

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE ZONAS
PARCIALMENTE DILUÍDAS EM SOLDAS DE METAIS DISSIMILARES**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

NORTON ZANETTE KEJELIN

FLORIANÓPOLIS, FEVEREIRO DE 2006.

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE ZONAS
PARCIALMENTE DILUÍDAS EM SOLDAS DE METAIS DISSIMILARES**

NORTON ZANETTE KEJELIN

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS
ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

PROF. DR. ING. AUGUSTO JOSÉ DE ALMEIDA BUSCHINELLI – ORIENTADOR

PROF. DR. RER. NAT. ALEXANDRE LAGO – COORDENADOR DO CURSO

BANCA EXAMINADORA

PROF. DSc. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA – PRESIDENTE

PROF. DR. ENG. PEDRO AMEDEO NANNETTI BERNARDINI - UFSC

DR. ENG. ALEXANDRE MEIRELLES POPE – CENPES/PETROBRAS

**“UM SONHO NÃO É NADA QUE SE POSSA ESPATIFAR NO CHÃO,
NEM ARRANCÁ-LO DE UM CORAÇÃO”.**

CLÉBER DE MELO VIEIRA “*IN MEMORIAN*”

AMIGO E POETA

A MINHA MÃE, MAFALDA;

A MINHA IRMÃ, MOARA;

A MINHA NAMORADA, MAIARA.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, Pai de toda criação, pelo dom da vida.

Com muito orgulho, ao meu orientador, Prof. Augusto Buschinelli por ter apostado em mim, pelo constante incentivo e pelo apoio incondicional durante a realização do mestrado.

Ao Dr. Alexandre M. Pope por ter acreditado na realização deste trabalho.

Ao CENPES/PETROBRAS pelo auxílio financeiro.

Ao Prof. Carlos Niño pelos valiosos conselhos.

Aos amigos Fernando Abdalla, Gúber Guerrero, Nilceu Novicki e Ricardo Bérghamo pelos bons momentos de descontração.

Aos bolsistas Bruno Ventura, João Mendonça e Murilo Guimarães pela colaboração e trabalho prestado.

A ZAMACO, em especial ao Eng. Vânio Zanette e Marcelo Zanette pelos auxílios nos cortes para remoção das amostras soldadas.

Ao Eng. Sérgio Hencke do LACTEC, pelo auxílio nos ensaios de microscopia eletrônica de varredura.

Ao programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais da UFSC.

A todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste sonho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XIV
SIMBOLOGIA	XV
RESUMO	XVII
ABSTRACT	XVIII
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)	4
3.1.1 Laminação de Tubos Sem Costura	7
3.1.2 Soldagem dos Aços ARBL	8
3.1.3 Susceptibilidade à Fragilização pelo Hidrogênio	9
3.1.4 Controle dos Níveis de Dureza	10
3.2 Níquel e Suas Ligas	11
3.2.1 Ligas de Níquel Endurecidas por Solução Sólida	12
3.2.2 Ligas Níquel-Cromo-Molibdênio	13
3.2.3 Soldagem das Ligas de Níquel com Eletrodos Revestidos	13
3.2.4 Eletrodos Revestidos AWS E NiCrMo-3 (Inconel 625®)	15
3.3 Soldagem de Metais Dissimilares	15
3.3.1 Considerações Gerais	16
3.3.2 Solidificação do Metal de Solda	16
3.3.3 Crescimento Não-epitaxial na Linha de Fusão	19
3.4 Diluição e o Diagrama de Schaeffler	21

3.5 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD)	24
3.5.1 Formação das ZPD	27
3.5.2 Características das ZPD	31
3.5.3 Trincas Induzidas por Hidrogênio nas ZPD	35
3.5.4 Formação de Contornos de Grão do Tipo II	37
3.5.5 Tratamentos Térmicos em Soldas Dissimilares	42
4. MATERIAIS	46
5. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	48
5.1 Procedimento de Soldagem	48
5.1.1 Deposição Sobre Tubo Sem Preaquecimento	50
5.1.2 Deposição Sobre Tubo com Preaquecimento	50
5.1.3 Amanteigamento com Eletrodo E 9018-G	51
5.2 Medição dos Ciclos Térmicos	51
5.3 Soluções Analíticas para Transferência de Calor na Soldagem	53
5.4 Tratamentos Térmicos das Soldas Dissimilares	55
5.5 Sobredeposição de Cordões	55
5.6 Caracterização das Amostras	57
5.7 Fusão de Amostras em Forno a Arco	59
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
6.1 Resultados Preliminares	61
6.1.2 Localização Preferencial das ZPD	64
6.2 Influência das Variáveis de Soldagem em Relação à Geometria dos Cordões	66
6.3 Soldagem Dissimilar Sem Preaquecimento	74
6.4 Soldagem Dissimilar com Preaquecimento a 100°C	78
6.5 Soldagem Dissimilar com Preaquecimento a 200°C	80

6.7 Ciclos Térmicos de Soldagem	83
6.8 Emprego das Soluções Analíticas Para Transferência de Calor	84
6.9 Síntese dos Efeitos das Variáveis de Soldagem (I_s , V_s e T_0) com Relação à Formação de ZPD	86
6.10 Influência do Amanteigamento com E 9018 D1	87
6.11 Influência dos Tratamentos Térmicos Pós-soldagem	91
6.12 Utilização da Técnica da Dupla-camada	95
7. CONCLUSÕES	101
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	104
9. REFERÊNCIAS	105
APÊNDICES	104

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Diagrama TRC para um aço API 5L X-60 levantado pela Usiminas	07
Figura 3.2: Desenho esquemático do laminador perfurador Mannesmann	08
Figura 3.3: Diagrama de Graville adotado pela AWS para a definição do método a usar para prevenção de Trincas a Frio. <i>Welding Handbook, 1998</i>	11
Figura 3.4: Calota esférica de um cristal nucleado heterogeneamente a partir de um líquido sobre uma superfície planar. <i>Nelson et. al., 1999</i>	17
Figura 3.5: Ilustração mostrando nucleação epitaxial e crescimento competitivo. <i>Kou, 2003</i>	18
Figura 3.6: Exemplo de crescimento epitaxial próximo à linha de fusão. Metal de base: Al – 4,5 Cu como fundido. <i>Kou, 2003</i>	19
Figura 3.7: Microestrutura na linha de fusão para o sistema 409/Monel. <i>Nelson et. al., 1999</i>	20
Figura 3.8: Microestrutura na linha de fusão para o sistema 1080/Monel. Setas brancas são contornos de grão da ZAC e as setas pretas são contornos de grão de solidificação do metal de solda. <i>Nelson et. al., 1999</i>	21
Figura 3.9: Apresentação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A+B), zona de ligação (C), zona afetada pelo calor (D), metal de base (E)	22
Figura 3.10: Diagrama de Schaeffler mostrando as previsões das microestruturas em função da composição química (Creq e Nieq), e as regiões de possível desenvolvimento de problemas, típicos na soldagem de aços inoxidáveis: (1) trincas de solidificação e perda de ductilidade acima de 1250°C; (2) formação de fase σ , após aquecimento entre 500 e 900°C, e formação da fase α' (fragilização a 475°C); (3) crescimento de grão na ZAC e sensitização; (4) fragilização por formação de martensita (trincas a frio)	23
Figura 3.11: Aparência “clara” da ZPD quando feito ataque químico com nital 6%.	25
Figura 3.12: Micrografia obtida após duas etapas de revelação da microestrutura: Ataques eletrolítico (metal de solda) e químico (metal de base). <i>Pope, 2004</i> .	26
Figura 3.13: Esquema proposto por <i>Savage (apud Baeslack 1979)</i> mostrando as regiões de uma solda heterogênea.	27

