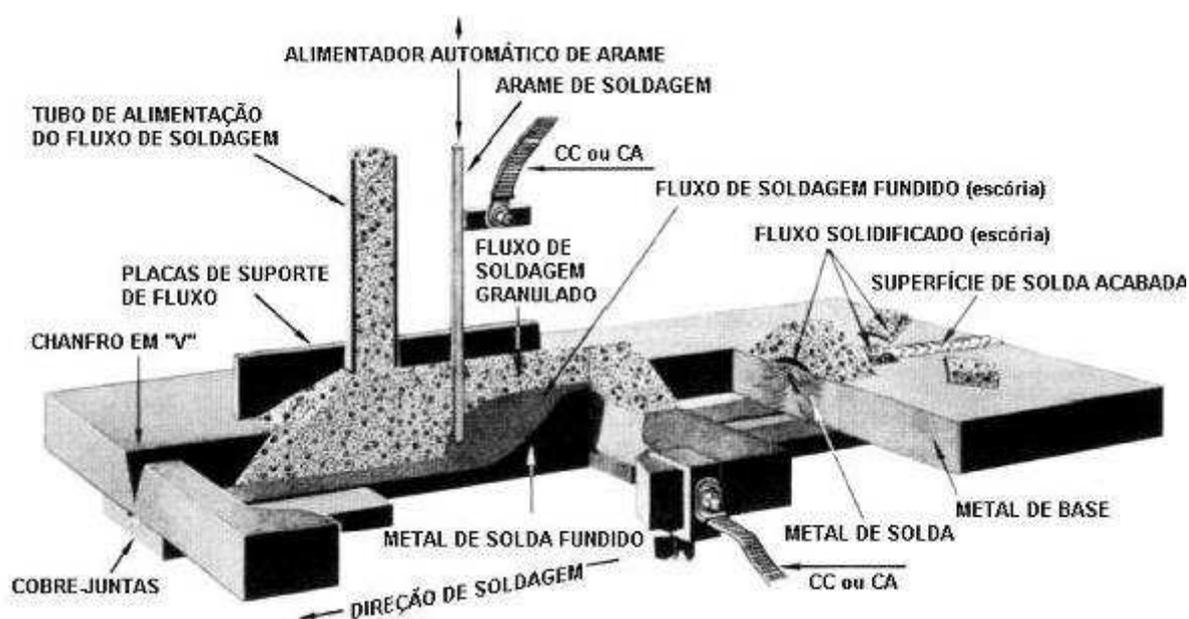


Figura 21: O processo de soldagem por arco submerso.
Fonte: Fortes (2004).

À medida que o cordão de solda é constituído, a parte fundida do fluxo se resfria e endurece, formando um material duro e vítreo, que protege a solda até seu resfriamento, sendo normal seu completo destacamento da solda.

Desde que adequadamente executadas, as soldas por arco submerso não apresentam fagulhas, tornando desnecessários equipamentos de proteção contra a radiação. Não há respingos a serem removidos. (FORTES, 2004)

Esse processo é muito usado na soldagem de estruturas de aço, na fabricação de tubulações e de deposição de camadas de revestimentos tanto na fabricação como na recuperação de peças desgastadas. Trabalha frequentemente com correntes de soldagem elevadas, que podem ser superiores a 1000 A, o que pode levar a taxas de deposição de até 45 Kg/h. Sua maior utilização é na forma mecanizada ou automática, existindo equipamentos para soldagem semi-automática. (MODENESI e MARQUES, 2007).

Como qualquer processo de soldagem, o processo a arco submerso apresenta vantagens e desvantagens. O Quadro 1 apresenta as principais vantagens e desvantagens deste processo.

Quadro 1: Vantagens e limitações do processo a arco submerso.

VANTAGENS	LIMITAÇÕES
Elevada velocidade de soldagem; Maiores taxas de deposição; Boa integridade do metal de solda; Ausência de respingos e fumos; Processo de fácil uso; Melhor ambiente de soldagem e segurança para o operador; Permite alto grau de automação;	Limitado a posições de soldagem plana e horizontal em ângulo; Necessário retirar escória entre passes;

Esse tipo de soldagem possui uma vasta gama de aplicações, dentre as quais podem ser listadas:

- ✓ Soldagem em aços carbono e ligados;

- ✓ Soldagem em níquel e suas ligas;
- ✓ Soldagem de membros estruturais e tubos de grande diâmetro;
- ✓ Soldagem em fabricação de peças pesadas de aço (navios, etc);
- ✓ Revestimento, manutenção e reparo.

2.3.1.1 Efeito das Variáveis de Processo

Corrente elétrica

A corrente é diretamente proporcional à velocidade de alimentação, ou seja, o aumento da velocidade de alimentação do arame-eletrodo conduz a um aumento harmônico da corrente (e vice-versa). Como a velocidade alimentação representa o consumo, o seu aumento corresponde à maior produção. No entanto, valer destacar que existem limites para o aumento da corrente para cada caso, por levar à instabilidade de arco, provocar defeitos como mordedura, dificultar ou impedir a soldagem de chapas finas e fora da posição plana, etc.

A corrente de soldagem determina a taxa de deposição, a profundidade de penetração da poça da solda no metal de base e a quantidade de metal de base fundido. Mantendo-se todas as outras condições constantes, uma elevação da corrente aumenta a penetração e a taxa de deposição (Figura 22). Em soldas de passe simples, a corrente deve ser escolhida para proporcionar a desejada penetração; em soldas de passes múltiplos ela deve proporcionar a quantidade desejada de enchimento.

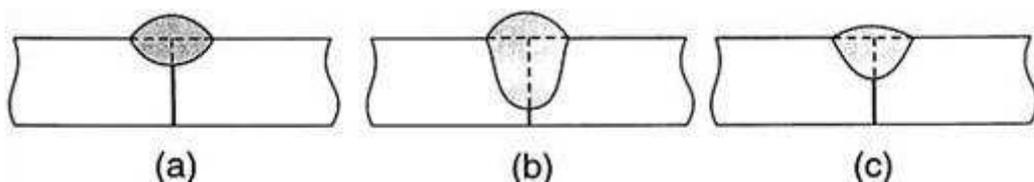


Figura 22: Efeito do nível de corrente de soldagem no perfil do cordão soldado: (a) corrente excessivamente baixa; (b) corrente excessivamente alta; (c) corrente recomendada.

Fonte: ASM INTERNATIONAL (1993).

É importante que a corrente escolhida esteja dentro da faixa adequada para o diâmetro de eletrodo que está sendo usado como mostra a Tabela 7. Corrente muito elevada produz um cordão muito alto e estreito, além de mordeduras; se for muito baixa produz um arco instável. (ASM INTERNATIONAL, 1993)

Tabela 7: Correntes recomendadas para diferentes diâmetros de eletrodo.

Diâmetros de eletrodo(mm)	Corrente elétrica (A)
1,1	200 - 240
1,6	235-245
2,4	230-600
3,2	300-700
4,0	400-800
4,8	450-1000
6,4	600-1300

Tensão do arco

Essa variável influencia a forma da seção transversal do cordão e a aparência externa da solda (Figura 23).

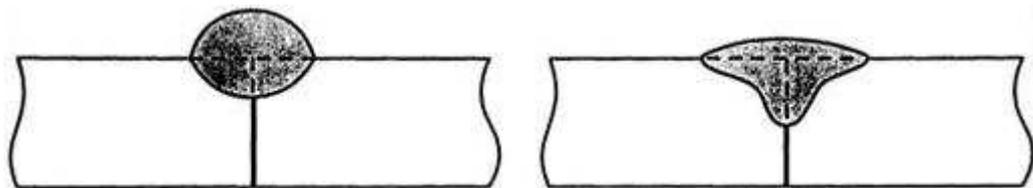


Figura 23: Efeito da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta.

Fonte: ASM INTERNATIONAL (1993)

Mantendo todas as outras condições constantes o aumento da tensão implica em:

- ✓ Cordão mais plano e mais largo;
- ✓ Aumento do consumo de fluxo;

- ✓ Aumento da resistência a porosidade causada pela oxidação ou presença de óleos não removidos;
- ✓ Aumento do teor de liga proveniente do fluxo, o que pode constituir vantagem para elevar o teor de liga do depósito quando em determinadas aplicações.

Tensões excessivamente altas produzem cordão em forma de chapéu, sujeito a trincas (Figura 24). Efeito similar é obtido com o uso de velocidade de avanço muito lenta. Esse tipo de cordão tem tendência a trincar nos pontos indicados pelas setas, tornam a remoção de escória difícil e em soldas múltiplos passes, aumentam o teor de liga do depósito e a sensibilidade a trinca (FORTES, 2004).

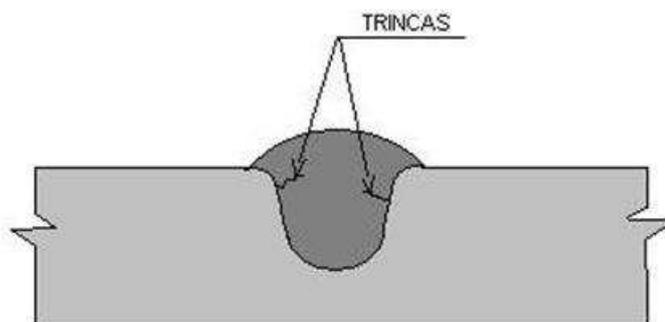


Figura 24: Cordão em forma de Chapéu, produzido pelo uso de excessiva tensão.
Fonte: Fortes (2004).

Diâmetro do eletrodo

O equipamento para soldagem com arco submerso pode aceitar uma faixa limitada de diâmetros do eletrodo. Portanto, as necessidades de trabalho devem ser cuidadosamente avaliadas antes da aquisição do equipamento. Os eletrodos normalmente empregados em solda automática tem diâmetro entre 2,4 e 6,4 mm. As correntes adequadas aos diversos diâmetros estão na Tabela 7.

Mantendo todas as outras condições constantes, o aumento do diâmetro do eletrodo aumenta a largura do cordão e diminui a densidade da corrente, a penetração e a taxa de deposição. Com um eletrodo de maior diâmetro, aumenta-se a capacidade de suportar corrente, podendo-se usar maiores intensidades e obter-se taxas de deposição mais elevadas (FORTES, 2004).

Tipo de corrente

A corrente contínua de polaridade reversa CCPR (+) é recomendada para a maioria dos casos de soldagem com arco submerso, onde uma rápida sequência de deposição de passes ou penetração total são fatores importantes. Esse tipo de corrente também oferece melhor resistência a porosidade e melhor formato do cordão de solda.

O uso de corrente contínua de polaridade direta CCPD(-) oferece uma taxa de deposição cerca de 30% superior a obtida com CCPR(+), mas produz menor penetração. Ela é usada nos seguintes casos:

- ✓ Na soldagem de filetes, onde a chapa é limpa e livre de contaminações;
- ✓ Em aplicações como soldas de revestimento, onde uma taxa de deposição mais elevada é vantajosa; e
- ✓ Onde a baixa penetração é condição necessária para reduzir a diluição em aços de difícil soldabilidade, evitando-se trincas e porosidade.

Ao se mudar a polaridade de positiva para negativa, deve-se aumentar a tensão cerca de 4V sem alterar a corrente para se obter uma forma de cordão similar. A Figura 25 mostra o efeito da polaridade do eletrodo na soldagem com arco submerso. (WAINER e BRANDI, 1992).

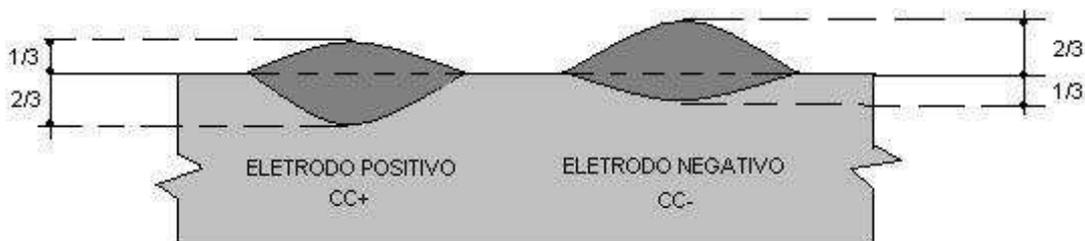


Figura 25: Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros.

Fonte: WAINER e BRANDI (1992).

Além da corrente contínua (convencional), pode-se utilizar a corrente pulsada.

Pode-se observar na Figura 26 que a corrente pulsada é uma onda periódica, onde uma corrente de base (I_b) se alterna com uma corrente de pulso (I_p), com seus respectivos tempos de duração (t_b) e (t_p). Essas grandezas são denominadas de parâmetros de pulso. Pode-se, ainda, utilizar parâmetros que são derivados destes, como a corrente média (I_M), a frequência de pulso (f_p).

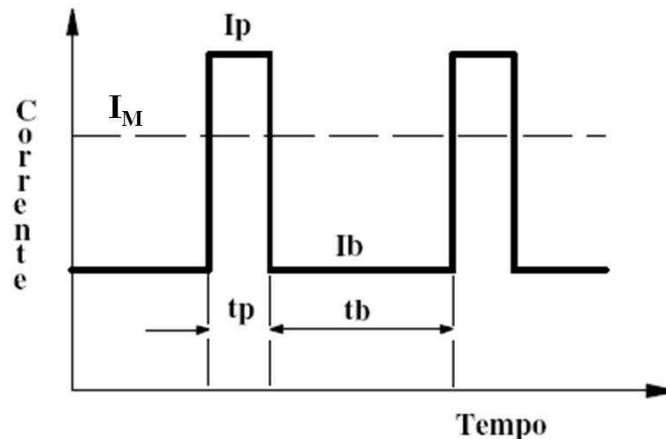


Figura 26: Oscilação de uma corrente de soldagem pulsada.

A vantagem de se utilizar corrente pulsada é a possibilidade de se reunir as melhores características das versões por curto-circuito e goticular em um só processo, ou seja, obter-se uma transferência estável regular (e do tipo pulverizada) a um valor baixo de corrente (redução do aporte térmico). Isto é alcançado através da oscilação da corrente entre os dois níveis, I_b e I_p .

A corrente de base (I_b) tem por finalidade manter o arco aberto com baixa energia. A corrente de pulso (I_p) tem por objetivo formar a gota na ponta do arame-eletrodo e, em seguida, atuar no seu destacamento através de forças eletromagnéticas. Os tempos de pulso (t_p) e de base (t_b) definem o período de pulso (T), que é o inverso da frequência de pulsação (f_p), que por sua vez é dada por pela equação a seguir,

$$f_p = \frac{1000}{(t_p + t_b)} \quad (7)$$

A corrente média (I_M) é a média ponderada das correntes de pulso e de base, conforme a equação a seguir,

$$I_M = \frac{(I_p t_p + I_b t_b)}{(t_p + t_b)} \quad (8)$$

É importante destacar que a tensão de soldagem, quando da utilização de corrente pulsada, acompanha a modulação imposta para a corrente. Além disso, Esta tensão é 20% maior do que no caso de corrente contínua, com transferência curto circuito, para uma mesma corrente média.

Adicionalmente, a seleção mais satisfatória dos parâmetros de soldagem, quando do emprego da corrente pulsada, é aquela que proporcione a condição de transferência metálica de “uma gota por pulso” (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Velocidade de soldagem

Fundamentalmente a velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração. É uma variável independente da intensidade da corrente. Em soldas de um único passe, a corrente e a velocidade devem ser escolhidas para se obter o tamanho do cordão desejado.

Mantidas as outras condições constantes, observa-se que:

- Velocidade excessivamente elevada diminui a ação de “molhar” ou de caldear, aumentando a tendência à mordedura e ao apagamento do arco, propiciando o surgimento de porosidade e trinca. Uma baixa velocidade de soldagem tende a reduzir a porosidade, porque o material gasoso tem tempo de flutuar e escapa da solda ainda no estado líquido.
- Velocidade excessivamente baixa produz cordões em forma de chapéu sujeitos a trinca, como foi mostrado na Figura 24, bem como, uma poça de

solda muito grande em torno do arco elétrico, resultando em um cordão rugoso, respingos e inclusões de escória. (WAINER e BRANDI, 1992).

Distância Bico de Contato-Peça (DBCP)

A Distância Bico de Contato-Peça (DBCP) é definida como sendo a distância entre a extremidade do bico de contato à peça de trabalho (Figura 27). Já a extensão do eletrodo é definida como o comprimento energizado do arame-eletrodo.

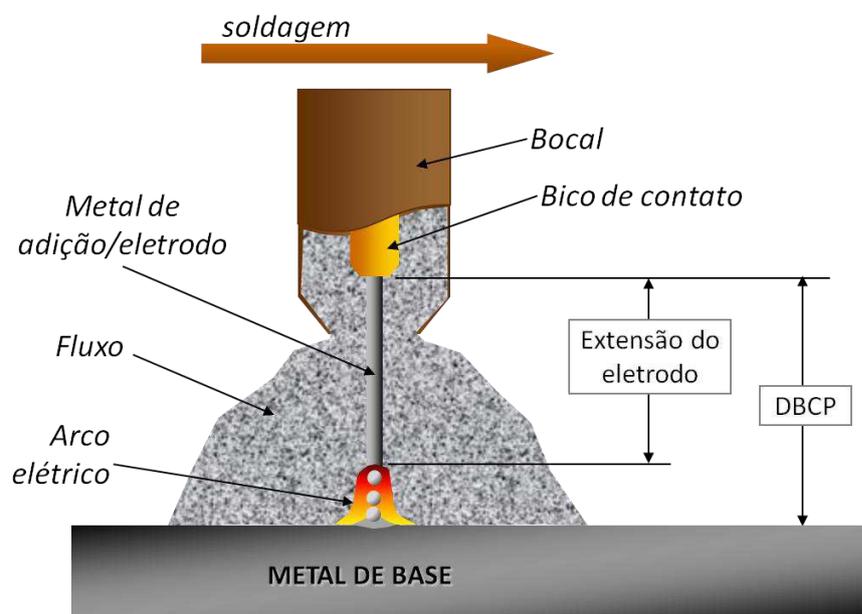


Figura 27: Ilustração esquemática representando a DBCP.

Em uma fonte de soldagem do tipo tensão constante, aumentar a DBCP implica em um aumento da extensão do eletrodo (Figura 27), acompanhado de maior aquecimento por efeito Joule (A_r),

$$A_r = \rho \frac{l}{A} I^2 \quad (9)$$

onde,

ρ - resistividade elétrica do arame-eletrodo (Ω/cm);

l - comprimento do arame-eletrodo (do contato elétrico na pistola até a ponta que está sendo fundida) (cm);

A - Área do arame (cm²);

I - corrente de soldagem (A)

Em geral, a altura mínima da DBCP é limitada a um valor acima de 10 mm, limitado pelo acesso à junta e possibilidades do arco queimar o bico de contato. Por outro lado, a altura máxima da DBCP será limitada pelo excesso de aquecimento do arame-eletrodo e perda de sua rigidez mecânica. Esta altura máxima também depende do diâmetro do arame, ou seja, se o diâmetro aumenta a DBCP poderá ser maior.

Se a velocidade de alimentação e a voltagem forem mantidas inalteradas, através de análises de curvas de características estáticas do arco e da fonte – para uma fonte de soldagem do tipo tensão constante – é possível demonstrar que o aumento da DBCP vai fazer a corrente reduzir-se e o comprimento de eletrodo tornar-se maior e, aproximadamente, manter o mesmo comprimento de arco (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

2.3.1.2 Soldagem Circunferencial

As soldas circunferenciais diferem das soldas feitas na posição plana de duas formas importantes. Primeiro, a poça de solda e o fluxo fundido tendem a escorrer para fora da peça. Segundo, a remoção de escória em soldas multipasse é um fator que controla o progresso da operação de soldagem.

Com a peça na posição plana, a poça de solda e o fluxo fundido são mantidos sob o eletrodo sem muita dificuldade, mas na superfície curva de uma solda circunferencial estes tendem a ceder e escorrer. Em situações menos adversas, a poça líquida somente inicia a escorrer, solidificando-se em seguida e produzindo um cordão de solda distorcido.

Para evitar escorrimento ou cordões distorcidos, o metal de solda precisa solidificar-se enquanto passa pelo eixo vertical da peça. É então necessário que o eletrodo seja posicionado à frente do eixo vertical, ou seja, esteja avançado da linha

de centro na direção oposta a direção de rotação da peça. O formato do cordão e características de soldagem podem ser controladas pela variação do deslocamento ou “avanço” do eletrodo ao longo da circunferência, como mostra a Figura 28. O deslocamento insuficiente em uma solda circunferencial externa (ou um deslocamento excessivo em uma solda circunferencial interna), Figura 28a, produz um cordão muito estreito e alto, com penetração profunda e tendência a perfuração do tubo. O deslocamento excessivo em uma solda circunferencial externa (ou um deslocamento insuficiente em uma solda circunferencial interna), Figura 28c, produz um cordão côncavo e com pouca penetração (PARANHOS, 1999).

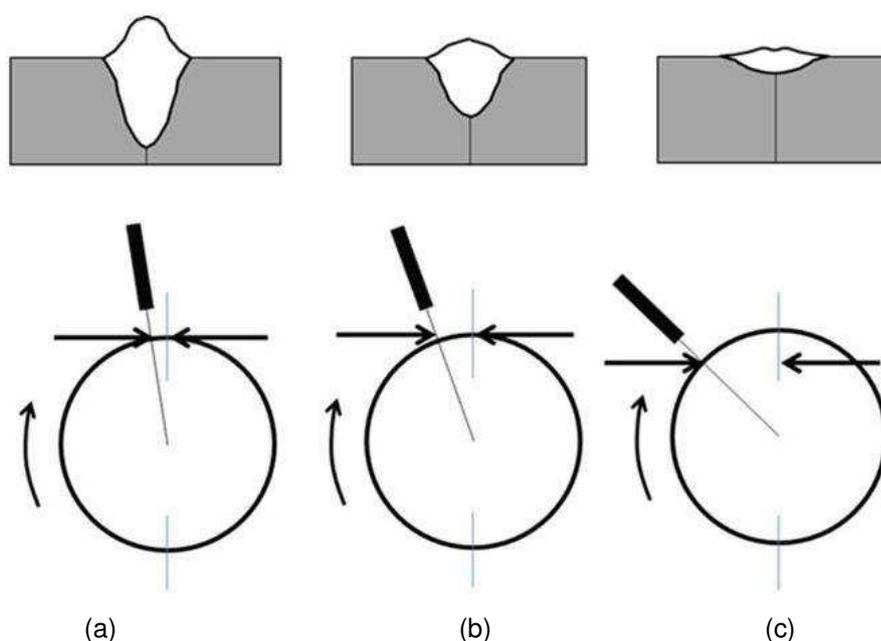


Figura 28: Deslocamento do eletrodo. (a) insuficiente, gerando penetração e reforço excessivos, (b) deslocamento adequado e (c) excesso de deslocamento, resultando numa solda baixa e pouca penetração.

A Tabela 8 indica o deslocamento do eletrodo em relação à linha de centro da peça. O eletrodo deve ser posicionado perpendicularmente à superfície da peça, particularmente em pequenas circunferências. O posicionamento do eletrodo com um ângulo de incidência muito elevado pode produzir um cordão distorcido e causar dificuldade na abertura do arco elétrico (PARANHOS, 1999).

Tabela 8: Avanço do eletrodo recomendado em soldas circunferenciais.

Diâmetro da Peça (mm)	Deslocamento do Eletrodo atrás do eixo vertical (mm)
25 - 75	10 - 20
75 - 460	20 - 25
460 - 900	30 - 40
900 - 1100	40 - 45
1100 - 1250	45 - 50
1250 - 1800	50 - 65
> 1800	75

Independentemente da posição do eletrodo, o metal escorrerá simplesmente porque não consegue resfriar-se rápido o suficiente se a poça de fusão for muito grande em relação ao diâmetro da peça de trabalho. O tamanho da poça de fusão pode ser controlado limitando-se o tamanho do cordão que, por sua vez, é função do valor de corrente e velocidade. Diminuindo a corrente e aumentando a velocidade reduz o tamanho do cordão (PARANHOS, 1999).

Como o fluxo é granuloso, tende a escorrer em peças de pequeno diâmetro se não houver um suporte ou anteparo adequado. Um método de evitar o caimento do fluxo é usar uma escova de arame ou outro material flexível e resistente ao calor adaptado ao bocal e à frente do arco (Figura 29b).

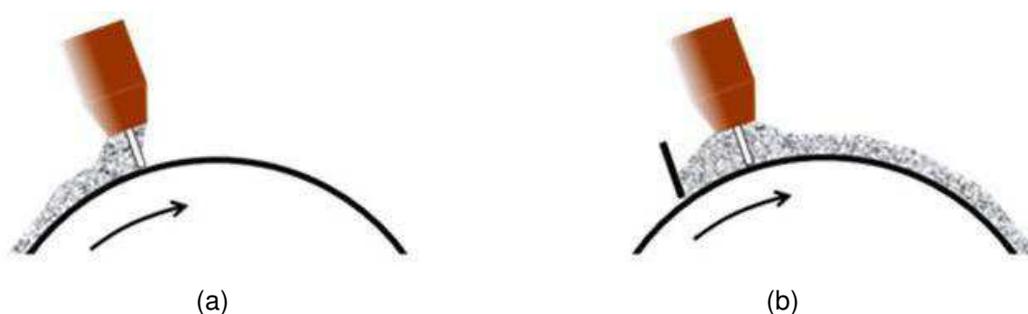


Figura 29: Disposição do fluxo sobre um tubo girando, (a) sem suporte e (b) com suporte.

2.4 Soldagem de Revestimento

Revestimentos aplicados por soldagem consistem na deposição de um material de adição sobre um metal de base (substrato) para dar a superfície algumas propriedades que diferem significativamente daquelas do metal base. Há vários tipos

de revestimentos aplicados por soldagem: *hardfacing* (revestimento duro), *buildup*, *weld cladding* e amanteigamento (ASM, 1993).

Hardfacing é uma técnica de revestimento, que é aplicada com a finalidade de reduzir o desgaste, a abrasão, o impacto, a erosão, a escoriação ou a cavitação. Já o termo *buildup* (reconstrução) refere-se a adição de metal de solda sobre a superfície do metal de base para a recuperação das dimensões exigidas para o componente. Neste processo, geralmente não são utilizadas ligas para resistir ao desgaste, mas sim para devolver a parte desgastada, dimensões próximas ou iguais às dimensões originais ou ainda fornecer suporte adequado para camadas subsequentes de verdadeiros materiais para revestimento. O termo *weld cladding* consiste numa camada relativamente grossa de metal de adição aplicada sobre um aço carbono ou baixa liga (material base) com a finalidade de obter-se uma superfície resistente à corrosão. E amanteigamento envolve a deposição de uma ou mais camadas de metal de solda na face da junta ou da superfície a ser soldada. Difere do *buildup*, pois a finalidade principal do amanteigamento é satisfazer alguma consideração de caráter metalúrgico. Esta técnica é usada principalmente quando há uma união entre materiais de base dissimilares (ASM, 1993; MELO, 2013).

Nas indústrias de processo é muito comum a aplicação, por soldagem, de revestimentos em aços carbono ou aços C-Mn de grau estrutural. Este processo também é conhecido como soldagem de revestimento ou de recobrimento, que é uma aplicação de soldagem dissimilar. Entenda-se por soldagem dissimilar aquela em que um dos materiais de base ou o consumível apresenta composição química significativamente diferente dos demais. Já a soldagem similar é aquela soldagem realizada entre dois materiais cujas composições são próximas (apesar de nunca serem iguais) utilizando um consumível sólido cuja composição também apresenta as mesmas características, sempre com uma resistência mecânica um pouco mais elevada do que a do metal de base (ZEEMANN, 2008; AVERY, 1991).

A soldagem de revestimento consiste na deposição de um consumível de soldagem com características bem diferentes do metal de base, visando aumentar a resistência ao desgaste ou à corrosão do metal base. (POLIDO e GALLEG0, 2006).

O revestimento de aço carbono estrutural com aço inoxidável austenítico é uma aplicação muito comum nas indústrias de processos (Figura 30), ou seja, o emprego de um *weld cladding* que é aplicação de uma camada relativamente grossa (~3 mm ou 1/8 in) de metal de solda com a finalidade de obter-se uma superfície

resistente à corrosão. Os motivos para esta grande utilização incluem, do lado dos aços carbono e C-Mn de grau estrutural, o seu menor custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, aliados a uma maior resistência mecânica, principalmente em relação ao limite de escoamento e, do lado dos aços inoxidáveis, a sua resistência à corrosão muito superior e necessária em aplicações em que um meio agressivo esteja em contato com alguma parte do equipamento (PARANHOS, 2008).

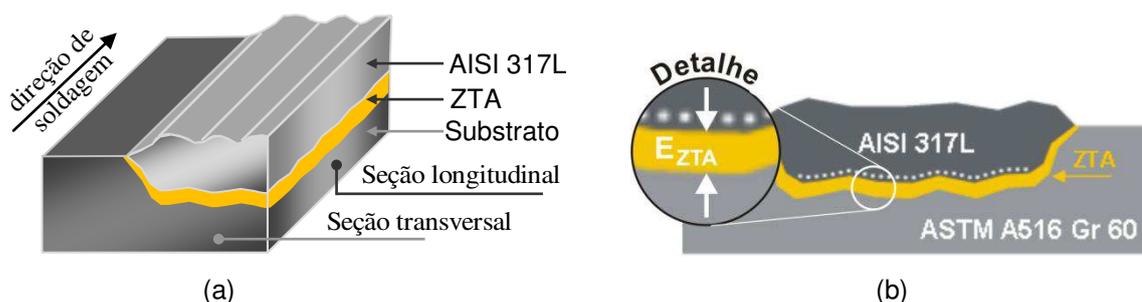


Figura 30: Revestimento de aço inoxidável austenítico sobre aço carbono. (a) Seções transversal e longitudinal. (b) Seção transversal com detalhe indicando a extensão da ZTA (E_{ZTA}). Fonte: Silva (2009); Silva *et al.* (2009b).

É uma prática comum projetar e fabricar equipamentos em aço carbono estrutural e revestir a sua superfície com um material mais nobre, principalmente em relação à resistência à corrosão (PARANHOS, 2008).

Da mesma forma que os revestimentos contra desgaste, os revestimentos contra corrosão devem apresentar uma composição bem específica para a aplicação a que se destinam. Como já foi visto, um exemplo é a soldagem de consumíveis inoxidáveis austeníticos ou ligas de níquel tipo AWS E NiCrMo-3 ou E NiCrMo-4 conhecidas como Inconel e Hastelloy, sobre equipamentos de aço ao carbono, tais como vasos de pressão, reatores, tubulações, ou qualquer equipamento ou componente exposto a meios corrosivos/agressivos (MISSORI e KOERBER, 1997; OMAR, 1998; KEJELIN *et al.*, 2008).

Neste caso, a composição do metal de solda deveria ser igual à composição do consumível, ou seja, sem que possa haver qualquer diluição com o ferro do substrato. Isto raramente é obtido na primeira camada de revestimento, sendo usual qualificar na segunda camada, se os níveis de diluição tiverem sido adequados. O problema é que nem sempre os fabricantes conferem se o equipamento se apresenta com espessuras de revestimento superiores às qualificadas após a

usinagem final, e caso isto não ocorra pode-se esperar corrosão no revestimento, pois sua composição está muito diluída com o ferro (ZEEMANN, 2008).

Como se sabe, a classificação dos metais de adição é baseada na composição química dos mesmos. A composição química associada à microestrutura do depósito é o que conferirá o conjunto de propriedades físicas e químicas para o revestimento. Esse conjunto de propriedades é bastante afetado pela diluição do processo de soldagem, definida como a percentagem do metal de base que se fundiu e participa do metal de solda. Assim, quanto menor a diluição, menor a variação na composição química do metal de solda e estar-se-á mais próximo das propriedades nominais do depósito. (WAINER *et al.*, 1992).

Diante do exposto, verifica-se que a diluição é um requisito importante para avaliar a qualidade do revestimento, pois uma diluição elevada pode vir a deteriorar as propriedades da liga depositada. A Tabela 9 apresenta os valores de diluição comumente obtidos em vários processos de soldagem.

Tabela 9: Valores mínimos e máximos de diluição para os processos de soldagem utilizados em operações de revestimentos.

Processo de revestimento por soldagem	Diluição mín-máx (%)
Brasagem	0
Revestimento Oxiacetileno	1 – 5
Revestimento laser	1 – 6
Revestimento PTA	2 – 10
Revestimento GTAW (TIG)	10 – 20
Revestimento eletrodo revestido	15 – 25
Revestimento GMAW (MIG)	15 – 25
Revestimento arco submerso	30 – 60
Revestimento por resistência	90 – 99

Fonte: Poleggi (2007).

Outro problema, especificamente, quando se solda aço inoxidável austenítico sobre aço ao carbono (soldagem dissimilar), é a camada que se forma na interface revestimento/substrato devido à grande diferença de composição química entre os aços inoxidáveis (ou ligas de níquel) e carbono e às condições de soldagem. Isto é, zonas parcialmente diluídas (ZPD) – com dureza acima de 300HV – podem se formar ao longo da linha de fusão (pelo lado do MS).

Na literatura, alguns pesquisadores denominam estas ZPD de zonas frágeis localizadas (POPE *et al.*, 2004). Ainda existem outras denominações tais como “zonas duras”, “zonas não misturadas”, “zonas intermediárias”, “zonas mistas intermediárias”, “zonas misturadas parcialmente”, “zonas empobrecidas de metal de adição” etc. (AVERY, 1991; DOODY, 1992; OMAR, 1998; KOU e YANG, 2007).

Estas ZPD, em geral, estão contidas nos contornos (dentro) de regiões denominadas de “praias”, “penínsulas” ou “ilhas”, localizadas na interface revestimento/substrato. As “praias” (Figura 31a) são regiões estreitas ao longo da linha de fusão (pelo lado do MS) e apresentam elevados níveis de dureza. Já as “penínsulas” (Figura 31b) são regiões parcialmente cercadas pelo metal de base, enquanto que as “ilhas” (Figura 32) são regiões do MB totalmente cercadas pelo MS (DOODY, 1992).

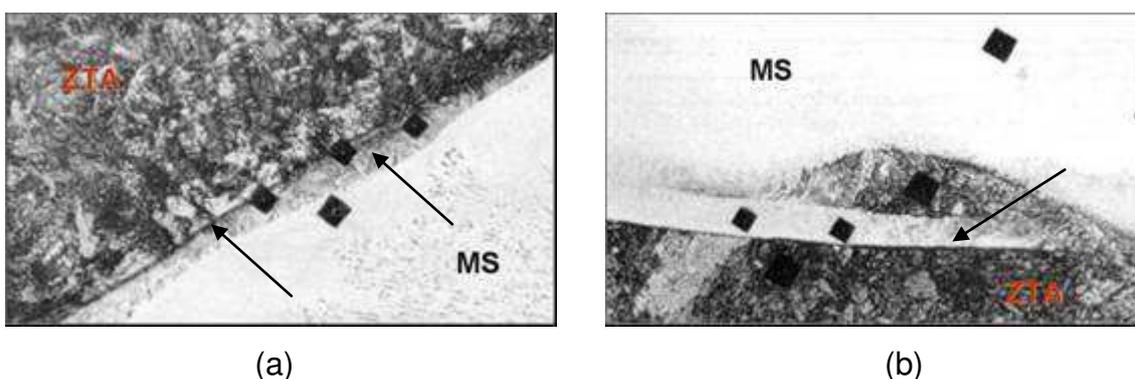


Figura 31: Regiões contendo ZPD. (a) “praia” e (b) “península”.
Fonte: Doody (1992).



Figura 32: “Ilhas”.
Fonte: Doody (1992).

As ZPD podem apresentar dezenas de microns de largura e composição química de baixa liga, ou seja, uma composição intermediária entre o MB e o MS

(AVERY, 1991; DOODY, 1992; OMAR, 1998; KEJELIN, 2008). A literatura afirma que estas ZPD podem ser constituídas de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas tais como, Sigma e Chi (GOOCH, 1996; OMAR, 1998). Devido a estas características, as ZPD tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por pitting, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato da estrutura (LUNDIN, 1982; OMAR, 1998; ROWE *et al.*, 1999). Portanto, torna-se necessário buscar condições de soldagem que minimizem ou até eliminem estas ZPD.

2.5 Tensões Residuais em Soldas

As tensões residuais são tensões que existem em um corpo, se todas as cargas externas são removidas. Eles são chamados às vezes as tensões internas (KOU, 2003) e podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brazagem, aspersão térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais (MASUBUCHI, 1983). De acordo com a distância na qual atuam no corpo as tensões residuais podem ser classificadas em macroscópicas (Tensões Tipo I) e microscópicas (Tensões Tipo II) (WITHERS & BHADSHIA, 2001).

Tensões residuais macroscópicas são tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material enquanto que tensões residuais microscópicas estão quase sempre presente em materiais policristalinos, já que nestes materiais os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferenciadas em relação à sua vizinhança, devido à anisotropia dos materiais. Estas tensões são denominadas tensões intergranulares (WITHERS & BHADSHIA, 2001) e ocorrem em pequenas distâncias, em geral, de um grão ou parte de um grão. A Figura 33 mostra exemplos da origem de tensões residuais macroscópicas e microscópicas.

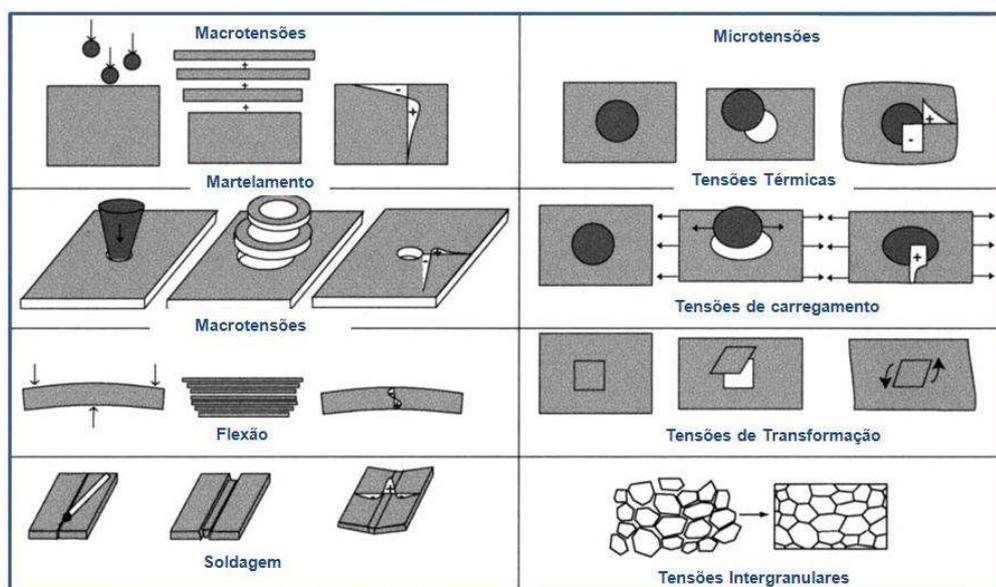


Figura 33: Exemplos de surgimento de tensões residuais macroscópicas e microscópicas
 Fonte: WITHERS & BHADSHIA (2001).

Considere três barras de um aço de baixo carbono de mesmo comprimento e seção e unidas em suas extremidades por duas bases, de forma que nenhuma pode se alongar ou contrair independentemente das outras, conforme Figura 34. Se a barra central (barra 2) for aquecida enquanto as externas forem mantidas a temperatura ambiente, essa tenderá a se dilatar, mas será impedida pelas outras através das bases. Assim, tensões de compressão se desenvolverão na barra central e, nas barras externas, tensões de tração.

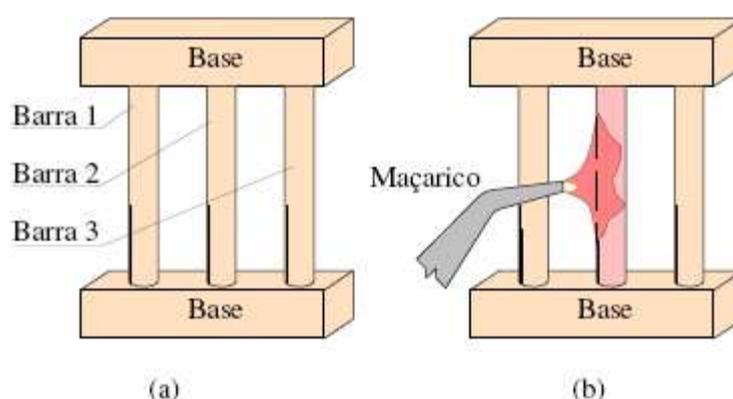


Figura 34: (a) Conjunto de barras presas nas extremidades e (b) Barra central sendo aquecida.
 Fonte: MODENESI (2001).

A Figura 35 ilustra a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura. No início do aquecimento (Figura 35, A-B), as tensões e deformações resultantes da dilatação da barra central serão elásticas.

Como as barras mantêm o mesmo comprimento aproximado, a dilatação térmica tem de ser compensada por deformações elásticas.

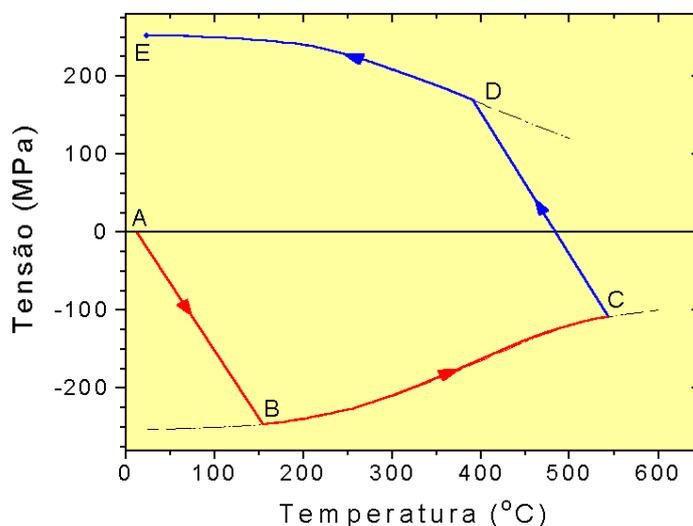


Figura 35: Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (MODENESI, 2001).

Quando a tensão na barra central (σ_c) atinge o limite de escoamento, esta barra passa a se deformar plasticamente (ponto B, Figura 35). Como o limite de escoamento tende a diminuir com a temperatura, o valor da tensão na barra central tende a cair à medida que a sua temperatura aumenta e a barra sofre uma maior deformação plástica (curva BC, Figura 35). Se o aquecimento é interrompido no ponto C, a barra central se contrai com a queda da temperatura. Devido às restrições impostas pelas barras externas, as tensões de compressão na barra central são reduzidas e tornam-se nulas acima da temperatura ambiente, pois, devido à sua deformação plástica, a barra se tornou mais curta do que as externas. Com a continuação do resfriamento, tensões de tração passam a atuar nela até que o limite de escoamento (agora sob condições de tração) seja atingido no ponto D. A partir desta temperatura, a barra central passa a deformar plasticamente até atingir a temperatura ambiente. Ao final do processo, à temperatura ambiente, como resultado de sua deformação plástica, a barra central ainda terá um comprimento menor do que as externas. Assim, como as barras estão unidas pelas bases, as diferenças de comprimento entre elas serão acomodadas por deformações elásticas que gerarão tensões residuais. Na barra central, estas tensões serão de tração e de valor próximo ao do limite de escoamento do material (Figura 35, ponto E). Nas barras externas, para se manter o equilíbrio de forças existirão tensões de

compressão de valor igual à metade da tensão na barra central (supondo que as seções transversais das barras ainda tenham a mesma área) (MODENESI, 2001).

Uma situação similar pode ser considerada para uma junta soldada, associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal de base, com as barras externas. Por este raciocínio, pode-se esperar como conseqüência da operação de soldagem, o desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no metal de base. A Figura 36 compara, esquematicamente, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras com a esperada em uma solda.

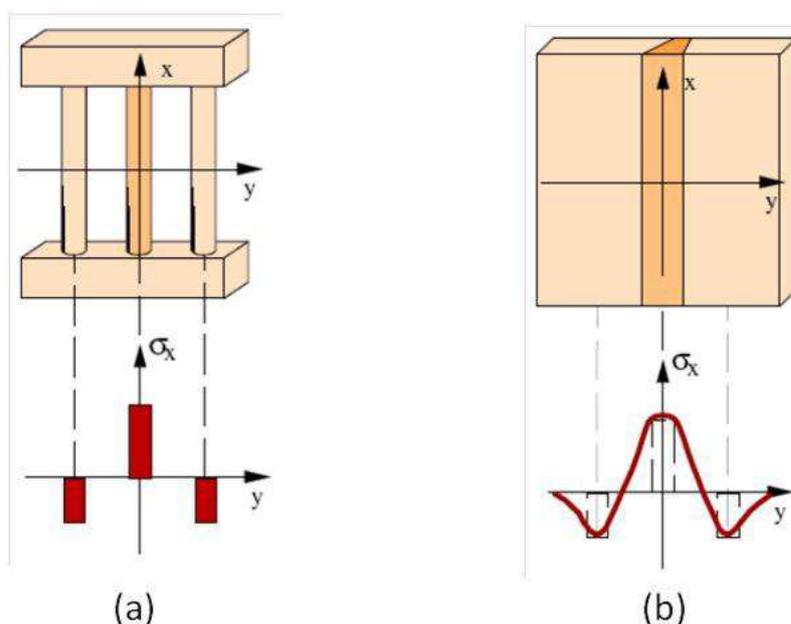


Figura 36: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b)

Fonte: MODENESI (2001).