- Figura 3.14: Micrografias obtidas por Baeslack, 1979: Metal de solda autógena em aço tipo 18Ni-8Cr (esquerda) e zona não misturada na combinação 304 – 310 (direita). 28
- Figura 3.15: Zona não misturada em aço inoxidável 304 soldado com metal de adição 310 (esquerda). Respectivo perfil de composição química (direita). *Baeslack, 1979*. 28
- Figura 3.16: Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de solda e o metal de base. *Ornath et. al., 1981*. 29
- Figura 3.17: Estruturas do tipo “praias” descritas por *Doody, 1992*. As dimensões da indentação de microdureza sobre a ZPD são visivelmente menores (402 HV) indicando uma dureza maior quando comparada com as regiões adjacentes. (240 X). 32
- Figura 3.18: Estrutura do tipo “Baías” com dureza de 415 HV, enquanto o aço carbono possui dureza de 202 HV. (240 X). *Doody, 1992*. 32
- Figura 3.19: Dispersão de estruturas de “ilhas” no passe de raiz. (60 X). *Doody, 1992*. 33
- Figura 3.20: Diagrama qualitativo proposto por *Omar, 1998* mostrando a influência da taxa de resfriamento sobre a formação de zonas duras. 35
- Figura 3.21: Trincas propagando-se desde a linha de fusão em direção ao metal de solda, para diluição de 44 %. *Rowe et. al., 1999* 36
- Figura 3.22: Trincas situadas sobre a ZPD. Indentações de microdureza comprovam a maior dureza quando comparado aos metais de base e de solda. *Rowe et. al., 1999*. 36
- Figura 3.23: Trinca microscópica situada na ZPD de uma solda dissimilar depositada com liga de níquel. *Rowe et. al., 1999*. 37
- Figura 3.24: Contornos tipo II 50 m distante da linha de fusão. *Nelson e Lippold, 2000*. 38
- Figura 3.25: Correlação entre o contorno de grão da ZAC e contorno de Tipo II. *Nelson e Lippold, 2000*. 38
- Figura 3.26: Correlação entre contornos tipo II e ZAC. Contorno de grão tipo II estendendo-se na faixa martensítica (ZPD) na interface. *Nelson e Lippold, 2000*. 39
- Figura 3.27: Contornos de grão de solidificação e contornos de grão migrados. *Nelson e Lippold, 2000*. 39
- Figura 3.28: Ilustração esquemática da formação dos contornos tipo II. *Nelson e Lippold, 2000*. 40
- Figura 3.29: Formação de ferrita grosseira na interface da ZAC-GG devido ao TTPS em temperatura de 690 °C. *Olden et. al., 2003*. 44
- Figura 3.30: Concentração de carbono a partir do metal de solda em direção ao metal de base influenciado pelo TTPS a 690°C. *Olden et. al., 2003*. 44

Figura 4.1: Metal de base preparado para ensaios de deposição sobre chapa.	46
Figura 4.2: Diagrama TRC para o aço API 5L X-60 levantado pela USIMINAS.	47
Figura 5.1: Vista externa da bancada de ensaios de soldagem.	48
Figura 5.2: Detalhe do sistema de soldagem automática alojado dentro do Bunker.	49
Figura 5.3: Termopares inseridos nos cordões de solda.	52
Figura 5.4: Desenho esquemático de uma deposição sobre chapa e das coordenadas empregadas na solução de Santos para cálculo da eficiência do processo de soldagem.	53
Figura 5.5: Metodologia utilizada para deposição de uma segunda camada de maior energia na técnica da dupla camada	56
Figura 5.6: Esquema das transformações metalúrgicas durante a técnica da dupla camada	57
Figura 5.7: Detalhes do forno a arco TIG.	59
Figura 5.8: Detalhe da amostra fundida no forno a arco TIG.	60
Figura 6.1: Micrografia obtida por microscopia ótica da interface da linha de fusão de uma solda depositada com 10,3 kJ/cm e sem preaquecimento. Ataque: Nital 2%	62
Figura 6.2: Micrografia obtida por MEV da interface da linha de fusão de uma solda depositada com 11 kJ/cm e sem preaquecimento. 1-4: pontos de microanálise. Ataque: Nital 2%	62
Figura 6.3: Evolução da diluição a partir da linha de fusão	64
Figura 6.4: Montagem de micrografias óticas de 50x de aumento. Destaque: localização preferencial das ZPDs na região inferior dos cordões com aumento de 200x. Ataque: Nital 2%	65
Figura 6.5: Seção longitudinal de uma solda dissimilar mostrando os efeitos da corrente de curto circuito na penetração do metal de solda. Aumento: 5X. Ataque: Nital 2%	66
Figura 6.6: Soldas depositadas sem preaquecimento em diferentes energias de soldagem.	67
Figura 6.7: Macrografias das soldas depositadas sem preaquecimento. Ataque: Nital 2%	68
Figura 6.8: Grandezas medidas a partir das macrografias	69
Figura 6.9: Macrografia de uma solda realizada com corrente de soldagem de 70A e velocidade de soldagem de 8 cm/min. Ataque: Nital 2%	70

Figura 6.10: Penetração da solda e altura do reforço em função da energia de soldagem	71
Figura 6.11: Diluição global em função da energia de soldagem (esquerda) e da velocidade de soldagem (direita)	72
Figura 6.12 Macrografias de soldas depositadas corrente de soldagem de 70A (média energia) e diferentes velocidades de soldagem 12 e 16 cm/min respectivamente. Ataque: Nital 2%.	73
Figura 6.13: Diagrama de Schaeffler	73
Figura 6.14: Interface da linha de fusão de soldas depositadas com corrente de soldagem de 50 A. Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl ₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X	74
Figura 6.15: Interface da linha de fusão de soldas depositadas com corrente de soldagem de 70 A. Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl ₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X	75
Figura 6.16: Interface da linha de fusão de soldas depositadas com corrente de soldagem de 90 A. Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl ₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X	76
Figura 6.17: Perfis de composição química através da interface da linha de fusão de soldas depositadas com 50 A (A), 70 A (B) e 90 A (C)	77
Figura 6.18: Espectro de microanálise química pontual por energia dispersiva de raios-X sobre a indentação de microdureza situada na ZPD da amostra C da figura 6.17	77
Figura 6.19: Interface da linha de fusão de soldas depositadas sob preaquecimento de 100 °C, com correntes de soldagem de 50 A (A e B), 70 A (C) e 90 A (D). Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl ₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X	79
Figura 6.20: Interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 50 A, 70 A e 90 A sob preaquecimento de 200 °C. Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl ₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X	81
Figura 6.21: Dimensões da ZAC em função da energia de soldagem	82
Figura 6.22: Níveis máximos de dureza na ZAC-GG em função da energia de soldagem. A) Sem preaquecimento, B) Preaquecimento a 100 °C e C) Preaquecimento a 200 °C	83
Figura 6.23: Ciclos térmicos de soldagem levantados em diferentes energias de soldagem temperaturas de preaquecimento	84
Figura 6.24: Macrografias das soldas similares. Aumento: 10 X. Ataque: Nital 2%	88
Figura 6.25: Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas com correntes de 50 A, 70 A e 90 A, sem preaquecimento, sobre substrato fabricado a partir de duas camadas de amanteigamento com E 9018 D1 e 7,1 kJ/cm de energia de soldagem. Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl ₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X	89

- Figura 6.26: Interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A nas condições: sem TTPS (A), submetida ao TTPS por 3h nas temperaturas de: 420 °C (B), 540 °C (C) e 660 °C (D). Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X 91
- Figura 6.27: Interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A submetida ao TTPS a 660 °C por 3 h. Esquerda: Microscopia ótica. Aumento: 1000 X. Direita: MEV – BSE. Aumento: 2000 x. Ataque: Nital 2% 92
- Figura 6.28: Análise térmica diferencial (esquerda). Derivadas das curvas de análise térmica diferencial (dV/dT vs T) com a indicação das temperaturas de transformação Ac1. (Direita) 93
- Figura 6.29: Micrografia das amostras fundidas submetidas à têmpera em água apresentando martensita, conforme previsto pelo diagrama de Schaeffler. Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X 94
- Figura 6.30: Solda dissimilar depositada com energia de soldagem de 4,8 kJ/cm (50 A) e deposição da segunda camada com energia de 9,2 kJ/cm (90 A). Esquerda: macrografia com 10 x de aumento; ataque: Nital. Direita: micrografia com 200 x de aumento. Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol) 96