Até agora apenas tensões residuais longitudinais foram considerados. Mas como conseqüência das tensões longitudinais, tensões transversais podem surgir também, devido às contrações sofridas pela junta soldada na direção transversal. No entanto, os valores das tensões residuais transversais são da ordem de um terço dos valores das tensões residuais longitudinais. Por outro lado, tensões residuais transversais podem atingir o limite de escoamento do material, por exemplo, em soldagem multipasse (ZINN & SCHOLTES, 2002). Na Figura 37 pode-se observar o

comportamento típico de tensões residuais longitudinais e transversais em juntas soldadas. A magnitude da tensão residual resultante pode ser calculada da seguinte maneira,

$$\sigma_{residual} = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2} \quad (10)$$

onde,

σ_x é a componente longitudinal da tensão residual

σ_y é a componente transversal da tensão residual.

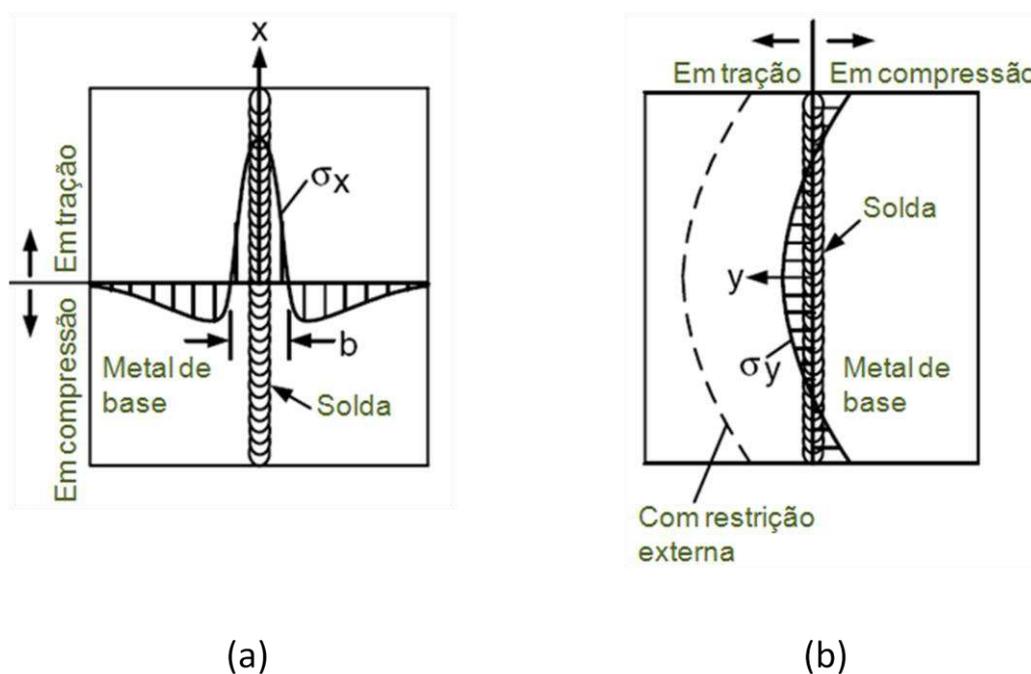


Figura 37: Distribuição das tensões residuais longitudinais (a) e transversais (b) em juntas de topo.
Fonte: KOU (2002).

Muitas falhas que ocorrem em engenharia, e principalmente em soldagem, são devido à fadiga, trincamento induzido por hidrogênio, corrosão sob tensão, que são intensificados quando existe a presença de um alto nível de tensão residual (FRANCIS *et al.*, 2007).

2.5.1 Efeito das Tensões Residuais sobre a Corrosão sob Tensão

Na corrosão sob tensão, tem-se a deterioração de materiais devido a ação combinada de tensões residuais ou aplicadas e meios corrosivos. Há uma ação sinérgica da tensão e do meio corrosivo, ocasionando fratura em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas de tensão e da corrosão. Diferentemente da corrosão sob fadiga, onde solicitações mecânicas são cíclicas ou alternadas, na corrosão sob tensão têm-se solicitações estáticas (GENTIL, 2007).

As tensões residuais que causam corrosão sob tensão são geralmente provenientes de operações de soldagem e deformações a frio, como estampagem e dobramento. A estrutura cristalina também influencia a corrosão sob tensão fraturante, assim o aço inoxidável ferrítico (cúbica de corpo centrado, *C.C.C.*) é muito mais resistente a corrosão sob tensão fraturante quando exposto a soluções aquosas de cloreto do que o aço inoxidável austenítico (cúbica de face centrada, *C.F.C.*) (GENTIL, 2007).

2.5.2 Métodos para Determinação das Tensões Residuais

As técnicas de medição de tensões residuais dividem-se em destrutivas, e não destrutivas. São destrutivas as técnicas que, para colherem informações de deformação suficientes para a análise das tensões residuais existentes, comprometem ou impossibilitam o uso do espécime medido. As técnicas não-destrutivas não precisam da remoção material e não provocam qualquer tipo de dano no espécime para a medição de tensões residuais. Os principais métodos destrutivos são: furo cego, remoção de camadas e o método do seccionamento. Os principais métodos não-destrutivos são: difração de raios-x, ultra-som e difração de nêutrons.

Os princípios da tensometria por raios-X baseiam-se, por um lado, na teoria de difração de raios-X para materiais cristalinos, e por outro – em mecânica dos materiais e, em particular, na teoria da elasticidade do corpo sólido. Os valores das tensões são definidos a partir da deformação da estrutura cristalina causada pela ação destas tensões. As deformações são medidas por sua vez, conforme lei de Bragg, através do deslocamento da linha de difração. Os princípios de técnica de

dupla exposição, usada para medição de tensões utilizando o equipamento portátil descrito acima, baseiam-se em determinação de duas componentes de deformação: $\varepsilon_{\phi, \psi_1}$ e $\varepsilon_{\phi, \psi_2}$. Se a deformação é determinada por:

$$\varepsilon_{\phi, \psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (11)$$

Então a diferença entre duas componentes da deformação é:

$$\varepsilon_{\phi, \psi_2} - \varepsilon_{\phi, \psi_1} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1) \quad (12)$$

Onde E e ν são constantes elásticas do material, ψ e ϕ são os ângulos polar e azimutal, σ_{ϕ} - componente medida da tensão, σ_1 e σ_2 são tensões principais. Da equação 7, a componente σ_{ϕ} é igual a:

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\varepsilon_{\phi, \psi_2} - \varepsilon_{\phi, \psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (13)$$

A lei de Bragg é expressa por $2d \sin \theta = n\lambda$. A Figura 38 ilustra o espalhamento das ondas de raios - X devido à distribuição atômica regular do material cristalino. Ela expressa a relação entre a distância interplanar, d , o comprimento de onda da radiação de raios - X, λ , a ordem de difração n , e o ângulo de difração medido θ .

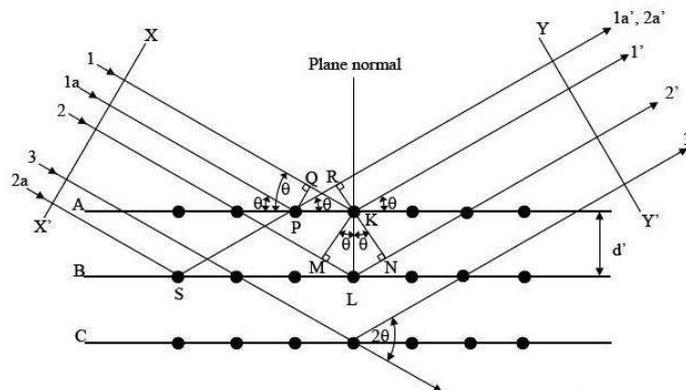


Figura 38: Difração de raios - X para distância interplanar.
Fonte: NATIONAL PHYSICAL LABORATORY (2005).

Derivando a lei de Bragg, com $n=1$, sai que:

$$\varepsilon_{\phi,\psi} = \frac{d_{\phi,\psi} - d_0}{d_0} = -\cot \theta_0 (\theta_{\phi,\psi} - \theta_0) \quad (14)$$

Onde $d_{\phi,\psi}$, d_0 e $\theta_{\phi,\psi}$, θ_0 são distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão respectivamente. Usando as equações 9 e 10, temos:

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cot \theta_0 (\theta_{\phi,\psi_2} - \theta_{\phi,\psi_1})}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (15)$$

Logo, para n ângulos ψ o modelo torna-se:

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cot \theta \Delta \theta}{\sin^2 \psi} \quad (16)$$

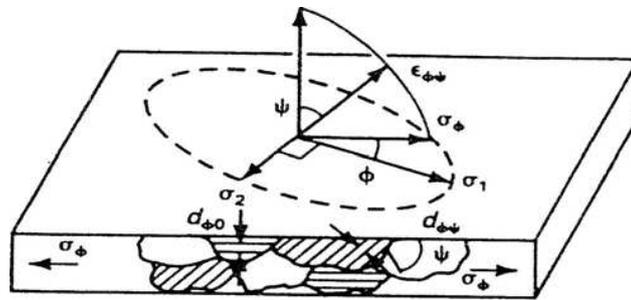


Figura 39: Tensão plana em uma superfície mostrando a mudança no espaçamento interplanar com a inclinação ψ para tensão uniaxial σ_{ϕ} paralela a superfície.
Fonte: PREVÉY (1986).

Onde σ_{ϕ} é a tensão residual superficial; $d_{\phi,\psi}$ é o espaçamento interplanar definida pelos ângulos ϕ e ψ , obtida a partir da posição do pico de difração para um dado plano do retículo cristalino (hkl); d_0 é o espaçamento interplanar livre de tensão do plano (hkl) do retículo cristalino, e E e ν são o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, respectivamente.

O termo $E / (1 + \nu)$ é uma constante. A relação linear na Equação (12) para tensão residual implica que a plotagem da deformação do retículo cristalino contra $\sin^2 \psi$ será uma reta, a qual o gradiente é função de σ_{ϕ} , E e ν . O valor de σ_{ϕ} pode ser calculado a partir do gradiente da linha reta para vários ângulos de inclinação ψ , conforme a Figura 40.

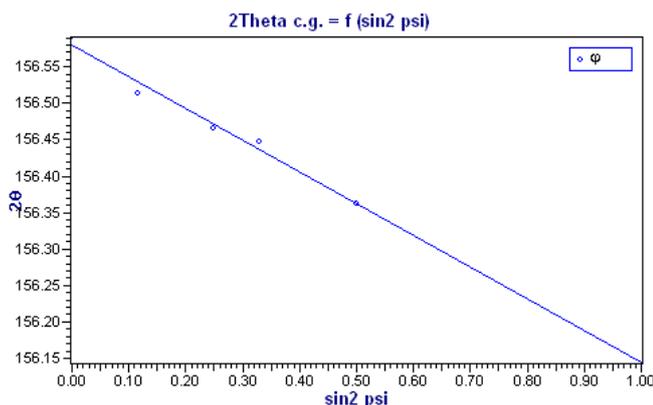


Figura 40: Dependência linear de 2θ em relação a $\sin^2\psi$.
Fonte: ARAÚJO, B., *et al.* (2010).

Os valores aferidos de 2θ para os vários ângulos ψ são determinados através de modelos estatísticos de inferência a partir dos dados coletados. O modelo utilizado com maior frequência é o da distribuição normal e/ou o de aproximação da binomial pela normal. Sendo assim, toda medida aferida apresentará uma média e respectiva variância (σ^2), um exemplo da aquisição de dados de pico de difração é mostrado na Figura 41.

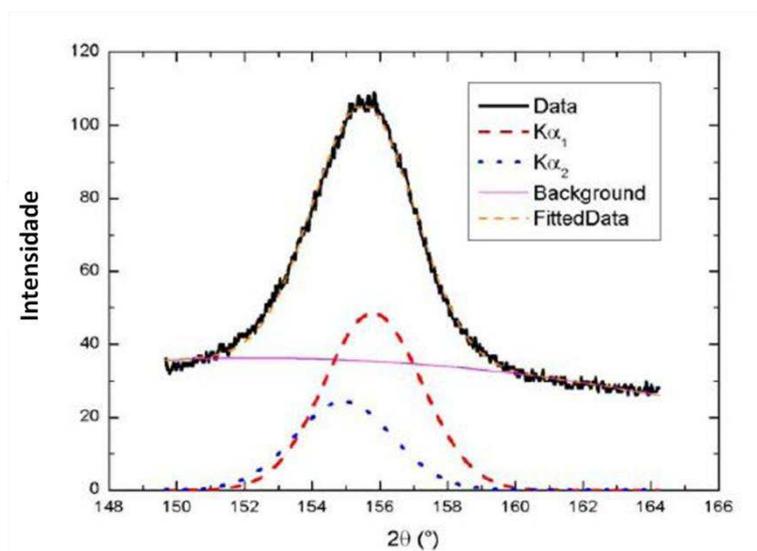


Figura 41: Exemplo de uma curva plotada de uma função de Gauss para um pico de difração medido.
Fonte: NATIONAL PHYSICAL LABORATORY (2005).

2.6 Resistência à Corrosão de Conjuntos Soldados

Universalmente a corrosão pode ser definida como a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente associada ou não a esforços mecânicos (GENTIL, 2007).

Devido o processo corrosivo estar associado a etapas químicas e eletroquímicas, a corrosão pode ser classificada de maneira primária em: oxidação direta e corrosão eletroquímica. Após essa classificação primária podemos agrupar os tipos de corrosão quanto à morfologia e quanto à sua fenomenologia. Ou seja, quanto à forma, esta pode ser dividida em: uniforme, localizada, seletiva e intergranular ou transgranular. E quanto a sua fenomenologia pode ser dividida em: galvânica, por célula oclusa, corrosão-erosão, corrosão-fadiga, corrosão sob tensão, corrosão atmosférica, corrosão microbiológica e ataque pelo hidrogênio (JAMBO e FÓFANO, 2008).

Mesmo que metais de base e adição sejam corretamente selecionados, normas e código sejam seguidos (durante a soldagem), penetração, formas e contornos apropriados sejam alcançados, uma solda poderá vir a falhar devido a processos corrosivos. Além disso, não é difícil acontecer que uma liga metálica, na sua forma manufaturada (laminada, forjada, etc.), seja resistente à corrosão em um determinado ambiente, enquanto que uma solda com esta mesma liga não seja resistente à corrosão. Entretanto, também existem muitos exemplos nos quais a solda pode exibir resistência à corrosão superior àquela do metal de base (não soldado). Adicionalmente, algumas vezes a solda poderá ter um desempenho desordenado, ou seja, apresentando tanto resistência quanto susceptibilidade a ataques corrosivos (DAVIS, 2006).

Frequentemente não é tão simples determinar por que uma solda sofre ataques corrosivos. Entretanto, um ou mais dos seguintes fatores geralmente estão associados:

- Projeto do conjunto (ou junta) soldado;
- Técnica de fabricação;
- Técnicas de soldagem;
- Sequência de soldagem;
- Atmosferas contaminantes;
- Substâncias químicas orgânicas ou inorgânicas;
- Filmes de óxidos e carepa (crosta) de aços;
- Respingos e escórias oriundos do processo de soldagem;
- Penetração ou fusão incompleta na solda;

- Porosidades;
- Trincas;
- Tensões residuais elevadas;
- Seleção errônea do metal de adição;
- Acabamento superficial.

Adicionalmente, durante o processo de soldagem os parâmetros empregados influenciam o ciclo térmico (aquecimento e resfriamento) que, por sua vez, afeta a microestrutura e a composição superficial das soldas e metais de base adjacentes (DAVIS, 2006). Conseqüentemente, a resistência à corrosão de uma solda, realizada com metal de adição similar, pode ser inferior àquela resistência do metal de base devido a:

- ✓ Microsegregações;
- ✓ Precipitação de fases secundárias;
- ✓ Formação de zonas parcialmente diluídas;
- ✓ Recristalização e crescimento de grãos na zona termicamente afetada;
- ✓ Volatilização de elementos de liga na poça de fusão da solda;
- ✓ Contaminação da poça de fusão durante a solidificação.

Monitorar a corrosão de uma solda é uma parte fundamental de qualquer sistema de combate à corrosão. Para isso, existem várias técnicas de monitoramento da corrosão. Estas técnicas podem ser agrupadas em três grupos:

- Técnicas baseadas na massa de referência;
- Métodos eletroquímicos;
- Técnicas de ensaios não-destrutivos.

As técnicas que leva em consideração a massa de referência são baseadas na perda de massa. Isto é, uma amostra do metal é pesada antes e depois de ser exposto ao meio corrosivo. Já os métodos eletroquímicos são baseados nas medidas da corrente e tensão elétricas. Uma variedade de métodos eletroquímicos podem ser utilizados tais como, resistência de polarização linear, espectroscopia de

impedância eletroquímica, etc. Quanto às técnicas de ensaios não-destrutivos, medidas de ultra-som, radiografia, termografia e emissão acústica podem ser utilizadas (DAVIS, 2006; JAMBO e FÓFANO, 2008).

Nos próximos tópicos serão abordadas as seguintes técnicas eletroquímicas: resistência de polarização linear e espectroscopia de impedância eletroquímica.

2.6.1 Resistência de Polarização Linear

Este método possui a vantagem de determinar a velocidade de corrosão através da realização da polarização anódica ou catódica de alguns milivolts em torno da resistência de polarização do metal ou liga metálica (LEE, 2000). Este método evita algumas dificuldades práticas tais como a influência da queda ôhmica e dos fenômenos de transporte que pode ser minimizada, uma vez que a densidade de corrente utilizada é baixa.

A Figura 42 mostra de forma esquemática a linearidade nas proximidades da resistência de polarização quando as curvas de polarização são realizadas em escala linear. A resistência de polarização (R_p), que é definida como o inverso da inclinação da reta (Figura 42), é independente do grau de linearidade. O método de polarização linear, inicialmente assim chamado, foi popularizado por Stern e Geary em 1957 e recebe ultimamente o nome de método da resistência de polarização, por apresentar unidades de uma resistência (Ωm^2).

A resistência de polarização pode ser medida experimentalmente por um galvanostato ou um potenciostato. Os equipamentos disponíveis funcionam basicamente com um circuito semelhante. O método galvanostático é experimentalmente mais simples e comercialmente mais usado devido à existência de dispositivos de monitoramento da resistência de polarização. O método potenciostático ou potenciodinâmico é mais favorável para uso em laboratório, pois os procedimentos de ensaios podem ser bem controlados.

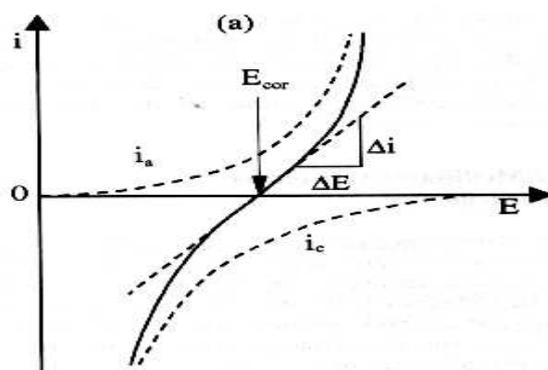


Figura 42: Curva de polarização esquemática em escala linear.

2.6.2 Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE)

Um sinal alternado de potencial, de pequena amplitude, aplicado num sistema constituído de uma interface eletrodo/solução origina um sinal alternado de corrente como resposta. A razão entre a perturbação e a resposta corresponde à impedância do sistema. A técnica para determinar a impedância de um sistema eletroquímico é a espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE).

A impedância de um circuito representa o nível de dificuldade pelo qual um sinal elétrico (potencial ou corrente) enviado a esse circuito encontra ao percorrê-lo. Quando uma tensão elétrica alternada for aplicada a um circuito, a corrente resultante pode ser determinada utilizando a lei de Ohm ($V = IR$) através da substituição da resistência R pela reatância X de cada elemento passivo em questão. Dessa forma é possível representar qualquer reatância, ou a impedância Z de uma combinação de reatâncias, como um vetor em um plano real-imaginário, de acordo com o diagrama de Argand.

Uma forma de representar a variação da impedância com a frequência é o diagrama de Nyquist, como pode ser visto na Figura 43, o qual é uma extensão do diagrama de Argand, utilizando a frequência como uma variável. A seguir têm-se alguns comentários sobre os esquemas desta figura:

- (a) Observam-se o espectro de impedância e o circuito elétrico equivalente que correspondem à capacitância da dupla camada elétrica, C_d . Neste

caso Z_{Re} assume valor nulo, uma vez que não há resistor no circuito elétrico equivalente;

- (b) Verificam-se o espectro de EIE e o circuito elétrico equivalente relativos a C_d e a resistência ôhmica da célula eletrolítica, R_S . Neste caso Z_{Re} apresenta valor constante e igual a R_S ;
- (c) Trata-se de um circuito RC em paralelo referente aos processos que ocorrem na interface metal/solução eletrolítica: processo capacitivo – carga da dupla camada elétrica, C_d e processo faradaico – resistência correspondente à reação de transferência de carga, designada de resistência de polarização, R_P . Através de Z_{Re} é possível se obter o valor de R_P . No caso deste modelo mais simples, admite-se que a resistência de transferência R_{tc} , é igual a R_P .
- (d) Neste caso observa-se o circuito elétrico equivalente, formado pela associação entre o circuito RC paralelo (que representa os processos típicos da interfase) e um resistor em série, relativo a resistência ôhmica da solução eletrolítica. Este circuito é a representação mais singela de um modelo que descreve um processo simples de eletrodo. O espectro da EIE fornece, a partir dos dados de Z_{Re} , os valores de R_S e R_P . Aqui também, $R_{tc}=R_P$.

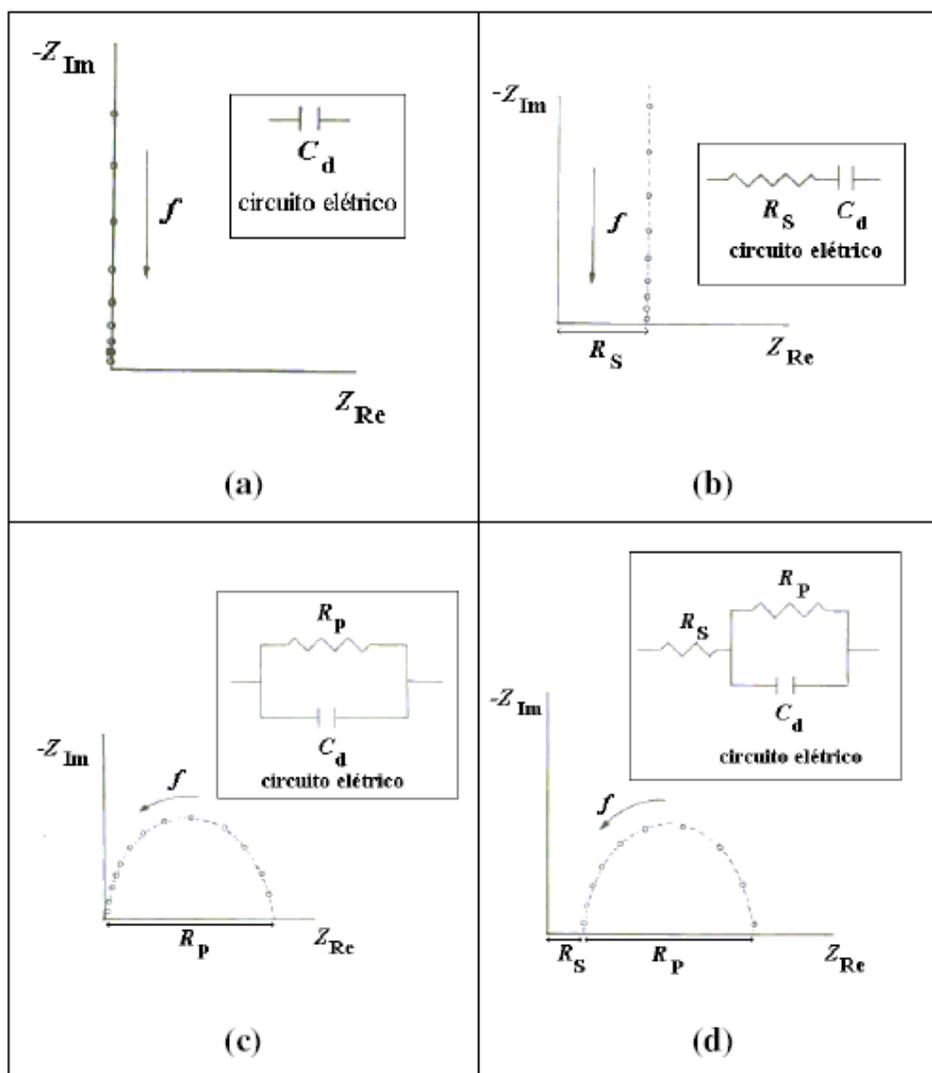


Figura 43: Diagrama de Nyquist para os seguintes circuitos elétricos: a) um único capacitor; b) associação de um resistor e um capacitor em série (RC série); c) associação de um resistor e um capacitor em paralelo (RC paralelo); d) Associação de um circuito RC paralelo em série com um resistor. (FISHER, 1996)

Para as associações apresentadas na Figura 43, as unidades dos resistores e dos capacitores são ohm e Farad, respectivamente.

A impedância imaginária, Z_{Im} , corresponde a:

$$-Z_{\text{Im}} = \frac{1}{2\pi f C_d} \quad (17)$$

onde:

Z_{Im} = componente imaginário da impedância;

f = frequência (Hz);

C_d = capacitância diferencial ($\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2}$).

A impedância real, Z_{Re} , está relacionada à resistência do circuito em estudo. Dependendo do sistema pode corresponder à resistência ôhmica da solução, R_s , resistência de polarização, R_p , ou a uma resistência resultante de ambos os processos, R_s e R_p .

O diagrama de Nyquist é a forma mais usada para expressar os resultados obtidos através da técnica de impedância. Este consiste de uma série de pontos, cada um representando a grandeza e a direção do vetor de impedância para uma frequência particular. Este diagrama é um plano complexo (real-imaginário) de coordenadas cartesianas, onde se tem nas abscissas a parte real (termos resistivos) e nas ordenadas a parte imaginária (termos capacitivos ou indutivos).

Tanto a mudança de fase quanto a amplitude são dependentes da frequência e os dados de impedância para uma determinada amostra são, obtidos sob uma larga variação de frequência (100 kHz a 10 MHz) dessa forma produzindo o diagrama de Nyquist. (ALTUBE *et al.*, 2003)

Quanto maior for a impedância do sistema tanto mais passivo será este sistema, ou seja, maior será a restrição do referido sistema à condução de corrente, significando que a taxa de corrosão ou densidade de corrente de corrosão ao longo do sistema de análise, será a mais baixa possível (ES-SALAH *et al.*, 2004). No processo inverso, igualmente, quanto menor a impedância tanto menor será a restrição à passagem corrente, corrente esta que está associada ao processo eletroquímico de corrosão.

3 MATERIAIS E METODOLOGIA

3.1 Materiais

As soldagens foram realizadas utilizando-se como metal de adição o arame eletrodo de liga de níquel, *Hastelloy C-276* (ERNiCrMo-4) com diâmetro de 1,12mm (0,044"). Na Tabela 10 está ilustrado a composição química do *Hastelloy C-276*.

Tabela 10: Composição química (% em peso) do metal de adição utilizado.

	C	Mn	Si	P	S	Cr
AWS	0,009	0,540	0,050	0-0,005	0-0,001	15,3
ER NiCrMo -4	Mo	Ni	Fe	Co	V	W
	15,30	58,20	6,120	0,030	0,270	3,820

Fonte: HAYNES Wire Company

Como substrato (metal de base) foi utilizado um duto de aço de especificação API 5L Gr. B enviado pelo CENPES. As dimensões do tubo são: 290 mm de diâmetro interno e 18,0 mm de espessura da parede. A Figura 44 apresenta o tubo de aço ARBL na condição como recebida e na Tabela 11 a sua composição química (% em peso).



Figura 44: Tubo de aço API 5L Gr B na condição como-recebida.

Tabela 11: Composição química (% em peso) do metal de base utilizado.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
API 5L GR B	0,19	0,24	0,7	0,018	0,018	0,064	0,008	0,07

Fonte: CENPES (PETROBRAS).

As soldagens foram realizadas através do equipamento de soldagem ilustrado na Figura 45, modelo DIGI Plus A7 800 fabricado pela IMC Soldagem, com fonte do tipo corrente contínua com capacidade de corrente máxima de 800 A.

Estas soldagens foram realizadas através do processo de soldagem a arco submerso (SAW) mecanizado com eletrodo (ERNiCrMo-4) especificado na Tabela 10 e um fluxo neutro, básico e aglomerado para soldagem ao arco submerso, especialmente para soldagem de topo e soldagem de revestimento com arames de ligas de níquel (Ni).

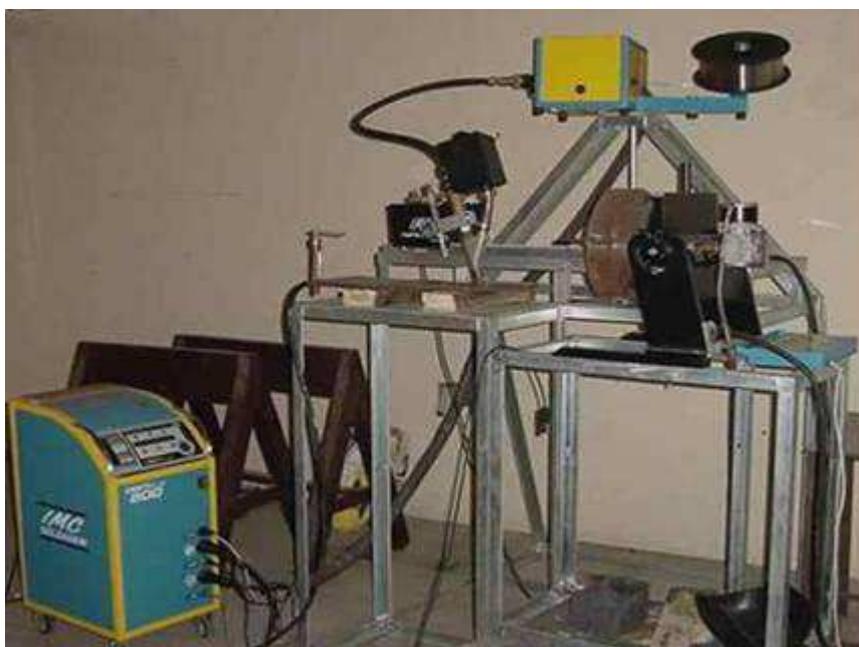


Figura 45: Máquina para soldagem do processo a arco submerso (SAW).

3.2 Metodologia

A Figura 46 apresenta o fluxograma de atividades realizadas. Inicialmente realizou-se um estudo da influência dos parâmetros de soldagem na geometria, diluição e razão R/L de cordões isolados. Para isto, foram realizados estudos com corrente pulsada e corrente convencional. Com base nos melhores resultados do estudo com cordões isolados foram realizados três revestimentos: 2 com corrente pulsada e 1 com corrente convencional. Todos estes revestimentos foram realizados em segmentos de tubo API 5L Gr B e na posição plana, com deslocamento retilíneo da tocha. Após esta etapa, foram realizados mais três revestimentos, só que desta

vez foram aplicados internamente ao duto, com o duto girando. Estes revestimentos foram aplicados com corrente convencional.

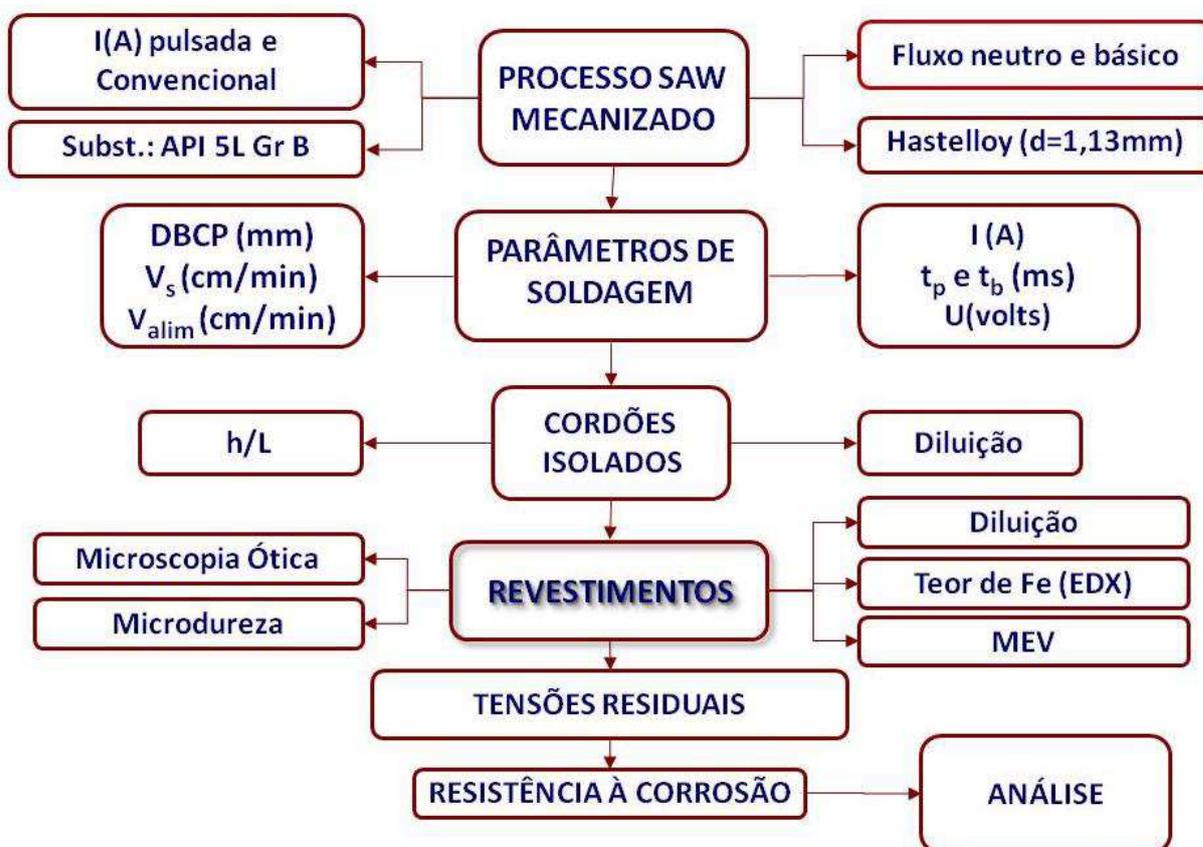


Figura 46: Fluxograma de atividades.

Os ensaios metalográficos foram realizados no laboratório de metalografia da UAEM/CCT/UFCG. O procedimento convencional de metalografia consistiu de corte, lixamento, polimento, ataque químico, análise e registro das microestruturas. Os ataques químicos utilizados foram Nital (1,5%) para o aço API 5L Gr B, e água régia fluorada (45% HCl , 25% HNO_3 , HF , H_2O) para a liga de Ni (ER NiCrMo-4).

3.2.1 Usinagem dos Segmentos do Substrato (duto)

Para o estudo da influência dos parâmetros de soldagem foram feitos cortes no tubo por meio do processo oxi-corte, de maneira a se obter segmentos, para o depósito dos cordões de solda, com dimensões conforme a Figura 47.

Antes da deposição do cordão de solda essas peças foram lixadas com disco de desbaste e escova de aço inoxidável e por fim sua superfície foi limpa com acetona para retirar eventuais resíduos de óxidos e/ou gordura.

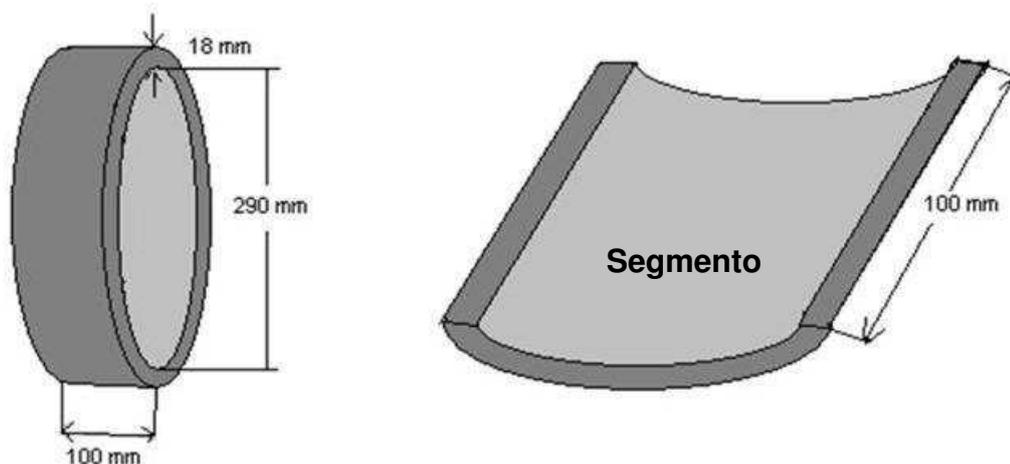


Figura 47: Confecção dos segmentos de duto.

3.2.2 Estudo com Cordões Isolados

3.2.2.1 Cordões Isolados Realizados com Corrente Pulsada

Como metodologia de pesquisa para os cordões isolados com corrente pulsada, utilizou-se o planejamento fatorial completo em dois níveis, com ponto central, onde cada fator assume um nível inferior, um superior e um central. O nível central foi repetido três vezes. Combinando esses níveis entre todos os fatores obtêm-se $2^K + 3$ pontos centrais que resulta em 19 experimentos, onde K é o número de variáveis de entrada. A escolha dos fatores e de seus níveis foi feita com base em experimentos preliminares e pesquisa na bibliografia (SUBRAMANIAM *et al.*, 1999; COSTA e RIBEIRO, 2001; PALANI e MURUGAN, 2006). Os valores desses níveis se encontram na Tabela 12. Foram mantidos fixos: tempo de pulso ($t_p=4\text{ms}$), tempo de base ($t_b=7\text{ms}$), velocidade de soldagem ($V_s=22\text{cm/min}$) e inclinação da tocha de soldagem (15° com a vertical). Vale salientar que todos os experimentos foram feitos utilizando corrente com polaridade reversa (CC^+). Para soldagem de

revestimentos a literatura (WAINER *et al.*, 1992) recomenda utilizar polaridade direta (CC⁻), devido à menor diluição alcançada, já que é imposto menos calor ao metal de base. No entanto, inicialmente foram realizados muitos testes com polaridade direta (CC⁻) e os cordões não tiveram um aspecto geométrico interessante, todos ficaram muito convexos e estreitos, características que contribui para o aparecimento de defeitos como vazios e inclusões de escória.

Tabela 12: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo.

Variáveis de entrada	Níveis		
	-1	0	+1
IP (A)	260	280	300
IB (A)	75	100	125
Va (m/min)	6,0	6,5	7,0
DBCP	15	17,5	20

Onde, I_P é a corrente de pulso, I_B é a corrente de base, V_a é a velocidade de alimentação do arame eletrodo e DBCP é a distância do bico de contato a peça a ser soldada.

A Tabela 13 apresenta, de acordo com as regras do planejamento fatorial, a sequência das dezessete combinações possíveis das variáveis de entrada com o ponto central realizado três vezes, resultando em dezenove experimentos realizados em uma sequência aleatória. A réplica do ponto central permite o cálculo do erro experimental e significância dos efeitos. A sequência aleatória dos experimentos permite a aplicação de testes estatísticos de significância e a construção de intervalos de confiança.

Tabela 13: Matriz de planejamento experimental $2^4 + 3$ pontos centrais, para corrente pulsada.

Experimento	Sequência aleatória	I_P (A)	I_B (A)	Va m/min	DBCP (mm)
1	4	260 (-1)	75 (-1)	6 (-1)	15 (-1)
2	9	300 (+1)	75 (-1)	6 (-1)	15 (-1)
3	11	260 (-1)	125 (+1)	6 (-1)	15 (-1)
4	1	300 (+1)	125 (+1)	6 (-1)	15 (-1)
5	19	260 (-1)	75 (-1)	7 (+1)	15 (-1)
6	7	300 (+1)	75 (-1)	7 (+1)	15 (-1)
7	12	260 (-1)	125 (+1)	7 (+1)	15 (-1)
8	18	300 (+1)	125 (+1)	7 (+1)	15 (-1)
9	17	260 (-1)	75 (-1)	6 (-1)	20 (+1)
10	2	300 (+1)	75 (-1)	6 (-1)	20 (+1)
11	16	260 (-1)	125 (+1)	6 (-1)	20 (+1)
12	6	300 (+1)	125 (+1)	6 (-1)	20 (+1)
13	8	260 (-1)	75 (-1)	7 (+1)	20 (+1)
14	15	300 (+1)	75 (-1)	7 (+1)	20 (+1)
15	13	260 (-1)	125 (+1)	7 (+1)	20 (+1)
16	5	300 (+1)	125 (+1)	7 (+1)	20 (+1)
17	14	280 (0)	100 (0)	6,5 (0)	17,5 (0)
18	3	280 (0)	100 (0)	6,5 (0)	17,5 (0)
19	10	280 (0)	100 (0)	6,5 (0)	17,5 (0)

3.2.2.2 Cordões Isolados Realizados com Corrente Convencional

Após diversos experimentos prospectivos com corrente convencional, constatou-se pouca influência da energia de soldagem na diluição. Esta constatação sinalizou para a busca de outras técnicas de soldagem, no processo a arco submerso, a fim de se obter menores valores de diluição.

Assim, foi realizada uma adaptação na pistola da máquina a fim de se ser possível realizar uma soldagem com longo *stickout*. O desafio consistiu basicamente em desenvolver um dispositivo que permitisse variar a DBCP (distância do bico de contato à peça) de modo que fosse possível manter uma Distância do Bocal à Peça (DBP) constante (Figura 48), aproximadamente DBP=15mm para se garantir uma boa qualidade no cordão de solda.

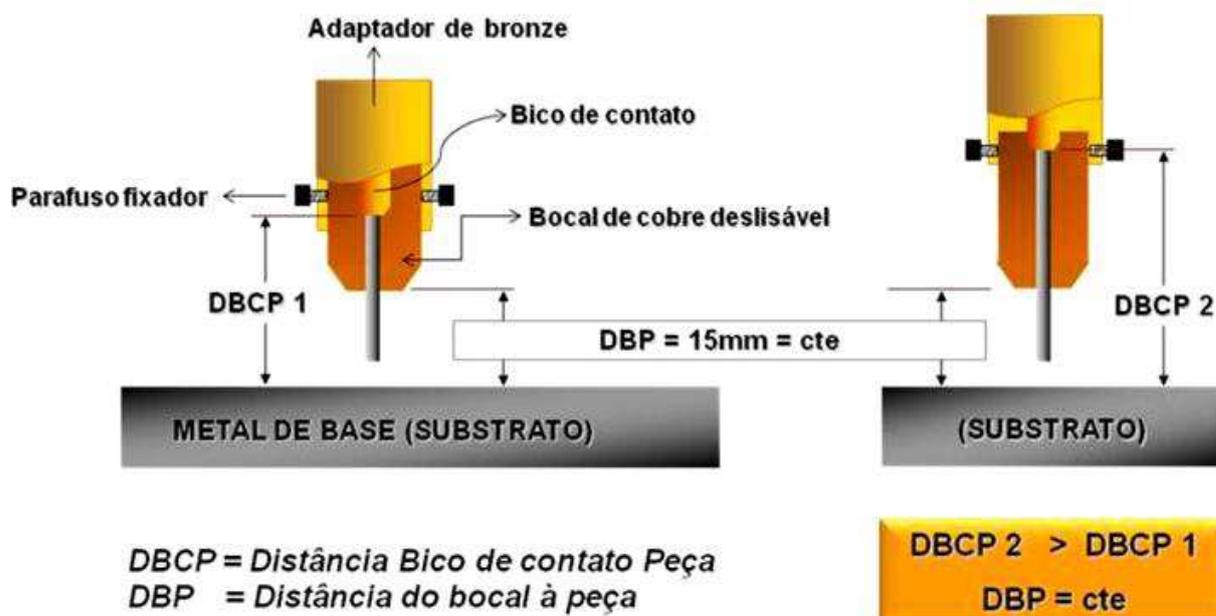


Figura 48: Esquema do dispositivo que permite variar a DBCP mantendo a DBP constante.

O resultado deste desafio está na Figura 49. Assim foi possível realizar soldagens com $DBCP=27\text{mm}$, chegando a reduzir a diluição em 8%, conforme mostra a Figura 50. Isto é devido à diminuição da corrente de soldagem quando se aumenta a DBCP.



Figura 49: Dispositivo confeccionado para possibilitar soldagens com longo stickout.

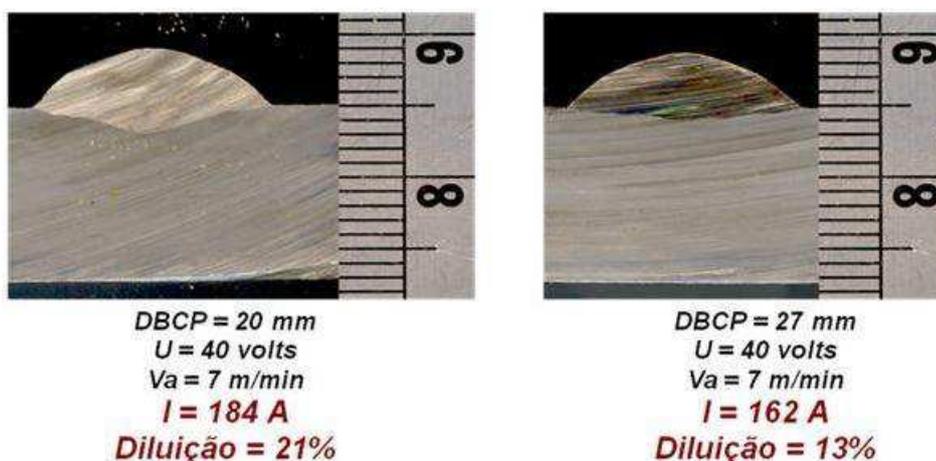


Figura 50: Redução da diluição quando da utilização de longo stickout.

No entanto, se a DBCP for elevada para valores acima de 30mm a qualidade do cordão de solda diminui, isto é, o cordão de solda não permanece uniforme (Figura 51).



Figura 51: Cordão de solda não uniforme devido à utilização de DBCP acima de 30mm.

Após este estudo prospectivo, empregou-se um planejamento fatorial para analisar o efeito dos parâmetros de soldagem sobre cordões isolados obtidos com corrente convencional. Três variáveis de entrada foram analisadas: U, Va e DBCP. Neste caso obtêm-se 11 experimentos incluindo a réplica do ponto central. Os valores dos níveis reais e codificados se encontram na Tabela 14. Foram mantidos fixos: velocidade de soldagem ($V_s=22\text{cm/min}$) e inclinação da tocha de soldagem (15° com a vertical). Vale salientar que todos os experimentos foram também realizados utilizando corrente com polaridade reversa CC+.

Tabela 14: Níveis reais e codificados dos fatores em estudo para corrente convencional.

Variáveis de entrada	Níveis		
	-1	0	+1
U (volts)	30,0	35,0	40,0
Va (m/min)	6,0	6,5	7,0
DBCP	20,0	25,0	30,0

Na Tabela 15 são apresentados os onze experimentos originados do planejamento fatorial para a corrente convencional, realizados numa sequência aleatória.

Tabela 15: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais, para a corrente convencional.

Experimentos	Sequência aleatória	U(volts)	Va (m/min)	DBCP(mm)
1	3	30 (-1)	6 (-1)	20 (-1)
2	10	40 (+1)	6 (-1)	20 (-1)
3	4	30 (-1)	7 (+1)	20 (-1)
4	6	40 (+1)	7 (+1)	20 (-1)
5	11	30 (-1)	6 (-1)	30 (+1)
6	9	40 (+1)	6 (-1)	30 (+1)
7	1	30 (-1)	7 (+1)	30 (+1)
8	7	40 (+1)	7 (+1)	30 (+1)
9	8	35 (0)	6,5 (0)	25 (0)
10	5	35 (0)	6,5 (0)	25 (0)
11	2	35 (0)	6,5 (0)	25 (0)

3.2.3 Revestimentos em Segmentos de Duto

Foram realizados três revestimentos em posição plana de soldagem, onde cada revestimento aplicado com três cordões sobre segmentos (Figura 52a) do duto, ou seja, as soldagens foram feitas com um deslocamento retilíneo da tocha com velocidade de 22 cm/min. Dois revestimentos foram aplicados com parâmetros baseados nos melhores resultados obtidos do estudo com corrente pulsada, enquanto que o terceiro revestimento foi executado com parâmetros baseados no melhores resultados do estudo de cordões isolados com corrente convencional e ainda com longo *stickout* (uma DBCP elevada). A Tabela 16 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados para a execução destes revestimentos. Além disso, os revestimentos foram realizados com uma sobreposição de 33,33% (1/3 da largura de cordão isolado), Figura 52b).

Tabela 16: Parâmetros configurados na máquina de soldagem.

Revestimentos	I_p (A)	I_b (A)	t_p (ms)	t_b (ms)	U(volts)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	DBCP (mm)
Revestimento1 (RP1)	260	125	4	7	-	6,0	22	15,0
Revestimento2 (RP2)	300	125	4	9	-	6,0	22	15,0
Revestimento3 (RC)	-	-	-	-	40	7,0	22	30,0

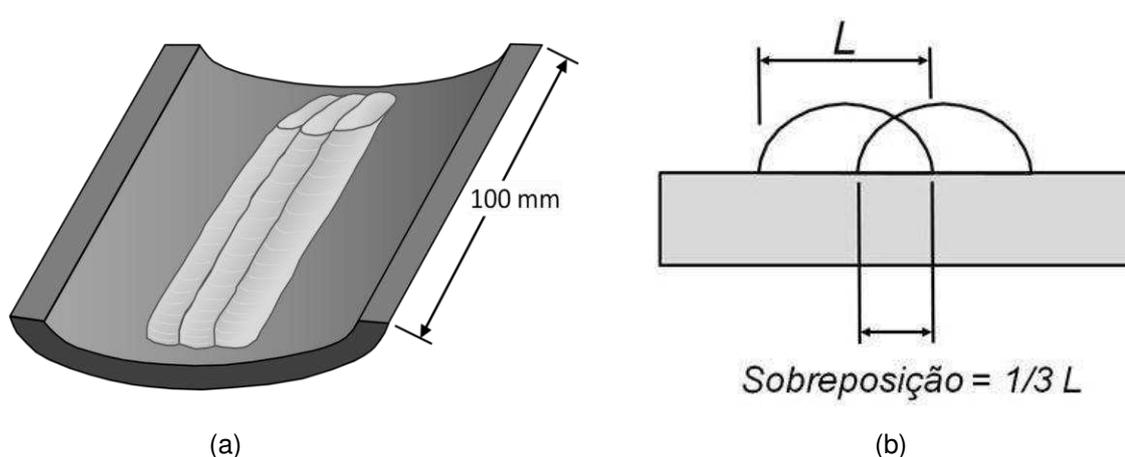


Figura 52: (a) Revestimento com três cordões de solda sobre um segmento do duto. (b) Sobreposição utilizada (33,33%).

Em seguida, a diluição, altura mínima (h_{min}) e a largura (L) dos revestimentos (Figura 53) foram analisadas.

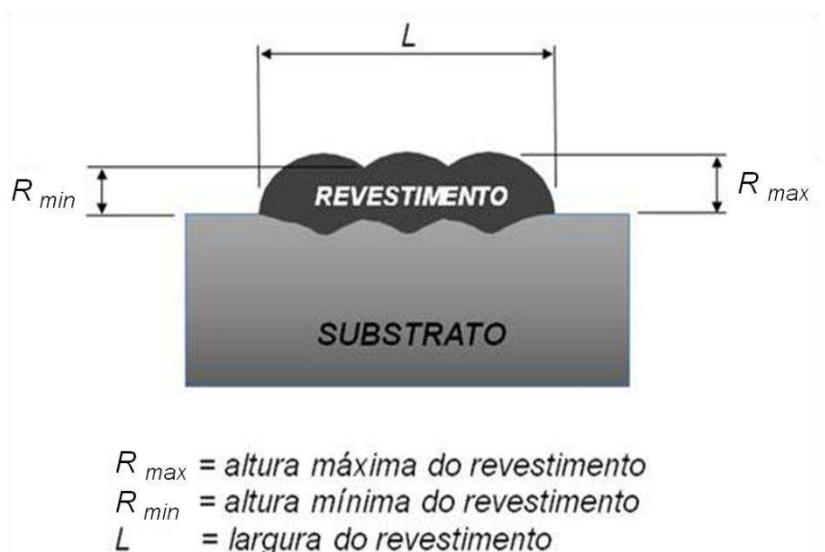


Figura 53: Representação esquemática da largura e alturas do revestimento.

3.2.4 Revestimentos Internos em Duto

Antes de realizar as soldagens de revestimento internas, a tocha de soldagem (Figura 54a) passou por uma adaptação. Para isso, algumas peças foram usinadas (Figura 54b).

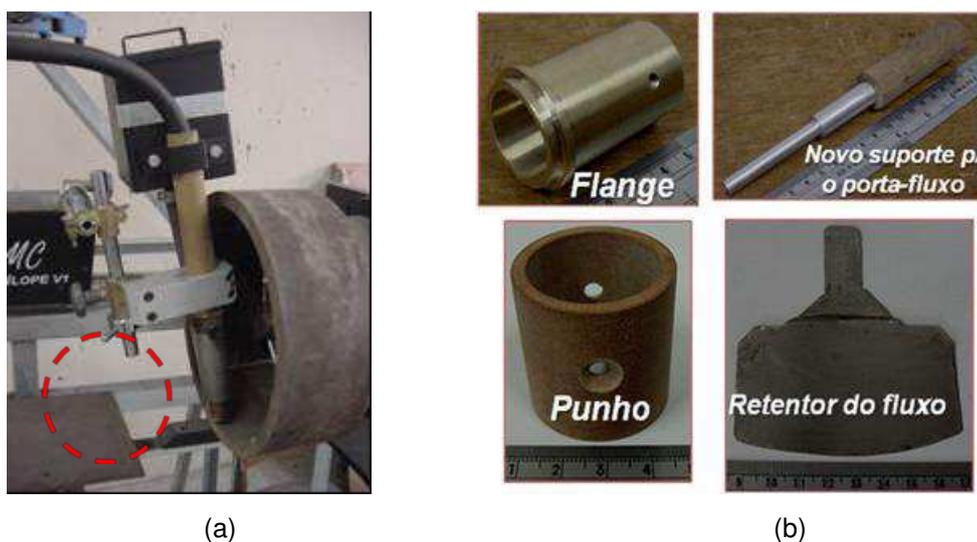
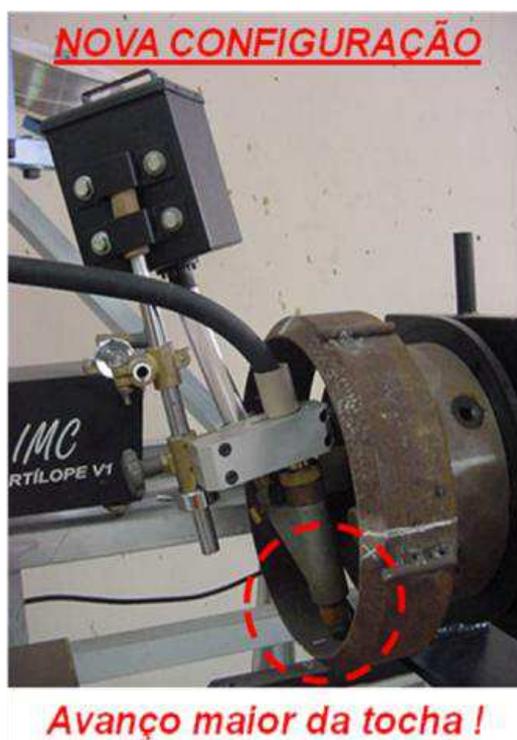


Figura 54: Tocha da máquina de soldagem SAW. (a) Configuração original da máquina. (b) Peças usinadas para a adaptação.

A Figura 55a mostra o resultado da adaptação da tocha-SAW. Nota-se que foi possível obter um maior avanço desta tocha no interior do tubo. Na Figura 55b tem-se um revestimento (RT1) obtido com uma velocidade de alimentação $V_a=7,0$ m/min, voltagem $U=37$ volts, velocidade de soldagem $V_s=28$ cm/min e uma $DBCP=20$ mm.



(a)



(b)

Figura 55: (a) Nova configuração da tocha-SAW. (b) Revestimento interno com três passes.

A partir das soldagens da nova configuração da tocha foram obtidos três revestimentos internos à tubulação (Figura 55b). Todos os revestimentos foram compostos de três passes, e realizados de acordo com as técnicas de soldagem da Figura 56. A Tabela 17 apresenta os parâmetros de soldagem para cada revestimento.

Técnicas de Soldagem:

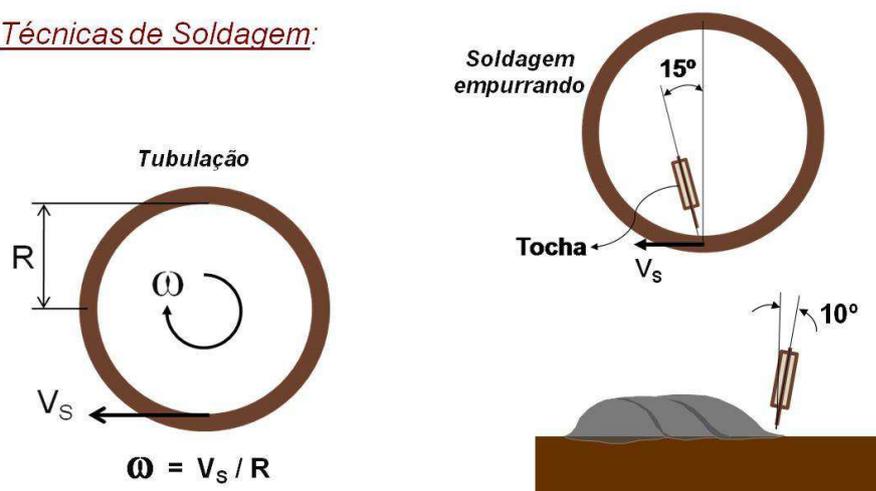


Figura 56: Técnicas de soldagem para a realização dos revestimentos internos.

Tabela 17: Parâmetros de Soldagem dos revestimentos internos no duto.

	RT1	RT2	RT3
Va (m/min)=	7,00	7,00	7,50
DBCP (mm)=	20,00	28,00	30,00
Um (volts) =	38,00	37,00	40,00
V _s (cm/min) =	28,00	28,00	28,00

3.2.5 Cálculos de Diluição, Altura, Largura e Razão Altura/Largura – R/L

Seções transversais dos cordões isolados foram obtidas para os cálculos de diluição, altura, largura e a razão altura/largura, R/L.

O cálculo da diluição para os cordões isolados foi realizado conforme ilustra a Figura 57, e a Equação (13).

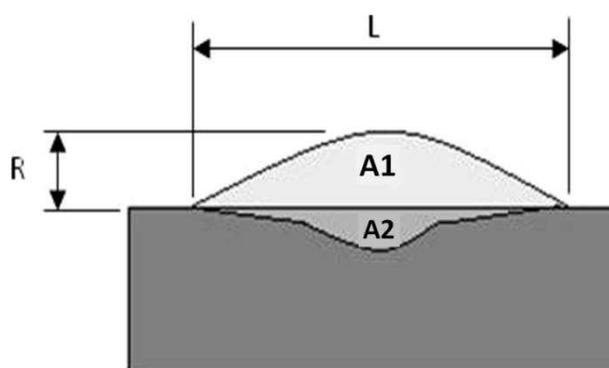


Figura 57: Áreas para o cálculo da diluição.

$$D(\%) = \frac{A2}{A1 + A2} \times 100 \quad (13)$$

Já os níveis de diluição para os revestimentos foram determinados de acordo com a metodologia da Figura 58. As áreas foram determinadas através de um programa computacional *CAD* (*computer-aided design*).



Figura 58: Metodologia para o cálculo da diluição de um revestimento com três cordões.

3.2.6 Ensaios de Dureza e Microdureza

Os testes de dureza Vickers foram realizados, com aplicação de uma carga de 5kg durante um tempo de 15 segundos, na superfície do revestimento a uma altura de 3 mm. Já os ensaios de microdureza Vickers foram realizados empregando-se três metodologias. A primeira metodologia consistiu na realização na seção transversal de 3 (três) linhas verticais em pontos do metal de solda (MS), Zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB), obedecendo a uma distância entre endentações de 0,20 mm, conforme mostra a Figura 59. Foram feitas 28 medições por linha, com distâncias de 0,1 mm da linha de fusão na parte da ZTA, 0,10 mm da interface no MS e de 0,20 mm da superfície do revestimento no metal de solda em cada amostra e construídos gráficos do perfil de dureza do total de medidas. A carga utilizada foi de 100g durante um tempo de 15 segundos. Esta primeira metodologia foi empregada a fim de conhecer o perfil de dureza ao longo do revestimento (MS) e substrato (ZTA e MB).

A segunda metodologia consistiu de medidas realizadas próximas à linha de fusão (LF) do lado do MS, conforme a Figura 59. Para isso, usou-se uma carga de 0,05kg (50g) por um tempo de 15 segundos, com espaçamento 250 μm entre impressões. Esta segunda metodologia foi empregada com a finalidade de identificar possíveis zonas de elevada dureza na interface revestimento/substrato.

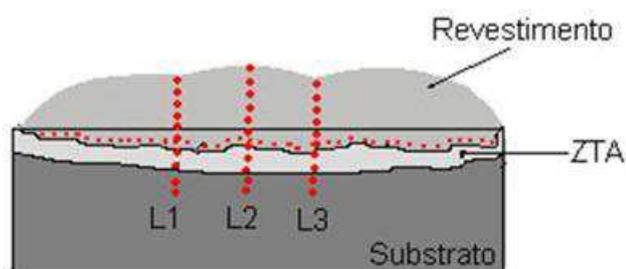


Figura 59: Disposição das impressões de microdureza ao longo das linhas verticais e interface revestimento-substrato.

A terceira metodologia consistiu em realizar nas amostras ensaios de microdureza nas mesmas superfícies onde serão feitos os ensaios de corrosão, a uma altura de 3mm do revestimento (Figura 60), com o objetivo de associar a dureza com os resultados de corrosão.

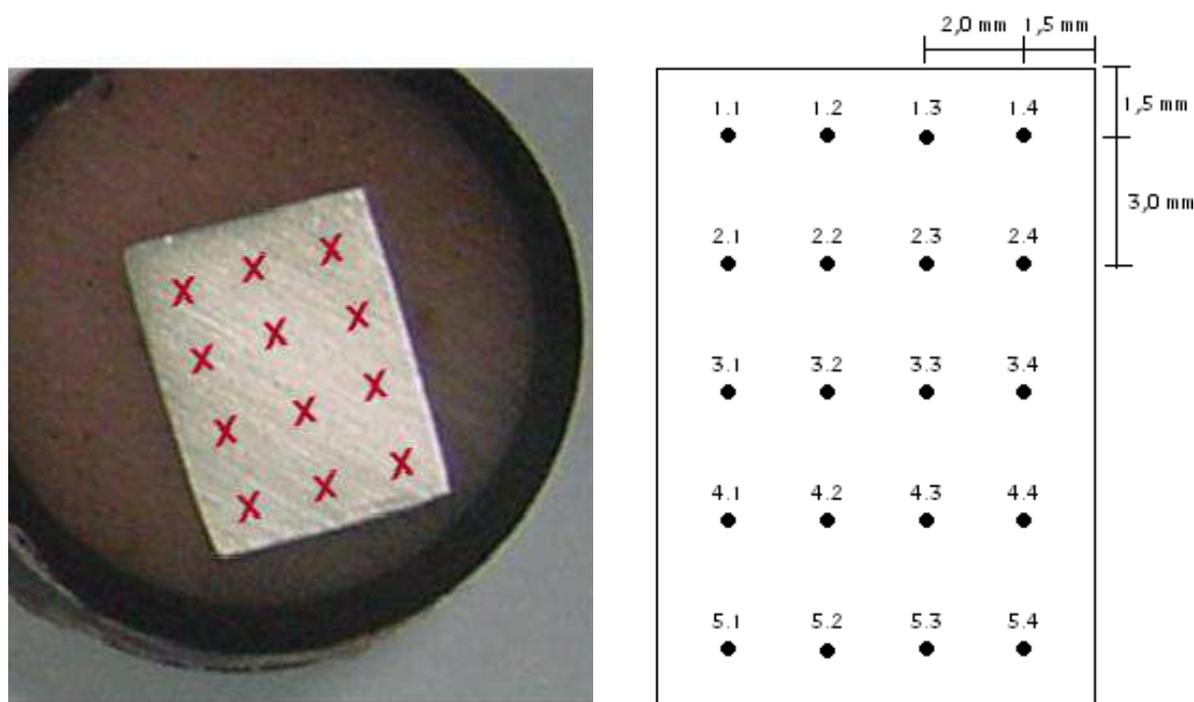


Figura 60: Localização dos pontos do ensaio de microdureza na superfície do revestimento.

3.2.7 Ensaio de Corrosão

Para a realização dos ensaios de corrosão, as amostras foram submetidas a alguns processos: Inicialmente determinou-se e cortou-se a região que representa o revestimento como um todo no ensaio de corrosão. Adotou-se como área de análise, a região pertencente ao passe central. Após o corte, a superfície do revestimento da amostra foi planificada para garantir uma área de contato constante entre as amostras assim como não proporcionar pontos de preferência para a corrosão. As amostras planificadas foram confeccionadas com o mesmo volume e mesmas características geométricas (dimensões) através da usinagem das amostras com os requisitos indicados na Figura 61.

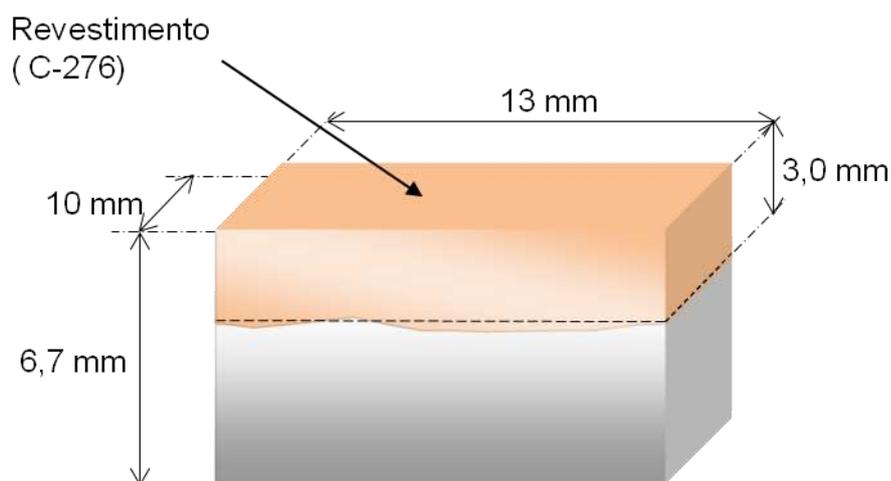


Figura 61: Desenho esquemático da amostra, com suas dimensões, após o processo de usinagem.

A usinagem da amostra foi realizada de forma que permanecessem constantes: a área analisada, e a altura da amostra e do revestimento para cada amostra. As amostras ficaram com as seguintes medidas:

- Altura do revestimento depois de usinada = 3 mm;
- Alturas das amostras = 10 mm;
- Área exposta para análise das amostras analisadas = 133 mm².

Após a usinagem, abriu-se uma pequena cavidade no substrato da amostra com uma serra manual para conectar um fio elétrico rígido de 1,5 mm de diâmetro,

com um comprimento constante de fio para cada amostra (Figura 62). As amostras embutidas se apresentaram como é mostrado na Figura 63. O embutimento tem como objetivo recobrir todo o material com uma resina restringindo apenas a área da superfície plana do revestimento da amostra para análise. O lixamento foi feito até a numeração da lixa de 1200, para obter uma superfície de acabamento melhor.

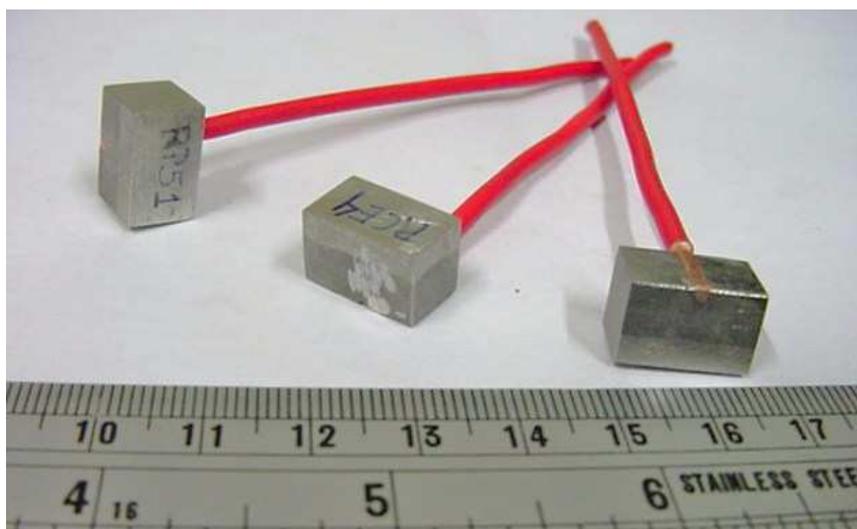


Figura 62: Conexão entre as amostras e os fios rígidos \varnothing 1,5mm através de uma fenda aberta no substrato da amostra.

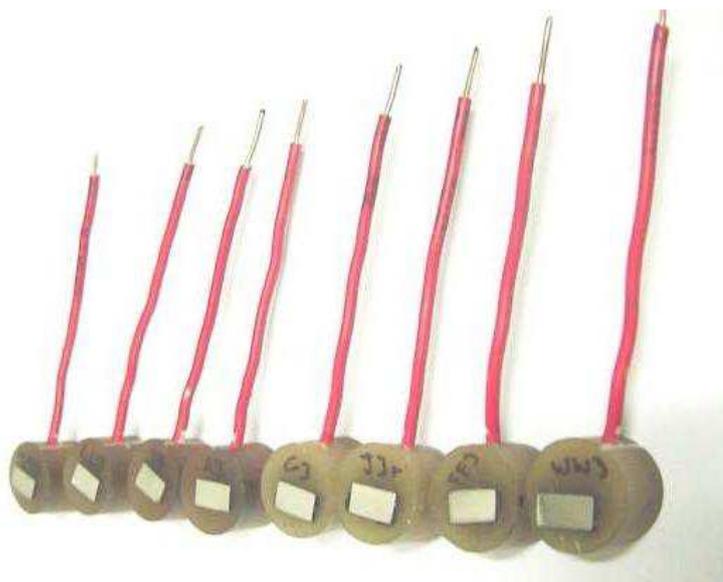


Figura 63: Exemplos de eletrodos de trabalho (amostras) para análise de corrosão.

Para a limpeza das amostras, mergulhou-se a amostra em solução de 10 % NaOH para desengraxe e em seguida esta foi lavada com água destilada. Depois a amostra foi mergulhada em uma solução de 1% H₂SO₄ para ativar a superfície.

As medidas eletroquímicas de corrosão foram executadas em uma célula eletroquímica convencional de três eletrodos (Figura 64). Foram utilizadas duas técnicas eletroquímicas: Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL) e Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE). A técnica PPL fornecerá o potencial de corrosão (E_{Corr}) enquanto que a técnica EIE fornecerá a resistência de polarização (R_p).

As medidas de polarização potenciodinâmicas linear (PPL) foram realizadas utilizando um postentostato/galvanostato Autolab PG STATE 30 (Figura 65) conectado aos softwares GPES. O eletrodo de trabalho foi o revestimento de liga Ni (*Hastelloy C-276*), o eletrodo de referência de prata cloreto de prata (Ag/AgCl), e o contra-eletrodo foi uma lâmina de platina (com área superficial de 6,0 cm²). As curvas de PPL foram obtidas com uma taxa de varredura de 1 mV s⁻¹. Todos os testes de corrosão eletroquímica foram conduzidos no meio corrosivo contendo 1M de NaCl em solução e temperatura ambiente ($\pm 30^\circ\text{C}$).

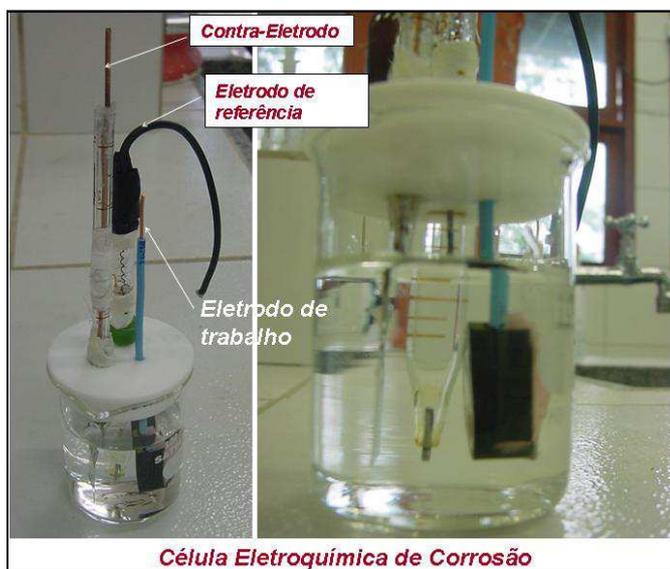


Figura 64: Célula eletroquímica para testes de corrosão.

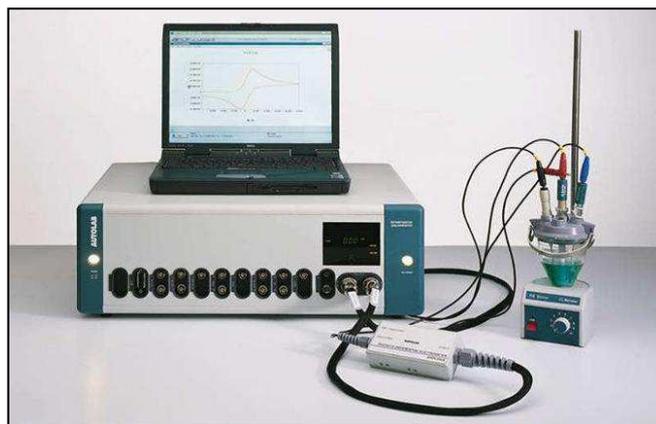


Figura 65: Potenciostato/Galvanostato PG STATE30 da Autolab.

Os experimentos de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE) foram realizados nos mesmos revestimentos utilizados nas curvas de polarização. As medidas de EIE foram feitas utilizando um potenciostato/galvanostato AUTOLAB, modelo PG STAT 30, conectado a um computador pelo programa FRA (*Frequency Response Analyzer System*), com uma frequência de 1 kHz a 4mHz com uma amplitude de 1E-02V. A programação desta técnica foi feita através de potenciais extraídos das curvas de polarização.

Durante os ensaios de corrosão, a célula eletroquímica ficou dentro de uma gaiola de Faraday (Figura 66), para isolar esta célula de influências eletromagnéticas do ambiente externo e, portanto, o corpo de prova que estiver em seu interior.

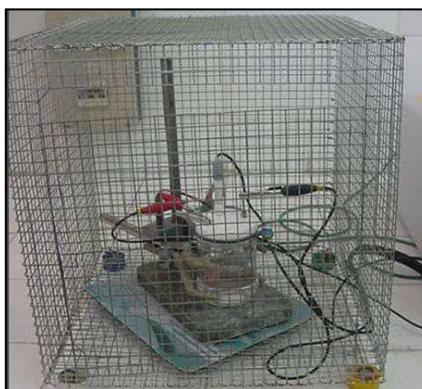


Figura 66: Gaiola de Faraday.

3.2.8 Ensaio de Composição Química

Os testes de composição química foram realizados através da técnica de caracterização EDX (Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raio X ou *Energy Dispersive X-Ray*). Estes testes foram conduzidos com um colimador de diâmetro 3mm e atmosfera a vácuo (30Pa), Figura 67. Medidas de composição química pontuais (a nível de subgrão) também foram realizadas através da técnica EDS (Espectroscopia de raios X por dispersão em energia ou *Energy Dispersive Spectroscopy*) em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

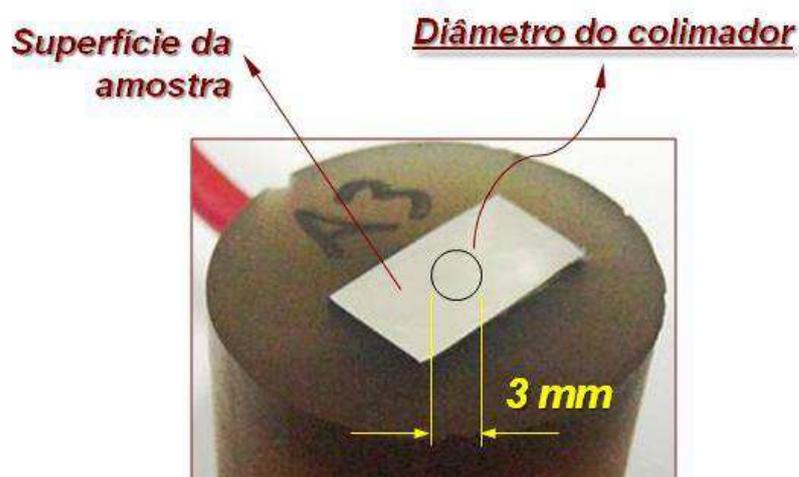


Figura 67: Amostra para ensaio de composição química.

3.2.9 Ensaio de Tensões Residuais

A análise de tensões foi realizada na superfície dos revestimentos utilizando um difratômetro portátil de raios – X - *Portable stress analyser STRESSRAD (RADICON Ltd. Scientific Instruments)*, conforme Figura 68, juntamente com o software de análise do equipamento – *Stress*.

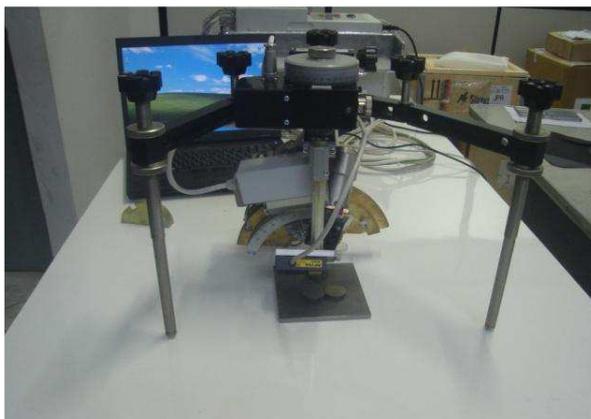


Figura 68 - Difratômetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.

Na análise de ligas de níquel pode-se avaliar os planos $\{220\}$ com um comprimento de onda de $\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$ e ângulo de pico $(2\theta) = 133,53^\circ$. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de cromo (HAUK, 1997). O método empregado foi o $\text{sen}^2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 0^\circ, 25^\circ, 30^\circ, 33^\circ, 35^\circ, 37^\circ, 40^\circ, 42^\circ, 44^\circ$ e 45° . Foram realizadas análises em três regiões distintas de todos os revestimentos, de acordo com a Figura 69.

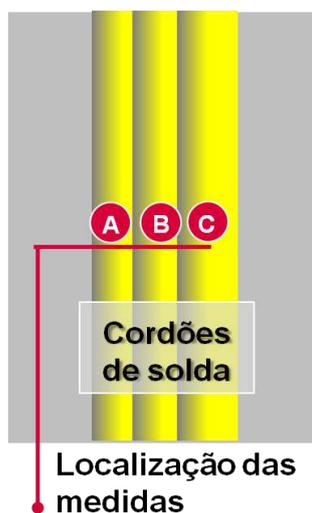


Figura 69: Regiões analisadas para avaliação das tensões residuais.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Cordões Isolados Realizados com Corrente Pulsada

A Figura 70 apresenta dois cordões isolados, resultado das soldagens com o processo SAW com corrente pulsada. Ainda é possível observar as seções transversais típicas desses cordões.



Figura 70: Cordões isolados aplicados pelo processo SAW com corrente pulsada.

Na Tabela 18, são apresentados os valores de diluição (D), da altura do cordão (R) e da sua relação com a largura (R/L), para as soldagens feitas com corrente pulsada, onde se verifica que os valores de diluição variaram de 3,6% a 22,26%. Este valor não pode ser muito elevado a fim de evitar presença de ferro no revestimento e não pode ser muito baixo, pois pode diminuir a resistência ao arrancamento. Não se tem registros em normas de valores mínimos ou máximos para diluição do metal de base no metal de solda, porém a norma ISO 10423 (2003) sugere que o valor máximo para o teor de Fe seja de 10 % e que a composição química seja medida a uma distância máxima de 3 mm do metal base. De acordo com um raciocínio lógico quanto maior for a diluição maior será o teor de Fe no revestimento, logo o ideal é se produzir um revestimento com menor diluição possível, já que a diluição é a quantidade percentual do metal de base que entra no metal de solda (INFOSOLDA, 2003). Vale lembrar que para essa liga, os valores de diluição são bem próximos dos valores de percentual de Fe do metal de solda, logo

deseja-se um revestimento com diluição em torno de 10%. Quanto menor a relação R/L do cordão mais largo e adequado o cordão de solda, visto que assim será necessário menos passes para recobrir a área de interesse. O fato é que menores valores de R/L são alcançados para maiores larguras (L) do cordão e isto pode favorecer a relação custo benefício em aplicações como, soldagem de revestimento, onde a largura de cordão tem fundamental importância em relação aos demais parâmetros geométricos (NASCIMENTO, 2005). Como se pode observar pela Tabela 18, a razão R/L variou de 0,236 a 0,671 e todos os cordões tiveram alturas superiores a 3mm. A PETROBRAS N -1707 (1999) recomenda uma altura líquida de 3 mm. Percebeu-se, portanto uma dificuldade de se obter baixos valores de diluição associados a baixos valores de R/L para os parâmetros de soldagem utilizados. Esta combinação torna-se difícil de obter, pois como será visto na Figura 71 os menores valores de diluição são conseguidos para os valores mais elevados de R/L. Sendo assim, o experimento 3 pode ser considerado como o melhor resultado obtido, com diluição em torno de 12 % e R/L de 0,28.

Tabela 18: Matriz de planejamento e resultados obtidos.

Experimento	I_p (A)	I_B (A)	V_a (m/min)	DBCP (mm)	I_M (A)	U_M (v)	Diluição (%)	R (mm)	R/L (mm/mm)
1	260	75	6,0	15,0	172,8	25,0	8,23	4,61	0,559
2	300	75	6,0	15,0	159,0	34,5	12,67	5,01	0,461
3	260	125	6,0	15,0	179,5	36,2	12,76	4,17	0,283
4	300	125	6,0	15,0	191,3	43,7	16,81	3,88	0,237
5	260	75	7,0	15,0	191,5	19,5	3,67	5,01	0,584
6	300	75	7,0	15,0	199,6	21,3	5,47	5,05	0,518
7	260	125	7,0	15,0	199,1	23,3	4,67	4,53	0,445
8	300	125	7,0	15,0	201,7	29,6	22,26	4,01	0,282
9	260	75	6,0	20,0	162,6	25,0	5,68	4,69	0,564
10	300	75	6,0	20,0	144,1	38,4	11,81	5,02	0,557
11	260	125	6,0	20,0	170,2	41,5	18,99	3,53	0,249
12	300	125	6,0	20,0	168,7	50,0	13,94	3,91	0,263
13	260	75	7,0	20,0	204,9	20,0	3,60	5,25	0,671
14	300	75	7,0	20,0	178,0	24,0	5,50	5,16	0,518
15	260	125	7,0	20,0	191,2	21,5	4,73	4,68	0,475
16	300	125	7,0	20,0	184,0	42,0	17,59	3,38	0,241
17	280	100	6,5	17,5	169,0	31,7	11,14	4,89	0,473
18	280	100	6,5	17,5	173,3	29,4	10,51	4,41	0,418
19	280	100	6,5	17,5	175,4	30,9	7,32	4,89	0,424

Para a análise dos resultados foi utilizado um software estatístico adotando um nível de confiabilidade dos resultados de 95%. A Tabela 19 mostra os valores de P (P está relacionado ao nível de significância de uma determinada variável analisada em um modelo de regressão) para cada fator, considerando também as interações entre duas e três variáveis, onde de acordo com o nível de confiabilidade, a condição $P \leq 0,05$ deve ser satisfeita para que o fator seja estatisticamente significativo, pois se o nível de confiabilidade dos resultados é de 95%, $1 - (\text{Valor P})$ deve ser no mínimo 95%.

Os valores em **negrito** obedecem a essa relação. Porém, nesse trabalho foram ignorados alguns dos efeitos que não são estatisticamente significativos nos modelos, dando origem a novos valores de P e dessa forma alguns efeitos que não eram estatisticamente significativos passaram também a ser, como por exemplo, o efeito da interação $I_P * I_B$ no modelo de D e $I_B * \text{DBCP}$ no modelo de R/L. Optou-se por não ignorar alguns dos efeitos não estatisticamente significativos, pelo fato de que esses chegaram muito próximo de serem estatisticamente significativos (ver Tabela 19). Esse procedimento é feito com base no bom senso do pesquisador, que depende não só do conhecimento da técnica de Planejamento Fatorial, mas também do prévio conhecimento do processo que está sendo estudado. É importante frisar que o ato de escolher quais efeitos permanecerão do modelo, não prejudicará a confiabilidade dos resultados, o qual continuará sendo 95%, o que irá ser alterado é o coeficiente de determinação entre os valores preditos e experimentais (R^2), o mesmo como pode ser visto na Tabela 19 teve uma queda insignificante.

A Tabela 20 mostra os valores dos efeitos dos fatores e interações para cada resposta onde os valores em **negrito** mostram os efeitos estatisticamente significativos. A análise dessas interações permitirá o estabelecimento de diretrizes para melhorar a diluição, D e a razão R/L.

Observou-se ainda que quanto menor a diluição maior será a razão R/L (Figura 71), sendo que para diluições acima de 13% não teve alteração significativa de R/L.

Tabela 19: Valor de P para os fatores e interações, utilizando corrente pulsada.

Fatores	Valor de P			
	Para todos os efeitos		Ignorando alguns efeitos	
	D	R/L	D	R/L
Média	0,000014	0,000000	0,000000	0,000000
I _P	0,003481	0,001172	0,000036	0,000005
I _B	0,001463	0,000028	0,000006	0,000000
Va	0,009158	0,003625	0,000276	0,000070
DBCP	0,542737	0,136939	-	-
I _P * I _B	0,098412	0,311649	0,028095	-
I _P * Va	0,025467	0,006341	0,002199	0,000239
I _P * DBCP	0,163937	0,926169	0,068017	-
I _B * Va	0,384550	0,046473	-	0,012799
I _B * DBCP	0,771314	0,085755	-	0,036683
Va * DBCP	0,550941	0,861017	-	-
I _P * I _B * Va	0,005626	0,052982	0,000099	0,016156
I _P * I _B * DBCP	0,091800	0,887068	0,024814	-
I _P * Va * DBCP	0,714347	0,027841	-	0,004957
I _B * Va * DBCP	0,184152	0,904162	0,082620	-
R ²	0,97822	0,99369	0,96697	0,986
R ² ajustado	0,902	0,99369	0,93393	0,97481

Tabela 20: Efeitos dos fatores e interações, para corrente pulsada

Fatores	Efeitos	
	D	R/L
Média	10,38684	0,432761
I _P	5,46500	-0,094325
I _B	6,89000	-0,244833
Va	-4,17500	0,069804
DBCP	-0,58750	0,021200
I _P * I _B	1,89750	-0,013212
I _P * Va	3,07250	-0,059831
I _P * DBCP	-1,50500	-0,001126
I _B * Va	0,86250	0,032524
I _B * DBCP	0,27500	-0,025917
Va * DBCP	-0,57500	-0,002131
I _P * I _B * Va	4,79000	-0,031060
I _P * I _B * DBCP	-1,95250	-0,001728
I _P * Va * DBCP	0,34750	-0,038570
I _B * Va * DBCP	-1,41750	0,001464
R ²	0,97822	0,99369
R ² ajustado	0,902	0,99369

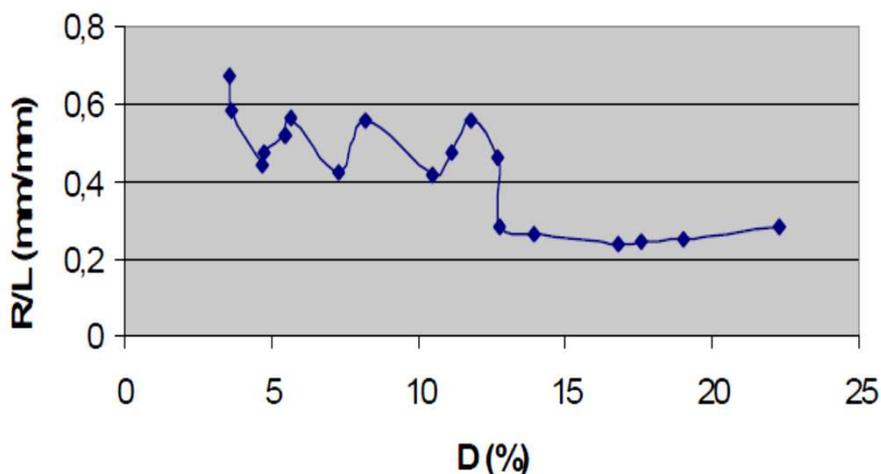


Figura 71: Relação entre R/L e diluição (D), para corrente pulsada.