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Limite de composição química dos aços ARBL de acordo com a API	06
Tabela 3.2: Composição química do aço API API 5L X-60 fabricado pela COSIPA	06
Tabela 3.3: Composição química média da liga N-06625e do eletrodo E NiCrMo-3	15
Tabela 4.1: Composição química do Aço API 5L X-60	47
Tabela 4.2: Composição química média do eletrodo E-NiCrMo-3	47
Tabela 5.1: Formulações utilizadas para fabricação das amostras fundidas	58
Tabela 6.1: Composição química das regiões selecionadas na figura 6.2	63
Tabela 6.2: Condições de soldagem sem preaquecimento	67
Tabela 6.3: Características das soldas depositadas sem preaquecimento	70
Tabela 6.4: Condições de soldagem com preaquecimento a 100 °C	78
Tabela 6.5: Condições de soldagem com preaquecimento a 200 °C	81
Tabela 6.6: Energia de soldagem, características da ZAC, microdureza máxima na ZAC, rendimento da fonte calculado pelas soluções de Santos, tempos de resfriamento no intervalo entre 500 e 800 °C calculados pelo software de Buschinelli e Niño e tempos de resfriamento medidos com auxílio de termopares	85
Tabela 6.7: Estimativa do teor de carbono contido em cada um das duas camadas (C_{1C} e C_{2C}) de amateigamento através de cálculos de diluição	88
Tabela 6.8: Composição química das amostras fundidas e do metal de base	93

SIMBOLOGIA / ABREVIATURAS

A	Ampere [A]
Ac₁	Temperatura dinâmica de transformação austenítica, no aquecimento
AISI	American Iron and Steel Institute
API	American Petroleum Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding of Society
CC-	Corrente contínua com polaridade direta
CC+	Corrente contínua com polaridade inversa
CE	Carbono equivalente
CENPES	Centro de pesquisa e desenvolvimento Leopoldo A. Miguez de Mello
CP	Corpo de prova
CRC-WS	Cooperative Research Centre For Weld Structure
D	Diâmetro interno da tubulação [m]
E	Espessura da parede
E_s	Energia de Soldagem
EWI	Edison Welding Institute
GMAW	Gás Metal Arc Welding
GTAW	Gás Tungsten Arc Welding
H₂	Hidrogênio
H_d	Hidrogênio difusível
HV	Dureza Vickers
IMC- soldagem	Indústria de Máquinas e Comércio de Produtos de Soldagem
IIW	Internacional Institute of Welding
L	Condutibilidade térmica do vapor. [W/(mK)]
LABSOLDA	Laboratório de Soldagem e Mecatrônica da UFSC
m	Metro
MB	Metal base
min	Minuto

mm	Milímetro
MS	Metal de solda
PMS	Penetração do cordão
PRCI	Pipeline Research Council International
P_{ZAC}	Penetração da ZAC
s	Segundo
S	Enxofre
$\Delta t_{8/5}$	Intervalo de tempo para resfriamento de 800 °C a 500 °C
TF	Trincas a frio
TIG	Tungsten Inert Gas
TIH	Trincas induzidas por hidrogênio
U	tensão
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina
V	Volt
V_s	Velocidade de soldagem
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-GG	Região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor
ZAC-IC	Região intercrítica da zona afetada pelo calor
ZAC-GG-N	Normalização por um passe de soldagem subsequente da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor
ZAC-N	Região normalizada da zona afetada pelo calor
ZPD	Zona parcialmente diluída

ALFABETO GREGO

α	Microestrutura ferrítica em baixas temperaturas
δ	Microestrutura ferrítica em altas temperaturas
γ	Microestrutura austenítica
η	Eficiência térmica da fonte

RESUMO

Devido à corrosividade de óleos da Bacia de Campos, cogita-se utilizar como *risers* rígidos de produção, tubos em aço ferrítico API 5L X-60 com revestimento interno em liga de níquel 625 nas partes mais solicitadas à fadiga. A presença do revestimento interno exige soldas circunferenciais com metal de adição austenítico, para que as características anticorrosivas sejam preservadas. Apesar da aplicação freqüente da soldagem dissimilar, em especial no caso de solicitações dinâmicas, a tenacidade à fratura pode ser fortemente afetada pela presença de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD), de alta dureza, adjacentes à linha de fusão, tornando o componente soldado susceptível a falhas em operação. Neste trabalho foi estudada a influência dos parâmetros de soldagem sobre a formação de ZPD, a partir de ensaios de simples deposição com eletrodos AWS E-NiCrMo-3, sobre tubos API 5L X-60 de 20 mm de espessura. Foi observado que a ocorrência das ZPD diminui na medida em que é reduzida a corrente de soldagem, o que resulta, de forma contrária, no aumento dos valores de dureza na ZAC-GG. Ciclos térmicos levantados para diferentes condições de soldagem, indicaram um tempo mínimo de resfriamento entre 800 e 500 °C em torno de 3,5 s para se evitar a formação de martensita na região da ZAC-GG. O preaquecimento do metal de base em temperaturas de 100 e 200 °C (benéfico para a ZAC) reduz em certo grau a dureza final das ZPD, mas não se apresentou como uma alternativa eficaz no sentido de reduzir a formação destas zonas. Tratamentos térmicos pós-soldagem em temperaturas de 540 e 660 °C apresentaram efeitos bastante prejudiciais como endurecimento secundário, formação de martensita virgem e formação de contornos tipo II. Dupla camada de amanteigamento com eletrodos de baixo carbono similares ao metal de base, antes da deposição da soldagem dissimilar com baixa energia apresentou-se como um artifício benéfico, eliminando em muitos casos a formação das ZPDs. Entretanto, níveis de dureza altos ainda podiam ser observados na ZAC-GG (agora sobre a camada de amanteigamento). Por este motivo, a deposição de uma segunda camada de material dissimilar com maior energia resultou num refino dos grãos da ZAC-GG, garantindo níveis de dureza aceitáveis em toda a junta soldada.

Palavras chave: soldagem dissimilar, zonas parcialmente diluídas, taxa de resfriamento.

ABSTRACT

Due to corrosive characteristics of Campos's Basin Oils, it is being cogitated to use as production rigid risers, ferritic API 5L X-60 steel pipes with nickel alloys internal coating in the parts more requested to the fatigue. This internal coating demands circumferential welds with austenitic filler metal, so that the anticorrosive characteristics are preserved. Despite the frequent application of the dissimilar welding, in special in the case of dynamic stresses, the fracture toughness can be strongly affected by the presence of Partially Diluted Zones (PDZ), with high hardness, adjacent to the fusion boundary, becoming the welded component susceptible to the operations failure. In this work were studied the influence of the welding parameters on the PDZ formation, from bead-on-pipe depositions with AWS E-NiCrMo-3 electrodes, on API 5L X-60 pipes 20 mm thick. It was observed that the occurrence of the ZPDs diminishes when the welding current was reduced, but, hardness values at CG-HAZ increased with weld energy reduction. Thermal cycles were obtained for different welding conditions, indicating a minimum cooling time from 800 to 500 °C of 3,5 s to prevent the formation of martensitic CG-HAZ. Preheating of the metal of base at 100 and 200 °C temperatures (that reduces the CG-HAZ hardness) only reduced the final PDZ hardness values, but not eliminated the PDZs formation. Post welding heat treatment at 540 and 660 °C temperatures showing detrimental effects as secondary hardening, virgin martensite and type II grain boundary formation. Double layer buttering with low carbon similar filler metal (according to the base metal requirements), prior to Inconel depositions with low welding current showing benefic effects, eliminating in many cases the PDZs formation. However, CG-HAZ (now on the similar buttering layer) continued to show high hardness values. This way, a second high energy layer with Inconel (known by double layer technique) resulted in a CG-HAZ refinement, guaranteeing acceptable hardness values to the welded joint without partially diluted zones at fusion boundary.

Keywords: Dissimilar metal welding, partially diluted zones, hard zones and cooling rates.

1. INTRODUÇÃO

Devido à corrosividade de óleos da Bacia de Campos cogita-se utilizar como *risers* rígidos de produção tubos em aço API 5L X-60, com revestimento interno de liga de níquel 625 e 825 nas partes mais solicitadas à fadiga. A razão para esta escolha está no fato de que os *risers* propostos teriam configuração em catenária (SCR – steel catenary riser) e estariam, portanto, sujeitos ao fenômeno de corrosão-fadiga, caso fossem usados tubos de aço C-Mn não revestidos. Aços sujeitos à corrosão-fadiga não possuem limite de resistência à fadiga bem definido, apresentando taxas de propagação de trincas elevadas e inaceitáveis para esse tipo de aplicação.