Os modelos matemáticos empíricos, codificados de 1ª ordem encontrados, com os seus respectivos parâmetros estatísticos, estão apresentados nas Equações 14 e 15 onde os valores em negrito correspondem aos fatores estatisticamente significativos do modelo, ao nível de 95% de confiança.

$$\begin{aligned}
 D = & \mathbf{10,38684} + \mathbf{2,73250} \cdot I_P + \mathbf{3,44500} \cdot I_B - \mathbf{2,08750} \cdot V_a \\
 & + \mathbf{0,94875} \cdot I_P \cdot I_B + \mathbf{1,53625} \cdot I_P \cdot V_a - \mathbf{0,7525} \cdot I_P \cdot \text{DBCP} \\
 & + \mathbf{2,39500} \cdot I_P \cdot I_B \cdot V_a - \mathbf{0,97625} \cdot I_P \cdot I_B \cdot \text{DBCP} - \mathbf{0,70875} \cdot I_B \cdot V_a \cdot \text{DBCP}
 \end{aligned} \quad (14)$$

$$\begin{aligned}
 R/L = & \mathbf{0,432761} - \mathbf{0,047163} \cdot I_P - \mathbf{0,122416} \cdot I_B + \mathbf{0,034902} \cdot V_a \\
 & - \mathbf{0,029916} \cdot I_P \cdot V_a + \mathbf{0,16262} \cdot I_B \cdot V_a - \mathbf{0,0130} \cdot I_B \cdot \text{DBCP} \\
 & - \mathbf{0,01553} \cdot I_P \cdot I_B \cdot V_a - \mathbf{0,019285} \cdot I_P \cdot V_a \cdot \text{DBCP}
 \end{aligned} \quad (15)$$

Na Tabela 21 estão ilustrados os resultados das análises de variância para todas as respostas, mostrando através dos valores de $F_{\text{Calculado}}$ que todos os modelos foram estatisticamente significativos, pois $F_{\text{Calculado}} > F_{\text{Tabelado}}$, onde os valores de F_{Tabelado} podem ser encontrados na Tabela A em Anexos. Para que uma regressão seja não apenas estatisticamente significativa, mas também útil para fins preditivos, $F_{\text{Calculado}}$ deve ser no mínimo quatro vezes maior que F_{Tabelado} (BARROS NETO *et al.*, 1996). Logo os modelos da diluição, D com 98% das variações explicada pelo modelo e da razão R/L com 99% das variações explicada pelo modelo, além de estatisticamente significativos, são também preditivos com 95% de

confiança. Foi feito também o teste do F para falta de ajuste e erro puro e conclui-se que os dois modelos (D e R/L) não precisam de ajuste, pois $F_{\text{Calculado}} < F_{\text{Tabelado}}$. Neste caso a regra é oposta a anterior. Estes apresentam ainda ótimos valores de coeficiente de determinação (R^2). A Figura 72 mostra os valores preditos (modelos empíricos, Equações 14 e 15) versus os valores experimentais para as respostas D e R/L, observando-se uma boa concordância.

Tabela 21: Análise de variância (ANOVA) para as respostas D e R/L, utilizando corrente pulsada.

Fontes de variação	Soma de quadrados		Graus de liberdade		Quadrados médios		$F_{\text{Calculado}}$	
	D	R/L	D	R/L	D	R/L	D	R/L
Regressão	508,613	0,315	9	8	61,707	0,040737	29,27	88,06
Resíduo	65,721	0,015	9	10	2,108	0,000463		
Falta de ajuste	57,3321	0,013586	7	8	1,512	0,000351	0,36	0,39
Erro puro	8,3885	0,001817	2	2	4,194	0,000909		
Total	574,334	0,331	18	18	-	-	-	-

$F_{9: 9: 0,05} = 3,18$; $F_{8: 10: 0,05} = 3,07$; $F_{7: 2: 0,05} = 19,35$; $F_{8: 2: 0,05} = 19,37$

D: $R^2 = 96,7\%$ e R/L: $R^2 = 98,6\%$

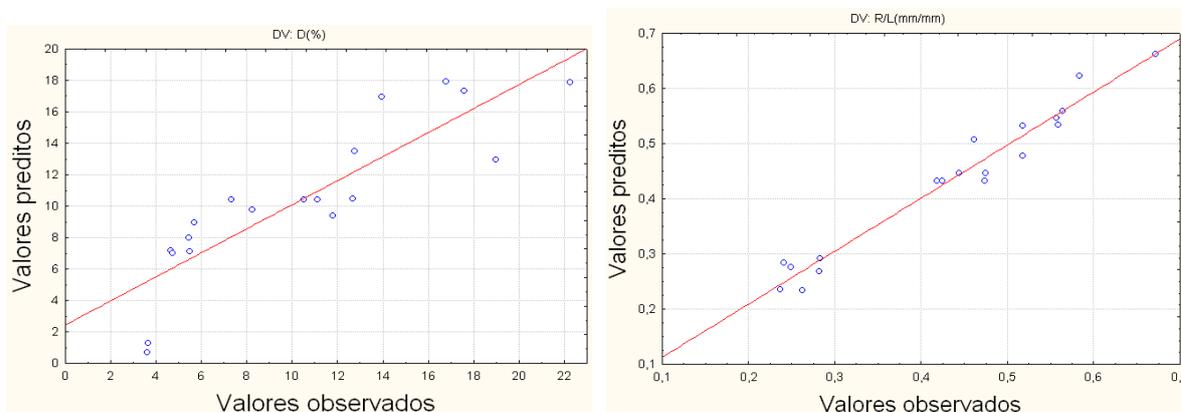


Figura 72: Valores preditos versus observados para os modelos de D e R/L, utilizando corrente pulsada.

Considerando o efeito significativo da interação $I_P * I_B * V_a$ na diluição, observa-se a representação cúbica da interação mostrada na Figura 73, onde pode ser visto várias combinações resultando em valores de diluição abaixo de 10%, por exemplo, diluição média de 7,1% para I_P em seu nível inferior (260 A) e I_B e V_a em seus níveis superiores, 125 A e 7 m/min respectivamente. Entre parêntese está o intervalo de confiança.

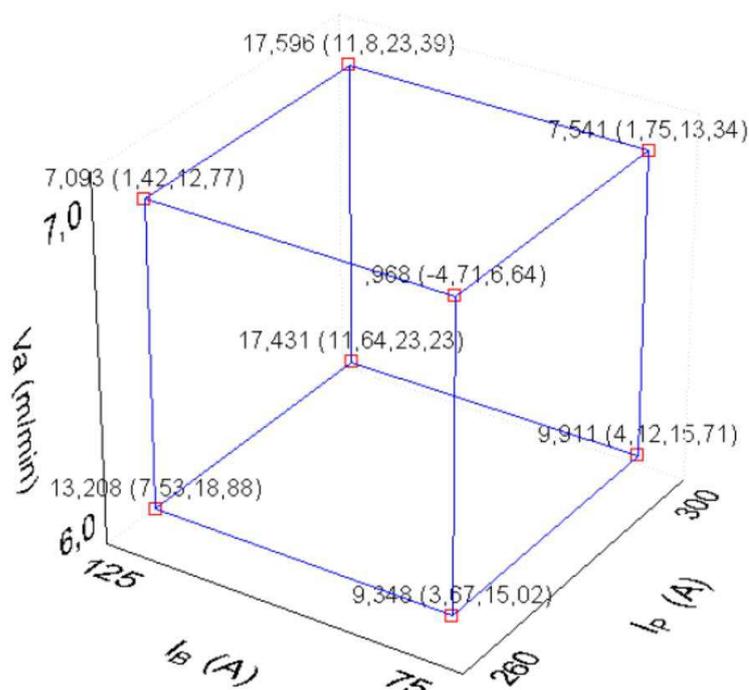


Figura 73: Influência de I_P , I_B , e V_a sobre a diluição (D), utilizando corrente pulsada.

Quanto às interações estatisticamente significativas $I_P \cdot V_a$ e $I_B \cdot V_a$, observa-se nas superfícies da (Figura 74) que os menores valores de diluição são obtidos para o nível inferior de I_P (260 A), nível superior de V_a (7m/min) e o nível inferior de I_B (75A). Portanto a condição para a menor diluição será I_P (260 A), I_B (75 A), V_a (7m/min). Porém para condições próximas do desejável (10%), existem várias possibilidades, por exemplo: I_P (260 A), I_B (125 A), V_a (6m/min), que pode ser confirmado no experimento 3 com ($D = 12,76\%$) da Tabela 14 ou I_P (300 A), I_B (75 A), V_a (6m/min), que pode ser confirmado nos experimentos 2 e 10 com diluições de 12,67% e 11,81% respectivamente. Note que na superfície da Figura 74a todas as combinações de variáveis resultam em diluições abaixo de 10% o que é desejável para revestimentos, desde que a relação R/L também seja baixa. A variável distância de bico de contato à peça, DBCP não teve influência estatisticamente significativa sobre a diluição, D para esses experimentos.

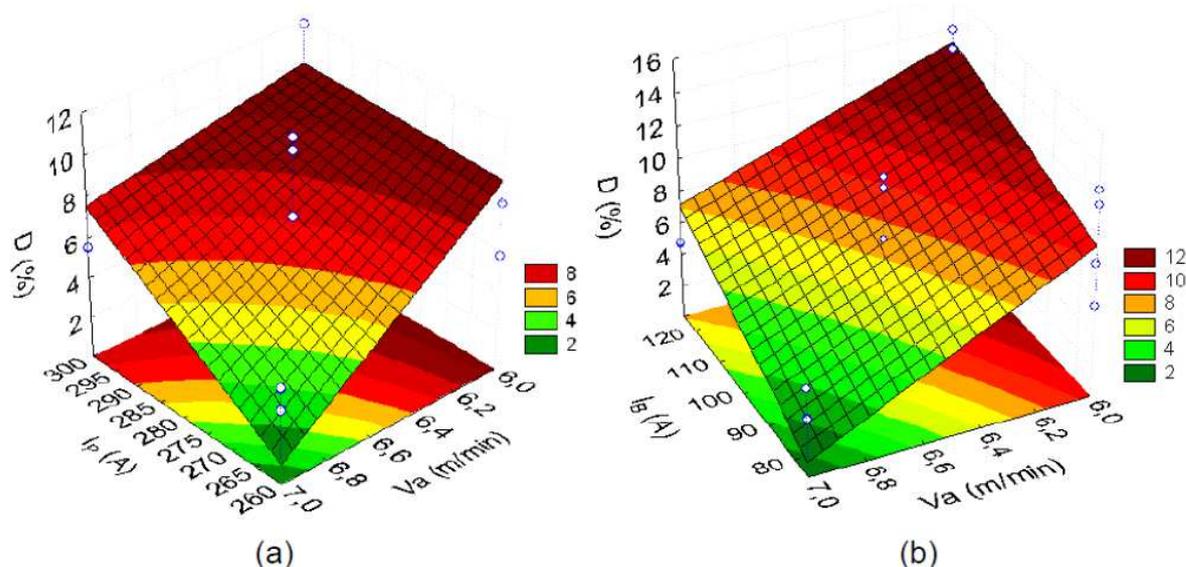


Figura 74: Superfície de resposta: (a) Influência de I_P e V_a sobre a diluição, utilizando corrente pulsada, fixando I_B em 75 A e DBCP em 17,5mm. (b) Influência de I_B e V_a sobre a diluição, utilizando corrente pulsada, fixando I_P em 260 A e DBCP em 17,5mm.

Para o parâmetro R/L as interações $I_P \cdot I_B \cdot V_a$ e $I_P \cdot V_a \cdot \text{DBCP}$ foram estatisticamente significativas e observa-se nas representações cúbicas mostradas na Figura 75 (a) e (b) que os menores valores alcançados para o parâmetro R/L podem ser obtidos para as condições I_P (300 A), I_B (125 A), V_a (6,0 m/min), e I_P (300A), V_a (6,0 m/min), DBCP (15 mm) respectivamente. Entre parêntese está o intervalo de confiança.

Essas representações são úteis quando se deseja saber qual a tendência em uma resposta quando passamos do nível (-1) de uma variável para o nível (+1) ou vice versa. Por exemplo, na Figura 75(a) e (b), observando as quatro arestas paralelas ao eixo de I_P percebe-se que a razão R/L diminui quando se passa do nível (-1) de I_P para o nível (+1). Logo se observou as seguintes tendências em R/L para as quatro variáveis:

- I_P : do nível (-1) para o nível (+1) = R/L diminui
- I_B : do nível (-1) para o nível (+1) = R/L diminui
- V_a : do nível (-1) para o nível (+1) = R/L aumenta
- DBCP: do nível (-1) para o nível (+1) = R/L aumenta

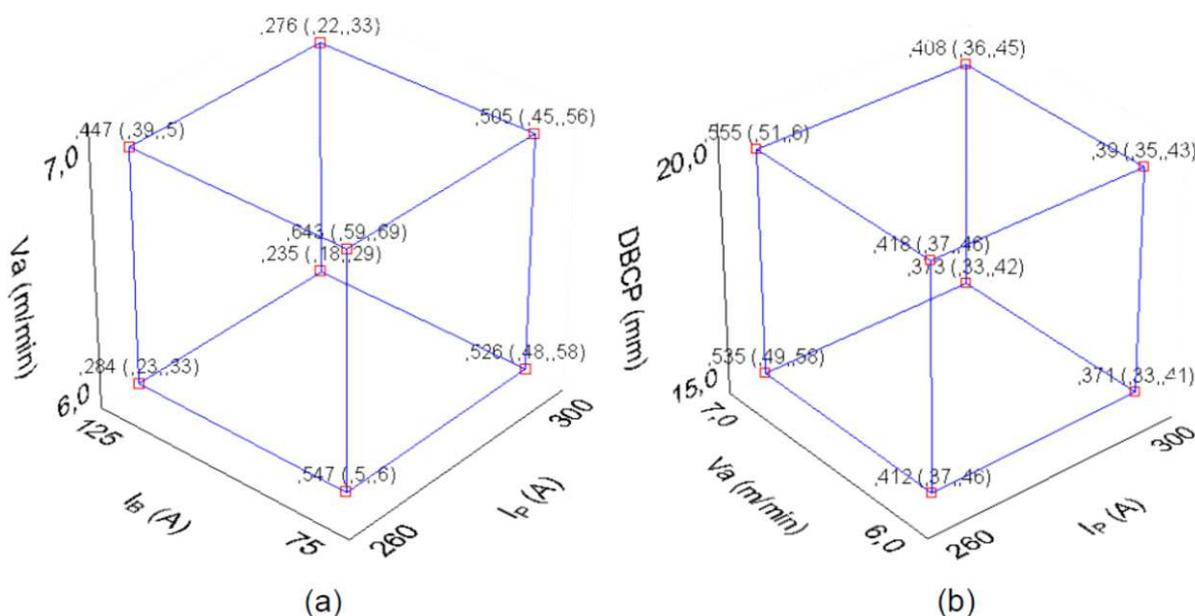


Figura 75: Representação cúbica: (a) Influência de I_p , I_b e V_a sobre a razão R/L, utilizando corrente pulsada. (b) Influência de I_p , V_a e DBCP sobre a razão R/L, utilizando corrente pulsada.

Foram verificadas três interações de segunda ordem estatisticamente significativas: $I_p \cdot V_a$, $I_b \cdot V_a$ e $I_b \cdot \text{DBCP}$. Na Figura 76 (a) pode ser vista a superfície de respostas para a interação $I_p \cdot V_a$ que revela o melhor valor de R/L (0,25) para a condição I_p (300 A) e V_a (6,0 m/min), fixando I_b em 125 A e DBCP em 15 mm. Na Figura 76(b) observa-se a superfície de respostas para a interação $I_b \cdot \text{DBCP}$ que revela o melhor valor de R/L (0,25) para a condição I_b (125 A) em toda a faixa de DBCP, fixando I_p em 300 A e V_a em 6,0 m/min. Nota-se pelas duas superfícies (a) e (b) que as variáveis mais influentes em R/L são as correntes I_p e I_b .

Valores de R/L de 0,25 associados a uma altura acima de 3 mm e diluições em torno de 10% é satisfatório, tendo em vista que está sendo utilizado o processo de soldagem ao arco submerso que fornece elevada energia de soldagem. Porém quanto menor esse valor de R/L melhor será o resultado, visto que o revestimento cobrirá uma área maior, aumentando a área protegida contra a corrosão com menor número de passes.

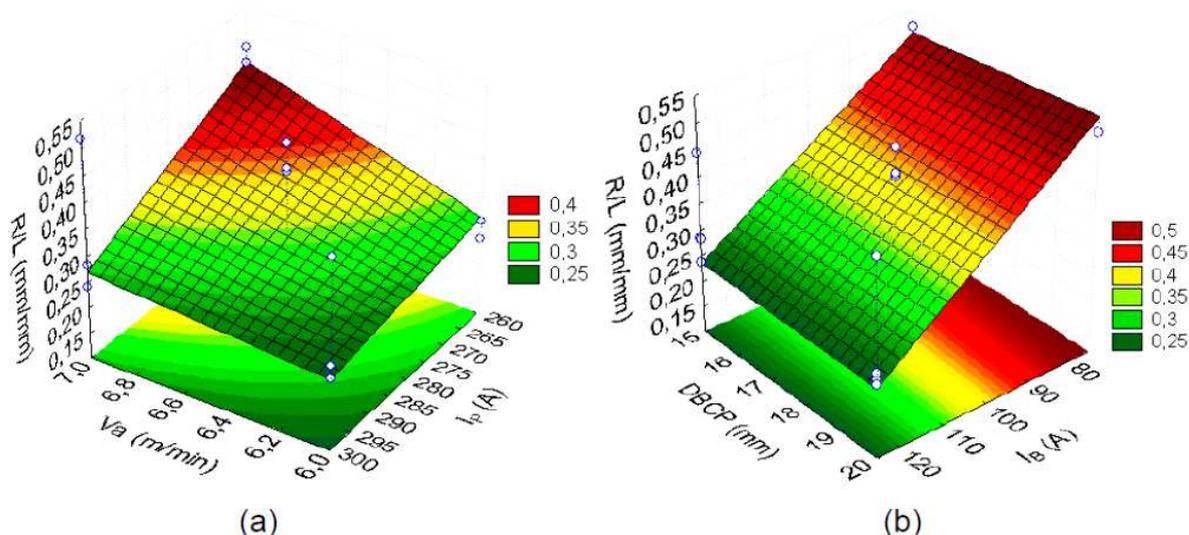


Figura 76: Superfície de resposta: (a) Influência de I_p e V_a sobre a relação R/L, utilizando corrente pulsada fixando I_b em 125 A e DBCP em 15 mm. (b) Influência de I_b e DBCP sobre a relação R/L, utilizando corrente pulsada fixando I_p em 300 A e V_a em 6,0 m/min.

Na Figura 77, observa-se a influência da energia de soldagem na diluição dos corpos de prova feitos com corrente pulsada. Nota-se que nessa modalidade de corrente, houve influência significativa da energia de soldagem nos valores de diluição, ocorrendo uma tendência de aumento de diluição com o aumento da energia de soldagem até um valor de 15kJ/cm. A partir desse valor, a energia de soldagem passa a não ter mais influência na diluição, tendo em vista que a poça de fusão pode ter atingido um tamanho tal que a diluição já não aumente com o aumento da energia.

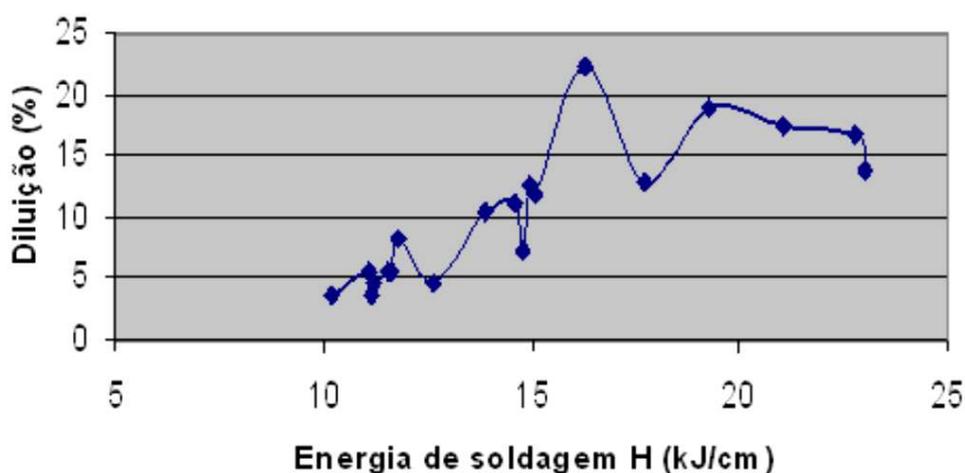


Figura 77: Influência da energia de soldagem na diluição para corrente pulsada.

4.2 Cordões Isolados Realizados com Corrente Convencional

A Figura 78 apresenta dois cordões isolados, resultado das soldagens com o processo SAW com corrente convencional. Ainda é possível observar as seções transversais típicas desses cordões.



Figura 78: Cordões isolados aplicados pelo processo SAW com corrente convencional.

A Tabela 22 apresenta os resultados obtidos para a soldagem com corrente convencional dos cordões de solda isolados, apresentando valores de diluição que variam de 9,62% a 23,19%, R/L variando de 0,21 a 0,60 e todos os cordões com altura superior a 3,4 mm.

A Tabela 23 mostra os valores de P para cada fator, considerando também as interações entre duas e três variáveis para o planejamento fatorial com a corrente convencional. Os valores em **negrito** denunciam os fatores estatisticamente significativos.

A Tabela 24 mostra os valores dos efeitos dos fatores e interações para cada resposta onde os valores em **negrito** mostram os efeitos dos fatores estatisticamente significativos. A análise dessas interações permitirá o estabelecimento de diretrizes para melhorar a diluição e razão R/L.

Tabela 22: Matriz de planejamento e resultados obtidos para a corrente convencional.

Experimento	U (volts)	Va (m/min)	DBCP (mm)	I _M (A)	U _M (v)	Diluição (%)	R (mm)	R/L (mm/mm)
1	30	6,0	20	160,38	30,32	17,94	3,91	0,31
2	40	6,0	20	163,22	43,23	21,86	3,44	0,23
3	30	7,0	20	175,83	30,34	22,59	3,99	0,31
4	40	7,0	20	186,19	41,12	23,19	3,64	0,21
5	30	6,0	30	137,32	30,38	14,43	3,97	0,35
6	40	6,0	30	138,07	42,17	13,43	4,03	0,31
7	30	7,0	30	142,83	30,77	9,62	4,90	0,60
8	40	7,0	30	158,37	40,91	11,18	3,90	0,28
9	35	6,5	25	163,82	35,56	15,42	3,70	0,26
10	35	6,5	25	162,33	35,64	13,63	3,55	0,23
11	35	6,5	25	160,66	35,43	13,20	3,80	0,25

Tabela 23: Valor de P para os fatores e interações, para a corrente convencional.

Fatores	Valor de P					
	Para todos os efeitos			Ignorando alguns efeitos		
	D	R/L	I _M	D	R/L	I _M
Média	0,00010	0,00090	0,00000	0,00000	0,00000	0,00000
U	0,33533	0,11194	0,08185	0,17077	0,04129	0,02709
Va	0,92229	0,58888	0,01116	-	-	0,00109
DBCP	0,00796	0,09573	0,00245	0,00014	0,03169	0,00009
U * Va	0,92878	0,24036	0,14607	-	0,14109	0,06640
U * DBCP	0,66540	0,59568	0,80439	-	-	-
Va * DBCP	0,13382	0,45270	0,35030	0,03223	-	0,24301
U * Va * DBCP	0,28755	0,26642	0,56972	0,13019	0,16501	-
R ²	0,94062	0,84363	0,9782	0,93569	0,7678	0,97472
R ² ajustado	0,80205	0,47878	0,92732	0,89281	0,61301	0,94944

Tabela 24: Efeitos dos fatores e interações para a corrente convencional.

Fatores e interações	Efeitos		
	D	R/L	I _M
Média	16,37655	0,306030	159,0022
U	1,59278	-0,119365	7,3737
Va	0,14743	0,032283	16,0577
DBCP	-8,81310	0,128521	-27,2575
U * Va	0,13508	-0,078138	5,5794
U * DBCP	-0,66486	-0,031664	0,7731
Va * DBCP	-2,84060	0,046059	-3,1557
U * Va * DBCP	1,79449	-0,072891	1,8197
R ²	0,93569	0,7678	0,97472
R ² ajustado	0,89281	0,61301	0,94944

Os modelos matemáticos empíricos, codificados de 1ª ordem encontrados, com os seus respectivos parâmetros estatísticos, estão apresentados nas Equações 5, 6 e 7 onde os valores em negrito correspondem às parcelas estatisticamente significativas do modelo, ao nível de 95% de confiança.

$$D = \mathbf{16,37655} + 0,79639*U - \mathbf{4,40655*DBCP} - \mathbf{1,4203*Va*DBCP} + 0,897245*U*Va*DBCP \quad (16)$$

$$R/L = \mathbf{0,306030} - \mathbf{0,05968*U} + \mathbf{0,064261*DBCP} - 0,03907*U*Va - 0,03645*U*Va*DBCP \quad (17)$$

$$I_M = \mathbf{159,0022} + \mathbf{3,68685*U} + \mathbf{8,02885*Va} - \mathbf{13,6288*DBCP} + 2,7897*U*Va - 1,57785*Va*DBCP \quad (18)$$

Nas Tabela 25, Tabela 26 e Tabela 27 estão ilustrados os resultados das análises de variância para todas as respostas. Os modelos da diluição, D com 94% das variações explicada pelo modelo e corrente média, I_M com 97% das variações explicada pelo modelo, além de estatisticamente significativos, são também preditivos com 95% de confiança.

Foi verificado também que os dois modelos (D e I_M) não precisam de ajuste. Quanto ao modelo de R/L, foi constatada uma pequena falta de ajuste através do teste do F, o que já era de se esperar por apresentar um pequeno valor de R^2 . Os valores de $F_{Tabelado}$ podem ser encontrados na Tabela A em Anexos.

Tabela 25: Análise de variância (ANOVA) para a resposta diluição, D.

Fontes de variação	Soma de quadrados	Graus de liberdade	Quadrados médios	$F_{Calculado}$	$F_{Tabelado}$
Regressão	182,99367	4	45,74842	21,82	4,53
Resíduo	12,5778	6	2,096305		
Falta de ajuste	11,8692	4	2,967311	8,38	19,25
Erro puro	0,7086	2	0,354295		
Total	195,5715	10	$R^2 = 0,93569$		

Tabela 26: Análise de variância (ANOVA) para a resposta altura/largura, R/L.

Fontes de variação	Soma de quadrados	Graus de liberdade	Quadrados médios	F _{Calculado}	F _{Tabelado}
Regressão	0,0843686	4	0,021092	4,96	4,53
Resíduo	0,025514	6	0,004252		
Falta de ajuste	0,024970	4	0,006242	22,93	19,25
Erro puro	0,000545	2	0,000272		
Total	0,109883	10	$R^2 = 0,7678$		

Tabela 27: Análise de variância (ANOVA) para a resposta corrente média, I_M.

Fontes de variação	Soma de quadrados	Graus de liberdade	Quadrados médios	F _{Calculado}	F _{Tabelado}
Regressão	2192,559	5	438,5118	38,56	5,05
Resíduo	56,865	5	11,37304		
Falta de ajuste	51,871	3	17,29027	6,92	19,16
Erro puro	4,994	2	2,497179		
Total	2249,424	10	$R^2 = 0,97472$		

Com exceção de R/L, os modelos apresentaram valores de coeficiente de determinação (R^2) bem próximos de 1. Nas Figura 79, Figura 80 e Figura 81 são vistos os valores preditos (modelos empíricos, Equações 16 e 17 e 18) versus os valores experimentais para as respostas D, R/L e I_M, observando-se boa concordância para os modelos D e I_M.

Na Figura 82 a superfície mostra a interação da velocidade de alimentação, V_a e a distância bico de contato à peça, DBCP sobre a diluição, D, onde se observa menores valores de D, em torno de 11% para os valores mais elevados de DBCP, 30 mm, em toda a faixa de velocidade de alimentação, V_a, pois como pode ser visto na Figura 84, a velocidade de alimentação tem pouca influência nos valores de corrente média, I_M, quando se utiliza elevados valores de DBCP e baixos valores de tensão, U.

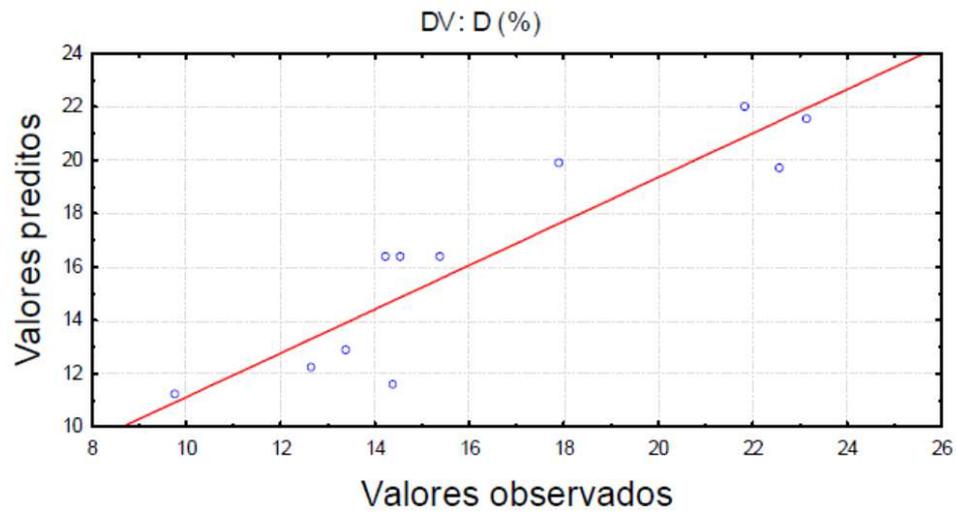


Figura 79: Valores preditos versus observados para o modelo D.

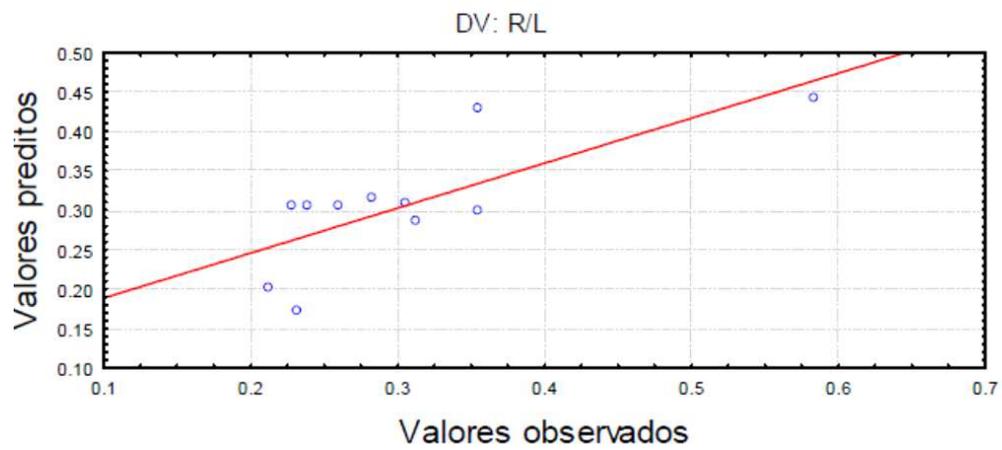


Figura 80: Valores preditos versus observados para o modelo altura/largura, R/L.

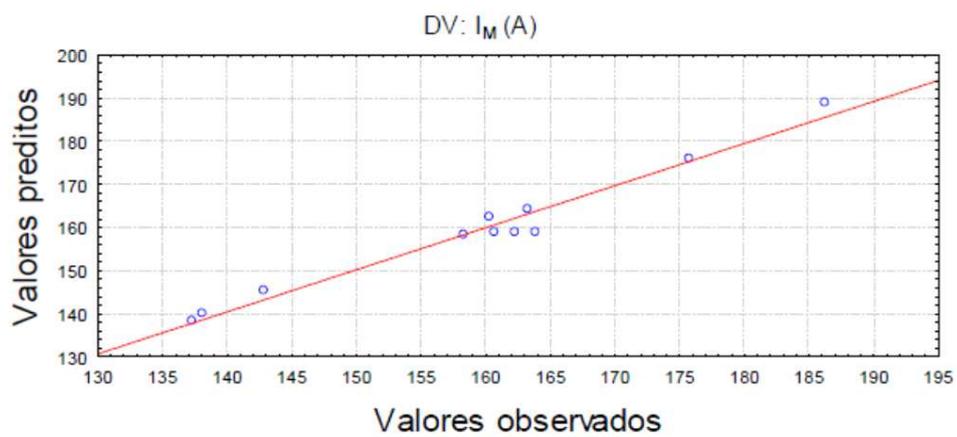


Figura 81: Valores preditos versus observados para o modelo corrente média, I_M .

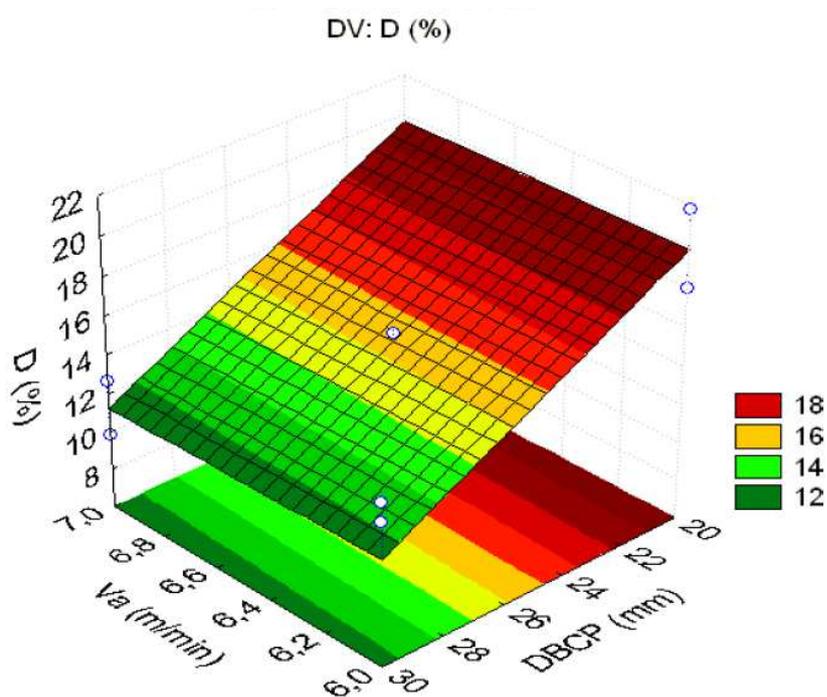


Figura 82: Influência da velocidade de alimentação e distância do bico de contato à peça na diluição, fixando a tensão em 30volts.

Quanto à resposta R/L, apesar de o modelo conter uma pequena falta de ajuste, ele é estatisticamente significativo, com isso é possível analisar as superfícies da Figura 83, onde é visto que a razão R/L diminui quando o DBCP é diminuído e a tensão aumentada, atingindo os menores valores, em torno de 0,17 para DBCP de 20mm e tensão de 40 volts. Como foi mostrada na Figura 23, a variável velocidade de alimentação, V_a , não foi estatisticamente significativo o que pode ser confirmado na superfície da Figura 83(b) pela pequena variação de R/L com a velocidade de alimentação.

Na soldagem com corrente convencional não foi possível ajustar a corrente na máquina nos valores desejados, logo não foi possível usá-la no planejamento fatorial como variável de entrada. Sabe-se que ela tem importante influência na penetração e conseqüentemente na diluição, fazendo esta diminuir utilizando valores de corrente cada vez mais baixos (WAINER, *et al.*, 1992; BATISTA, 2011).

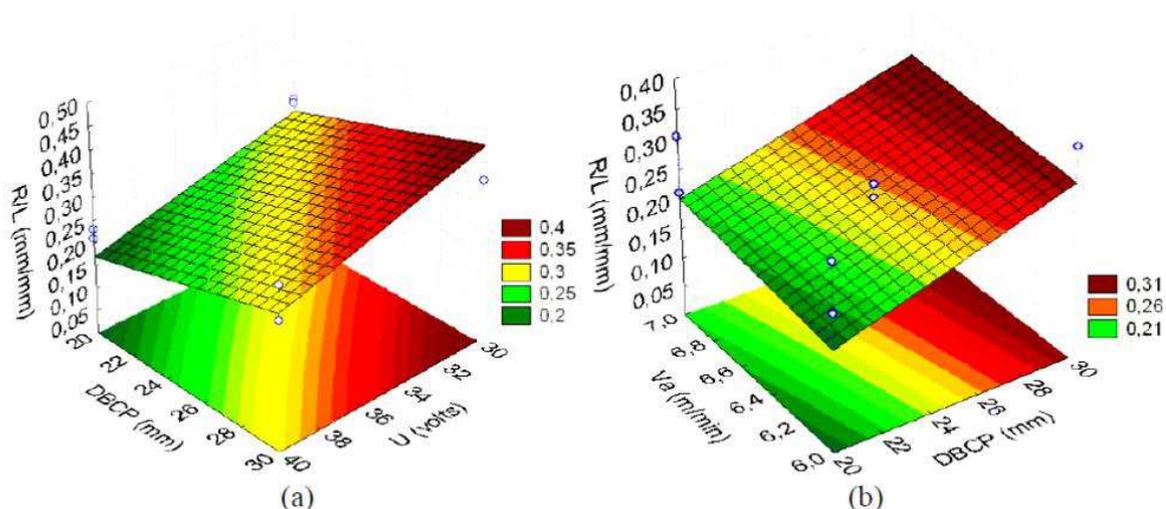


Figura 83: Superfície de resposta: (a) Influência da distância do bico de contato à peça e a tensão em R/L, fixando V_a em 6,5 m/min. (b) Influência da velocidade de alimentação e a distância do bico de contato à peça em R/L, fixando a tensão em 40 volts.

Uma forma indireta de diminuir a corrente média de soldagem, I_M , utilizando corrente convencional, é aumentar a DBCP e diminuir a velocidade de alimentação, V_a , e/ou diminuir a tensão, U , como mostra a Figura 46. Note também que para valores inferiores de DBCP ou valores superiores de U , a velocidade de alimentação terá maior influência na corrente média.

A Figura 85 mostra a influência da energia de soldagem (H) na diluição dos corpos de prova feitos com corrente convencional e pulsada. Ao contrário do que foi constatado para soldagem com corrente pulsada, não houve uma tendência clara do aumento de diluição com o aumento da energia de soldagem para a corrente convencional. Isso provavelmente se deve as diferenças entre as características do arco em cada processo. A soldagem com corrente pulsada permite um controle melhor do aporte térmico do que com corrente convencional. Esta última pode ter uma poça de fusão maior, contribuindo para a redução do efeito da energia de soldagem na diluição, visto que a poça irá cobrir uma área maior, reduzindo a interação do arco elétrico com a peça.

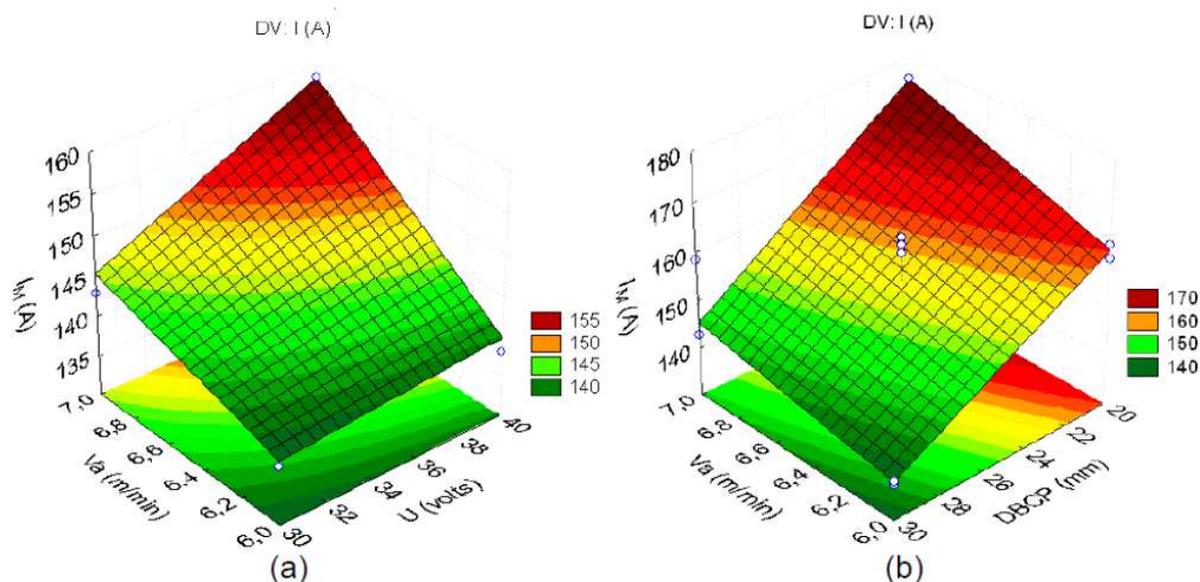


Figura 84: Superfície de resposta: (a) Influência da tensão e velocidade de alimentação na corrente média, fixando DBCP em 30 mm. (b) Influência da velocidade de alimentação e a distância do bico de contato à peça na corrente média, fixando U em 30 volts.

Comparando as duas curvas da Figura 85 observa-se que para a mesma faixa de energia de soldagem (10 – 15 kJ/cm) obtiveram-se menores diluições para as soldagens com corrente pulsada.

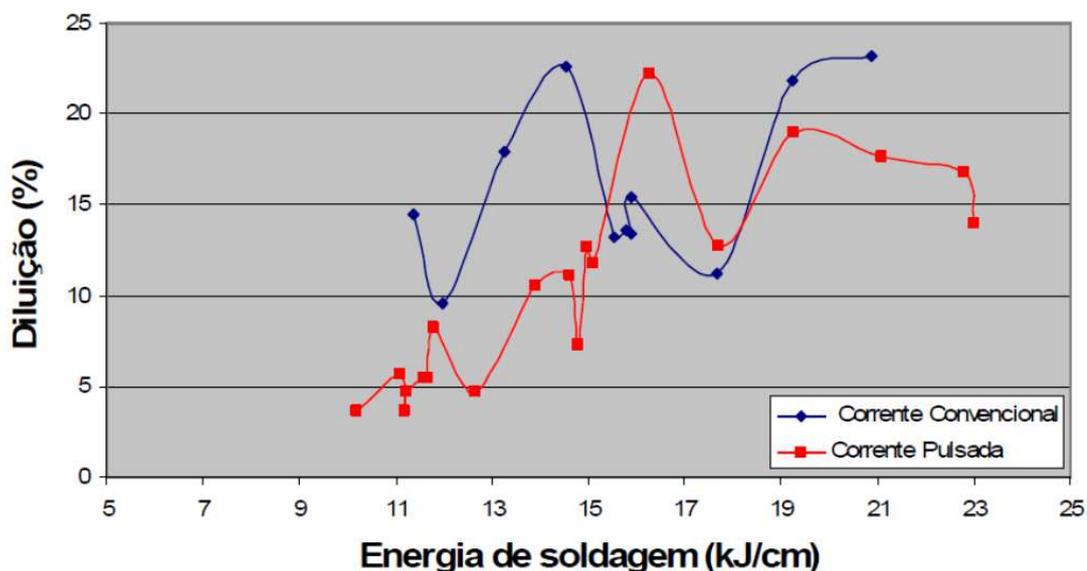


Figura 85: Efeito da energia de soldagem sobre diluição para as correntes convencional e pulsada.

4.3 Revestimentos em Segmentos de Dutos com Deslocamento Retilíneo da Tocha

A Figura 86 mostra o aspecto típico dos revestimentos com três cordões aplicados em segmentos (substrato) de tubo API 5L Gr B através do processo SAW em posição plana de soldagem (obtida com deslocamento retilíneo da tocha).



Figura 86: Aspecto típico dos revestimentos com três cordões.

A Figura 87 exhibe as seções transversais para cada um dos três revestimentos. É possível notar, qualitativamente, que o Revestimento 3 (RC) apresentou uma maior altura do MS e uma menor penetração no substrato (Figura 87c). Isto pode ser confirmado com os valores de diluição (Figura 88). Já a Tabela 28 apresenta os principais parâmetros de soldagem configurados na máquina e os principais resultados para esses três revestimentos, onde h é a altura mínima ou máxima e L é a largura total do revestimento.

Tabela 28: Principais parâmetros e resultados obtidos para os revestimentos em segmentos de duto.

	Revestimento RP1	Revestimento RP2	Revestimento RC
Vs (cm/min)	22	22	22
Va (m/min)	6	6	7
I _p (A)	260	300	-
I _b (A)	125	125	-
t _p (ms)	4	4	-
t _b (ms)	7	9	-
DBCP (mm)	15,00	15,00	30
U (volts)	-	-	40
h _{mín} (mm)	2,97 ± 0,18	3,07 ± 0,17	3,65 ± 0,06
L _{total} (mm)	32,88 ± 0,04	34,37 ± 0,23	35,51 ± 0,78
I _M (A)	183,83 ± 2,45	183,93 ± 0,41	165,69 ± 7,21
U _M (volts)	30,87 ± 2,27	37,38 ± 1,36	41,30 ± 0,44
H (kJ/cm)	15,45 ± 0,94	18,75 ± 0,64	18,65 ± 0,61
Diluição (%)	19,47 ± 5,93	20,01 ± 5,24	13,03 ± 3,10

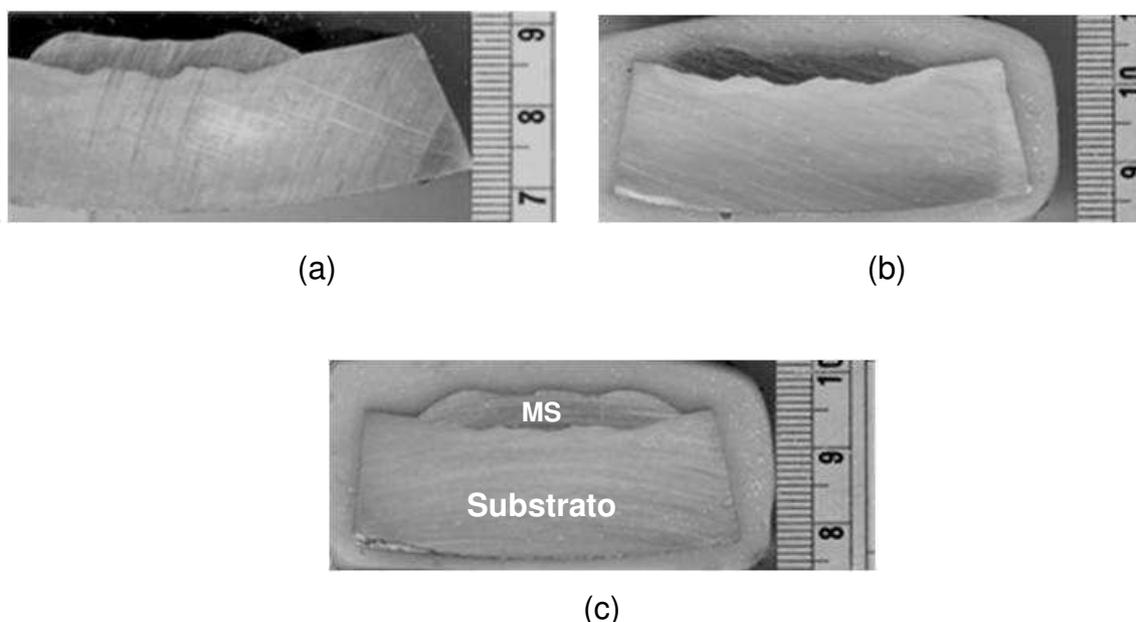


Figura 87: Seções transversais dos Revestimentos. (a) Revestimento1 (RP1), (b) revestimento 2 (RP2) e (c) revestimento 3 (RC).

A Figura 88 ilustra os valores de diluição dos revestimentos (3 cordões com sobreposição de 1/3 da largura) para cada uma condições utilizadas, onde RP significa revestimento com corrente pulsada e RC, revestimento com corrente convencional. Nota-se que os revestimentos aplicados, utilizando-se corrente pulsada, apresentaram valores de diluição média em torno de 20 % enquanto que o corpo de prova RC, soldado com corrente, convencional apresenta um valor próximo de 13%. Verifica-se que a amostra RC mesmo com uma energia de soldagem de 18,66 kJ/cm, da mesma ordem da amostra RP2, apresentou menor diluição média. Isto pode ser explicado pelo menor valor de corrente de soldagem (166 A) enquanto que nas demais amostras a corrente média foi de 184 A. Logo, a soldagem com corrente convencional apresentou melhores perspectivas, pois foi alcançado valor de diluição mais próximo do desejado. A Figura 89 apresenta a influência da corrente de soldagem sobre a diluição e o teor de ferro no revestimento.

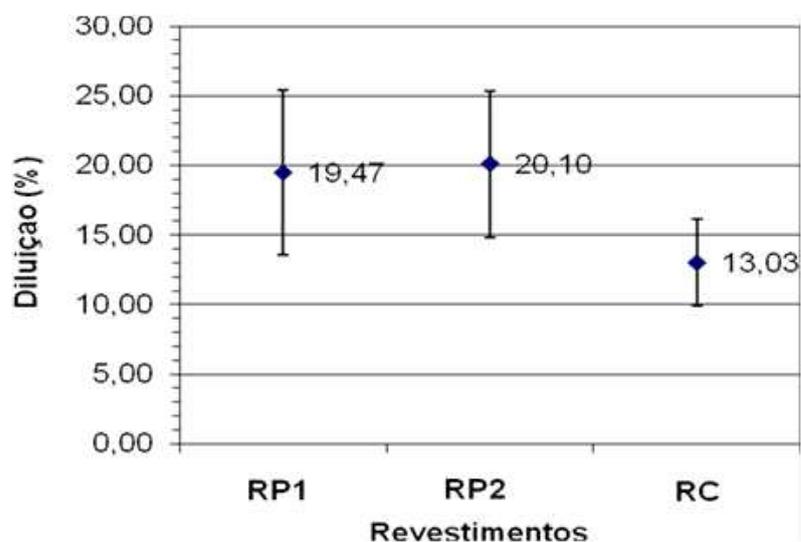


Figura 88: Representação gráfica da variação da diluição dos revestimentos.

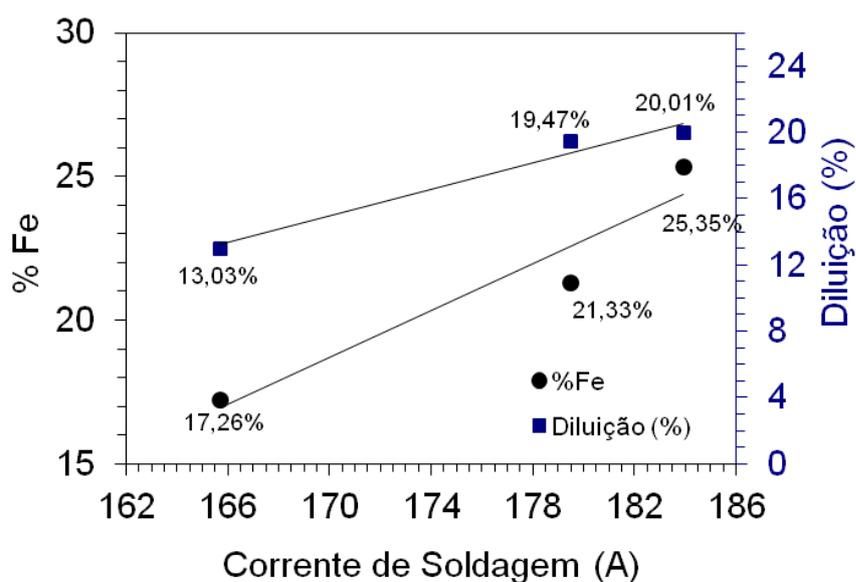


Figura 89: Influência da corrente de soldagem na diluição e no teor de ferro dos revestimentos.

Além dos menores níveis de diluição, o revestimento RC apresentou a maior largura de revestimento (Figura 90a). Este revestimento também foi o único que apresentou a altura mínima h acima de 3mm (Figura 90b). Assim, o revestimento RC foi o que apresentou os melhores resultados.

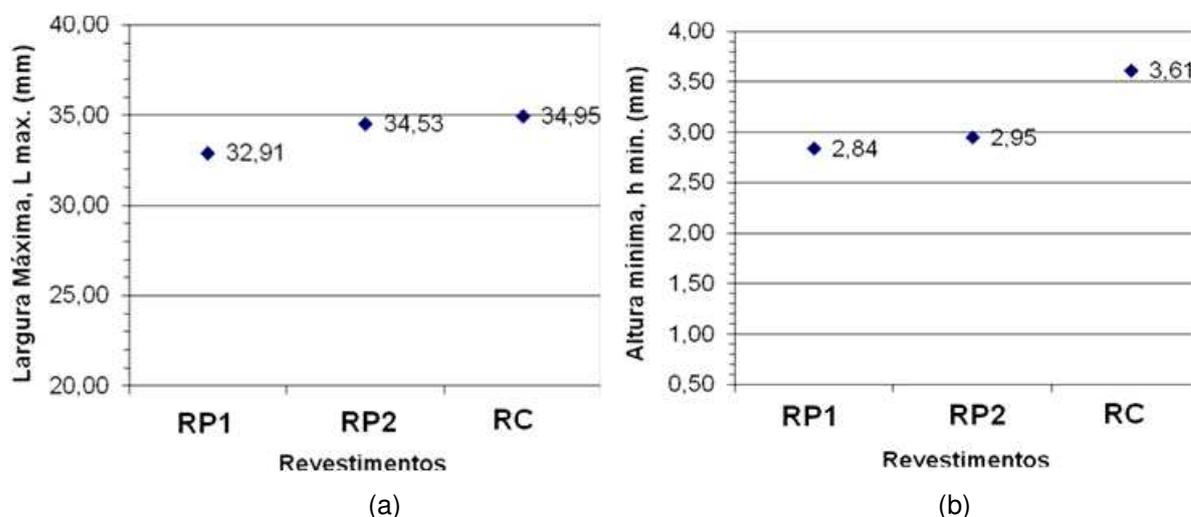


Figura 90: Representação gráfica da variação da (a) largura máxima total [L] e (b) da altura mínima dos revestimentos.

Ainda em relação à altura mínima h_{\min} (mm), percebe-se, como era esperado, que o aumento da velocidade de alimentação do arame proporcionou um aumento da altura do revestimento. Além disso, a corrente convencional apresenta-se, neste trabalho, como uma opção mais favorável para revestimento, visto que comparando as amostras RC (convencional) e RP2 (pulsado) ambas soldadas com mesmo aporte térmico, nota-se que a corrente convencional proporcionou uma maior altura do depósito. Alturas do revestimento acima de 3 mm se faz necessário visto que após a soldagem, o revestimento passa pelo processo de usinagem para deixá-lo com altura uniforme de 3 mm, requisito exigido pela PETROBRAS N -1707 (1999).

Devido a diluição ser altamente sensível aos parâmetros de soldagem, ela também pode ser analisada do ponto de vista da taxa de alimentação volumétrica do metal de adição (T_v) para uma determinada quantidade de energia do arco elétrico ($\eta_a \cdot U \cdot I$), onde η_a é a eficiência do processo de soldagem, U é a voltagem e I é a corrente de soldagem. Para o processo de soldagem ao arco submerso o valor do coeficiente de eficiência do arco (η_a) é igual a 0,88 (DuPONT e MARDER, 1996). Em outras palavras, esta razão $T_v / (\eta_a \cdot U \cdot I)$ representa o volume de metal depositado por unidade de energia. A Figura 91 mostra a influência desta razão sobre os níveis de diluição obtidos no corrente trabalho.

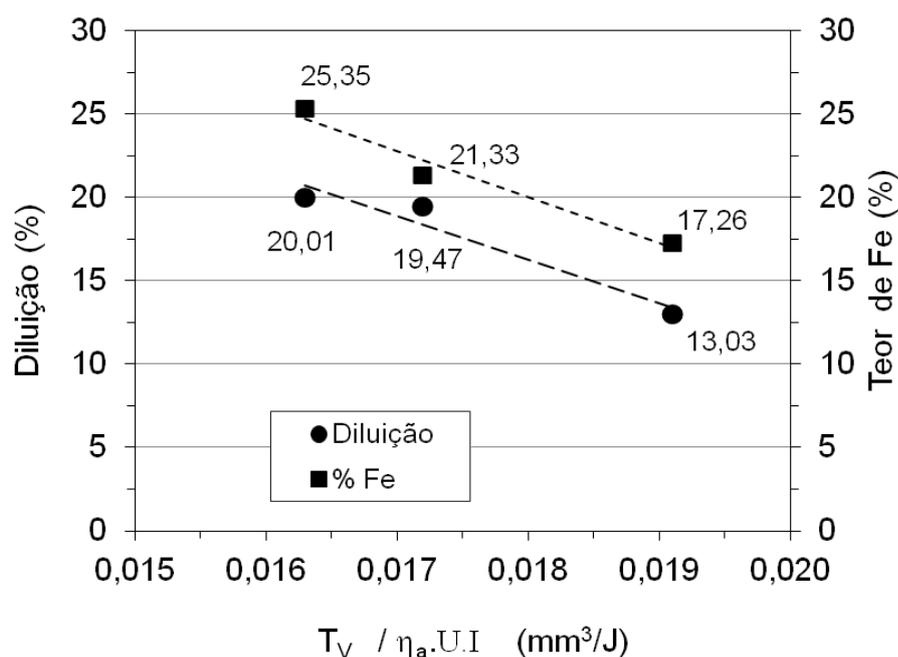


Figura 91: Níveis de diluição em função da razão entre a taxa de alimentação volumétrica do metal de adição (T_V) e a energia do arco ($\eta_a.U.I$)

Observa-se que houve uma tendência do nível de diluição diminuir quando a razão $T_V / (\eta_a.U.I)$ é aumentada. Isto acontece porque a diluição é controlada pelas taxas de fusão do metal de adição e do metal de base, que por sua vez são controladas pela distribuição de energia requerida para fundir o metal de adição e o metal de base. Assim, quando a taxa de alimentação do metal de adição é incrementada, mantendo-se a energia do arco constante, a fração de energia do arco elétrico usada para fundir o metal de adição aumenta enquanto menos energia estará disponível para fundir o substrato. Logo, o nível de diluição diminui quando menos substrato se funde e se mistura com o metal de adição. Analogamente, se a taxa de alimentação do metal de adição é diminuída, para uma energia de arco constante, a fração de energia requerida para fundir o metal de adição é reduzida enquanto que a fração de energia disponível para fundir o substrato aumenta. Nestas condições uma maior quantidade de substrato se funde e a diluição aumenta. Assim a diluição será reduzida quando a razão $T_V = \eta_a.U.I$ for maximizada (BANOVIC *et al.*, 2002).

4.3.1 Microdureza e Dureza dos Revestimentos nos Segmentos

Nos gráficos da Figura 92 são apresentados os perfis de microdureza das três linhas passando pelo ponto médio do passe central (linha 2) e intersecção dos mesmos (linhas 1 e 3) para cada de revestimento. Cada linha contemplou as regiões do revestimento do metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). Em geral, a dureza média do metal de solda um pouco superior em relação à dureza da ZTA do substrato, conforme apresenta a Tabela 29. Além disso, a ZTA de grãos grosseiros (ZTA-GG), aqueles pontos próximos ao MS, apresentaram valores de dureza um pouco mais elevados do que a ZTA de grãos finos e MB.

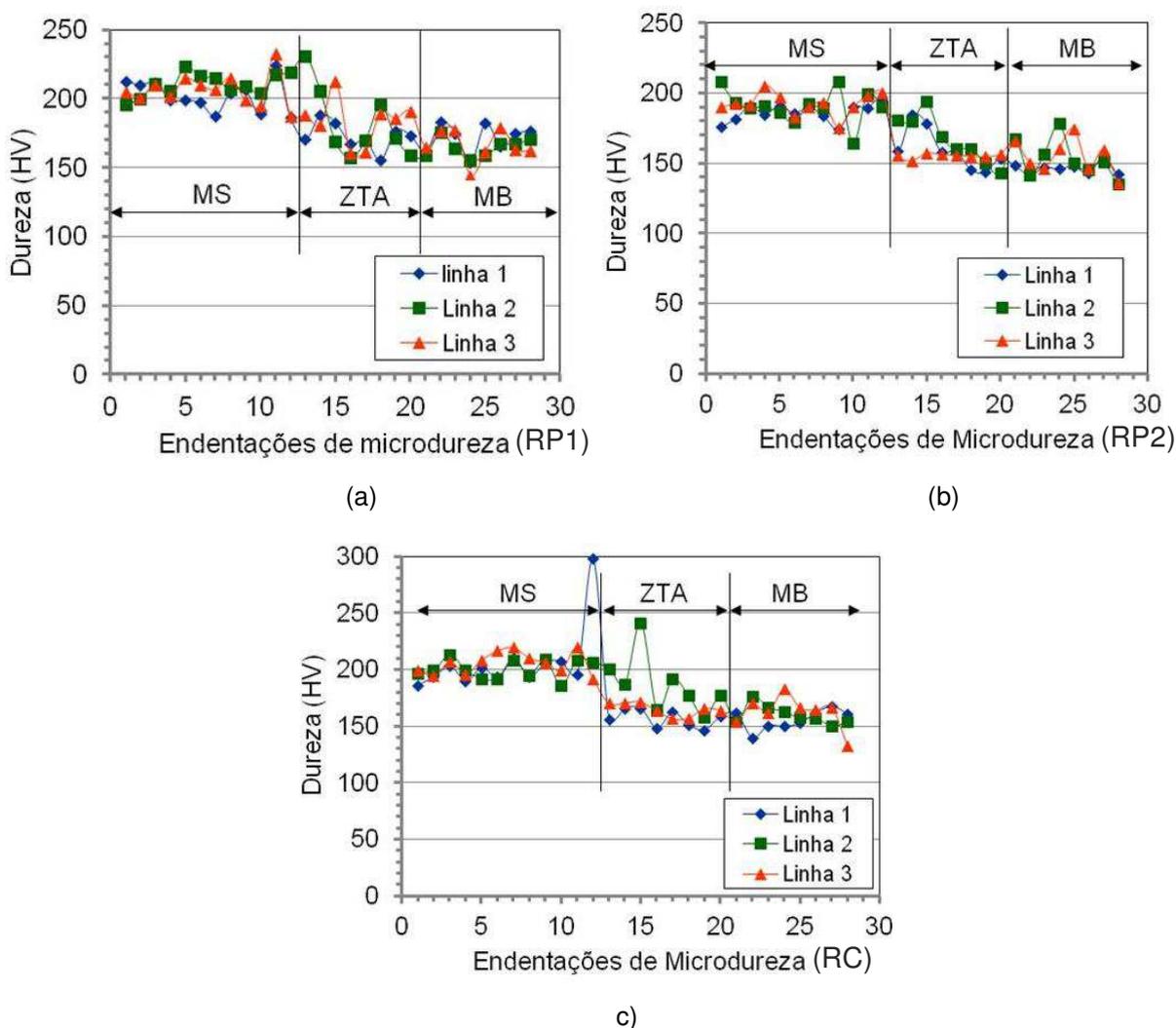


Figura 92: Perfis de microdureza de acordo com a primeira metodologia (linhas verticais). (a) Revestimento RP1 (b) Revestimento RP2 e (c) Revestimento RC.

Tabela 29: Dureza média das regiões MS e ZTA de cada revestimento.

Revestimentos	Revestimento 1	Revestimento 2	Revestimento 3 (RC)
	(RP1) H = 15,45 ± 0,94	(RP2) H = 18,75 ± 0,64	H = 18,65 ± 0,61
MS (HV)	206,7+10,7	189,6+9,2	204,2+18,4
ZTA (HV)	173,5+16,9	168,8+13,4	164,4+16,8

Observa-se na Figura 92 que todos os revestimentos apresentaram, na ZTA, algum ponto com dureza acima dos valores dos outros pontos da ZTA. Observe o ponto 13 em RP1, os pontos 15 em RP2 e RC. Estes valores de dureza mais elevado na ZTA estão associados com a linha 2, localizada numa região da ZTA que não sofreu o efeito de reaquecimento do passe subsequente. Conseqüentemente, esta região da ZTA apresenta estrutura mais grosseira contendo microestrutura acicular (Figura 93), podendo ter formado algum precipitado. Outra hipótese para a dureza mais elevada seria a presença de uma inclusão.

Na Figura 93 pode-se observar a variação de microestrutura da ZTA ao longo da interface revestimento/substrato. A região do 2° passe, ou seja, parte central do revestimento na condição com corrente convencional, apresentou ZTA-GG com grãos maiores que as regiões entre passes. Por outro lado, as regiões entre os passes de revestimento (interseção) apresentaram uma microestrutura refinada e conseqüentemente espera-se um valor de dureza menor. Esse fato é devido à influência do aporte térmico do 2° passe depositado sobre o 1° passe do revestimento e do 3° passe depositado sobre o 2° passe do revestimento. Este mesmo comportamento foi verificado nas demais condições de soldagem realizada neste estudo. Souza Neto (2010), trabalhando com soldagem em aços carbono, constatou que o refinamento de grãos obtidos através de passes posteriores proporciona melhores propriedades mecânicas nesta região.

A Tabela 29 mostra as durezas médias do MS e da ZTA para cada revestimento. Nota-se que o revestimento RP2 foi o que apresentou a menor dureza no MS (189,6+9,2 HV) enquanto o RP1 apresentou o maior nível de dureza na ZTA

(173,5+16,9HV). Apesar destas diferenças, pode-se afirmar que não houve diferenças significativas de dureza entre os revestimentos.

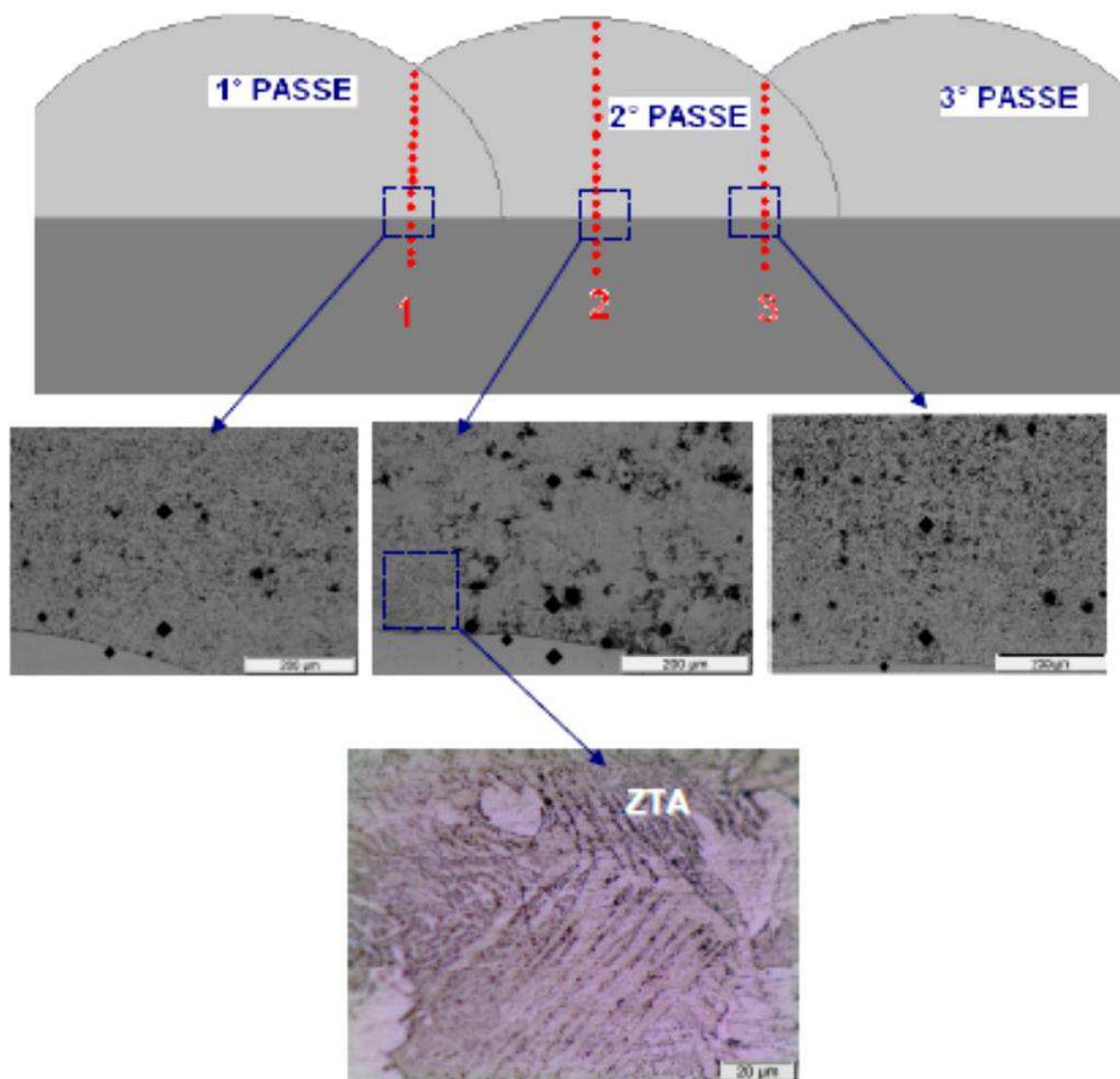


Figura 93: Região da ZTA que não sofreu a influência do cliço térmico do passe posterior.

Já o ponto do MS, em RC (Figura 92c), com dureza de 300HV está associado à formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD) na interface revestimento/substrato. Estas ZPDs, em geral, apresentam durezas elevadas por conterem microestrutura martensítica. Estas ZPDs serão discutidas com mais detalhes posteriormente.

A Figura 94 e a Figura 95 apresentam os perfis de microdureza na interface MS/substrato dos revestimentos. Estes gráficos possuem uma linha horizontal indicando a média de dureza de todos os valores obtidos na interface MS/substrato em cada revestimento. Já a Tabela 30 mostra a dureza média da interface MS/substrato para cada revestimento aplicado em segmentos de tubo.

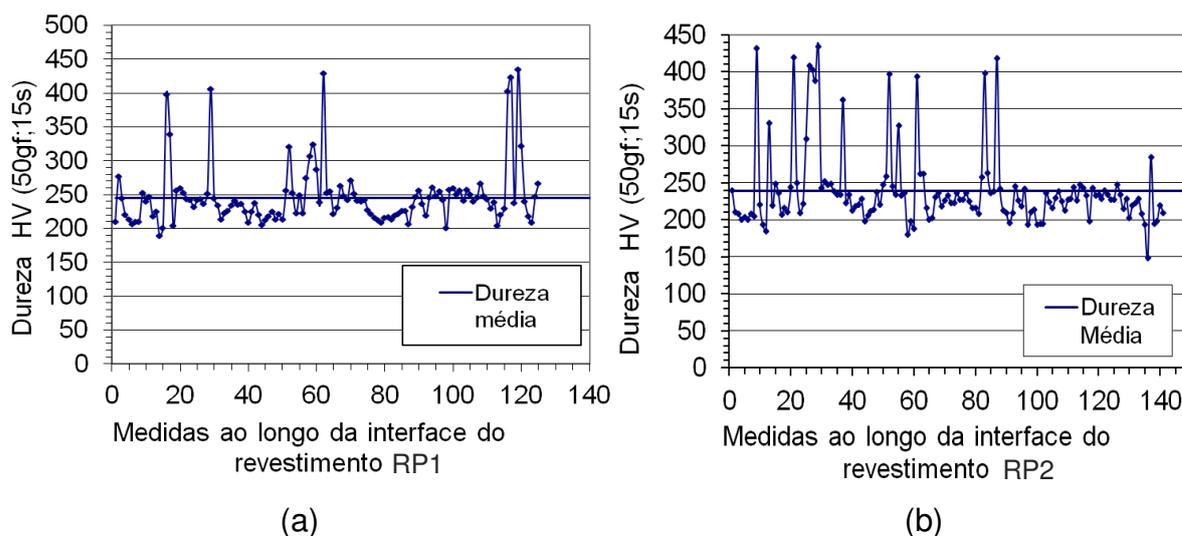


Figura 94: Dureza na interface MS/substrato para o (a) Revestimento 1 e (b) Revestimento 2.

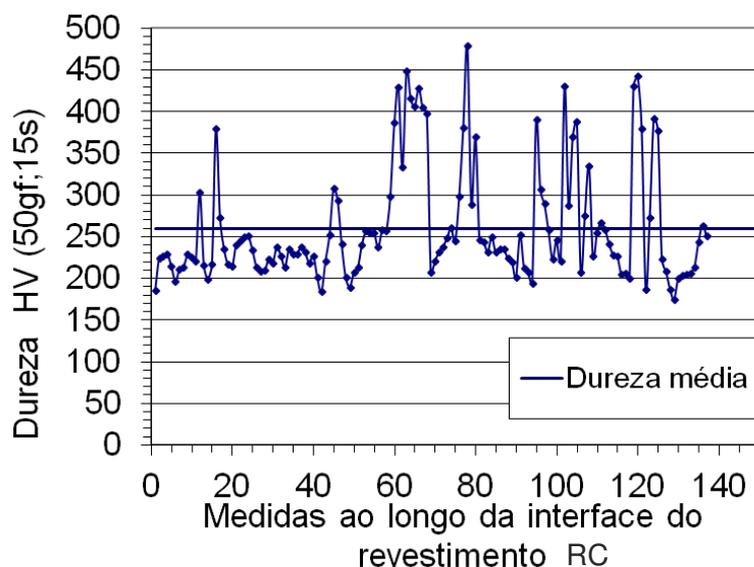


Figura 95: Dureza na interface MS/substrato para o Revestimento 3.

Tabela 30: Dureza média na interface MS/substrato dos revestimentos em segmentos de tubo.

	RP1	RP2	RC
Dureza média na interface (HV)	245,4 \pm 45,3	239,2 \pm 54,1	259,5 \pm 69,6

Observando a Figura 94 e a Figura 95 nota-se que existiram pontos com valores de dureza abaixo de 250HV e outros com valores de dureza bem acima de deste limite. Estes valores de dureza da ordem de 350 ou 400HV são devidos à presença de zonas parcialmente diluída (ZPD) na interface MS/substrato (Figura 96).

A Tabela 31 contém os resultados de dureza obtidos para cada revestimento (na interface MS/substrato), analisados por níveis de dureza (200, 250, 300, 350 e 400HV). Verifica-se que os revestimentos que tiveram maiores energia de soldagem (H), RP2 e RC, apresentaram mais pontos de dureza acima de 350HV. Isto ocorreu devido a maiores quantidades de ZPD que foram formadas quando da utilização de energias de soldagem mais elevadas.

Tabela 31: Percentual de valores de dureza Vickers acima de um determinado nível especificado.

	RP1 H=15,48 kJ/cm	RP2 H=18,75 kJ/cm	RC H=18,66 kJ/cm
Dureza acima de 200HV	99,22 %	88,65 %	92,20 %
Dureza acima de 250HV	26,36 %	16,31 %	35,46 %
Dureza acima de 300HV	8,52 %	9,93 %	19,14 %
Dureza acima de 350HV	4,65 %	7,80 %	14,90 %
Dureza acima de 400HV	3,88 %	4,25 %	7,09 %

KEJELIN *et al.* (2008) e SILVA *et al.* (2009a) também constataram que quando a energia de soldagem é aumentada também se aumenta a quantidade de ZPDs na interface MS/substrato. Apesar dos revestimentos RP2 e RC apresentarem aproximadamente o mesmo nível de energia de soldagem, H=18,75 kJ/cm e H=18,66 kJ/cm, o revestimento RP2 apresentou um percentual menor de pontos

com dureza acima de 350HV, quase a metade em relação ao revestimento RC (7,80 % vs. 14,90 %). Isto pode ser atribuído ao fato de que RP2 foi realizado com corrente pulsada, onde a corrente alterna intencionalmente de um valor base (I_B) a um valor de pico (I_P) numa determinada frequência. Isto é, a soldagem com corrente convencional (constante) gerou uma maior quantidade de ZPDs, quando comparada com as soldagens com corrente pulsada.

Uma poça de fusão submetida a uma corrente pulsada, quando comparada com a corrente convencional, apresentará maiores níveis de convecção (agitação) que implicará no arraste da fina camada MB de líquido estática entre o substrato sólido e o volume da poça de fusão líquida (condição de contorno de não deslizamento da mecânica dos fluidos). Como será visto mais adiante, esta camada fina de MB líquido é indispensável para a formação de ZPDs. Logo, se esta fina camada de MB líquido é arrastada (devido ao elevado nível de convecção) para dentro do volume da poça de fusão, menor será a probabilidade de se formar ZPDs.

Aqueles pontos de dureza elevada geralmente se localizam nos contornos destas ZPD (Figura 96). Por exemplo, na Figura 96a, a dureza na ZPD em forma de península chega a 429,1 HV. Neste trabalho verificou-se espessuras de ZPD de até 63 μm para o revestimento com corrente convencional (RC) e 69,24 μm para a corrente pulsada, estando coerente com os valores encontrados na literatura para os níveis de energia de soldagem empregados (SILVA, *et al.*, 2009a; ARAÚJO, F., *et al.*, 2010). Foi constatado que ocorre uma maior quantidade e extensão de ZPD com o aumento da energia de soldagem, como se observa na Figura 96. Apesar da constatação de ZPD, vale salientar que estas ZPD são fenômenos localizados, ou seja, existem regiões da interface MS/substrato que não apresentam qualquer ZPD.

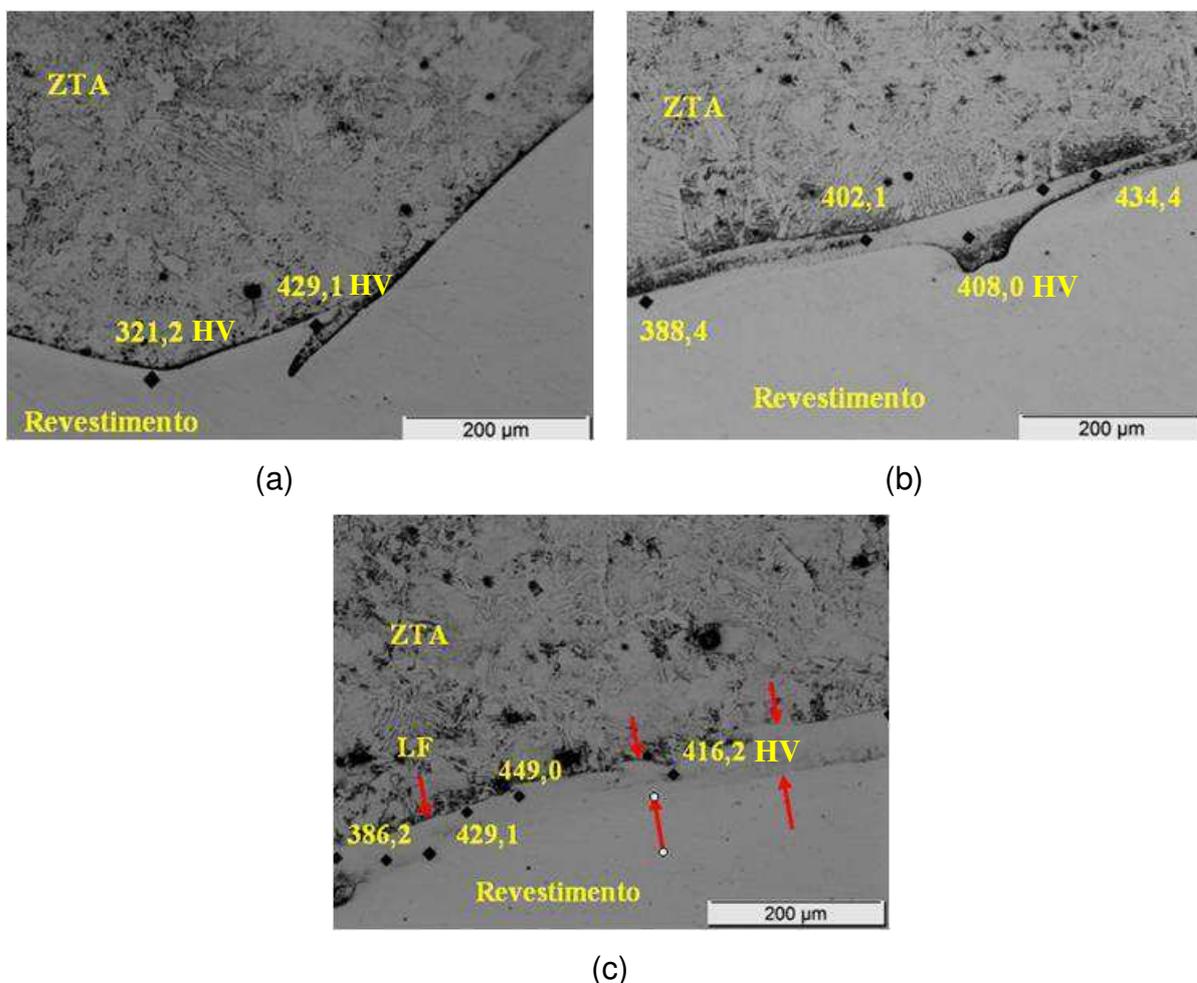


Figura 96: Interface MS/substrato dos revestimentos (a) RP1, (b) RP2 e (c) RC. Valores em HV.

As zonas parcialmente diluídas são macrossegredações típicas que ocorrem na interface substrato/MS quando da soldagem dissimilar. Estas macrossegredações são regiões de transição entre o metal de base e o volume de metal de solda. Ou seja, existem transições de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas ao longo das mesmas (KOU e YANG, 2007).

Este gradiente de composição química e microestrutural, e consequentemente de propriedades mecânicas, é atribuído à mistura mecânica parcial entre o volume do metal de solda líquido e a camada líquida de metal de base na região do contorno de fusão, ao processo difusional entre os dois líquidos e à segregação de soluto durante a solidificação (KOU e YANG, 2007).

De acordo com a mecânica dos fluidos, a velocidade de deslocamento de um líquido é zero sobre uma parede sólida (condição de contorno de não deslizamento) (FOX e MCDONALD, 1995). Assim, próximo à interface da poça de fusão/metal de base, a convecção é enfraquecida (mesmo com a ação de forças motrizes que

causam agitação na poça de fusão), e uma camada líquida de metal de base estática ou de fluxo laminar pode existir nesta interface (SAVAGE *et al.*, 1976; KOU e YANG, 2007). Devido a estas condições, a camada líquida do metal de base não se mistura completamente com o volume líquido do metal de solda, dando origem às ZPDs.

Segundo a literatura, o mecanismo de formação destas ZPD pode ser explicado através das temperaturas *liquidus* dos metais de base (T_{Lmb}) e de solda (T_{Lms}). KOU e YANG (2007), sugerem mecanismos diferentes para as condições $T_{Lms} < T_{Lmb}$ e $T_{Lms} > T_{Lmb}$.

No corrente trabalho, a T_{Lmb} situa-se em torno de 1520°C enquanto que a Temperatura *Liquidus* do metal de adição é de aproximadamente 1375°C. Assim, podemos inferir que neste caso é válida a seguinte situação, $T_{Lms} < T_{Lmb}$. A Figura 97 mostra o mecanismo esquemático para a formação de ZPD de acordo com a condição $T_{Lms} < T_{Lmb}$. Observa-se a existência de uma camada líquida de metal de base (estagnada ou em fluxo laminar) onde a temperatura está acima da T_{Lmb} . Esta camada de metal de base se solidifica e forma ao longo do contorno de fusão uma “praia” empobrecida de metal de adição. A espessura desta “praia” pode variar ao longo do contorno de fusão. Isto é devido às variações das forças motrizes da convecção (forças eletromagnéticas, gradientes de tensões superficiais, impacto das gotas de metal de adição, interrupções no arco elétrico, etc.) na poça de fusão. Isto é, a convecção na poça de fusão pode ser tão forte ao ponto de ser capaz de arrastar porções desta camada líquida de metal de base para dentro do volume líquido do metal de solda, proporcionando uma mistura completa destes dois líquidos e a ausência de “praia” no local de onde foi arrastado o metal de base líquido KOU e YANG (2007).

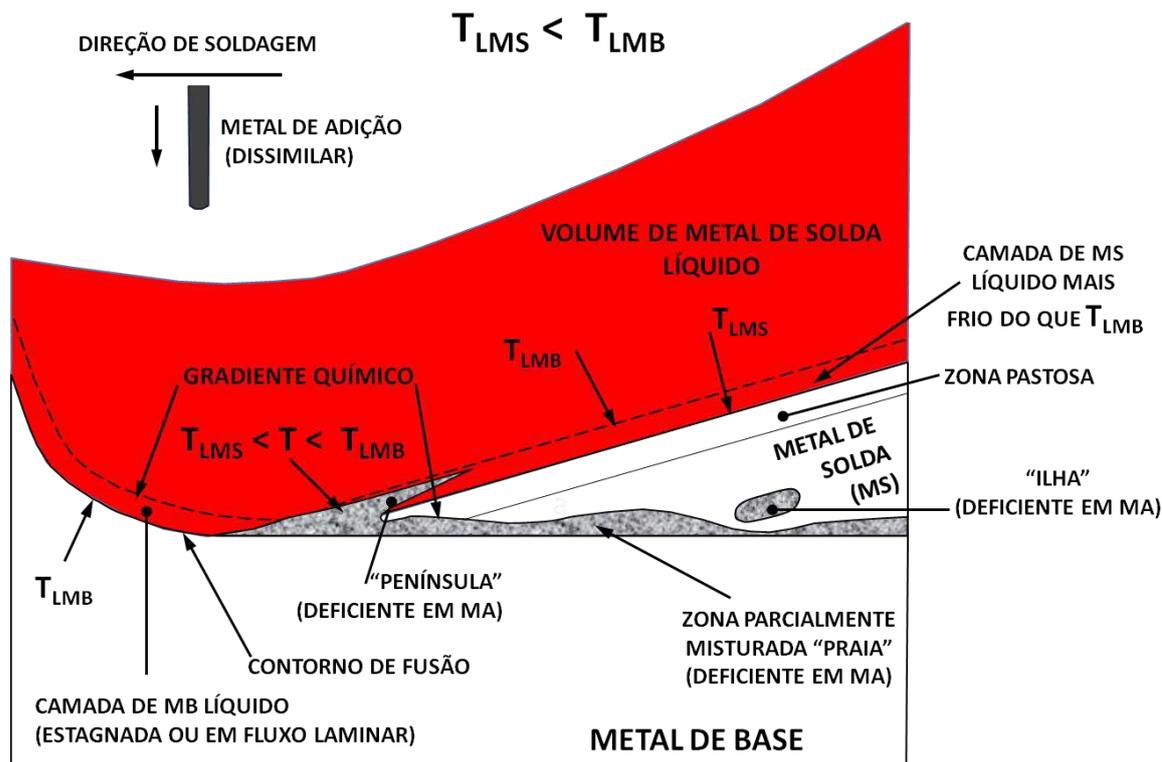


Figura 97: Mecanismo de formação das ZPD. Adaptado de KOU e YANG (2007).

Nota-se também que existe uma camada de metal de solda líquido, à frente da zona pastosa, cuja temperatura está abaixo da T_{Lmb} . Assim, se uma porção da camada de metal de base líquido (com temperatura acima de T_{Lmb}) é empurrada (por convecção) para dentro desta região mais fria, a mesma poderá se solidificar rapidamente sem que haja tempo hábil para se misturar com o metal de solda líquido. Dependendo da intensidade desta convecção e da largura desta região mais fria, "penínsulas" ou mesmo "ilhas" podem se formar (KOU e YANG, 2007).

Como foi mostrado na Figura 60, foram feitos ensaios de microdureza nas superfícies dos revestimentos RP1, RP2 e RC, obtendo-se uma média de microdureza na mesma superfície onde foram feitos ensaios de corrosão. Esses resultados podem ser vistos na Tabela 32. Nota-se que não houve diferença significativa entre os valores de microdureza entre as amostras com corrente pulsada. Por outro lado as amostras RP1 e RC possuem o mesmo valor de energia de soldagem, porém observa-se uma tendência de maior valor médio de dureza para a amostra RC, devido provavelmente a menor diluição alcançada, e conseqüentemente, menor teor de Fe (Figura 98). Os perfis de microdureza obtidos de acordo com a metodologia das três linhas verticais (Figura 92) revelam que o MS apresenta uma dureza maior que o substrato (ZTA e MB). Assim, quanto menor a

participação de MB no MS (menor diluição), maior será a dureza média do MS. Isto justifica o maior valor de dureza do revestimento RC.

Tabela 32: Perfil de Microdureza nas superfícies dos revestimentos planos.

PONTO	RP1 (HV)	RP2 (HV)	RC (HV)
1,1	204,4	202,5	212,9
2,1	213,3	204,9	218,2
3,1	220,0	198,5	226,2
4,1	215,3	199,3	230,1
5,1	206,4	200,5	245,2
1,2	225,7	212,4	216,2
2,2	214,7	203,3	208,6
3,2	215,1	207,6	219,7
4,2	202,9	212,6	230,6
5,2	208,5	212,7	247,1
1,3	208,8	215,1	202,4
2,3	219,8	203,3	200,3
3,3	221,4	215,6	221,0
4,3	203,4	199,4	228,9
5,3	201,2	201,9	233,4
1,4	215,2	200,8	224,4
2,4	210,5	192,3	211,2
3,4	208,1	202,6	210,7
4,4	207,2	212,6	212,5
5,4	205,3	199,9	216,2
Media	211,36	204,89	220,79
Desvio	6,89	6,53	12,61

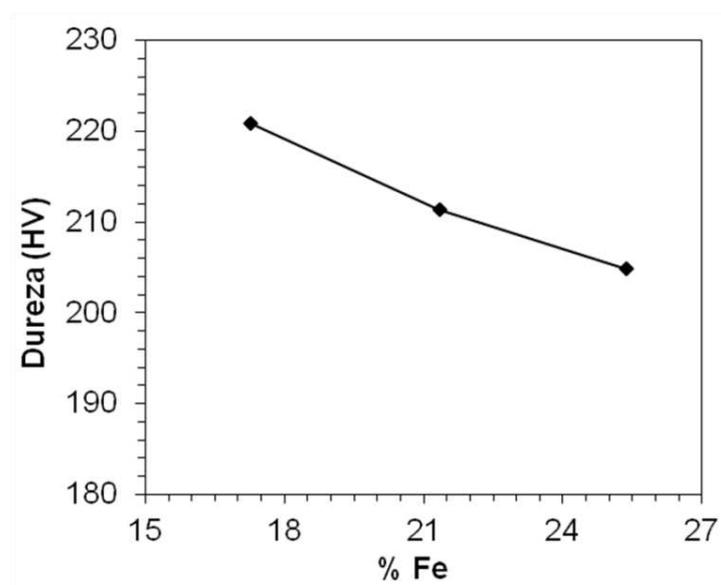


Figura 98: Influência do teor de Fe na dureza média dos revestimentos.