Antes de se optar pelo uso de revestimento (clad) interno, outros materiais como os aços martensíticos, duplex e superduplex foram considerados. Os supermartensíticos foram descartados por mostrarem-se susceptíveis ao fenômeno de corrosão fadiga em solução salina desaerada contendo CO₂. Os aços supermartensíticos e duplex estão sujeitos à corrosão por pites caso fiquem em contato com água do mar por mais de 10 dias sem proteção catódica. Os aços superduplex, duplex e supermartensíticos, como diversas análises de falha têm demonstrado, estão sujeitos a fissuração por hidrogênio oriundo de um sistema de proteção catódica mal ajustado. Desse modo, o uso combinado de aços C-Mn com esses materiais em um mesmo SCR fica impossibilitado, pois o potencial para proteger os aços C-Mn fragilizaria por hidrogênio os aços alta liga.

Aços C-Mn internamente cladeados com liga 625 tornam-se imunes a estes problemas. A presença do revestimento interno exige, porém, que a execução de soldas circunferenciais seja feita com metal de adição austenítico (neste caso o eletrodo indicado é AWS E NiCrMo-3 ou comercialmente conhecido por Inconel 625) para que as características anti-corrosivas sejam preservadas.

Esse assunto foi recentemente abordado em trabalho técnico no I ENSOLD (TT 04, Pope e outros, 2004), que contribuiu com dados positivos sobre a tenacidade a fratura desse tipo de juntas de metais dissimilares, que são raramente encontrados na literatura. Entretanto, com base nas observações desse trabalho algumas dificuldades foram apontadas:

a) a preocupação quanto a um perfil “aceitável” do passe de raiz, para evitar que eventual trinca possa se propagar, atravessar o revestimento, e atingir o metal base ferrítico. Duas maneiras foram propostas para evitar tal situação crítica: procedimento/processo de solda que limite a largura da raiz ou uso de amanteigamento do bisel.

b) a formação de zonas descontínuas, frágeis e duras ou simplesmente “**Zonas Parcialmente Diluídas**” (ZPD) ao longo da linha de fusão, constituída pela interface de transição entre o metal base (ferrítico/perlítico) e o metal de solda (austenítico), responsáveis pela fragilização e conseqüente perda de tenacidade na junta soldada.

Na literatura um grande número de artigos menciona indistintamente as zonas parcialmente diluídas como “zonas não misturadas”, “zonas de transição”, “zonas parcialmente misturadas” e até mesmo “zonas duras” que podem se desenvolver na interface do material ferrítico/perlítico durante a solidificação de uma solda dissimilar. Nessa categoria incluem-se além da formação de martensita, vastamente reportada, a formação de constituintes intermetálicos, muito embora, sendo esses, produtos de transformação no estado sólido normalmente após exposição prolongada entre 425 e 900°C.

Esse trabalho contempla uma investigação sobre a origem, os efeitos, a caracterização e as possíveis formas de se reduzir a formação das ZPD, em juntas de metais dissimilares constituídas por aço ARBL e ligas a base de níquel.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O presente trabalho de mestrado teve por objetivo estabelecer um procedimento de soldagem dissimilar pelo processo de soldagem por eletrodos revestidos, de um tubo de aço API 5L X-60 de 10 polegadas de diâmetro e 20 milímetros de espessura de parede, utilizando-se como metal de adição eletrodos em liga de níquel AWS E NiCrMo-3 (Inconel 625[®]), buscando uma forma de evitar-se a formação de ZPD na interface da linha de fusão.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência das variáveis de soldagem em relação à formação das ZPD;
- Avaliar a influência das temperaturas de preaquecimento na formação de ZPD;
- Avaliar a pré-deposição de passes de amateigamento com eletrodos AWS E 9018 D1 e sua respectiva influência na formação de zonas parcialmente diluídas.
- Avaliar as conseqüências da utilização de tratamentos isotérmicos pós-soldagem em relação às ZPD.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo busca em primeira instância apresentar de forma sucinta conceitos básicos a respeito da relação entre matéria-prima – processamento – aplicação – performance dos aços microligados e das ligas a base de níquel, os quais constituem os materiais de partida para as soldas dissimilares que serão fabricadas, analisadas e discutidas ao longo deste trabalho.

Depois, são descritos vários trabalhos pertinentes à soldagem dissimilar, situando o atual estado da arte juntamente com as teorias propostas, as falhas reportadas, os resultados publicados, os critérios estabelecidos e os procedimentos recomendados para execução de soldas dissimilares.

3.1 Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)

De um ponto de vista metalúrgico, o grupo de aços conhecido como de alta resistência baixa liga (ARBL) ou aços microligados são aços baixo carbono formulados com pequenas adições de elementos de liga, o que resulta num aumento de resistência mecânica, melhores tenacidade e soldabilidade. Em alguns casos, melhora a resistência à corrosão em meios específicos quando comparado com os aços C-Mn.^{3, 8, 25.}

Aços ARBL são utilizados principalmente na condição como laminado ou normalizados. O processo de laminação é essencial para o desenvolvimento das propriedades mecânicas finais. Práticas especiais de laminação têm sido desenvolvidas, como por exemplo, a laminação controlada, que por vezes é aplicada com um resfriamento em água na própria linha de operação, entre os passes de laminação. O uso destas práticas é conhecido como processo termomecânico controlado (designado *Thermo-Mechanical Controlled Process* – TMCP pelas especificações da API), o qual utiliza água para acelerar o resfriamento entre passes de laminação.^{3, 8, 25.}

Aços ARBL têm suas propriedades mecânicas melhoradas através da combinação do refino dos grãos ferríticos, endurecimento por precipitação e pela formação de subgrãos ferríticos. A formação destes subgrãos ocorre através de um rearranjo de discordâncias formando contornos de baixo ângulo que limitam ainda mais a movimentação de discordâncias. Devido a estes mecanismos de aumento de resistência, os aços ARBL não demandam exclusivamente da formação de produtos de alto carbono (perlita, bainita e martensita) para melhorarem sua resistência mecânica. O baixo teor de carbono contribui para a boa soldabilidade e tenacidade da maioria dos aços ARBL.^{3, 8, 25.}

Embora sejam utilizados teores de manganês (até 1,5%) e de silício (até 0,7%) como nos aços comuns ao carbono, os aços ARBL contêm uma pequena quantidade de nióbio (até 0,05%), vanádio (até 0,1%) e titânio (até 0,07%) para assegurar tanto o refino de grão, quanto o endurecimento por precipitação. Em algumas aplicações, onde se envolve paredes espessas ou demanda-se maior resistência, níquel ou molibdênio podem ser usados para completar a formulação da liga. Tipicamente, o teor máximo de carbono contido nos aços ARBL é menor de 0,2% e o total em elementos de liga, não ultrapassa 2%.^{3, 8, 25.}

Nióbio, vanádio e titânio, são fortes formadores de nitretos e carbonetos. Pequenas partículas de carbonetos estáveis tendem a reter ou ancorar o movimento dos contornos de grão, resultando desta forma numa microestrutura mais refinada devido à dificuldade do crescimento dos grãos. Entre os carbonetos e nitretos de Ni, V e Ti, o nitreto de titânio (TiN) é o mais estável, isto é, possui a menor tendência em se decompor e dissolver-se em maiores temperaturas. Isto torna mais efetivo a retenção do movimento dos contornos durante a soldagem.^{8.}

A redução do tamanho dos grãos nos aços ARBL aumenta simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade. Isto é interessante, uma vez que na fabricação dos aços a tenacidade diminui quando utilizados mecanismos de aumento de resistência mecânica que não sejam por refino de grão.^{3, 8, 25.}

Os primeiros aços microligados geralmente continham nitrogênio combinado com vanádio, porém esta prática foi extinta em muitos aços devido ao efeito negativo do nitrogênio na tenacidade, particularmente na zona afetada pelo calor, uma vez que o nitreto de vanádio dissolve-se em menores temperaturas. De fato, os aços microligados mais modernos geralmente incluem titânio em quantidades até 0,025% com objetivo de se combinar com o

nitrogênio residual, produzindo assim um refinamento dos grãos da ZAC, melhorando a tenacidade.^{3, 8, 25.}

Aços ARBL são usados em oleodutos, edifícios, pontes, aplicações *offshore*, navios, na indústria automobilística, dentre outras. Normas ASTM, API, SAE e MIL delimitam as composições químicas e testes e ensaios adicionais relevantes a cada aplicação. Faixas representativas de composição química e propriedades para oleodutos fabricados de acordo com as especificações API são mostradas na tabela 3.1 a seguir.^{3, 8, 25.}

Tabela 3.1: Limite de composição química dos aços ARBL de acordo com a API.

Classe	C _(máx)	Mn _(máx)	P _(máx)	S _(máx)	Nb _(min)	V _(min)	Ti _(min)	σ _e (ksi)
X-56	0,26	1,35	0,04	0,05	0,005	0,005	0,005	56
X-60	0,26	1,35	0,04	0,05	0,005	0,005	0,005	60
X-65	0,26	1,40	0,04	0,05	0,005	0,005	0,005	65
X-70	0,23	1,60	0,04	0,05	-----	-----	-----	70
X-80	0,18	1,80	0,03	0,018	-----	-----	-----	80

Fonte: Welding Handbook.

Típicos limites de escoamento dos aços ARBL situam-se numa faixa entre 42-110 ksi (289-760 MPa). Aços ARBL geralmente possuem estrito controle de impurezas como enxofre, fósforo e oxigênio para melhorar outras propriedades como conformabilidade, resistência à decoesão lamelar e a trincas à quente.^{8.}

A figura 3.1 apresenta um diagrama TRC para um aço API 5L X-60 fornecido pela USIMINAS, fabricante brasileira de oleodutos segundo as normas API. A composição química do aço é fornecida na tabela 3.2 a seguir.

Tabela 3.2: Composição química do aço API API 5L X-60 fabricado pela USIMINAS.

C	Si	Mn	S	P	Al	Ni	Cr	Nb	V	Ti	Mo	W	Cu	Zr	B
0,15	0,35	1,34	0,006	0,17	0,026	0,022	-	0,053	0,057	-	-	-	0,008	-	-

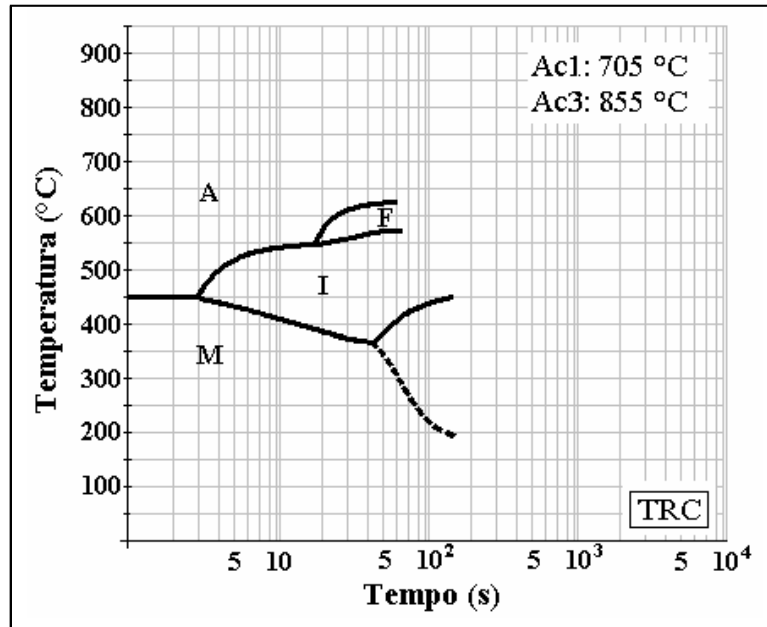


Figura 3.1: Diagrama TRC para um aço API 5L X-60 fornecido pela USIMINAS.

3.1.1 Laminação de Tubos Sem Costura

O processo de fabricação de tubos sem costura difere um pouco em relação ao processo termomecânico controlado para a laminação de chapas planas. A seguir será brevemente descrito o processo de laminação contínua de tubos sem costura:²⁸

1. Barras de aço provenientes da aciaria são cortadas em tarugos e aquecidas em fornos rotatórios a uma temperatura em torno dos 1300 °C;
2. Depois de removida a camada oxidada, que se forma devido ao aquecimento, os tarugos são processados pelo laminador Mannesmann para dar origem ao perfurado, conforme o esquema da figura 3.2 a seguir;
3. O perfurado entra no laminador contínuo onde é modificada sua espessura e diâmetro, através de mandriladores e/ou buchas, obtendo-se assim um esboço do tubo desejado. Nesta etapa do processo, o esboçado perde temperatura, e é reaquecido a uma temperatura em torno de 900 °C por um forno de barras móveis;
4. O esboçado adentra no laminador estirador redutor que reduz o diâmetro e alonga o comprimento do tubo, através também de retificas polidoras, fornecendo assim

o produto semi-acabado com boa qualidade superficial, que é resfriado por convecção natural e cortado nas dimensões de interesse.

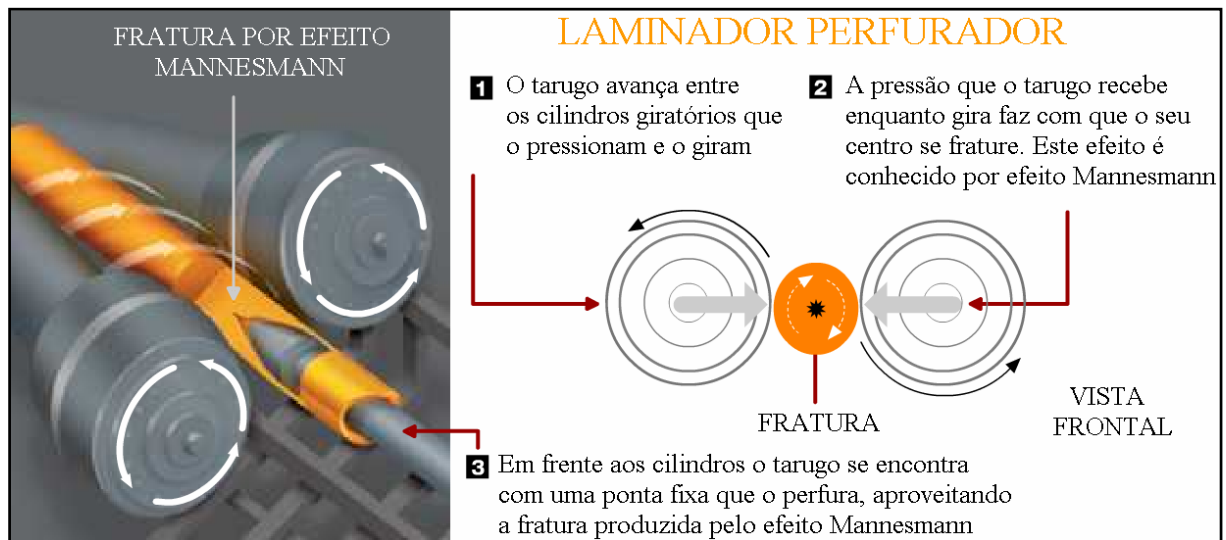


Figura 3.2: Desenho esquemático do laminador perfurador Mannesmann.

O ciclo termomecânico durante a laminação contínua de tubos sem costura possui algumas diferenças em relação à laminação de produtos planos. As principais diferenças se referem às etapas finais do processo onde: (1) existe a possibilidade de se resfriar o material até temperaturas inferiores a Ar_1 antes do laminador estirador redutor, (2) a deformação, a velocidade de deformação e a temperatura neste laminador são geralmente mais baixas do que as observadas nos laminadores de tiras a quente e (3) o resfriamento ocorre ao ar, ao contrário do resfriamento forçado na mesa de saída de um laminador de tiras a quente.

3.1.2 Soldagem dos Aços ARBL

Quanto maior for o aporte térmico durante a soldagem, mais provavelmente as partículas de carbonetos e nitretos irão se dissolver e perder suas efetivas características inibidoras do crescimento dos grãos. A baixa tenacidade encontrada na região de grãos grosseiros da ZAC é indesejável. Kou (2003) relata que aços contendo óxido de titânio (Ti_2O_3) tendem a ter melhor tenacidade na ZAC-GG. As partículas de Ti_2O_3 são mais estáveis

que as de TiN e não se dissolvem mesmo com maiores aportes térmicos. Estas partículas de Ti_2O_3 não atuam como inibidores do crescimento dos grãos, mas sim, como efetivos sítios para nucleação de ferrita. Consequentemente, ferrita acicular é formada no interior dos grãos austeníticos grosseiros, melhorando assim a tenacidade da ZAC.^{8, 25.}

Os aços ARBL são soldados usualmente nas condições como laminado ou normalizados, e a soldabilidade desta classe de aços é similar aos aços de médio teor de carbono. Visto que os aços são utilizados com finalidade estrutural, o metal de adição deve ser sempre selecionado de forma garantir propriedades similares às do metal de base. Qualquer processo de soldagem pode ser usado, sendo imprescindível a utilização de consumíveis de baixo H.^{8, 25.}

3.1.3 Susceptibilidade à Fragilização pelo Hidrogênio

A susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de um aço depende de sua inerente tenacidade, quanto mais tenaz maior será o teor crítico de H necessário para a ocorrência de trincas a frio. Como a tenacidade usualmente decresce com o aumento da resistência e da dureza, de forma geral a tendência a trincas por H na ZAC aumenta com o aumento da resistência ou da dureza do aço. As trincas usualmente ocorrem na ZAC no estado como soldado, de modo que a sua dureza antes de ser revenida pelos passes de subseqüentes ou pelo tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) é o valor de interesse²⁵.