Os ensaios de dureza Vickers (com carga de 5kg) também indicaram a tendência da dureza diminuir com o aumento do teor de Fe no revestimento (Tabela 33)

Tabela 33: Resultados do ensaio de dureza nos revestimentos aplicados em segmentos.

	RP1	RP2	RC
% Fe	21,33%	25,35%	17,26%
Dureza HV	166,28 ± 6,83 HV	151,89 ± 12,05 HV	189,07 ± 24,45 HV

4.3.2 Composição Química dos Revestimentos Obtidos por Soldagem Retilínea

A Tabela 34 apresenta a composição química dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea. Estas composições foram obtidas numa área, na superfície do revestimento, correspondente a um círculo de 3 mm de diâmetro.

Tabela 34: Composição química numa área de 3 mm de diâmetro na superfície dos revestimentos

	RP1 D=19,47%	RP2 D=20,01%	RC D=13,03%
Ni	49,36%	46,65%	51,47%
Fe	20,83%	24,83%	16,43%
Mo	14,57%	13,92%	15,39%
Cr	11,68%	10,84%	12,57%
W	2,71%	2,59%	2,91%
Mn	1,11%	1,04%	1,08%
V	0,14%	0,13%	0,16%

Nota-se que quando o teor de Fe aumenta no revestimento, devido ao aumento da diluição, há uma redução nos teores de Ni, Mo e Cr. Estes elementos são considerados relevantes para proporcionar uma boa resistência à corrosão de uma liga de Ni. Observa-se também que o W sofre uma leve alteração. Outra informação que se pode obter destas composições químicas é que houve uma redução mais acentuada nos teores de Cr nos revestimentos, quando comparados com os teores de Mo, já que os mesmos possuem teores equivalentes no metal de adição, isto é, 15,30%Cr e 15,30%Mo. Este fenômeno pode ser devido a uma possível evaporação de óxidos de Cr expostos ao arco elétrico (DuPPONT *et al.*, 2009). Menores teores de Ni, Cr, Mo e W em ligas de níquel podem reduzir a resistência à corrosão destas ligas.

Também foi investigada a variação de composição química ao longo da altura do revestimento, conforme a Figura 99.

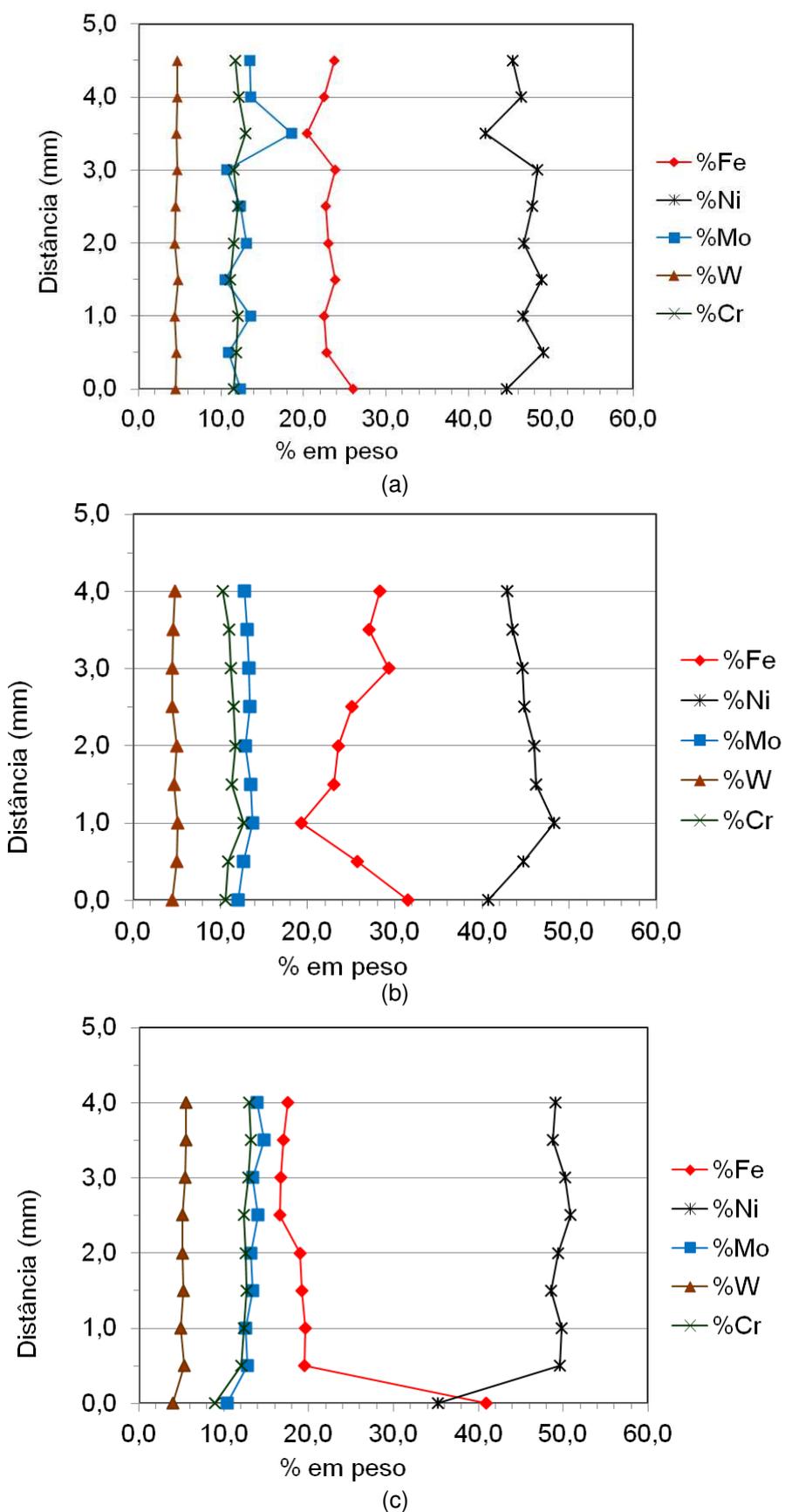


Figura 99: Variação da composição química ao longo da altura do revestimento. (a) RP1, (b) RP2 e (c) RC.

Apesar de ocorrer algumas pequenas variações principalmente no teor de Fe, de uma maneira macro não houve variações significativas da composição química ao longo da altura do revestimento, com exceção daquelas medidas realizadas adjacentes à linha de fusão. Nota-se, portanto, que não houve macrossegregações acentuadas, ou “colônias” de elementos de liga, ao longo da altura do revestimento o que promoveria diferentes resistências à corrosão em um mesmo revestimento, dependendo da altura que o mesmo seria usinado. Esta ausência de “macrossegregações” pode ser atribuída ao fato do processo de soldagem utilizado ser mecanizado (*SAW*), com a DBCP permanecendo praticamente constante ao do deslocamento da tocha de soldagem. Numa soldagem manual a poça de fusão poderá ser mais turbulenta, devido a alterações de velocidade de soldagem e DBCP promovidos pela fadiga de soldador (NETO, 2010).

A fim de investigar o nível de microssegregação nos revestimentos foram levantados perfis de composição química numa altura de 3 mm do revestimento, onde as medições foram realizadas com espaçamento de 20 μm , de acordo com a Figura 100. Isto é, foram realizadas medições de composição química varrendo as regiões interdendríticas e os núcleos das dendritas. Desta forma foi possível construir os perfis de composição química da Figura 101.

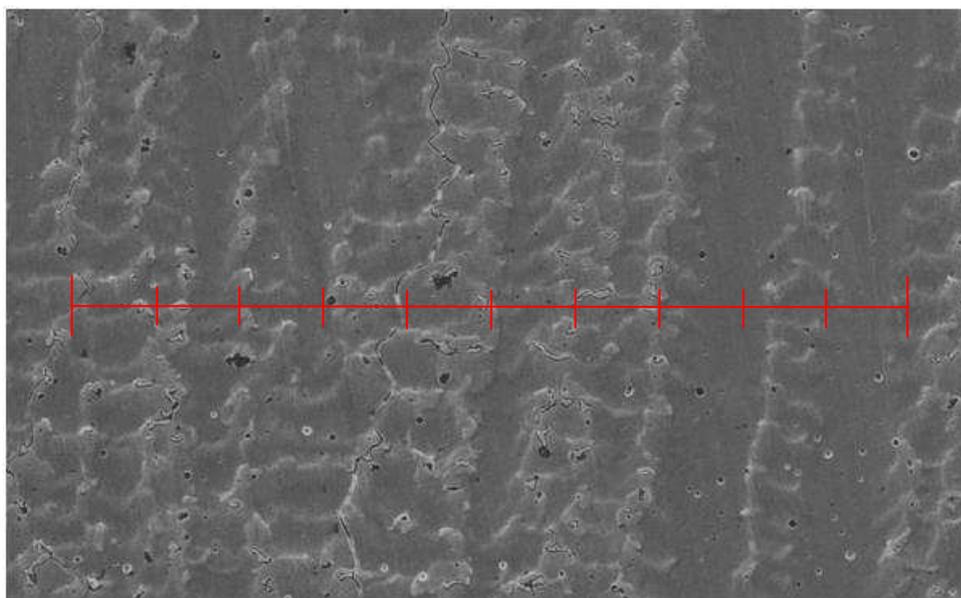
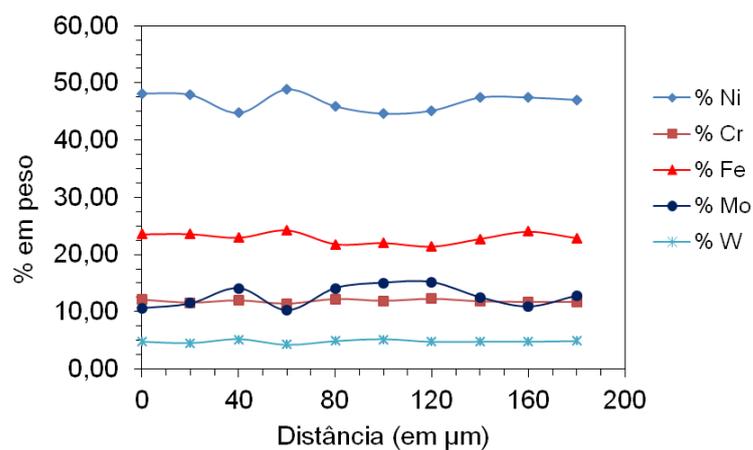
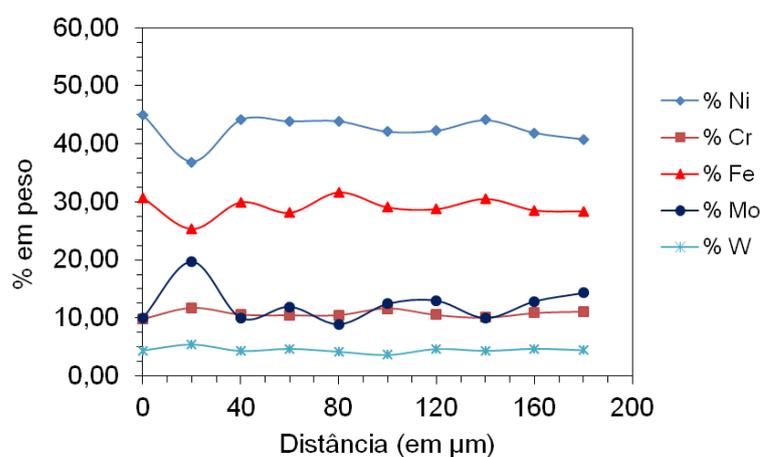


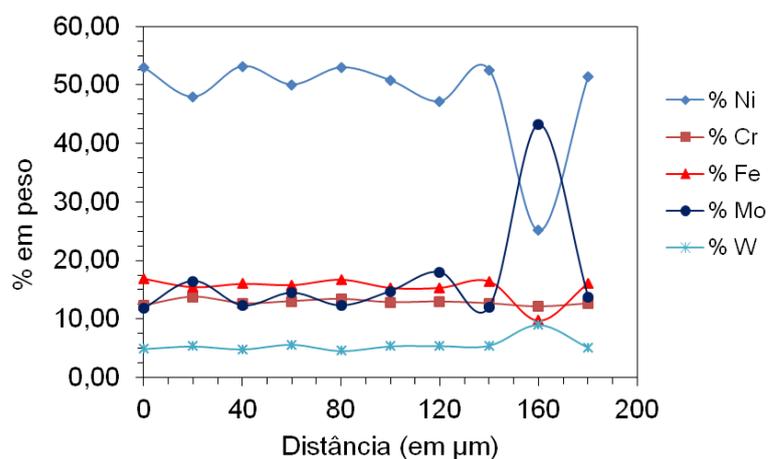
Figura 100: Traçado para medições de composição química para construção dos perfis de microssegregações.



(a)



(b)



(c)

Figura 101: Perfis de microsegregação nos revestimentos (a) RP1, (b) RP2 e (c) RC.

Observa-se nestes perfis que quando o teor de Mo aumenta ocorre uma diminuição no teor de Ni. Os maiores teores de Mo correspondem às regiões

interdendríticas, as últimas regiões da liga a se solidificarem. Isto ocorre devido à segregação de Mo para o líquido remanescente nos espaços interdendríticos durante a solidificação do metal de solda (CIESLAK *et al.*, 1986; BANOVIC *et al.*, 2002; PERRICONE e DUPONT, 2006). Este líquido enriquecido no final da solidificação favorece a formação de fases intermetálicas ricas em Mo.

Em geral, não houve variação muito significativa de composição química entre as regiões interdendríticas e os núcleos das dendritas. A exceção foi o 9º ponto de medida do perfil de medições do revestimento RC (Figura 101c) onde o valor do teor de Mo atingiu o nível de 43%. Isto ocorreu devido o local de medição se localizar exatamente em uma fase intermetálica rica em Mo (Figura 102).

As microsegregações de um revestimento para outro também não variou significativamente, conforme pode ser observado na Figura 101. No entanto, pode-se notar que no revestimento RC (Figura 101c) se atinge valores mais elevados para os elementos Ni, Mo e Cr. Por exemplo, para o Ni, a maioria dos valores ficou acima de 50% no revestimento RC. Maiores valores de Ni, Cr e Mo podem indicar uma melhor resistência à corrosão.

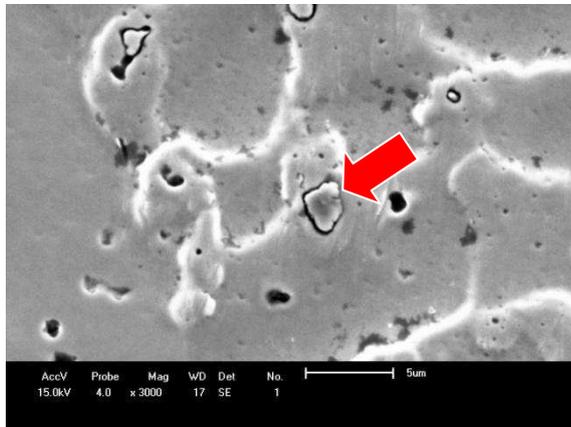


Figura 102: Fase rica em Mo no revestimento RC. Aumento:3000x.

4.3.3 Tensões Residuais nos Revestimentos Obtidos com Soldagem Retilínea

A Tabela 35 e a Tabela 36 apresenta os valores médios das tensões residuais longitudinais e transversais, respectivamente, da superfície dos revestimentos na condição como soldado e suas respectivas incertezas. As tensões residuais apresentaram-se todas compressivas com valores na faixa de -187 MPa a -745 MPa

e isto se deve a discrepância entre os coeficientes de expansão térmica da liga AWS ER NiCrMo – 4, liga com estrutura cristalina cúbica de face centrada, e o substrato ferrítico, cúbico de corpo de centrado.

As tensões residuais longitudinais tenderam a tornar-se menos compressivas quando a região analisada dirigia-se para o último cordão do revestimento. Uma possível explicação para o fenómeno é que os ciclos térmicos dos cordões subsequentes induzem tensões residuais ainda mais compressivas nos cordões anteriores.

Tabela 35 - Valores Médios das tensões residuais longitudinais em MPa na soldagem plana retilínea Longitudinais

	Região A		Região B		Região C	
	μ	CV	μ	CV	μ	CV
RP1	-454±114	0,25	-365±122	0,33	-297±101	0,34
RP2	-524±151	0,29	-402±112	0,28	-218±68	0,31
RC	-504±170	0,34	-525±131	0,25	-188±75	0,40

μ =média; CV=coeficiente de variação.

Tabela 36 Valores Médios das tensões residuais transversais em MPa na soldagem plana retilínea Transversais

	Região A		Região B		Região C	
	μ	CV	μ	CV	μ	CV
RP1	-369±152	0,41	-629±84	0,13	-492±145	0,29
RP2	-745±180	0,24	-386±92	0,24	-418±107	0,26
RC	-518±104	0,20	-523±95	0,18	-585±225	0,38

μ =média; CV=coeficiente de variação.

Este fenómeno nos leva a concluir que o último cordão do revestimento soldado pode apresentar um nível de tensões residuais menos compressivo que os demais (o que pode ser deletério no caso de soldagem de revestimento) podendo assim expor este último cordão a corrosão preferencial devido ao mecanismo de corrosão sob tensão. Como solução para tal problema propõe-se que ao término da aplicação do revestimento seja executado um passe de soldagem autógena sobre o

último cordão do revestimento, apenas com intuito de induzir tensões residuais compressivas mitigando assim o problema da corrosão sob tensão.

Ainda podemos notar que o nível de tensões residuais transversais sempre foi no mínimo da ordem das tensões longitudinais, isto se deve ao nível de restrição imposto aos cordões de solda do revestimento, devido à curvatura do tubo, já que na soldagem plana retilínea a direção de soldagem foi a do eixo de simetria do tubo.

A Tabela 37 apresenta os resultados da Magnitude das Tensões Residuais, como a resultante das tensões longitudinal e transversal, associados aos valores de diluição, corrente de soldagem e teor de Fe.

Tabela 37: Tensões Residuais Resultantes nos Revestimentos Obtidos com Soldagem Retilínea

Revestimentos	Diluição (%)	I (A)	%Fe	Magnitude das tensões residuais (MPa)
RP1	19,47±5,93	183,83±2,45	20,42	-621
RP2	20,01±5,24	183,93±0,41	24,83	-641
RC	13,03±3,10	165,69±7,21	16,43	-677

Observa-se que quanto maiores foram os valores de diluição e teor de Fe, mais compressivo foi o revestimento. Estes valores serão associados aos resultados dos ensaios de corrosão como será visto mais adiante.

4.3.4 Resistência à Corrosão dos Revestimentos Obtidos por Soldagem Retilínea

A Figura 103 apresenta o potencial de corrosão (E_{CORR}) para cada revestimento. Nota-se que não houve variações significativas do valor do E_{CORR} para cada revestimento. O valor do E_{CORR} é obtido no vale de cada curva da Figura 103.

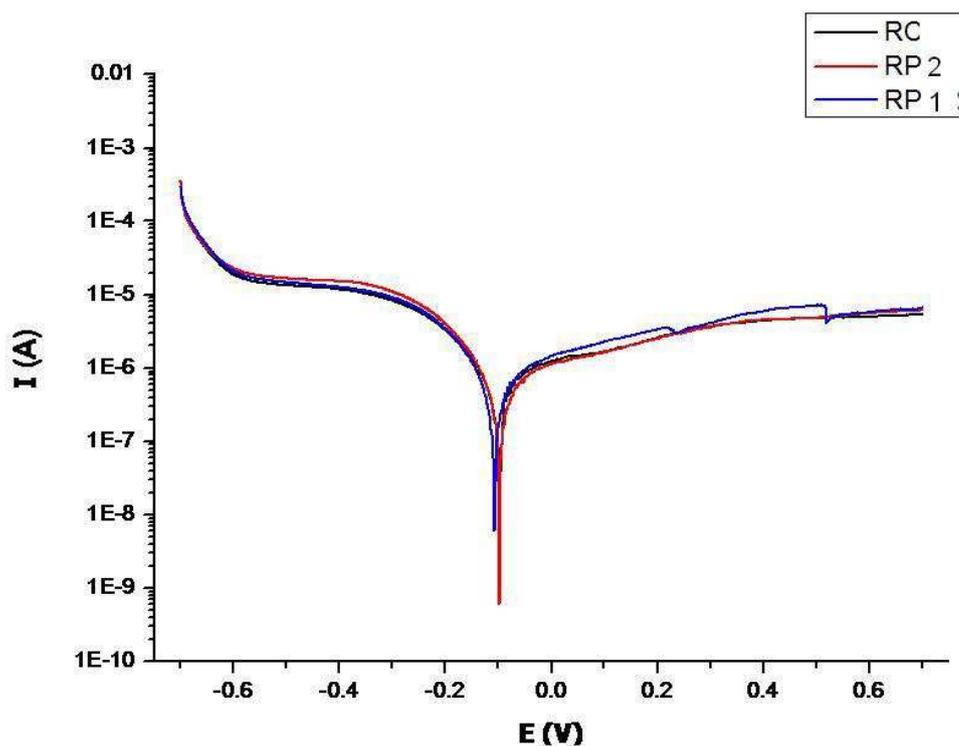


Figura 103: Potencial de corrosão (E_{CORR}) para os revestimentos RP1, RP2 e RC.

Para confirmar os resultados obtidos com o ensaio de Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL) foram realizadas medidas de impedância eletroquímica para avaliar a resistência de polarização (R_p).

Na Figura 104 estão os resultados obtidos no presente estudo. Observa-se que o revestimento realizado com corrente convencional (RC) possui a maior resistência de polarização (R_p) em relação aos revestimentos soldados com corrente pulsada, confirmando dessa forma a melhor condição para a resistência a corrosão até o momento. O R_p é medido na abscissa do diagrama, quando a curva formada pelos pontos toca a mesma.

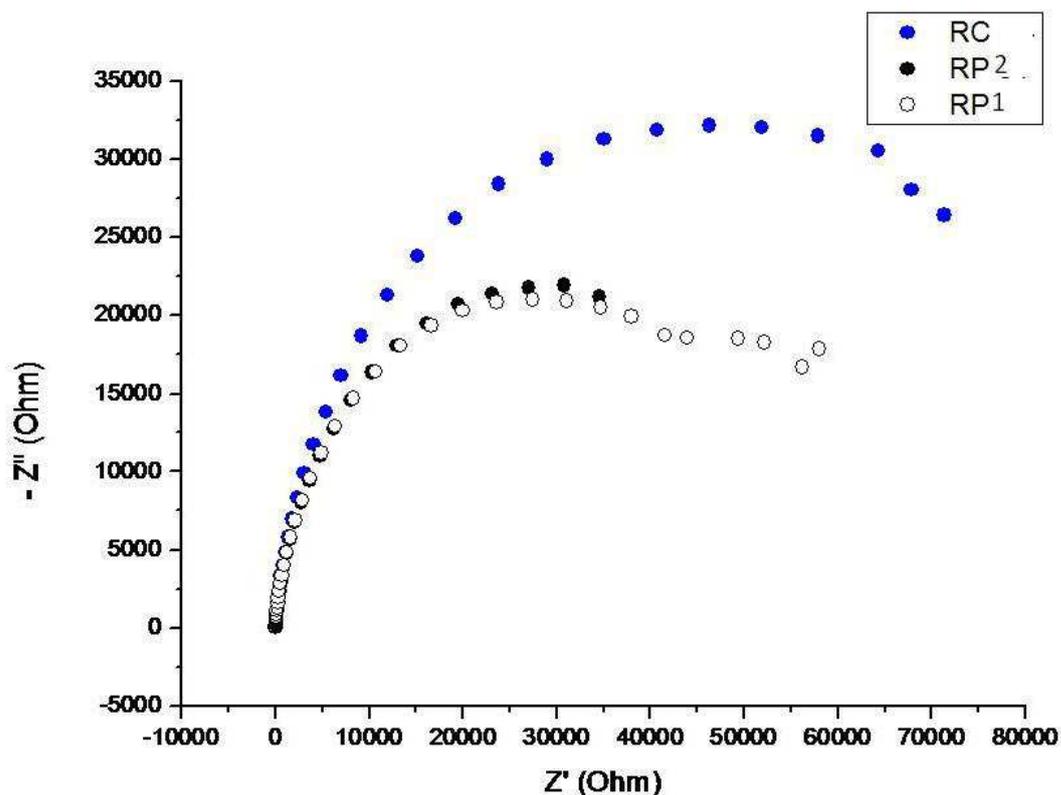


Figura 104: Resistência à polarização (R_p) dos revestimentos RP1, RP2 e RC.

Os valores de R_p podem ser relacionados com os níveis de diluição para cada revestimento. Assim, o revestimento RC que apresentou uma maior R_p foi o que apresentou o menor nível de diluição e, conseqüentemente o menor teor de Fe. Os revestimentos RP1 e RP2, que apresentaram níveis de diluição equivalentes, mostraram também curvas de resistência à polarização (R_p) equivalentes.

As Figura 105 e Figura 106 apresentam o efeito do teor de Fe e da corrente de soldagem no valor de R_p , respectivamente. Nota-se que quanto maiores foram os valores de corrente e %Fe, houve uma tendência de diminuir a resistência à corrosão e aumentar o nível de compressão dos revestimentos obtidos por soldagem retilínea.

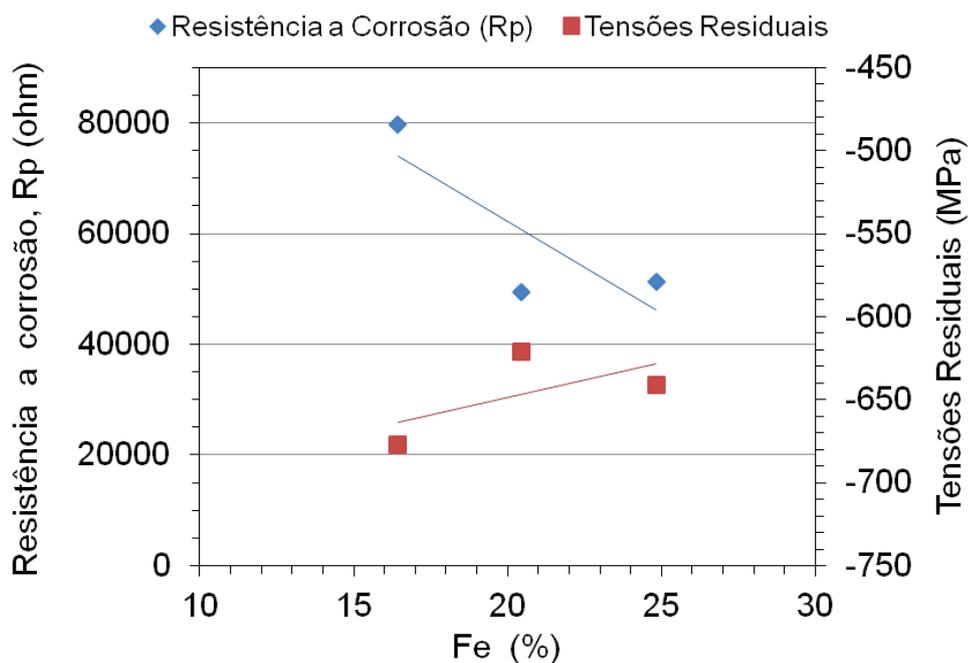


Figura 105: Influência do teor de Fe (diluição) sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea.

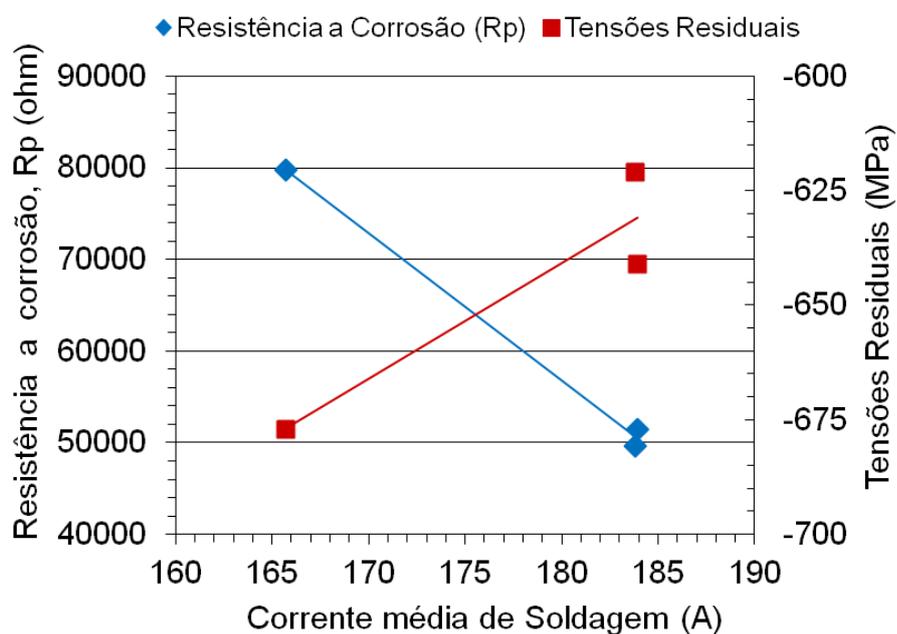


Figura 106: Influência da corrente média de soldagem sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea.

A Figura 107, Figura 108 e a Figura 109 apresentam as microestruturas dos revestimentos RP1, RP2 e RC, respectivamente. Nota-se, através da Tabela 38, que o revestimento RP2 (Figura 108) além de apresentar um maior teor de Fe, apresentou uma maior quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo (Figura 110).

Esta quantificação de fase foi realizada conforme o procedimento da Figura 111. Foi empregada uma malha com 1161 nós (cruzamento de uma linha horizontal com uma vertical). Assim, o fato do revestimento RP2 ter apresentado maiores teores de Fe e de fases intermetálicas ricas em Mo pode ser um indicativo que o nível de microsegregação neste revestimento foi maior quando comparado com os demais revestimentos aplicados através das soldagens retilíneas. A composição química realizada na fase intermetálica (Figura 110) sinaliza que esta seja a Fase P.

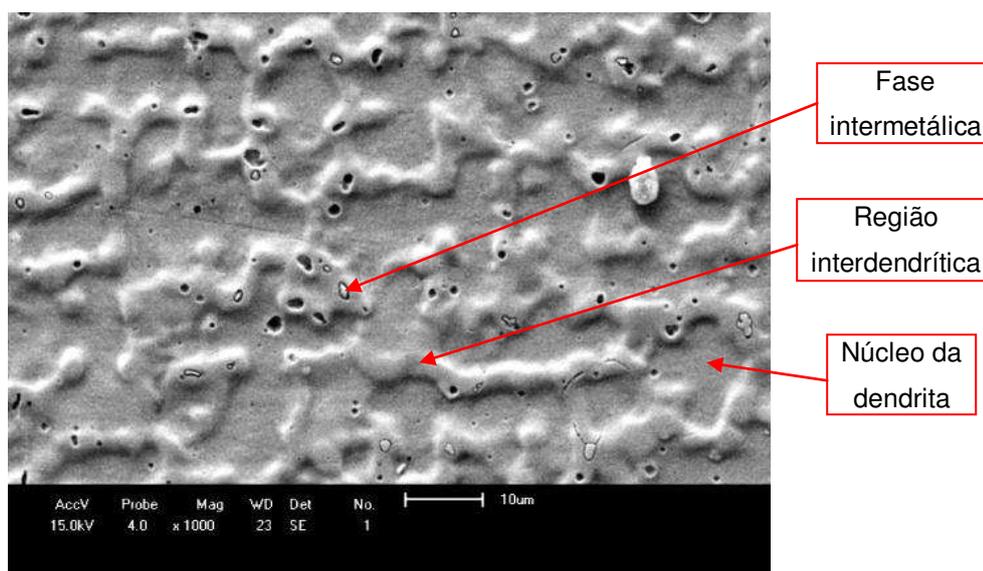


Figura 107: Revestimento RP1 (1000x). Ataque: água régia fluorada.

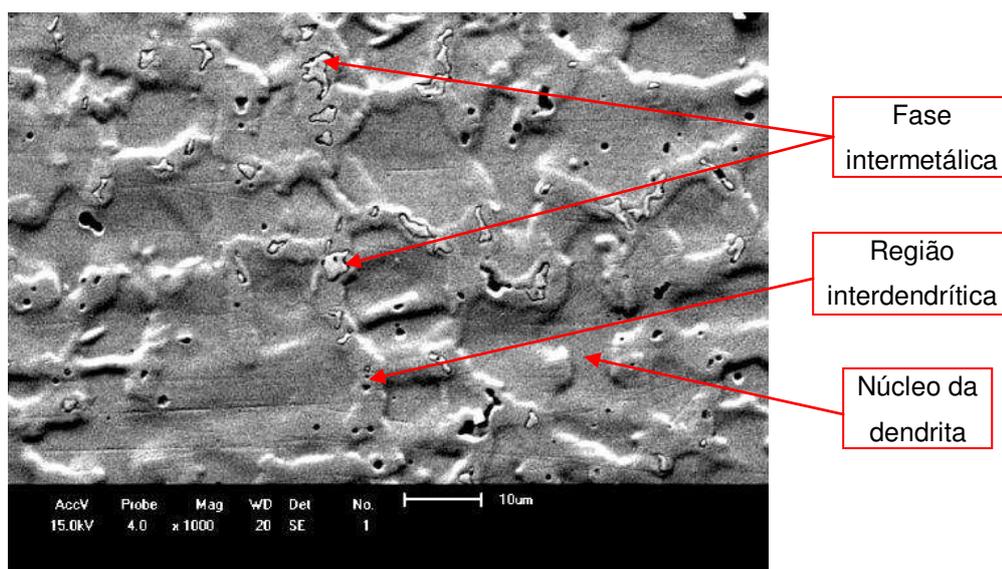


Figura 108: Revestimento RP2 (1000x). Ataque: água régia fluorada.

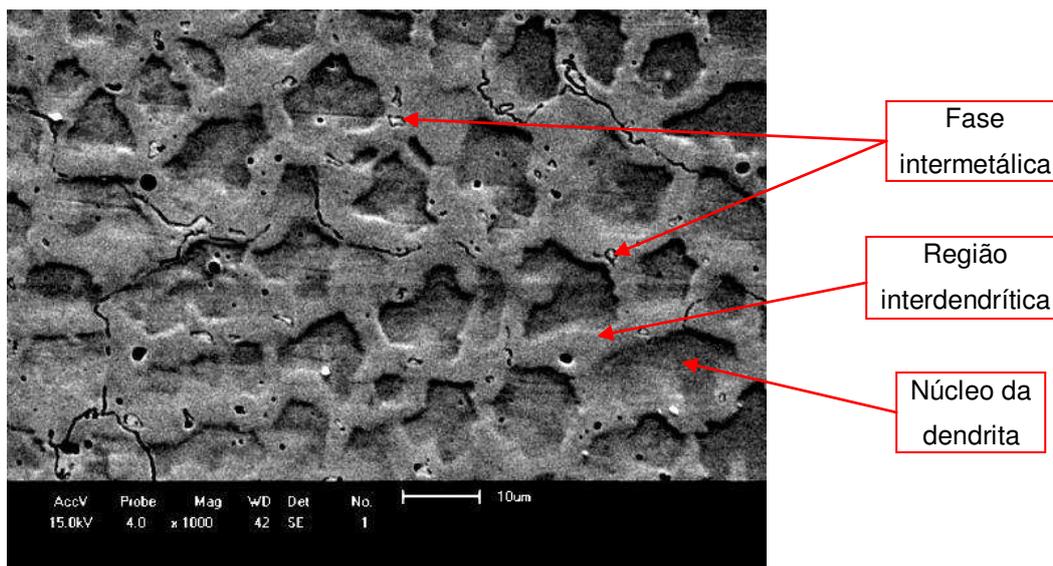


Figura 109: Revestimento RC (1000x). Ataque: água régia fluorada.

Por outro lado, o revestimento RC foi o que apresentou a menor quantidade de fases intermetálicas (ricas em Mo) nos espaços interdendríticos. Além disso, comparando a Figura 109 com a Figura 107 e a Figura 108, observa-se que o revestimento RC apresentou uma menor área de regiões de núcleos dendríticos corroídas pelo ataque químico. Isto pode confirmar a melhor resistência à corrosão deste revestimento (RC).

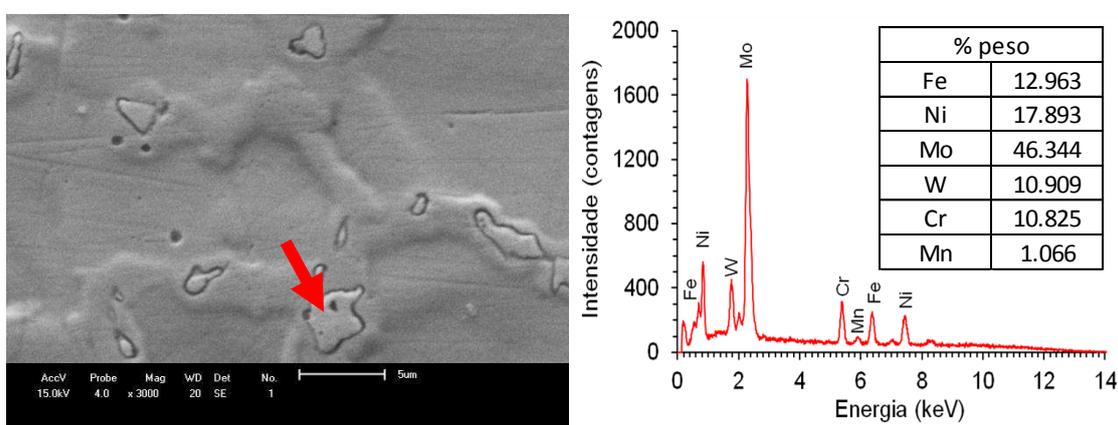


Figura 110: Fase intermetálica rica em Mo. (3000x). Ataque: água régia fluorada.

Tabela 38: Quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo para os revestimentos RP1, RP2 e RC.

Revestimento	%Fe	Percentual de fases intermetálicas
RP1	20,42	5,08%
RP2	24,83	7,23%
RC	16,43	3,36%

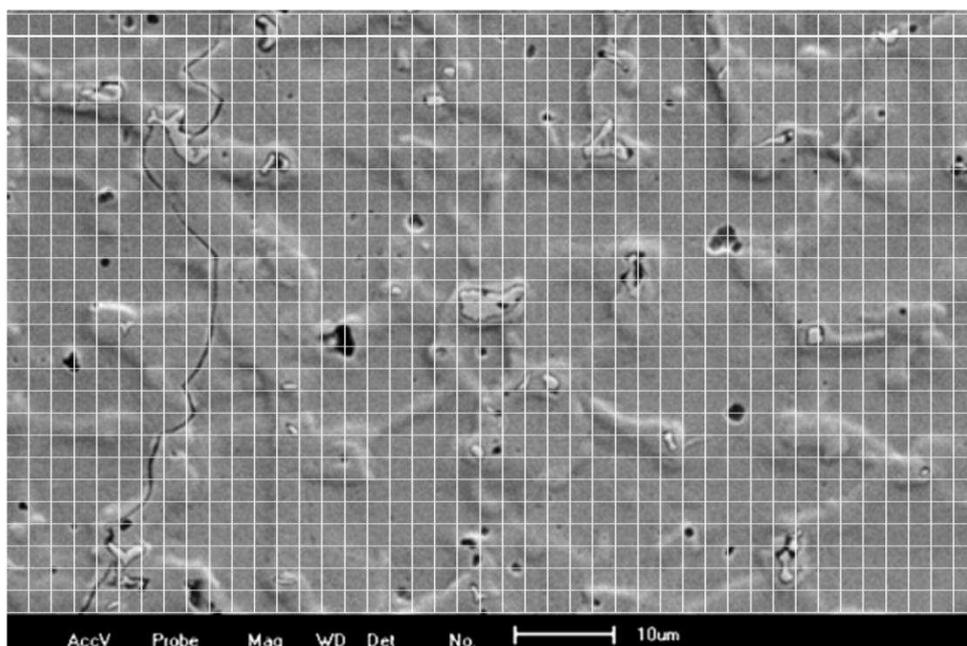


Figura 111: Procedimento para a determinação da quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo.

A Tabela 39 exibe um resumo dos resultados de resistência à corrosão (soldagem retilínea) para cada revestimento, bem como o teor de Fe na superfície de cada revestimento e a magnitude das tensões residuais.

Tabela 39: Resumo dos resultados dos revestimentos (Soldagem retilínea).

Revestimentos	R_p (Ohm)	E_{CORR} (V)	Diluição (%)	I (A)	%Fe	Magnitude das tensões residuais (MPa)	Percentual de fases intermetálicas
RP1	$4,96 \times 10^4$	-0,110	19,47 $\pm 5,93$	183,83 $\pm 2,45$	20,42	-621	5,08%
RP2	$5,15 \times 10^4$	-0,099	20,01 $\pm 5,24$	183,93 $\pm 0,41$	24,83	-641	7,23%
RC	$7,98 \times 10^4$	-0,100	13,03 $\pm 3,10$	165,69 $\pm 7,21$	16,43	-677	3,36%

Apesar do revestimento RP2 apresentar o maior teor de Fe e a maior quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo, o mesmo apresentou uma

resistência à corrosão próxima à do revestimento RP1. No entanto, o nível de tensões residuais em RP2 é mais compressivo em comparação com RP1.

Pode-se observar que, em geral, quanto menores forem os níveis de diluição e teor de Fe, e quanto mais compressivo for o nível de tensão residual, maior será a resistência à corrosão do revestimento.

Diante do que foi exposto, verifica-se que o revestimento RC foi o que apresentou a melhor resistência à corrosão dentre os revestimentos obtidos por soldagem retilínea.

4.4 Revestimentos Internos em Duto

É importante esclarecer que a modalidade de corrente pulsada é um processo mais moderno e de acordo com a literatura possibilita a soldagem de cordões com aspecto mais homogêneos e arcos mais estáveis e com pequena formação de respingos (KIM e EAGAR, 1993). Entretanto a utilização da corrente pulsada é bem mais complexa e para se ter sucesso com essa modalidade de corrente é preciso se ter o domínio da técnica, o que é muito difícil. A complexa natureza da soldagem com corrente pulsada e o alto grau de habilidade exigida, por parte dos soldadores, na correta seleção dos parâmetros operacionais, têm limitado de maneira significativa, sua aceitação pelas indústrias de soldagem. Na realidade o que torna difícil alcançar o sucesso com corrente pulsada é a grande quantidade de parâmetros a serem ajustados na máquina, principalmente corrente de pulso, I_p , tempo de permanência da corrente de pulso, t_p , corrente de base, I_b e tempo de permanência da corrente na base, t_b (DAVIES, 1996; DUTRA, 1996). Somando com os outros parâmetros como, distância do bico de contato à peça, DBCP, velocidade de alimentação, V_a , e velocidade de soldagem, V_s , torna o número de possibilidades de regulagens muito alto.

Através dos resultados anteriores com corrente pulsada e convencional na aplicação dos revestimentos na posição plana, foi observada uma melhor perspectiva para a soldagem com corrente convencional, tomando-se como base o melhor aspecto visual do cordão, maior estabilidade do arco e menor diluição, além do melhor resultado nos ensaios de corrosão. O fato do maior sucesso com corrente convencional não significa que esta seja melhor que a corrente pulsada, mas com corrente convencional foi mais fácil de obter resultados melhores. Portanto decidiu-

se utilizar este tipo de corrente para aplicação dos revestimentos com o tubo girando e a tocha fixa no interior do segmento de tubo que foram denominados de revestimentos internos. Os corpos de prova para esta condição foram designados de RT1, RT2 e RT3, sendo diferenciados pelos seus parâmetros de soldagem mostrados na Tabela 17.

Tendo em vista as limitações na velocidade de rotação do tubo, não foi possível realizar soldagens com a mesma velocidade de soldagem dos revestimentos anteriores, sendo assim, os revestimentos foram depositados com uma velocidade de soldagem superior, de 28 cm/min.

A Figura 112 apresenta as seções transversais para cada revestimento, bem como os resultados de diluição, teor de Fe (Obtido no EDX) e largura média de cada um dos revestimentos. Já a Tabela 40 mostra os valores da energia de soldagem, da voltagem média, da corrente média, da altura, da largura e da diluição dos revestimentos internos, além dos principais parâmetros de soldagem configurados na máquina.

Foi observado nas soldagens dos revestimentos internos uma melhor qualidade no aspecto dos cordões, assim como uma maior uniformidade, explicado pelo fato da tocha permanecer estática enquanto que o tubo girava. Sendo que com DBCP superior a 30 mm, houve dificuldade para manter a uniformidade do cordão. Logo, o maior valor para o DBCP foi exatamente o de 30 mm.