Para avaliar os efeitos dos elementos de liga na temperabilidade e na susceptibilidade ao trincamento a frio, podem ser usadas expressões empíricas de carbono equivalente (CE).^{8, 25.}

O código estrutural de soldagem para aços (ANSI/AWS D1.1) propõe metodologias para que se possa determinar condições ótimas de soldagem que evitem a formação de microestruturas susceptíveis à trincas à frio. Estas metodologias baseiam-se no controle da dureza máxima da ZAC e no controle dos níveis de hidrogênio.^{8, 25.}

3.1.4 Controle dos Níveis de Dureza

A metodologia do controle dos níveis de dureza assume que trincas a frio não irão ocorrer caso a dureza da ZAC seja mantida abaixo de um valor crítico. Isto é atingido através do controle da taxa de resfriamento abaixo de um valor crítico que depende da temperabilidade. Equações e gráficos são disponíveis em literaturas técnicas as quais relacionam a taxa de resfriamento da solda com a espessura do metal de base, tipo de junta e com as condições de soldagem.^{8, 25.}

A seleção do nível crítico de dureza irá depender do carbono equivalente, da espessura do metal de base, da restrição da junta, do teor de hidrogênio envolvido na solda e das condições de serviço. É comumente reportado que trincas na ZAC não irão ocorrer enquanto níveis de dureza sejam mantidos abaixo de 350 HV, mesmo para eletrodos de alto teor de hidrogênio. Para eletrodos de baixo H, níveis de dureza de 400 HV podem ser tolerados sem trincas. Esta dureza, entretanto, não pode ser tolerada onde existam riscos de corrosão-sob-tensão e/ou iniciação de fratura frágil. Aços ARBL contendo nióbio devem levar em conta o valor crítico de dureza de 350 HV.^{8, 25.}

O diagrama da figura 3.3 a seguir, classifica a soldabilidade dos aços como a partir de seu carbono equivalente. Segundo tal metodologia, o CE deve ser calculado conforme a equação 3.1 a seguir:

$$\text{Equação 3.1: } CE = C + \frac{(Mn + Si)}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

A soldagem de aços localizados na zona 1 não é propensa à ocorrência de trincas a frio, a menos que envolva alto teor de hidrogênio ou para maior nível de restrição. Em geral, esta região possui boa soldabilidade.^{8, 25.}

Aços localizados na zona 2 são mais propensos à ocorrência de trincas a frio que aqueles situados na zona 1, possuindo “média soldabilidade”. O método de controle de dureza deve ser utilizado para determinar a velocidade crítica de resfriamento que promova uma microestrutura não susceptível a trincas a frio. Aços ARBL enquadram-se em sua maioria nesta Zona.^{8, 25.}

Aços situados na zona 3 possuem alta temperabilidade, tendo assim como consequência uma alta susceptibilidade ao trincamento a frio.^{8, 25.}

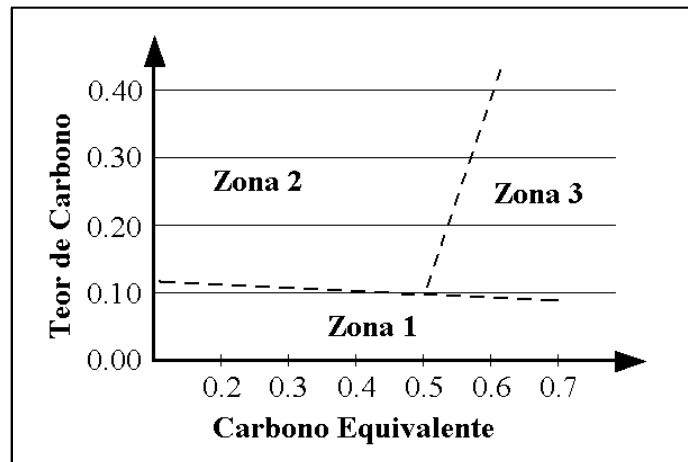


Figura 3.3: Diagrama de Graville adotado pela AWS para a definição do método a usar para prevenção de Trincas a Frio. *Welding Handbook 1998*.

3.2 Níquel e Suas Ligas

O níquel possui estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada até seu ponto de fusão. Pode formar liga com muitos outros elementos sem que resulte em fases com propriedades inferiores de uma forma geral. O níquel apresenta grande similaridade ao ferro em alguns casos. Sua localização na tabela periódica dos elementos é próxima, o que o torna ligeiramente mais denso que o ferro. Possui, além disso, propriedades mecânicas similares.^{25.}

Por causa da grande solubilidade de outros metais no níquel, muitas ligas comerciais são disponibilizadas no mercado. Níquel e cobre possuem total solubilidade no estado sólido. Ferro e cobalto são solúveis no níquel num alto grau. O limite de solubilidade no níquel é de aproximadamente 35 a 40 por cento para o cromo, e cerca de 20 por cento para o molibdênio. Adições destes principais elementos de liga ao níquel, isto é: cobre, cromo, molibdênio, ferro e cobalto não apresentam efeitos prejudiciais sobre a soldabilidade, pelo contrário, em muitos casos apresentam efeitos benéficos. De uma forma geral, níquel puro e

as ligas níquel-cobre possuem soldabilidade similar, enquanto as demais ligas comportam-se como aços inoxidáveis.²⁵

Como as ligas de níquel não sofrem mudança de fases no estado sólido, diferentemente do ferro que apresenta alotropia (ferrita delta, austenita e ferrita alfa), seus respectivos tamanhos de grão não podem ser refinados por tratamentos térmicos subsequentes. Seus grãos podem ser refinados exclusivamente por trabalho a frio seguido de tratamentos de recozimento.²⁵

Elementos de liga como manganês, silício, carbono, nióbio, alumínio e titânio, quando adicionados em pequenas quantidades não prejudicam a soldagem das ligas de níquel. Quando elementos de liga como alumínio e titânio são adicionados em quantidades maiores para facilitar o endurecimento por precipitação, uma boa proteção gasosa da zona fundida se torna imperativa na limitação da formação de óxidos.²⁵

A soldabilidade das ligas de níquel é sensível a alguns elementos residuais como enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto. Estes elementos são praticamente insolúveis no níquel e podem experimentar reações eutéticas resultando em eventuais trincas de solidificação da estrutura soldada.^{8, 25}

Soldas de Ni sem metal de adição podem apresentar porosidade caso ocorra contaminação com oxigênio, nitrogênio ou monóxido de carbono. Desta forma, titânio e outros elementos de liga que possuem afinidade com contaminantes são adicionados aos eletrodos e varetas para prevenir a formação de porosidades.^{8, 25}

3.2.1 Ligas de Níquel Endurecidas por Solução Sólida

Todas as ligas de níquel são endurecidas por solução sólida. Adição de alumínio, cromo, cobre, molibdênio e tungstênio contribuem fortemente para o endurecimento por solução sólida, enquanto outros elementos possuem um efeito menor. Molibdênio e tungstênio melhoram a resistência em elevadas temperaturas. O níquel comercialmente puro apresenta tendência a grafitização em elevadas temperaturas (acima de 315 °C). Esta

grafitização é resultado de um excesso de carbono que precipita intergranularmente numa faixa de temperatura entre 315-760 °C.²⁵