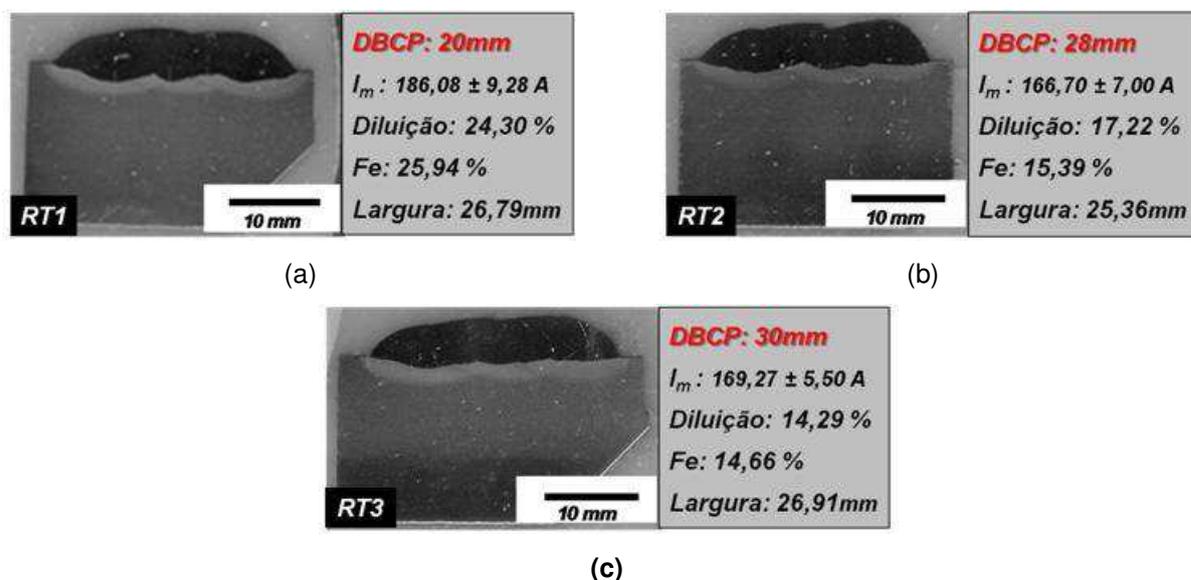


Figura 112: Seções transversais dos revestimentos obtidos através de soldagens circunferenciais (a) RT1, (b) RT2 e (c) RT3.

Tabela 40: Resumo dos parâmetros de soldagem e dos resultados para os revestimentos internos.

	Revestimento RT1	Revestimento RT2	Revestimento RT3
Vs (cm/min)	28	28	28
Va (m/min)	7,0	7,0	7,5
U (volts)	38	37	40
DBCP (mm)	20	28	30
h_{min} (mm)	$4,07 \pm 0,3$	$4,26 \pm 0,12$	$4,31 \pm 0,12$
L_{total} (mm)	$26,79 \pm 0,88$	$25,36 \pm 0,56$	$26,91 \pm 0,30$
I_M (A)	$186,08 \pm 9,28$	$166,7 \pm 7,00$	$169,27 \pm 5,50$
U_M (volts)	$38,22 \pm 0,22$	$37,64 \pm 0,37$	$40,56 \pm 0,45$
H (kJ/cm)	$15,24 \pm 0,36$	$13,47 \pm 0,35$	$14,71 \pm 0,30$
Diluição (%)	$24,30 \pm 0,23$	$17,22 \pm 2,04$	$14,29 \pm 0,43$

A partir da Figura 112 é possível notar a influência da DBCP nos valores de diluição. Isto é, quanto maior a DBCP menor o valor da diluição, conseqüentemente menor o teor de ferro, como foi confirmado. Verifica-se que o menor valor de diluição obtido ficou em torno de 14 % e o valor do percentual de Fe também próximo deste valor, o que confirma a relação direta de uma variável com a outra.

Esta influência da DBCP também pode ser visualizada através da Figura 113a. Este fenômeno ocorre devido a corrente de soldagem diminuir quando a DBCP é incrementada. A Figura 113b apresenta a influência da corrente de soldagem na diluição e no teor de ferro.

Pode-se verificar, através da Figura 112 e da Figura 113 que o incremento de 8 mm na DBCP proporcionou um decréscimo em torno de 20A na corrente, o que por sua vez reduziu a diluição de 24,30% para 17,22%. Estes resultados são bastante significativos e de importância prática para o estabelecimento dos parâmetros para aplicação de revestimentos por soldagem.

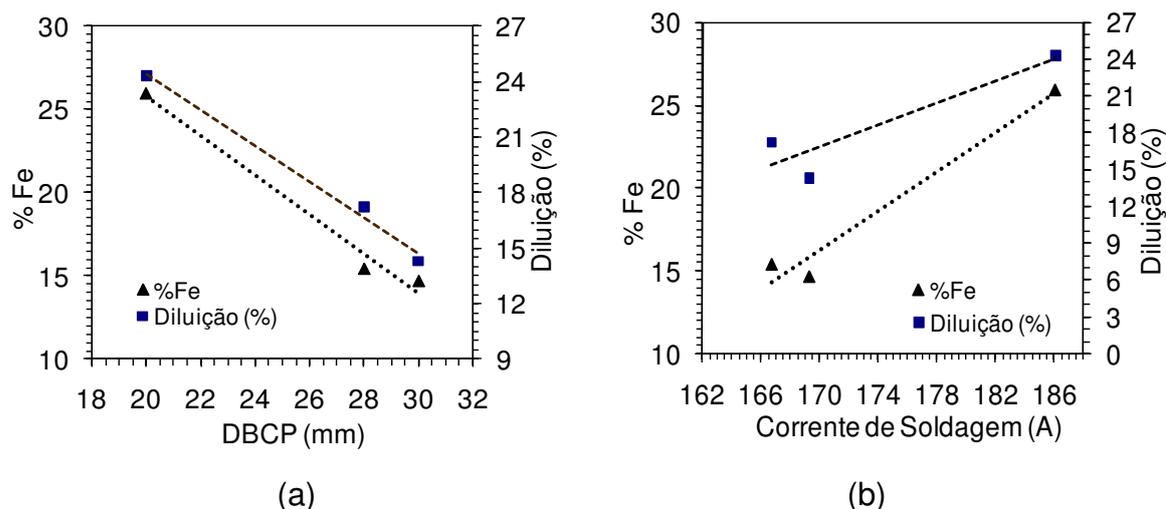


Figura 113: Dependência da diluição e do teor de Fe da (a) DBCP e da (b) Corrente de soldagem para os revestimentos internos.

A Figura 114 mostra os valores médios das alturas dos revestimentos. Verifica-se que não houve variações significativas nas alturas dos revestimentos. Adicionalmente, todos os revestimentos obtiveram uma altura média de 4 mm, ou seja, uma altura mínima superior aos 3 mm necessária para a posterior usinagem.

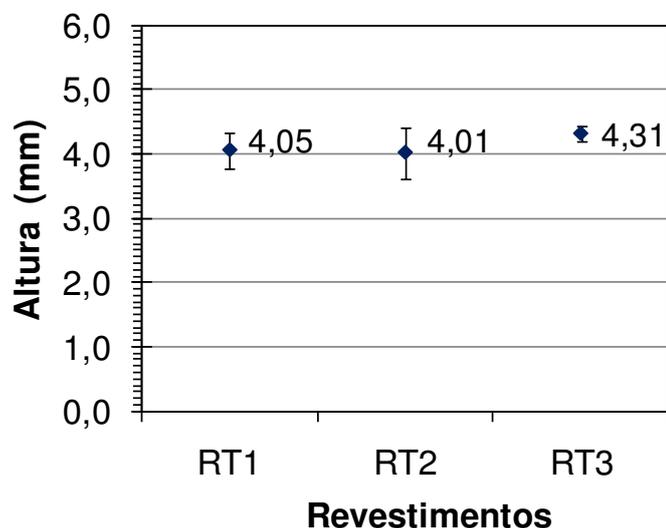


Figura 114: Alturas médias dos revestimentos internos.

Assim como nos resultados dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea, observou-se também que houve uma tendência do nível de diluição

diminuir quando a razão $T_V / (\eta_a \cdot U.I)$ é aumentada para os revestimentos internos (Figura 115).

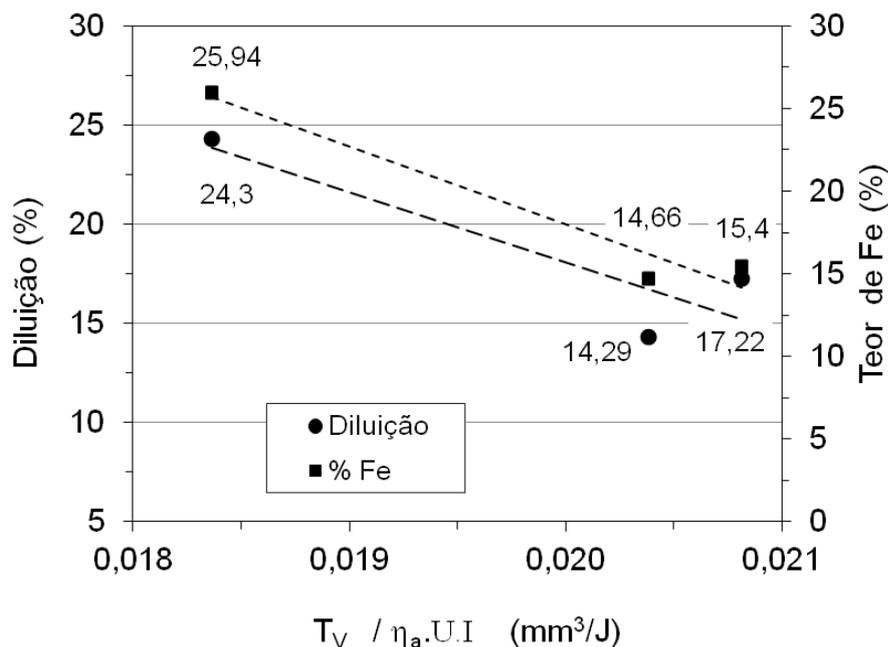


Figura 115: Níveis de diluição em função da razão entre a taxa de alimentação volumétrica do metal de adição (T_V) e a energia do arco ($\eta_a \cdot U.I$) para os revestimentos internos.

4.4.1 Microdureza e Dureza dos Revestimentos Internos

Os perfis de dureza obtidos nos revestimentos RT1, RT2 e RT3, segundo a metodologia das linhas verticais (Figura 116), foram semelhantes àqueles dos revestimentos em segmentos (Figura 92), onde a dureza do MS foi levemente superior à da ZTA. A Tabela 41 mostra um resumo das durezas médias nos MS e ZTA destes revestimentos. Além disso, a dureza da ZTA de grãos grosseiros – aqueles pontos mais próximos ao MS – também foi levemente superior ao restante do substrato.

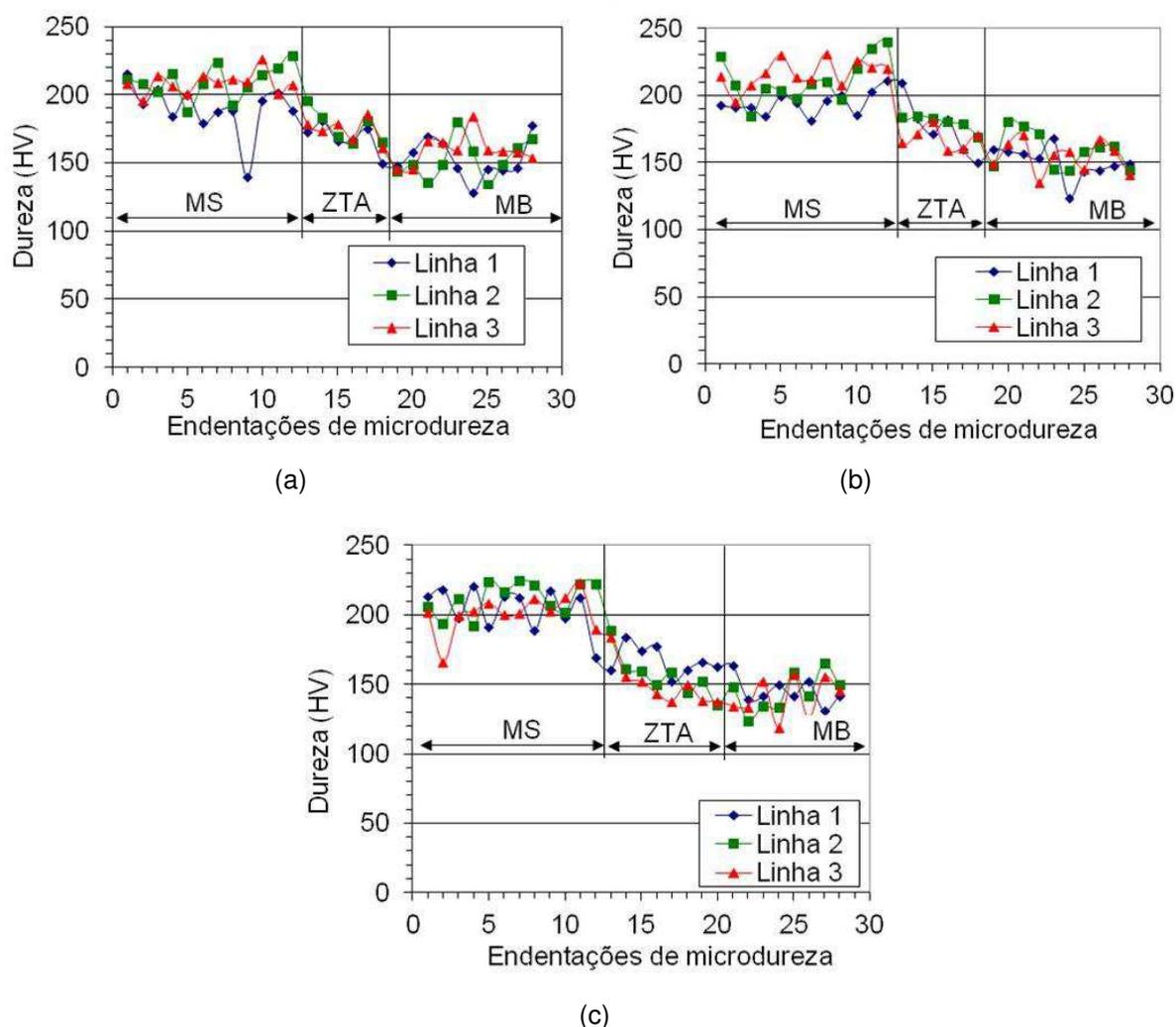


Figura 116: Perfis de microdureza de acordo com a primeira metodologia (linhas verticais). (a) Revestimento RT1 (b) Revestimento RT2 e (c) Revestimento RT3.

Tabela 41: Valores médios de dureza nos MS e ZTA dos revestimentos internos.

	RT1	RT2	RT3
Metal de Solda (HV)	204,5±12,1	207,3±15,2	205,9±14,1
ZTA (HV)	175,9±8,7	176,7±12,9	160,0±14,9

Analogamente aos revestimentos em segmentos de tubo, também houve refinamento de grãos na ZTA naquelas regiões entre passes. Isto pode ser verificado na Figura 117. Este refino parcial certamente influencia os valores de dureza e consequentemente reduz a fragilidade nesta região.

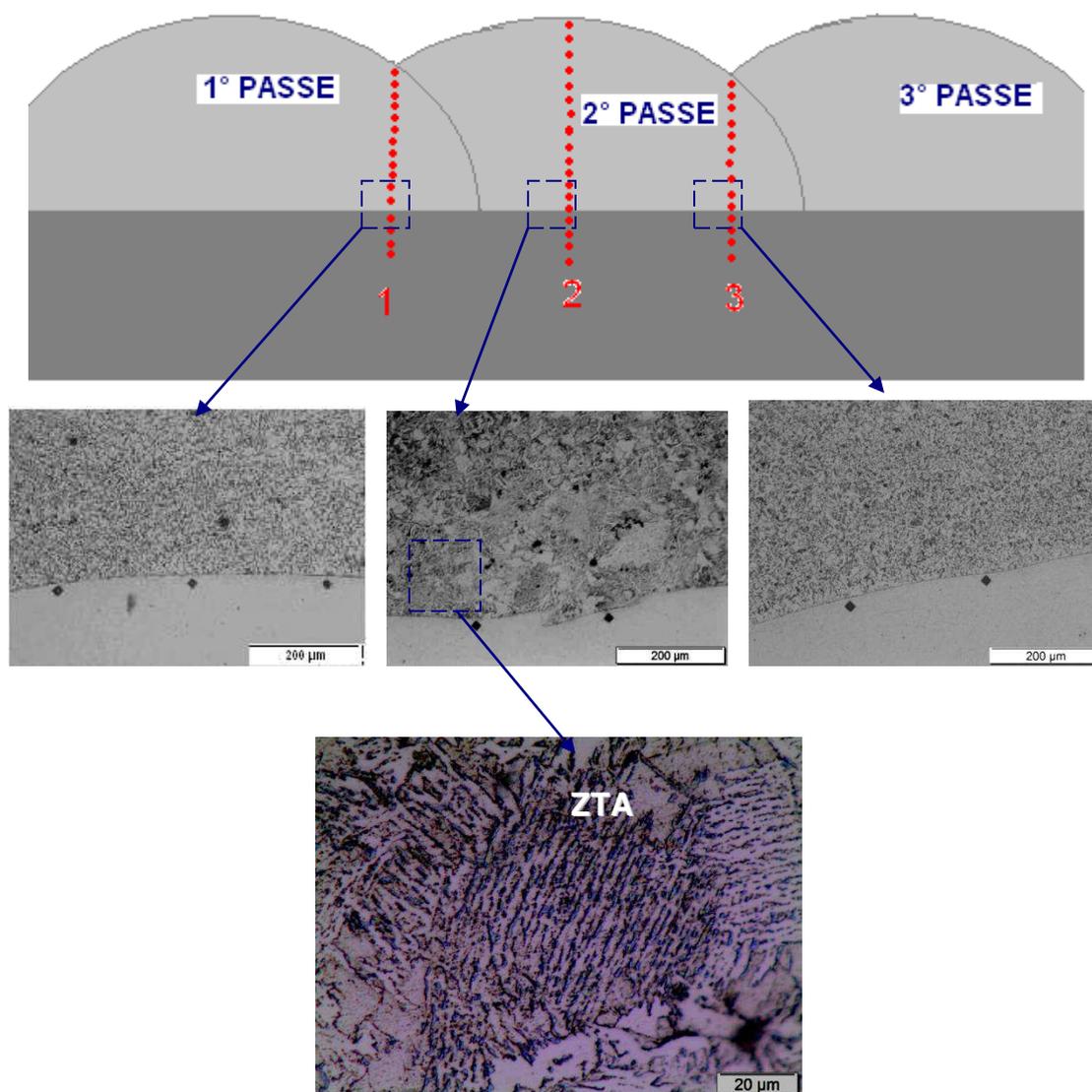


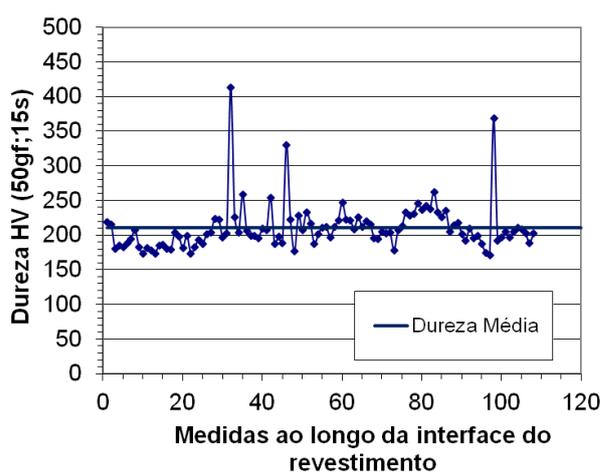
Figura 117: Variações de microestrutura ao longo da interface MS / substrato, na ZTA do revestimento RT3.

Já a Tabela 42 apresenta os valores dos níveis de dureza média nas interfaces MS/ZTA para os três revestimentos internos. Nota-se que, em termos de valores médios, os níveis de dureza na interface MS/substrato (Tabela 42) dos revestimentos internos foram inferiores àqueles dos revestimentos aplicados em segmentos de tubos (Tabela 30). A Figura 118 e a Figura 119 justificam esta constatação, pois elas indicam que houve menos pontos com dureza acima de 350HV para os revestimentos RT1, RT2 e RT3 quando comparados com os revestimentos RP1, RP2 e RC (Figura 94 e Figura 95). Quantitativamente isto também pode ser comprovado na Tabela 43, onde se observa que houve um menor percentual de pontos com dureza acima de 350HV para os revestimentos internos

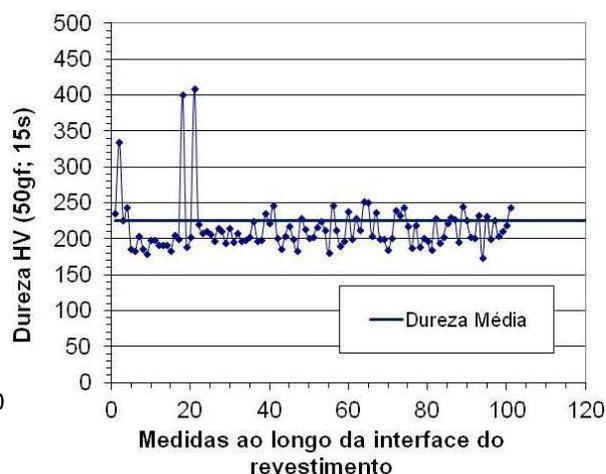
em comparação com os revestimentos em segmentos (Tabela 31). Isto é um indicativo que existiu uma menor presença de ZPDs nos revestimentos internos, pois os valores durezas acima de 350HV são devidos à presença de ZPDs. Este fato pode ser justificado pelas circunstâncias em que foram aplicados os revestimentos internos. Durante a aplicação dos mesmos o tubo girava enquanto a tocha permanecia parada, além de serem empregadas maiores velocidades de soldagem (28 cm/min vs. 22 cm/min). Isto pode ter gerado um maior nível de convecção (agitação) na poça de fusão, dificultando a formação de ZPDs. Ou seja, as rotações do tubo durante as soldagens internas podem ter contribuído para aquela fina camada de metal de base adjacente ao contorno de fusão – e essencial para a formação das ZPDs (Figura 97) – ser arrastada e misturada na poça de fusão, diminuindo desta maneira a incidência de ZPDs na interface MS/substrato. Nas soldagens em segmentos de tubos os revestimentos (RP1, RP2 e RC) foram aplicados com o substrato estático e a tocha de soldagem se deslocando.

Tabela 42: Dureza média na interface MS/substrato dos revestimentos internos.

	RT1	RT2	RT3
Dureza média na interface (HV)	210,3 ±34,1	214,8±35,1	202,5±29,4



(a)



(b)

Figura 118: Dureza na interface MS/substrato para o (a) Revestimento RT1 e (b) Revestimento RT2.

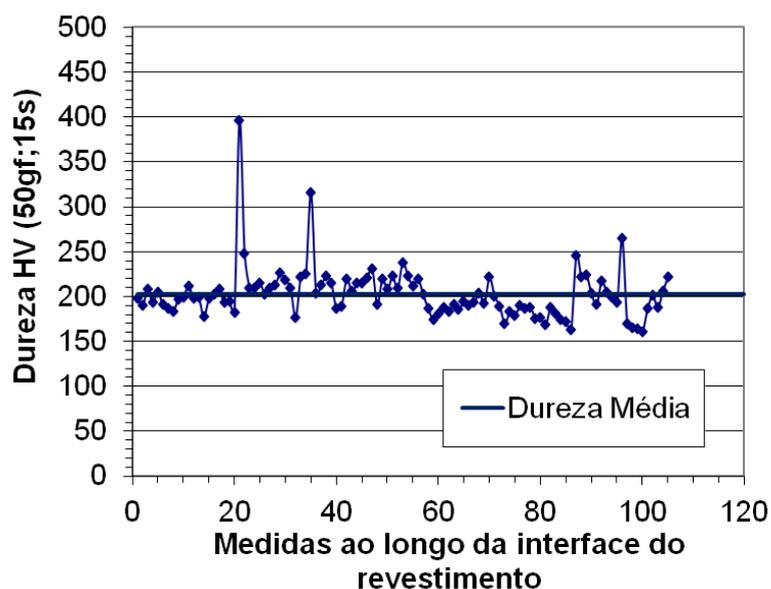


Figura 119: Dureza na interface MS/substrato para o Revestimento RT3.

Tabela 43: Percentual de valores de dureza Vickers acima de um determinado nível especificado.

	RT1	RT2	RT3
	H=15,2 ± 0,4	H= 13,5 ± 0,4	H= 14,7± 0,3
	kJ/cm	kJ/cm	kJ/cm
Dureza acima de 200HV	59,26%	63,37%	48,57%
Dureza acima de 250HV	5,56%	4,95%	2,86%
Dureza acima de 300HV	2,78%	1,98%	1,90%
Dureza acima de 350HV	1,85%	1,98%	0,95%
Dureza acima de 400HV	0,93%	0,99%	0,00%

Foram feitos também ensaios de microdureza nas superfícies dos revestimentos internos, onde foram feitos ensaios de corrosão e teor de Fe. Esses resultados podem ser vistos na Tabela 44. Nota-se que não houve diferença significativa entre os valores de microdureza das três amostras. De acordo com os desvios padrões, apenas uma leve tendência de menor valor de microdureza para a amostra RT1, provavelmente pelo seu maior valor de diluição, o que pode ter contribuído para uma mudança na composição química do revestimento (Figura 120). Uma diluição mais elevada significa que o revestimento irá conter mais elementos do metal de base, e esses elementos provavelmente podem ter

provocado uma leve redução da dureza do revestimento. Seguindo a mesma linha de raciocínio é justificável o maior valor de dureza para o revestimento RT3, já que o mesmo possui menor diluição que os demais. A Tabela 45 apresenta os valores de dureza Vickers (carga 5kg) para os revestimentos internos, também indicando uma tendência da dureza diminuir com o aumento do teor de Fe.

Tabela 44: Perfil de Microdureza nas superfícies dos revestimentos circunferenciais.

PONTO	RT1 (HV)	RT2 (HV)	RT3 (HV)
1,1	205,2	216,7	212,4
2,1	207,6	210,4	219,2
3,1	204,1	214,6	226,8
4,1	211	221,8	226,1
5,1	202,9	215,7	226,5
1,2	203,5	213,7	230
2,2	205,6	215	208
3,2	197,7	210,9	226,3
4,2	202,6	213	231,2
5,2	205,9	215,4	232,9
1,3	188,4	213,9	230,8
2,3	193,9	214,5	224,7
3,3	196,8	217,2	215,1
4,3	202,3	212,4	230,8
5,3	203,3	227,1	245,2
1,4	203,3	210,7	255,7
2,4	206,9	226,3	273,3
3,4	198,9	234,6	270,7
4,4	203,4	228,2	271,8
5,4	209,6	231,5	278
Media	202,64	218,18	236,77
Desvio	5,34	7,35	21,49

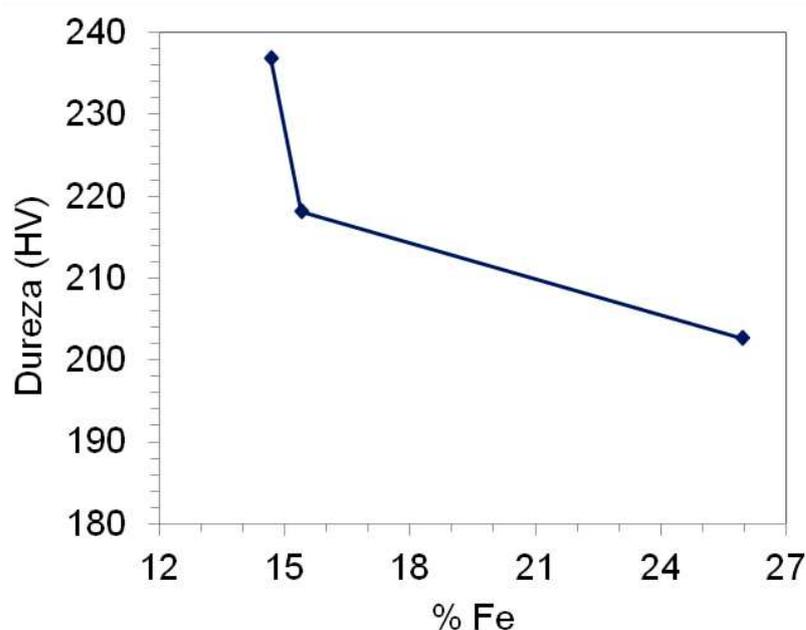


Figura 120: Influência do teor de Fe (diluição) na dureza média dos revestimentos internos.

Tabela 45: Resultados do ensaio de dureza nos revestimentos internos.

	RT1	RT2	RT3
% Fe	25,94%	15,40%	14,66%
Dureza HV	174,01 ± 13,55 HV	189,75 ± 10,54 HV	201,06 ± 12,78 HV

As ligas de Ni do sistema NiCrMo pertencem ao grupo daquelas endurecidas por solução sólida. Assim, vários elementos de ligas podem ser adicionados a este sistema a fim de proporcionar este mecanismo de endurecimento. Adicionalmente, o desempenho de cada elemento (soluto) neste mecanismo dependerá da solubilidade do mesmo e da diferença entre os raios atômicos do soluto e do solvente. Ou seja, quanto maior a diferença entre raios atômicos e menor a solubilidade, mais eficaz será o elemento de liga no mecanismo de endurecimento por solução sólida. A Tabela 46 apresenta o tamanho atômico e solubilidade de vários elementos de liga em relação ao níquel na temperatura de 1000°C (DuPONT *et al.*, 2009).

Percebe-se que a diferença de tamanho atômico entre ferro e o níquel é muito pequena de modo que a solubilidade do ferro é de 100% no níquel. Assim, se o teor de ferro aumentar em uma solução sólida – que contém elementos de liga que

desempenham a função de endurecer a liga (pelo mecanismo de solução sólida), tais como Mo, W, etc. – o nível de dureza desta liga tenderá a diminuir. Isto pode ser justificado pelo fato deste aumento do teor de ferro diluir o efeito daqueles outros elementos (de baixa solubilidade), já que a solubilidade do ferro é de 100% no níquel.

Portanto, o revestimento RT1 apresenta o menor valor de dureza porque contém o maior percentual de ferro em solução sólida.

Tabela 46: Resumo da influência do tamanho atômico (raio) e da solubilidade de vários elementos de liga no Ni em 1000 °C

Soluto	Diferença aproximada de tamanho atômico em comparação com o níquel (%)	Solubilidade aproximada em níquel a 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)

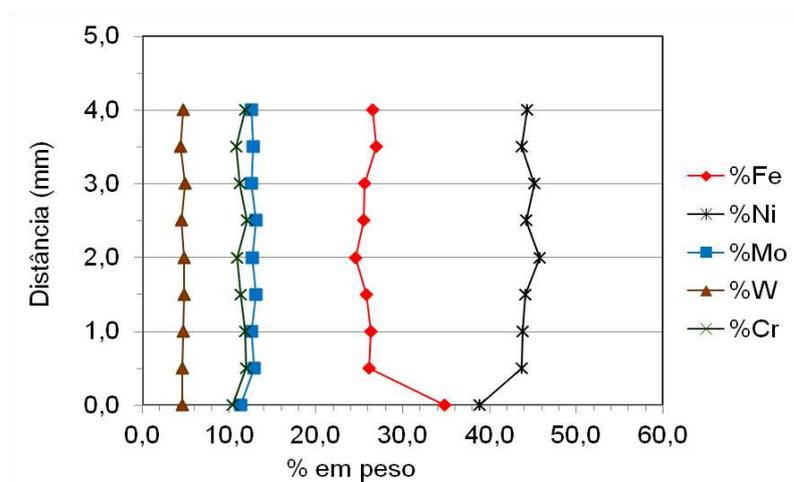
4.4.2 Composição Química dos Revestimentos Internos

A Tabela 47 apresenta a composição química dos revestimentos obtidos com soldagem retilínea. Estas composições foram obtidas numa área, na superfície do revestimento, correspondente a um círculo de 3 mm de diâmetro.

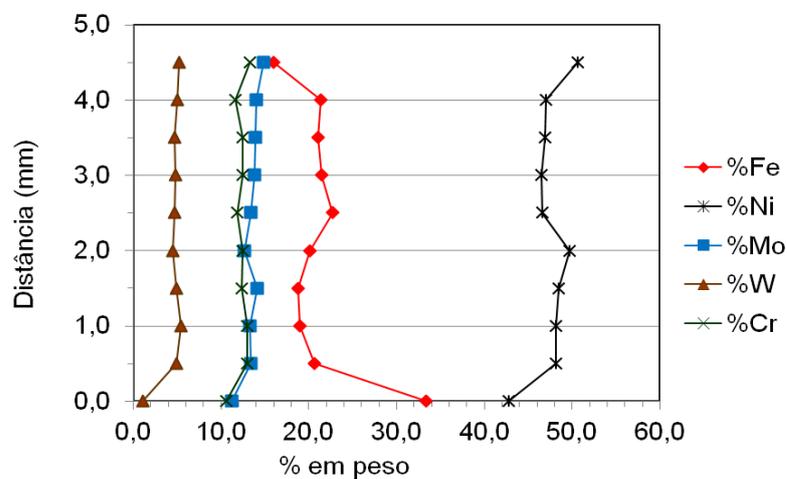
Tabela 47: Composição química numa área de 3 mm de diâmetro na superfície dos revestimentos internos

	RT1	RT2	RT3
Ni	46,23%	50,99%	52,72%
Fe	24,30%	16,38%	15,30%
Mo	13,86%	15,41%	15,46%
Cr	11,27%	12,85%	12,66%
W	3,27%	2,89%	2,54%
Mn	0,94%	1,28%	1,14%
V	0,33%	0,18%	0,15%

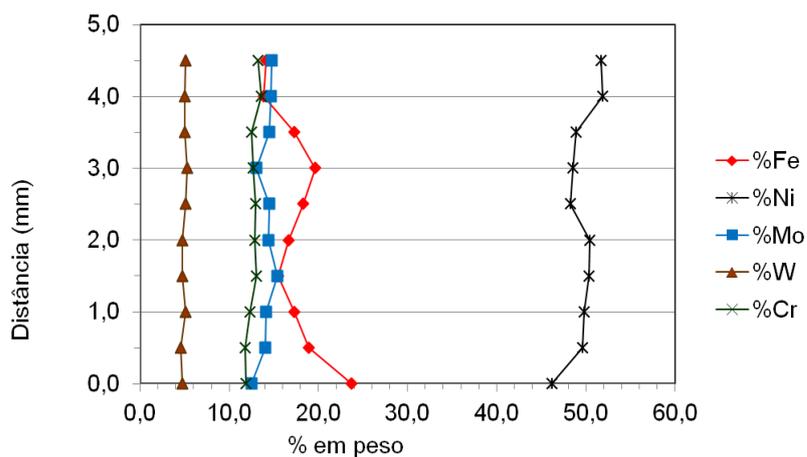
Também foi investigada a variação de composição química ao longo da altura do revestimento, conforme a Figura 121.



(a)



(b)



(c)

Figura 121: Variação da composição química ao longo da altura do revestimentos internos. (a) RT1, (b) RT2 e (c) RT3.

Assim como nos revestimentos obtidos por soldagem retilínea, notou-se que quando o teor de Fe aumentou no revestimento, devido ao aumento da diluição, houve uma redução nos teores de Ni, Mo e Cr nos revestimentos internos.

Além disso, não houve macrossegregação acentuada de elementos químicos ao longo da altura do revestimento.

A Figura 122 apresenta a variação de composição química ao longo das regiões interdendríticas e dos núcleos das dendritas para os revestimentos RT1, RT2 e RT3. Notam-se leves alterações nos valores de Mo e Ni para todos os revestimentos, onde os valores mais elevados de Mo correspondem aos espaçamentos interdendríticos. E, um enriquecimento de Mo reflete em um empobrecimento de Ni. No entanto, observa-se que não houve variações muito significativas destas alterações (de %Mo e %Ni) entre os revestimentos internos.

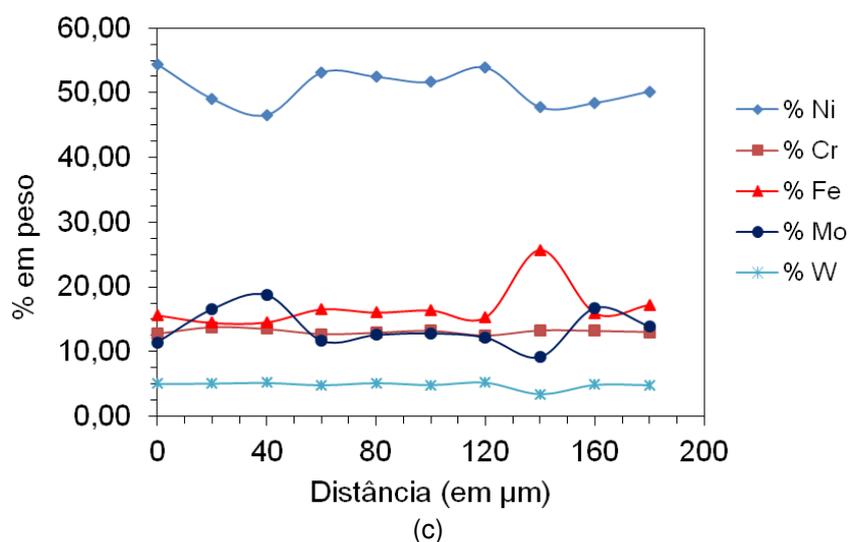
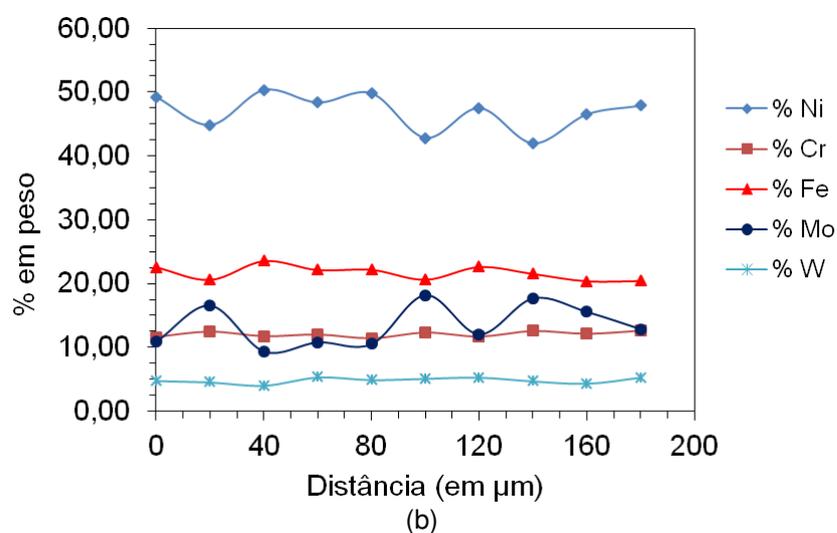
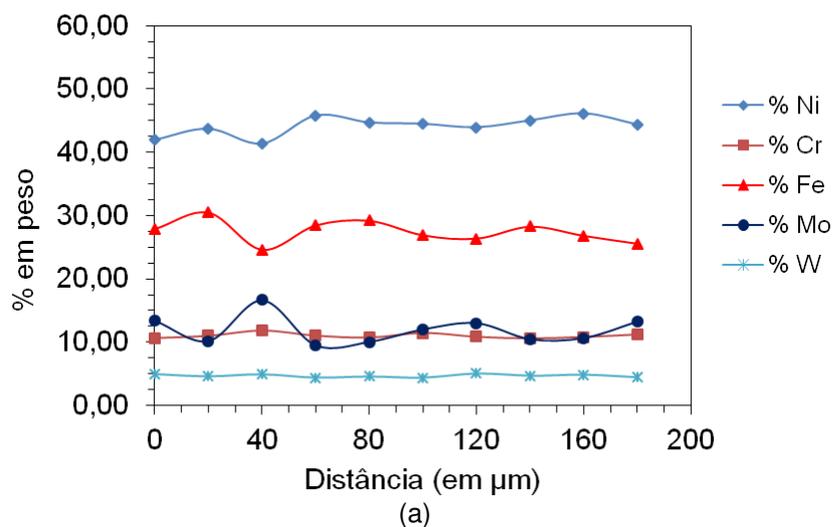


Figura 122: Perfis de microsegregação nos revestimentos (a) RT1, (b) RT2 e (c) RT3.

No entanto, o revestimento RT3 apresentou os maiores níveis de Ni, Mo e Cr, e menores níveis de teor de ferro. Isto também pode ser comprovado pela Tabela 47.

4.4.3 Tensões Residuais nos Revestimentos Internos

A Tabela 48 e a Tabela 49 apresenta, respectivamente, os valores médios das tensões residuais longitudinais e transversais da superfície dos revestimentos na condição como soldado e suas respectivas incertezas.

Tabela 48: Valores Médios das tensões residuais longitudinais nos revestimentos internos.

	Longitudinais					
	Região A		Região B		Região C	
	μ^*	CV	μ	CV	μ	CV
RT1	-493±91	0,18	-663±190	0,29	-211±80	0,38
RT2	-835±114	0,14	-586±117	0,20	-353±118	0,33
RT3	-812±212	0,26	-263±68	0,26	-144±56	0,39

* μ =média; CV=coeficiente de variação.

Tabela 49: Valores Médios das tensões residuais transversais nos revestimentos internos.

	Tangenciais					
	Região A		Região B		Região C	
	μ	CV	μ	CV	μ	CV
RT1	-145±34	0,23	-508±103	0,20	-202±79	0,39
RT2	-569±158	0,28	-229±67	0,29	-667±228	0,34
RT3	-332±104	0,31	-711±95	0,13	-667±146	0,22

μ =média; CV=coeficiente de variação.

Os valores de tensões residuais foram bastante semelhantes àqueles observados nos revestimentos aplicados na soldagem retilínea. Isto já era de se

esperar, uma vez que não houve mudança significativa nas energias de soldagem com que estes revestimentos foram aplicados.

Na Tabela 50 estão as magnitudes das tensões residuais, resultante das componentes longitudinais e transversais, associadas com os valores de corrente, teor de Fe e Diluição. Estes resultados serão comparados com aqueles obtidos nos ensaios de corrosão, posteriormente.

Tabela 50: Tensões Residuais Resultantes nos Revestimentos Internos

Revestimentos	I (A)	Diluição (%)	% Fe	Magnitude das tensões residuais (MPa)
RT1	186,08 ± 9,28	24,30 ± 0,23	25,94	-538
RT2	166,70 ± 7,00	17,22 ± 2,04	15,40	-766
RT3	169,27 ± 5,50	14,29 ± 0,43	14,67	-700

4.4.4 Resistência à Corrosão dos Revestimentos Internos

A Figura 123 mostra as curvas de polarização, nas quais se obtêm os E_{CORR} dos revestimentos RT1, RT2 e RT3. Neste caso, pode-se verificar que os revestimentos RT2 e RT3 tende a começar o processo de corrosão primeiro que a amostra RT1, mas não sendo isso muito significativo já que a diferença não passou de 24 mV. Mas pela inclinação das curvas é possível presumir uma maior resistência a inércia de dissolução dos revestimentos que iniciaram primeiro o processo (RT2 e RT3), o que será confirmado com o ensaio de Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE).

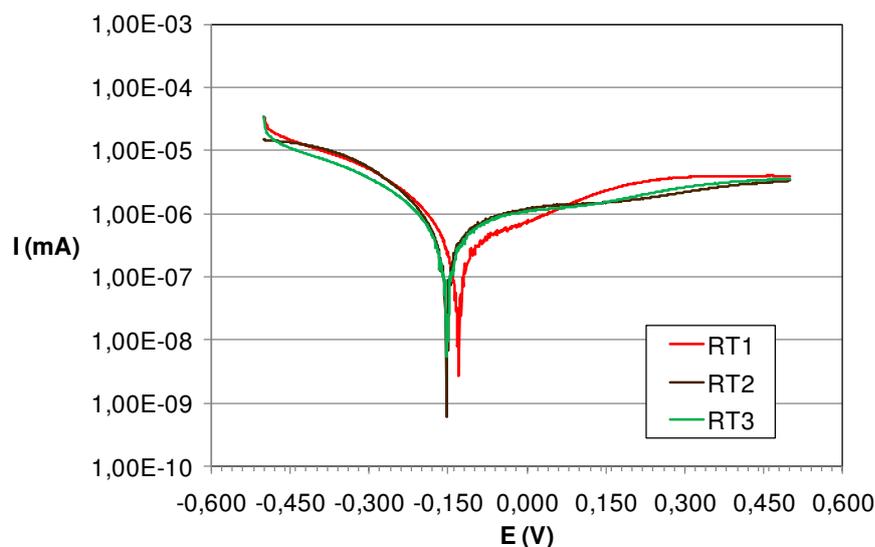


Figura 123: Potencial de corrosão (E_{CORR}) para os revestimentos RT1, RT2 e RT3.

Já a Figura 124 mostra as curvas obtidas a partir dos testes EIE, das quais é possível obter os valores de R_p dos revestimentos.