3.2.2 Ligas Níquel-Cromo-Molibdênio

Incluídas neste grupo estão as ligas C-22, C-276, G, S, X, 622, 625, e 686. Estas ligas são projetadas principalmente para resistência a corrosão em temperatura ambiente, bem como, para resistência a corrosão e a atmosferas redutoras em temperaturas elevadas. Liga 625 possui adições de 9% de molibdênio e 4% de Nióbio, os quais aumentam a resistência mecânica e à corrosão tanto em temperatura ambiente, quanto em elevadas temperaturas. Ligas X e S são amplamente utilizadas em aplicações em elevadas temperaturas. Todas estas ligas possuem boa soldabilidade, e consumíveis para soldagem nestas ligas são disponíveis.²⁵

Além de endurecíveis por solução sólida, as ligas a base de níquel podem ser endurecidas por precipitação (envelhecimento) e por dispersão de óxidos refratários na matriz (por exemplo, ThO₂). Este comportamento promovido pelos mecanismos de endurecibilidade das ligas de níquel é metalurgicamente análogo ao encontrado em outros metais como aço e alumínio.^{8, 25}

Ligas a base de níquel são utilizadas numa grande variedade de aplicações industriais devido a suas excelentes características de resistência mecânica e ao ataque químico em meios corrosivos, inclusive em altas temperaturas (aproximadamente 1100 °C). Soldas de alta qualidade são produzidas utilizando-se ligas de níquel através dos mais comuns processos de soldagem, conforme as características metalúrgicas e a disponibilidade dos metais de adição ou fluxos necessários para operação de soldagem.^{8, 25}

3.2.3 Soldagem das Ligas de Níquel com Eletrodos Revestidos

O processo de soldagem a arco por eletrodo revestido permite que sejam fabricadas soldas envolvendo ligas de níquel com a mesma facilidade encontrada nos aços, e utilizando técnicas de soldagem similares àquelas encontradas na fabricação de soldas de alta qualidade em aços inoxidáveis.^{8, 25}

Alto aporte de energia durante a soldagem das ligas de níquel pode resultar em alterações indesejáveis de ordem metalúrgica. Excessiva liquação constitucional, microsegregação, precipitação de carbonetos e crescimento de grão na zona afetada pelo calor (ZAC) são alguns dos problemas observados. A energia de soldagem e a temperatura de preaquecimento/interpasse irão determinar a extensão destas alterações. Estes fenômenos podem causar trincas ou perda de resistência à corrosão. ^{8, 25.}

O tamanho de grão do metal de base (ou dos passes iniciais) deve ser levado em consideração, na escolha da técnica de soldagem a ser empregada. Maiores tamanhos de grão aumentam a tendência à trincas-sob-cordão, devido ao fato da região dos contornos possuírem um maior nível de carbonetos e outros compostos intermetálicos que promovem trincas de liquação. ^{8, 25.}

Eletrodos em ligas de níquel produzem um metal de solda fundido menos fluído que metais de solda resultante de aços em geral, impedindo o processo de espalhamento e molhamento das eventuais faces que compõem da junta. A menor fluidez da poça de fusão resulta também em movimentos convectivos menos intensos no metal de solda em estado líquido, podendo, diferentemente dos aços, resultar em gradientes de composição química e por conseqüência descontinuidade das propriedades relacionadas. ^{8, 25.}

Tais dificuldades associadas com a maior viscosidade do metal fundido podem, conforme a disponibilidade, serem suprimidas através de movimentos de tecimento do eletrodo. A amplitude do movimento de tecimento é, portanto regida pelos seguintes fatores: projeto da junta, posição de soldagem, tipo de eletrodo. Entretanto, quando o movimento de tecimento é utilizado, este não deve ser maior do que três vezes o diâmetro do eletrodo. ^{8, 25.}

Quando possível a soldagem deve ser feita na posição plana devido à facilidade do controle do fluxo fundido, e o comprimento de arco deve ser mantido tão curto quanto possível. Poças de soldagem muito grande podem resultar tanto em insuficiente proteção gasosa, quanto em possíveis inclusões de escória. ^{8, 25.}

3.2.4 Eletrodos Revestidos AWS E NiCrMo-3 (Inconel 625[®])

O desenvolvimento do Inconel 625 foi iniciado em 1950 com a finalidade de suprir a demanda de materiais de alta resistência para uso em plantas de energia e concluído com a venda comercial da liga em 1963.^{8, 25.}

A liga Inconel 625 é utilizada em várias indústrias (aeroespacial, química, nuclear, aplicações em água do mar, etc...) devido à suas propriedades de resistência mecânica, à fadiga, à corrosão em vários meios e em uma grande faixa de temperatura e pressão, resistência à cloretos, além do seu freqüente uso como metal de adição em soldas dissimilares por causa de sua resistência, ductilidade e principalmente pela habilidade de tolerar a diluição de uma grande quantidade de outros materiais.^{8, 25.}

A composição química do Inconel 625 na forma de liga trabalhada mecanicamente (N 06625) e como consumível de soldagem (E-NiCrMo-3) é mostrada na tabela 3.3. Cromo e Molibdênio são os maiores contribuintes para resistência mecânica e a corrosão, enquanto a adição de Nióbio aumenta significativamente a resistência à fluência.^{25.}

Tabela 3.3: Composição química média da liga N-06625e do eletrodo E NiCrMo-3.

Material ⁽¹⁾	C	S	P	Si	Mn	Al	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Fe
N-06625	0,05	-	-	0,5	1,6	0,02	21,5	Res.	0,5	3,6	0,2	2,5
E NiCrMo-3	0,04	-	-	< 0,5	0,6	-	22,0	Res.	9,0	3,3	-	3,0

⁽¹⁾ Composição química especificada pelo fabricante.

3.3 Soldagem de Metais Dissimilares

Metais dissimilares são metais quimicamente diferentes (alumínio, cobre, níquel ferro) ou ligas metalurgicamente diferentes de um elemento em particular por exemplo, aço carbono e aço inoxidável. Combinações de metais dissimilares compreendem um ou mais metais de base e um ou mais metais de adição que formam a solda propriamente dita.^{1-26.}

3.3.1 Considerações Gerais

Desde 1940 aços resistentes ao calor tipo Cr-Mo e aços inoxidáveis austeníticos vêm sendo amplamente empregados nas indústrias de geração de energia e petroquímica. Simultaneamente, um grande número de eletrodos austeníticos foi desenvolvido, e têm sido utilizados na soldagem de juntas de metais dissimilares austeníticos/ferríticos, que se tornaram cada vez mais comuns e importantes, principalmente por razões econômicas, uma vez que permitem que apenas a parte mais nobre da junta seja especificada onde se requer maior resistência ao calor e/ou à corrosão.⁹

As aplicações da soldagem de metais dissimilares incluem revestimento para resistência à corrosão e uniões de metais de base que exibem grande diferença de estrutura e propriedades. A busca pela redução e até eliminação de conexões por flanges em dutos petrolíferos que operam em agressivas condições de serviço é um importante fator para o aprimoramento da fabricação de soldas dissimilares.^{4,9}

Aços comuns ao carbono e aços microligados são facilmente soldados com eletrodos de aço inoxidável austenítico e/ou ligas de níquel. Estes metais de adição, conhecidos pelo seu alto teor de elementos de liga, são selecionados para que se produza um depósito capaz de acomodar a diluição do carbono proveniente do metal de base, de forma a evitar uma estrutura sensível à nucleação e propagação de trincas, sendo possível a utilização de qualquer processo de soldagem por fusão.⁴

3.3.2 Solidificação do Metal de Solda

Solidificação é um processo que ocorre pela nucleação e crescimento de uma nova fase (sólido) através do avanço da interface sólido-líquido. Por muitos anos, a solidificação do metal de solda tem sido comparada ao processo de fundição. Desta forma, muitos princípios fundamentais de fundição vêm sendo aplicados à solidificação do metal de solda, tais como nucleação e crescimento, segregação, instabilidade da interface, etc.^{3,4,8,11}

Nucleação heterogênea é a forma prevalecente, pois requer um menor super-resfriamento Δt , ou força motriz, em relação a nucleação homogênea. Na prática, é bem conhecido que metais e muitos outros líquidos “super-resfriam” alguns poucos graus antes de iniciarem a cristalizar-se. A razão pelo baixo “super-resfriamento” é porque inúmeros agentes nucleantes como impurezas, inoculantes e paredes de molde agem como “catalisadores” para nucleação, reduzindo a barreira de energia livre ou o raio crítico do núcleo. Esta redução de energia livre é provocada por uma redução na energia interfacial, a qual é efetivamente atingida se o sólido se formar sobre outra superfície.^{3, 4, 8, 11.}