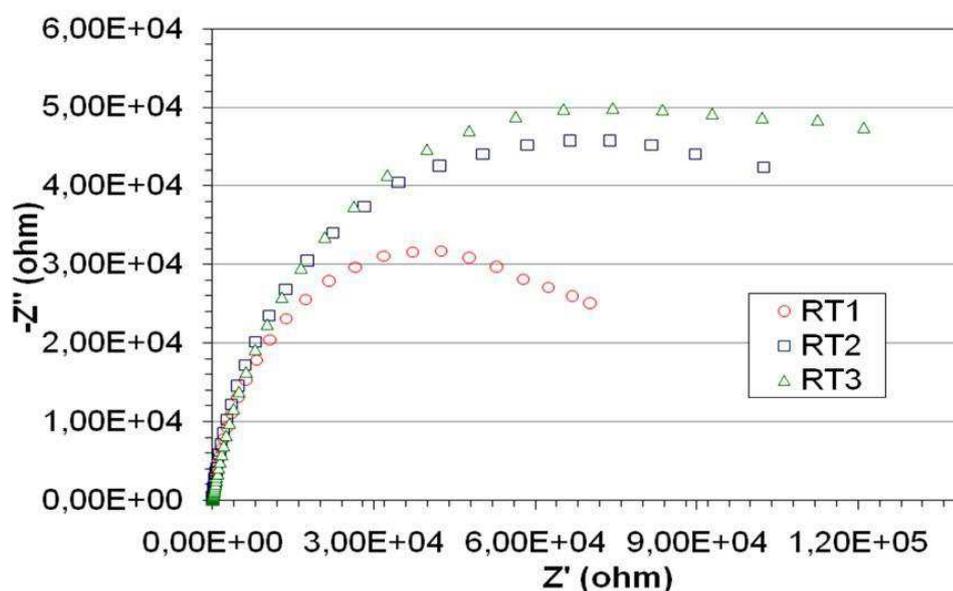


Figura 124: Resistência à polarização (R_p) dos revestimentos RT1, RT2 e RT3.

Por este gráfico pode-se confirmar nitidamente a diferença da resistência à polarização nos 3 revestimentos, onde é possível afirmar que o revestimento RT3 apresentou a maior resistência a polarização (71,54 % em relação ao R_p da amostra RT1). Este fato pode ser facilmente explicado pela nível de diluição do cordão e o percentual de Fe na superfície, a 3 mm do substrato, confirmando assim o melhor

comportamento deste revestimento com relação à resistência à corrosão e consequentemente a influência significativa das variáveis analisadas.

A Figura 125 e a Figura 126 apresentam o efeito do teor de Fe e da corrente de soldagem no valor de Rp, respectivamente. Nota-se que houve uma tendência de quanto maiores forem os valores de corrente e %Fe, menores serão as resistências à corrosão e menos compressíveis serão os revestimentos obtidos.

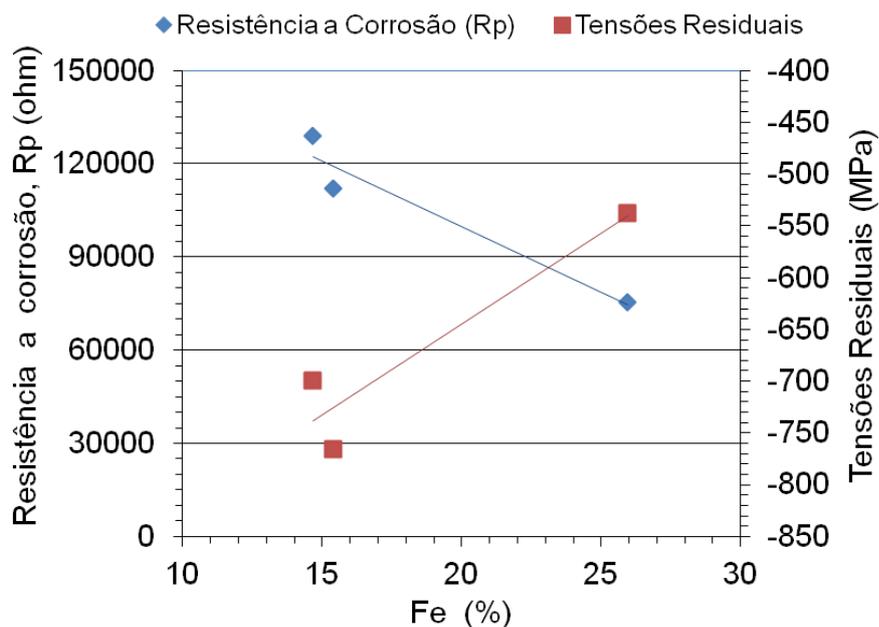


Figura 125: Influência do teor de Fe (diluição) sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos internos.

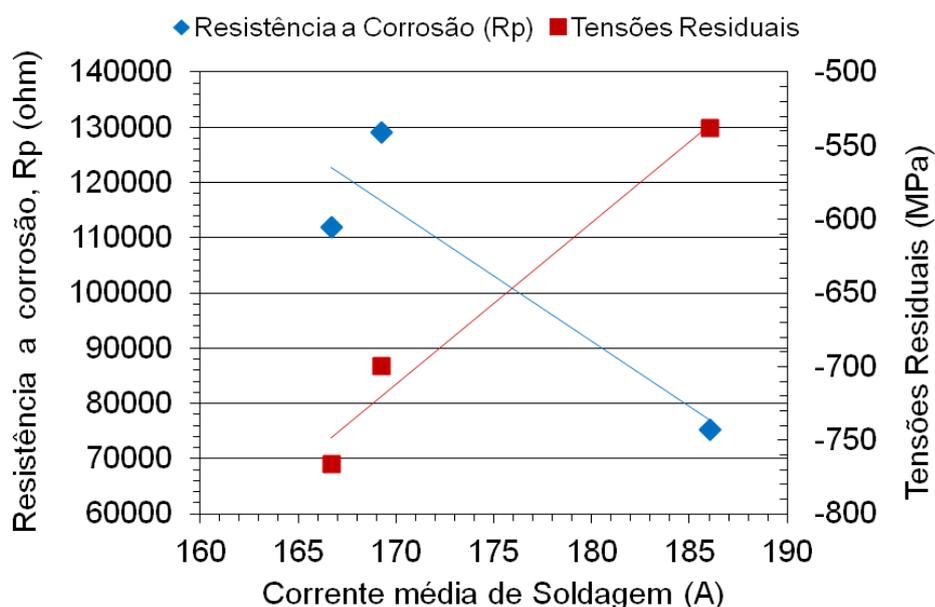


Figura 126: Influência da corrente média de soldagem sobre a resistência à corrosão e as tensões residuais dos revestimentos internos

A Figura 127, Figura 128 e a Figura 129 apresentam as microestruturas dos revestimentos RT1, RT2 e RT3, respectivamente. Nota-se que o revestimento RT1 (Figura 127) além de apresentar um maior teor de Fe, apresentou uma maior quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo (Tabela 51). Isto pode indicar que o nível de microsegregação no revestimento RT1 foi maior quando comparado com os demais revestimentos aplicados através das soldagens internas ao duto.

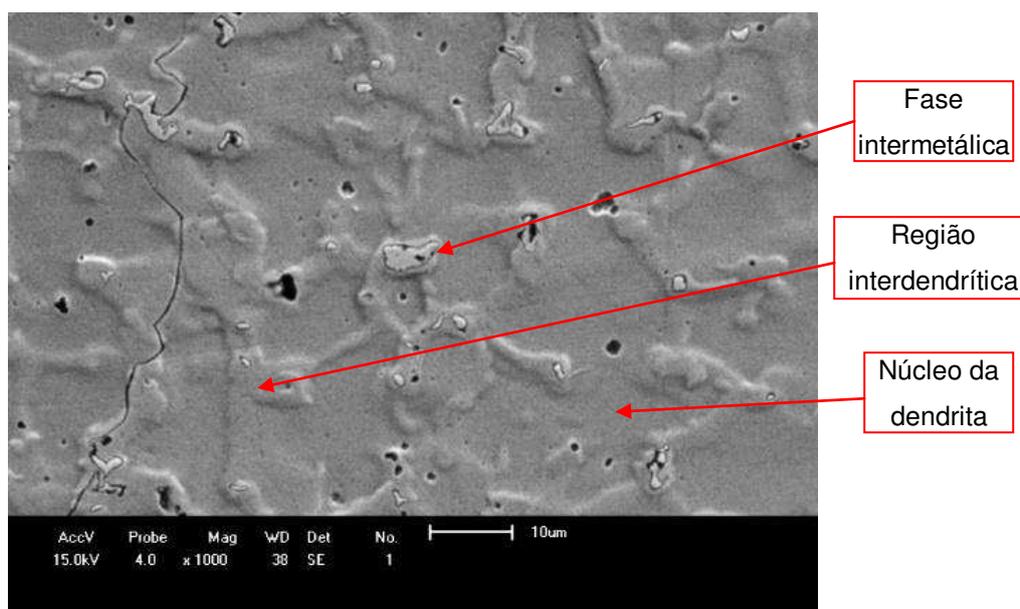


Figura 127: Revestimento RT1 (1000x). Ataque: água régia fluorada.

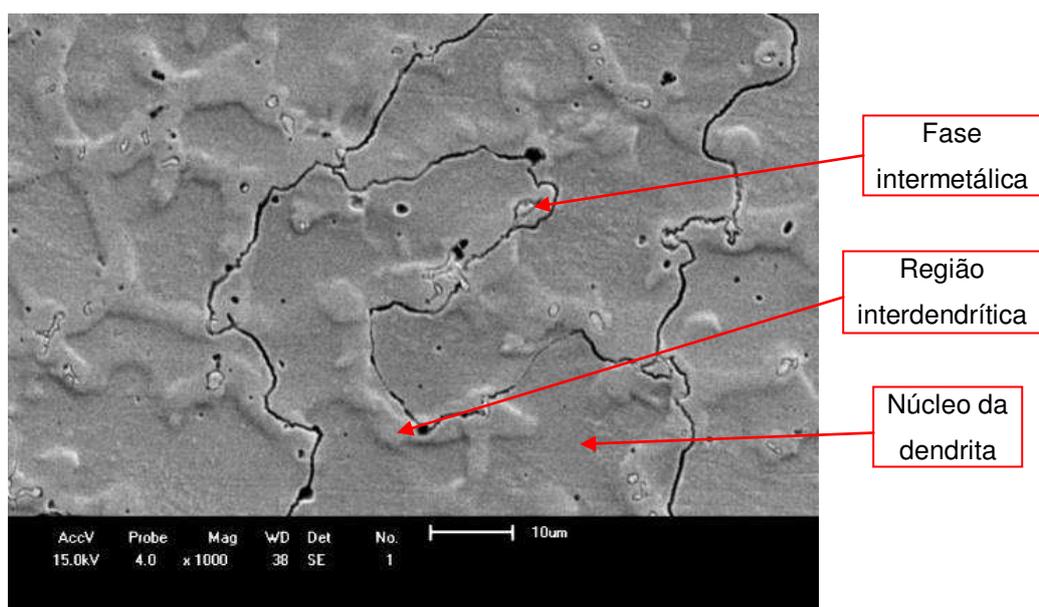


Figura 128: Revestimento RT2 (1000x). Ataque: água régia fluorada.

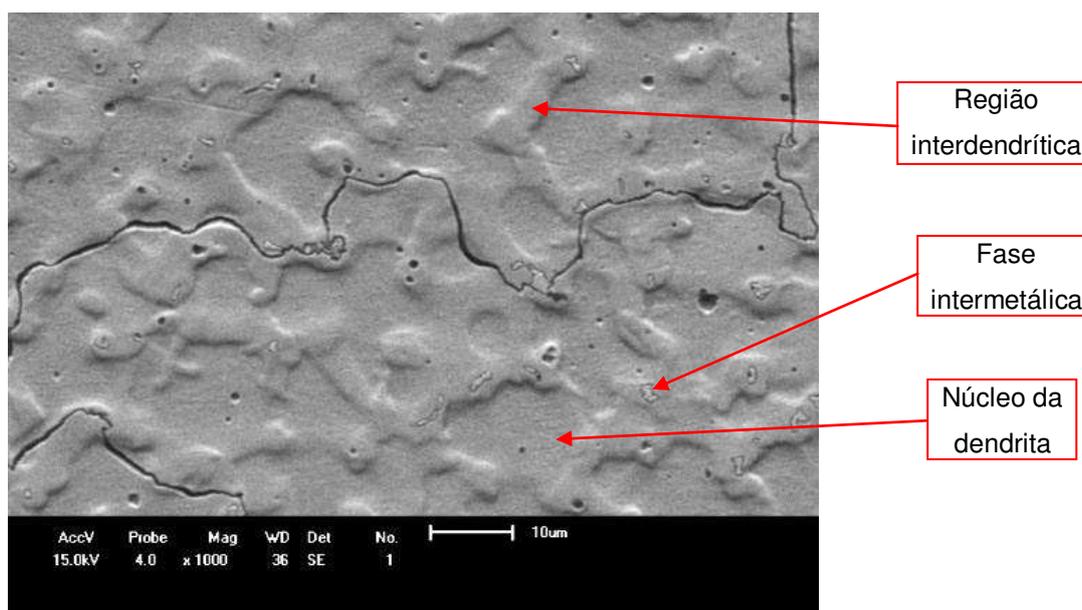


Figura 129: Revestimento RT3 (1000x). Ataque: água régia fluorada.

Tabela 51: Quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo para os revestimentos RT1, RT2 e RT3.

Revestimento	% Fe	Percentual
RT1	25,94	5,43%
RT2	15,40	4,48%
RT3	14,67	4,22%

Por outro lado, o revestimento RT3 (Figura 129) foi o que apresentou a menor quantidade de fases intermetálicas (ricas em Mo) nos espaços interdendríticos, embora a microestrutura deste revestimento seja quase equivalente à do revestimento RT2 (Figura 128). Além disso, comparando a Figura 129 com a Figura 127 e a Figura 128, observa-se que o revestimento RT3 apresentou uma menor área de regiões de núcleos dendríticos corroídas pelo ataque químico. Isto pode indicar uma melhor resistência à corrosão deste revestimento (RT3).

Diante do que foi exposto, verifica-se que o revestimento RT3 foi o que apresentou a melhor resistência à corrosão, já que o mesmo apresentou menores valores de diluição e teor de Fe associados menores quantidades de fases intermetálicas ricas em Mo e W.

Quando o teor de Fe aumenta no metal de solda austenítico, implica no aumento do potencial de segregação de elementos tais como Mo. Isto é atribuído à diminuição da solubilidade de Mo na austenita quando o teor de Fe aumenta. Desde

que o teor de Fe do metal de solda é controlado pela diluição – que por sua vez é controlada pelas variáveis do processo de soldagem – os parâmetros de soldagem influenciam indiretamente o potencial de segregação de Mo (BANOVIC *et al.*, 2002).

Nota-se que RT3 não foi o revestimento mais compressivo, em termos de tensões residuais, já que o mesmo apresentou -700 MPa enquanto RT2 apresentou -766MPa (Tabela 52). No entanto, RT3 apresentou o menor teor de Fe indicando que neste nível de tensões residuais o efeito da composição química foi dominante em relação à resistência à corrosão.

Tabela 52: Resultados dos ensaios de corrosão, diluição e percentual de Fe para os revestimentos internos.

Revestimentos	R_p (Ohm)	E_{CORR} (V)	I (A)	Diluição (%)	% Fe	Magnitude das tensões residuais (MPa)	Percentual de fases intermetálicas
RT1	$7,52 \times 10^4$	-0,129	186,08 $\pm 9,28$	24,30 \pm 0,23	25,94	-538	5,43%
RT2	$1,12 \times 10^5$	-0,153	166,70 $\pm 7,00$	17,22 \pm 2,04	15,40	-766	4,48%
RT3	$1,29 \times 10^5$	-0,149	169,27 $\pm 5,50$	14,29 \pm 0,43	14,67	-700	4,22%

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais apresentados neste trabalho, utilizando planejamento fatorial, foi possível concluir para os cordões isolados que:

- Todos os cordões isolados tiveram valores de altura (R) acima de 3,3mm, sendo que, em geral, para a corrente pulsada obteve-se valores mais elevados ultrapassando os 4 mm. Com corrente pulsada foi possível alcançar menores valores de diluição, porém com maiores valores de R/L mais desuniformes que na corrente convencional.
- A diluição mostrou-se inversamente proporcional a razão altura/largura do cordão (R/L) sendo que para diluições acima de 13% não houve alteração significativa de R/L, para corrente pulsada;
- Ao contrário do que foi constatado para soldagem com corrente pulsada, na corrente convencional não houve influência significativa da energia de soldagem nos valores de diluição;
- Através da análise de variância (ANOVA), pode-se confirmar que todos os modelos matemáticos obtidos foram estatisticamente significativos, apresentando ainda ótimos valores de coeficiente de determinação (R^2) com exceção do modelo de R/L na corrente convencional;
- Na corrente pulsada as variáveis corrente de pulso, I_P , corrente de base, I_B , e velocidade de alimentação, V_a , foram estatisticamente significativas para a diluição, D, e para a relação altura sobre largura, R/L;
- Ao contrário da corrente pulsada, na corrente convencional a variável distância do bico de contato à peça, DBCP, mostrou importante significância estatística para os valores de D e R/L;
- Os menores valores de D ($\approx 11\%$) foram alcançados para elevados DBCP's e os menores valores de R/L ($\approx 0,17$) foram alcançados para menores DBCP's e elevadas tensões;

Para os revestimentos com três passes aplicados em segmentos de tubos, com deslocamento retilíneo da tocha, foi possível chegar às seguintes conclusões:

- Mesmo com energias de soldagens similares o revestimento obtido com corrente convencional (RC) apresentou o menor nível de diluição, confirmando a eficácia do valor mais alto da DBCP na redução da corrente média (I_M). Além disso, este revestimento apresentou a maior largura e a maior altura;
- Houve uma tendência da diluição e do teor de Fe diminuírem com a redução da corrente de soldagem;
- Existiu uma propensão da diluição e do teor de Fe diminuírem com o aumento da razão entre a taxa de alimentação volumétrica do metal de adição e a energia do arco elétrico;
- Foram identificadas zonas parcialmente diluídas (ZPD) ao longo da interface do revestimento com valores de dureza acima de 350 HV as quais se apresentaram em maior quantidade em revestimentos aplicados com maior energia de soldagem;
- Para um mesmo nível de energia de soldagem, constatou-se maiores quantidades de ZPDs no revestimento aplicado com corrente convencional em comparação com os revestimentos obtidos com corrente pulsada;
- Não houve variação significativa dos valores de dureza na superfície (retificada) do revestimento entre as amostras. No entanto, os revestimentos que apresentaram maiores teores de Fe ficaram levemente com menores níveis de dureza;
- Não existiu variação significativa de composição química ao longo da altura do revestimento devido o processo de soldagem ser mecanizado. Constatou-se, apenas, que o teor de Fe é sempre maior na região adjacente à linha de fusão em decorrência da diluição;
- Todas as amostras apresentaram potenciais de corrosão, E_{CORR} , similares, entretanto, os revestimentos obtidos com corrente convencional apresentaram maior resistência à polarização R_P devido ao menor percentual de Fe na superfície;
- As tensões residuais em todos os revestimentos foram compressivas. E o revestimento aplicado com corrente convencional foi o mais compressivo;

- Houve uma tendência da resistência à corrosão diminuir quando o revestimento apresentou um maior teor de Fe e um nível de tensões residuais menos compressivo.
- Dentre os revestimentos aplicados com deslocamento retilíneo de tocha, o revestimento (RC) aplicado com corrente convencional, $V_a = 7,0$ m/min, $V_s = 22$ cm/min, DBCP = 27,5 mm, $I_M = 165,7$ A e $U_M = 41,3$ volts foi o que apresentou a melhor resistência à corrosão devido apresentar os menores níveis de diluição, menor teor de Fe, menor quantidade de fases intermetálicas ricas em Mo e W, e tensões residuais mais compressivas.

Para os revestimentos com três passes aplicados internamente ao duto, com a tocha estática e o duto girando, foi possível chegar às seguintes conclusões:

- Todos revestimentos aplicados internamente ao tubo apresentaram altura superiores a 4 mm;
- Um incremento de 8 mm na DBCP proporcionou um decréscimo em torno de 20 A na corrente de soldagem, o que por sua vez reduziu a diluição de 24,30% para 17,22%;
- De maneira análoga aos revestimentos obtidos com deslocamento retilíneo da tocha, houve uma tendência da diluição e do teor de Fe diminuírem com o aumento da razão entre a taxa de alimentação volumétrica do metal de adição e a energia do arco elétrico. Ou seja, a diluição e o teor de Fe diminuíram com o aumento do volume de metal de adição depositado por unidade de energia;
- Foram identificadas zonas parcialmente diluídas (ZPD) ao longo da interface do revestimento com valores de dureza acima de 350 HV. No entanto, os revestimentos internos, aplicados com o tubo girando, apresentaram menores quantidades de ZPDs quando comparados com os revestimentos obtidos com o substrato estático;
- A dureza na superfície dos revestimentos variou levemente com o teor de Fe, de maneira semelhante aos revestimentos depositados em segmentos de tubos. Isto é, o revestimento com o menor teor de Fe apresentou o maior nível de dureza média na superfície (237HV);

- As tensões residuais em todos os revestimentos foram compressivas. Além disso, de modo análogo aos revestimentos aplicados em segmentos de tubo, houve uma propensão das tensões residuais dos revestimentos internos serem mais compressivas com a redução da corrente de soldagem;
- Um aumento de 50 % na DBCP proporcionou um aumento de 71,54 % na resistência à polarização do revestimento;
- Nesta pesquisa, o efeito da composição química se sobrepôs ao efeito da tensão residual, já que o revestimento mais compressivo não apresentou a melhor resistência à corrosão. No entanto, o revestimento que indicou a melhor resistência à corrosão apresentou menores valores de diluição e Fe, e maiores teores de Ni, Mo, Cr e W;
- O revestimento aplicado com $V_a = 7,5$ m/min, DBCP = 30 mm, $V_s = 28$ cm/min, $I_M = 169,3$ A e $U_M = 40,6$ volts apresentou a melhor resistência à corrosão quando comparado com todos os revestimentos (revestimentos nos segmentos e revestimentos internos), já que apresentou os menores valores de diluição e teor de Fe e menores quantidades de fases intermetálicas ricas em molibdênio e tungstênio.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Realizar planejamento fatorial fracionário com todas as variáveis de soldagem;
- ✓ Realizar planejamento fatorial de 2ª ordem para R/L com corrente convencional;
- ✓ Investigar através de microscopia eletrônica de transmissão (MET) revestimentos de liga *Hastelloy C-276* depositados por soldagem, e buscar relacionar os tipos de fases secundárias na resistência à corrosão dos mesmos;
- ✓ Investigar a resistência à corrosão de revestimentos de liga *Hastelloy C-276*, depositados por soldagem, em vários meios agressivos e temperaturas;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHMAD, M. *et al.* Surface modification of Hastelloy C-276 by SiC addition and electron beam melting. **Journal Of Nuclear Materials**, v. 336, n. 1, p.120-125, 2004.

ALLOY WIRE. **Hastelloy C-22**. Disponível em: <http://www.alloywire.com/portuguese/hastelloy_alloy_c-22.html>. Acesso em: 27 out. 2008.

ALLOYSHOP. **Hastelloy® / Inconel® Alloy C276**. Disponível em: <<http://www.alloyshop.com/hastelloy-inconel-alloy-c276>>. Acesso em: 08 fev. 2011.

ALTUBE, A.; TAKENOUTI, H.; BEAUNIER, L.; KEDDAM, M.; JOIRET, S.; BORENSZTAJN, S.; PILLIER, F.; PIERNA, A.R. **Corrosion Science**. 2003. (p.45, 685).

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). **API 5L**: Specification for Line Pipe. 44ª Edição. United States, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM INTERNATIONAL. **Welding, Brazing, And Soldering**. EUA: ASM Handbook Committee, 1993. v. 6.

ARAÚJO, B. A.; MACIEL, T. M.; SOARES, E. P.; SILVA, A. A. Influência dos parâmetros e consumíveis de soldagem sobre o nível de tensões residuais em juntas soldadas de aço API 5L X80. In: XXXVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 8, 2010, Recife, **Anais do XXXVI CONSOLDA**, 2010, CD-ROM.

ARAÚJO, FERNANDO DA SILVA *et al.* Caracterização de soldagem dissimilar entre aço API 5L grau B e inconel 625 utilizada na indústria de petróleo e gás. In: Rio Oi&Gas Expo and Conference, 2010. Rio de Janeiro - RJ. **Anais da Rio Oi&Gas Expo and Conference**, 2010.

ASM. **Welding, Brazing and Soldering**. 11 Ed. Ohio: ASM International, v. 6. 1993.

EVERY, R. E.. **Pay attention to dissimilar-metal welds**. Chemical Engineering Progress, New York, v. 87, n. 5, p.70-75, 1991.

BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.. **Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys**. Science And Technology Of Welding And Joining, v. 7, n. 6, p.374-383, 2002.

BAKER, Hugh (Ed.). **Alloy Phase Diagrams**. Materials Park, Oh: Asm International, 1992.

BARROS NETO, B.; SCARMINIO, I. S.; BRUNS, R. E. **Planejamento e otimização de experimentos**. 2ª Ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 1996, 299p.

BATISTA, Valmir Rodrigues. **Influência dos Parâmetros de Soldagem sobre as Características de Revestimentos de Liga Níquel Aplicados em Aços API 5L Gr B pelo Processo Arco Submerso**. 2011. 124p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2011.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; ROMIG, A. D.. **The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22, and C-276**. Metallurgical And Materials Transactions A, v. 17, n. 11, p.2035-2047, 1986.

CIESLAK, M. J.. The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. **Welding Journal**, v. 70, n. 2, p.49-56, 1991.

COLLINS, M. G.; LIPPOLD, J. C. An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials — Part I. **Welding Journal**, v. 82, n. 10, p.288-295, 2003.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008. 652 p.

COSTA, S. C.; RIBEIRO, L. G. Otimização dos Parâmetros de Pulso de um Processo de Soldagem Mig Através de Análise Fatorial em dois Níveis. In: XXI

Encontro de Engenharia de Produção, Salvador - Ba, **Anais do XXI Encontro de Engenharia de Produção**, Salvador-BA: ENEGEP, 2001.

DAVIES, A.C. **The science and practice of welding**. vol.2, Cambridge University Press, Tenth edition. 1996.

DAVIS, J. R. (Ed.). **Nickel, Cobalt, and Their Alloys**. Materials Park, Ohio: Asm International, 2000. 414 p.

DAVIS, J. R.. **Corrosion of Weldments**. United States of America: ASM, 2006.

DONACHIE, Matthew J.; DONACHIE, Stephen J.. **Superalloys: A Technical Guide**. 2ª Materials Park, Ohio: Asm International, 2002. 408 p.

DOODY, T.. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, Vol. 71, n. 3, pgs. 55-60, 1992.

DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.. Dilution in Single Pass Arc Welds. **Metallurgical And Materials Transactions B**, v. 27, p.481-489, 1996.

DUTRA, J.C. **Manual da fonte de soldagem Inversal 450**. Universidade Federal de Santa Catarina. 1996

ES-SALAH, K.; KEDDAMB, M.; RAHMOUNIA, K.; SRHIRI, A.; TAKENOUTI, H. **Electrochimica Acta**, 2004. (p.49, 2771).

FISHER, A. C. **Electrode Dynamics**. Editora: Oxford University Press, 1996, 1ª edição, cap. 4, p 51 a 60.

FORTES, C.. Esab. **Arco Submerso**. Brasil: Editado Pelo Autor, 2004. 146 p.

FOX, R. W.; MCDONALD, A. T.. **Introdução à Mecânica dos Fluidos**. 4. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.a., 1995. 662 p.

FRANCIS, J.A.; STONE, H.J.; KUNDU, S.; ROGGE, R.B.; BHADSHIA, H.K.D.H.; WITHERS, P.J.; KARLSSON, L. Transformation Temperatures and Welding Residual

Stresses in Ferritic Steels. In: **Proceedings of PVP2007 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference**. July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.

FREIRE, José Luiz de França (Org.). **Engenharia de dutos**. Rio de Janeiro: ABCM, 2009. 528 p.

GARCIA, Amauri. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. 2. ed. Campinas: Unicamp, 2007. 399 p.

GENTIL, Vicente. **Corrosão**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007.

GOZLAN, E. *et al.* **Topologically close-packed precipitations and phase diagrams of Ni-Mo-Cr and Ni-Mo-Fe and of Ni-Mo-Fe with constant additions of chromium**. *Materials Science And Engineering*, v. 141, n. 1, p.85-95, 1991.

GOOCH, T. G.. Corrosion behavior of welded stainless steel. **Welding Journal**, Miami, v. 75, n. 5, p.135-154, 1996.

HAUK, V., **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**, Elsevier, Amsterdam, 1997.

HAYNES. **Hastelloy® C-4 Alloy**. Disponível em: <<http://www.haynesintl.com/pdf/h2007.pdf>>. Acesso em: 27 out. 2008.

HPALLOY. ALLOYS: **Hastelloy® alloy C-22® (UNS N06022)**. Disponível em: <http://www.hpalloy.com/alloys/descriptions/HASTELLOYC_22.html>. Acesso em: 27 out. 2008

HUNT *et al.* **Nickel and Cobalt alloys**. In: AWS (Usa) (Comp.). *Welding Handbook*. 3. ed. Miami: AWS, Cap. 4, 1996. (p. 217-288).

INFOMET. **Níquel e suas ligas (Ni)**. Disponível em: <http://www.infomet.com.br/h_niquel.php>. Acesso em: 25 out. 2008.

INFOSOLDA. **Artigo sobre diluição**. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/download/50dda.pdf>. Assesado em 17/08/2011.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION - ISO. **ISO 10423 - Petroleum and Natural Gas Industries - Drilling and Production Equipment - Wellhead and Christmas Tree Equipment**. Switzerland: ISO 2003.

JAMBO, Hermano Cezar Medaber; FÓFANO, Sócrates. **Corrosão: Fundamentos, Monitoração e Controle**. Rio de Janeiro: Ciência Moderna Ltda, 2008.

KEJELIN, Norton Zanette. **Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares**. 2006. 108 f. Dissertação (Mestrado) - UFSC, Florianópolis, 2006.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.. **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625**. Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Acesso em: 02 fev. 2008.

KIM, S. e AEGAR, W. Metal transfer in pulsed current gas metal arc welding, **Welding Journal** , July. p. 379 – 387, 1993.

KOLHER.M. **Effect of the elevated-temperature-precipitation in alloy 625 on properties and microstructures**, Superalloy 718,625 and various derivate TMS, 1991.

KOU, S. **Welding Metallurgy**, 2nd Ed., John Wiley & Sons, 2003.

KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds. **Welding Journal**, v. 86,n. 10, p. 303-312, 2007.

LEE, C.R.; KANG, S.G. J. **Power Sources**, 2000. p. 87.

LU, J.; CHOI, E. S.; ZHOU, H. D.. Physical properties of Hastelloy® C-276™ at cryogenic temperatures. **Journal Of Applied Physics**, Marylan, v. 103, n. 6, p.1-6, 2008.

LUNDIN, C. D.. Dissimilar Metal Welds: Transition Joints Literature Review. **Welding Journal**, Miami, v. 61, n. 2, p.58-63, 1982.

MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e Técnicas Conexas**: Processos. Porto Alegre: Editado Pelo Autor, 1996. 477 p.

MANKINS, W.L E LAMB, S. **Nickel and nickel alloys**, ASM Handbook vol 2; Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, 1990.

MASUBUCHI, K., 1983, **Residual stress and distorsion**, Metals Handbook, 9th ed., vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals – ASM.

MELO, Raphael Henrique Falcão de. **Avaliação da Influência do Processo e dos Parâmetros de Soldagem sobre a Resistência à Corrosão de Revestimentos de Aços Inoxidáveis AWS E 308-L T1 Aplicados em Aços ASTM A36**. 2013. 131 f. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2013.

MISSORI, S.; KOERBER, C. Laser Beam Welding of Austenitic-Ferritic Transition Joints. **Welding Journal**, Miami, v. 76, n. 3, p.125-134, 1997.

MODENESI, P. J., **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**, São Paulo, SENAI-SP, 2001, 100p.

MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo Villani. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Disponível em: <www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/processo.pdf>. Acesso em: 20 out. 2007.

MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo Villani. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Disponível em: <www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/processo.pdf>. Acesso em: 20 out. 2007.

MORRITIS, G. Heavy oil expansions gather momentum worldwide. **Oil & Gas Journal**, Agosto, 1995.

NASCIMENTO, A. S. **Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem com arame metal cored**. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Pará - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Belém – PA, 2005.

NATIONAL PHYSICAL LABORATORY. **Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2**. Middlesex, United Kingdom, 2005, 75p.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J.. Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part 1 - Nucleation and Growth. **Welding Journal**, v. 10, n. 78, p.329-337, 1999.

NISSLEY, N. E., 2006. **Intermediate Temperature Grain Boundary Embrittlement in Nickel-Base Weld Metals**. Dissertação de Doutorado. Graduate School of The Ohio State University. Columbus. USA.

OMAR, A. A.. Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**, Miami, v. 77, n. 2, p.86-93, 1998.

PAIVA, G.J.M. **As técnicas de perda de massa e resistência elétrica da avaliação da corrosão naftênica em laboratórios e em campos**. Tese de Ms. UFRJ, 2000.

PALANI, P.K.; MURUGAN, N. Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**. 172, 2006. Pg. 1–10.

PARANHOS, **Ronaldo**. **Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 26 maio 2008.

PARANHOS, Ronaldo; SOUZA, Antônio Cordeiro. **Soldagem a Arco Submerso**. Rio de Janeiro, SENAI/RJ-CETEC de solda, 1999. 77p.

PETROBRAS N -1707. **Projeto de vaso de pressão com revestimento**. Rio de Janeiro - RJ: PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. 1999.

PBGÁS – Companhia Paraibana de Gás. **Análise de Risco**: Gasoduto para a rede de distribuição em Campina Grande-PB. Relatório. Campina Grande: Pbgás, 2004. 69 p

PÉREZ, Gerardo Jesus Aracena. **Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo**. 2005. 128 f. Dissertação (Mestrado) – UFC Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005.

PERRICONE, M. J.; DUPONT, J. N.; CIESLAK, M. J.. Solidification of Hastelloy Alloys: an Alternative Interpretation. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 5, p.1127-1132, 2003.

PERRICONE, M.j.; DUPONT, J. N.. **Effect of Composition on the Solidification Behavior of Several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo Alloys**. Metallurgical And Materials Transactions A, v. 37, n. 4, p.1267-1280, 2006.

POLIDO, Rafael Saito; GALLEGO, Juno. **Estudo da Microestrutura de Revestimento Duro Aplicado nos Equipamentos da Indústria Sucroalcooleira Sujeito ao Desgaste Abrasivo**. Disponível em: <http://www.dem.feis.unesp.br/maprotec/publicado_2006/saito_cicunesp2006.pdf>. Acesso em: 30 abr. 2006.

PREVÉY, P.S. X-ray Diffraction Residual Stress Techniques. **Metals Handbook**, 10, Metals Park: American Society for Metals, p.380-392, 1986.

RAMIREZ, A.j.; LIPPOLD, J.c.. High temperature behavior of Ni-base weld metal Part I. Ductility and microstructural characterization. **Materials Science And Engineering A**, v. 380, n. 2, p.259-271, 2004a.

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, n. 2, p.245-258, 2004b.

RAMIREZ, Antonio J.; SOWARDS, Jeffrey W.; LIPPOLD, John C.. Improving the ductility-dip cracking resistance of Ni-base alloys. **Journal Of Materials Processing Technology**, v. 179, p.212-218, 2006.

ROWE, D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds. **Welding Journal, Miami**, v. 78, n. 2, p.31-37, 1999.

SANDMEYER (Eua). **Corrosion Resistant Nickel Alloy Plate: Alloy 276**. Disponível em: <<http://www.sandmeyersteel.com/C276.html>>. Acesso em: 08 fev. 2011.

SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S.. A study of fusion boundary phenomena in low alloy steel. **Welding Journal**, Miami, v. 55, n. 9, Sept. 1976.

SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. São Paulo: Artliber, 2008. 284 p.

SEISER, B.; DRAUTZ, R.; PETTIFOR, D.g.. **TCP phase predictions in Ni-based superalloys: Structure maps revisited**. Acta Materialia, v. 59, n. 1, p.749-763, 2011.

SILVA, Cleiton Carvalho. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio: Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. 325 f. Tese (Doutorado) - Curso de Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA, Marcos Mesquita da. **Caracterização Metalúrgica e Tenacidade de Revestimentos em Aços Inoxidáveis 317L Aplicados por Soldagens MIG Manual e Robotizado para Equipamentos do Setor de Petróleo e Gás**. 2009. 110p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2009.

SILVA, Marcos Mesquita de *et al.* Avaliação de Revestimentos de Aços AISI 317L Depositados por Soldagem em Aços ASTM A 516 Gr 60 para Utilização no Setor de Petróleo e Gás. In: 64º Congresso Anual da ABM, 2009. Belo-Horizonte - MG. **Anais...**, 2009a.

SILVA, Marcos Mesquita da *et al.* Influência do Aporte Térmico na Soldagem Dissimilar entre os Aços ASTM A516 Gr 60 E AISI 317I Empregados no Setor de Petróleo e Gás. In: 5º Congresso Brasileiro de Pesquisa e Desenvolvimento em Petróleo e Gás, 2009, Fortaleza-ce. **Anais...** Fortaleza: ABPG, 2009b. p. 1 - 8.

SILVA, A. L. V. D. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3ª. ed. São Paulo: Blucher, 2010.

SIWECKI, Tadeusz; ENGBERG, Göran. **Recrystallization Controlled Rolling of Steels**. Disponível em: <<http://www.vanitec.org/pdfs/ce3d7954eb059e2e11eb9e205b0e54c7.pdf>>. Acesso em: 31 ago. 2007.

SMITH.W.F. Nickel and cobalt alloys. Structure and properties of engineering alloy, ed Mc Graw Hill, 2 ed, **Materials Science and Engineering Series**, 1993.

SOUZA NETO, F.A.S. **Avaliação de Revestimentos com Ligas de Níquel Aplicados por Soldagem em Tubulações para o Setor de Petróleo e Gás**. Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais. Campina Grande-PB, 2010.

STEPHENSON, Norman. Versatility of Highly Alloyed Ni-Cr-Mo Welding Consumables - Part 1. **Welding & Metal Fabrication**, Londres, v. 58, n. 7, p.376-379, 1990.

SUBRAMANIAM, S; WHITE, D. R.; JONES, J. E.; LYONS, D. W. Experimental Approach to Selection of Pulsing Parameters in Pulsed GMAW: A method for selection of process parameters in pulsed GMAW helps to efficiently develop welding procedures. **Welding Research Supplement**, Maio de 1999. Pg. 166 - 172.

USIMINAS. Catálogo de produtos: **Chapas grossas - Caldeiras e vasos de pressão**. Disponível em: <<http://www.usiminas.com.br/Secao/0,1576,1-105,00.html>>. Acesso em: 30 abr. 2008.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **SOLDAGEM: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.

WITHERS, P.J.; BHADESHIA, H.K.D.H. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. **Materials Science and Technology**. v.17, p.355- 365, 2001.

YANG, J.X. *et al.* Topologically close-packed phase precipitation in a nickel-base superalloy during thermal exposure. **Materials Science And Engineering A**, v. 465, n. 1, p.100-108, 2007.

ZEEMANN, Annelise. **Diluição**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/50dda.pdf>>. Acesso em: 26 maio 2008.

ZINN, X.; SCHOLTES, B. Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining, **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**, G. Totten, M. Howes, T. Inoue, editors, p.391-396, 2002.

ANEXOS

Tabela A: Pontos de porcentagem da distribuição F: 0,05.

v1 →	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	15	20	24	25	30
v2 ↓																	
1	161.45	199.50	215.71	224.58	230.16	233.99	236.77	238.88	240.54	241.88	242.98	243.90	245.95	248.02	249.05	249.26	250.10
2	18.51	19.00	19.16	19.25	19.30	19.33	19.35	19.37	19.38	19.40	19.40	19.41	19.43	19.45	19.45	19.46	19.46
3	10.13	9.55	9.28	9.12	9.01	8.94	8.89	8.85	8.81	8.79	8.76	8.74	8.70	8.66	8.64	8.63	8.62
4	7.71	6.94	6.59	6.39	6.26	6.16	6.09	6.04	6.00	5.96	5.94	5.91	5.86	5.80	5.77	5.77	5.75
5	6.61	5.79	5.41	5.19	5.05	4.95	4.88	4.82	4.77	4.74	4.70	4.68	4.62	4.56	4.53	4.52	4.50
6	5.99	5.14	4.76	4.53	4.39	4.28	4.21	4.15	4.10	4.06	4.03	4.00	3.94	3.87	3.84	3.83	3.81
7	5.59	4.74	4.35	4.12	3.97	3.87	3.79	3.73	3.68	3.64	3.60	3.57	3.51	3.44	3.41	3.40	3.38
8	5.32	4.46	4.07	3.84	3.69	3.58	3.50	3.44	3.39	3.35	3.31	3.28	3.22	3.15	3.12	3.11	3.09
9	5.12	4.26	3.86	3.63	3.48	3.37	3.29	3.23	3.18	3.14	3.10	3.07	3.01	2.94	2.90	2.89	2.86
10	4.96	4.10	3.71	3.48	3.33	3.22	3.14	3.07	3.02	2.98	2.94	2.91	2.85	2.77	2.74	2.73	2.70
11	4.84	3.98	3.59	3.36	3.20	3.09	3.01	2.95	2.90	2.85	2.82	2.79	2.72	2.65	2.61	2.60	2.57
12	4.75	3.89	3.49	3.26	3.11	3.00	2.91	2.85	2.80	2.75	2.72	2.69	2.62	2.54	2.51	2.50	2.47
13	4.67	3.81	3.41	3.18	3.03	2.92	2.83	2.77	2.71	2.67	2.63	2.60	2.53	2.46	2.42	2.41	2.38
14	4.60	3.74	3.34	3.11	2.96	2.85	2.76	2.70	2.65	2.60	2.57	2.53	2.46	2.39	2.35	2.34	2.31
15	4.54	3.68	3.29	3.06	2.90	2.79	2.71	2.64	2.59	2.54	2.51	2.48	2.40	2.33	2.29	2.28	2.25
16	4.49	3.63	3.24	3.01	2.85	2.74	2.66	2.59	2.54	2.49	2.46	2.42	2.35	2.28	2.24	2.23	2.19
17	4.45	3.59	3.20	2.96	2.81	2.70	2.61	2.55	2.49	2.45	2.41	2.38	2.31	2.23	2.19	2.18	2.15
18	4.41	3.55	3.16	2.93	2.77	2.66	2.58	2.51	2.46	2.41	2.37	2.34	2.27	2.19	2.15	2.14	2.11
19	4.38	3.52	3.13	2.90	2.74	2.63	2.54	2.48	2.42	2.38	2.34	2.31	2.23	2.16	2.11	2.11	2.07
20	4.35	3.49	3.10	2.87	2.71	2.60	2.51	2.45	2.39	2.35	2.31	2.28	2.20	2.12	2.08	2.07	2.04
21	4.32	3.47	3.07	2.84	2.68	2.57	2.49	2.42	2.37	2.32	2.28	2.25	2.18	2.10	2.05	2.05	2.01
22	4.30	3.44	3.05	2.82	2.66	2.55	2.46	2.40	2.34	2.30	2.26	2.23	2.15	2.07	2.03	2.02	1.98
23	4.28	3.42	3.03	2.80	2.64	2.53	2.44	2.37	2.32	2.27	2.24	2.20	2.13	2.05	2.01	2.00	1.96
24	4.26	3.40	3.01	2.78	2.62	2.51	2.42	2.36	2.30	2.25	2.22	2.18	2.11	2.03	1.98	1.97	1.94
25	4.24	3.39	2.99	2.76	2.60	2.49	2.40	2.34	2.28	2.24	2.20	2.16	2.09	2.01	1.96	1.96	1.92
26	4.23	3.37	2.98	2.74	2.59	2.47	2.39	2.32	2.27	2.22	2.18	2.15	2.07	1.99	1.95	1.94	1.90
27	4.21	3.35	2.96	2.73	2.57	2.46	2.37	2.31	2.25	2.20	2.17	2.13	2.06	1.97	1.93	1.92	1.88
28	4.20	3.34	2.95	2.71	2.56	2.45	2.36	2.29	2.24	2.19	2.15	2.12	2.04	1.96	1.91	1.91	1.87
29	4.18	3.33	2.93	2.70	2.55	2.43	2.35	2.28	2.22	2.18	2.14	2.10	2.03	1.94	1.90	1.89	1.85
30	4.17	3.32	2.92	2.69	2.53	2.42	2.33	2.27	2.21	2.16	2.13	2.09	2.01	1.93	1.89	1.88	1.84
35	4.12	3.27	2.87	2.64	2.49	2.37	2.29	2.22	2.16	2.11	2.07	2.04	1.96	1.88	1.83	1.82	1.79
40	4.08	3.23	2.84	2.61	2.45	2.34	2.25	2.18	2.12	2.08	2.04	2.00	1.92	1.84	1.79	1.78	1.74

v1 e v2: graus de liberdade.