Quando uma parede de um molde é usada como substrato para nucleação, a energia livre requerida é função do ângulo de molhamento (θ) entre o substrato e o sólido formado. Este é tipicamente o caso de uma solda onde o substrato (metal de base) parcialmente fundido na linha de fusão age como a parede de um molde em relação ao metal de solda fundido. A relação entre o ângulo de molhamento e a energia interfacial está mostrada na figura 3.4 e nas equações 3.2, 3.3 e 3.4.^{3, 4, 8, 11.}

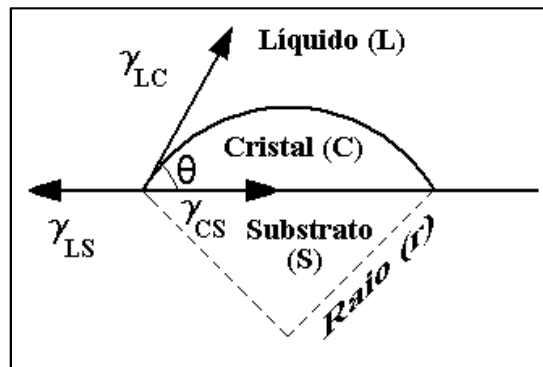


Figura 3.4: Calota esférica de um cristal nucleado heterogeneamente a partir de um líquido sobre uma superfície planar. *Nelson (1998).*

$$\gamma_{LM} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos \theta \quad \text{Equação 3.2}$$

$$\Delta G^* = \left[-\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_V + 4 \pi r^2 \gamma_{SL} \right] f(\theta) = \Delta G^*_{\text{hom}} f(\theta) \quad \text{Equação 3.3}$$

$$f(\theta) = \left[\frac{(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2}{4} \right] \quad \text{Equação 3.4}$$

Em soldas autógenas (sem metal de adição) ou envolvendo metal de base e de adição similares, o metal de solda líquido está em contato o substrato (metal de base) parcialmente fundido na linha de fusão. Como resultado, o ângulo de contato ou ângulo de molhamento é zero, e a barreira de energia de nucleação ΔG^* também é zero. Desta forma, o crescimento do sólido se inicia na linha de fusão sem dificuldade.^{3, 4, 8, 11.}

Devido ao completo molhamento do substrato ($\theta = 0$) pelo metal de solda, o crescimento dos grãos é iniciado através arranjo dos átomos proveniente da fase líquida sobre o substrato cristalino existente, estendendo-se sem alterar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica. Este processo, conhecido por *crescimento epitaxial* está mostrado no esquema da figura 3.5, a qual mostra também que uma vez iniciado, o processo de solidificação evolui em direção à linha central da solda através de um mecanismo 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).^{3, 4, 8, 11.}

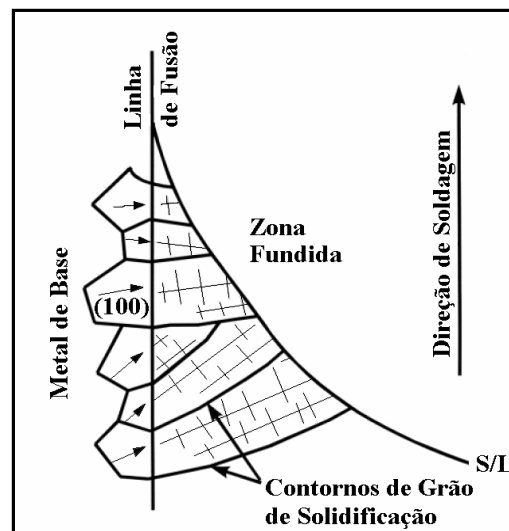


Figura 3.5: Ilustração mostrando nucleação epitaxial e crescimento competitivo. Kou (2003).

Os mecanismos de crescimento epitaxial e competitivo compõem a forma predominante de solidificação em soldagem, produzindo uma relação de orientação entre os grãos da ZAC e do metal de solda ao longo da linha de fusão. A figura 3.6 a seguir mostra três diferentes grãos do metal de base, os quais possuem orientações aleatórias, e se pode observar que todas as dendritas que crescem epitaxialmente de cada grão possuem a mesma orientação.

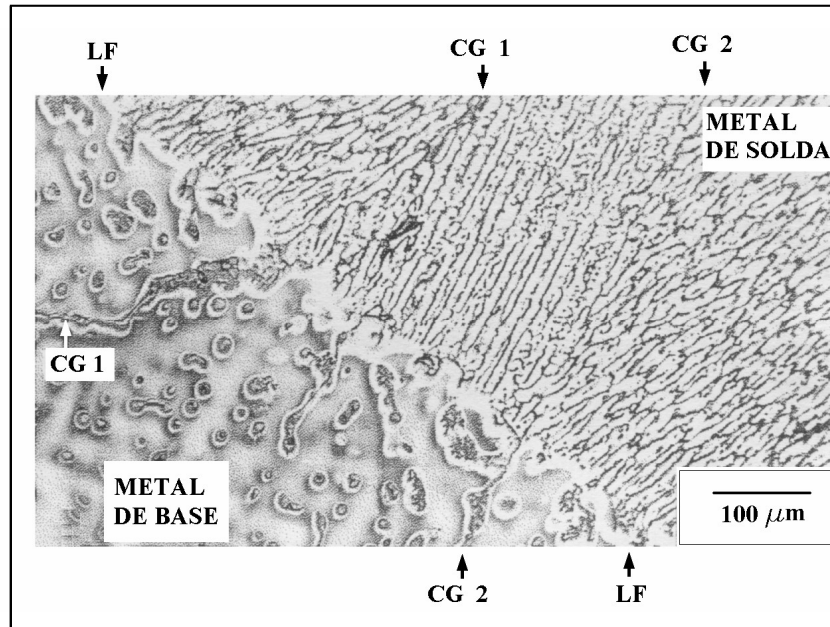


Figura 3.6: Exemplo de crescimento epitaxial próximo à linha de fusão.

Metal de base: Al – 4,5 Cu como fundido. Kou (2003).

3.3.3 Crescimento Não-epitaxial na Linha de Fusão

Na soldagem de metais dissimilares, onde os metais de base e de solda exibem entre si grande diferença de composição química e estrutura, eventos de nucleação que demandam de um determinado sub-resfriamento podem ser necessários para iniciar o crescimento de um sólido a partir da linha de fusão. A natureza e as características destes eventos serão determinadas pelas diferenças em composição química, estrutura cristalina e parâmetros de rede entre os metais de base e de solda adjacentes à linha de fusão. Desta forma, o comportamento de solidificação de soldas dissimilares pode desviar bastante daquele observado em soldas homogêneas ou similares.^{8, 11.}

Nelson et al. (1999) realizaram uma investigação sobre a evolução microestrutural na linha de fusão em soldas dissimilares depositando Monel (ligas de níquel) sobre chapas em aço ferrítico 409 e aço perlítico 1080. Os resultados apresentados a partir destes dois metais de base utilizados são de indiscutível importância no campo de soldagem dissimilar.

A morfologia da linha de fusão observada por *Nelson et. al. (1999)*, difere bastante em relação à normalmente encontrada em soldas homogêneas. No sistema 409/Monel (figura 3.7 A e B), foi observada ausência de continuidade ou mesmo de correlação entre os contornos de grão da ZAC 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 ZAC na linha de fusão. Cabe ressaltar que o aço 409 possui estrutura primária de solidificação ferrítica, ou seja, não é passível de transformação durante o resfriamento, o que descarta a possibilidade de que a ausência de correlação entre a ZAC e o metal de solda fosse consequência de transformações durante o resfriamento.

Como na soldagem dissimilar existe esta grande diferença de composição química, e por consequência um aumento na energia interfacial, o ângulo de contato tende a aumentar significativamente, aumentando assim a barreira de energia livre para formação de um núcleo sólido. Desta forma, um maior sub-resfriamento seria necessário para que ocorresse nucleação homogênea. Além disso, o típico crescimento epitaxial observado em soldas homogêneas pode não mais ocorrer. Assim sendo, outros mecanismos de nucleação são esperados na linha de fusão no início da solidificação. O mecanismo mais provável é a formação de núcleos sólidos por nucleação heterogênea na zona fundida ao longo dos grãos parcialmente fundidos na ZAC, formando uma zona coquilhada similar à fundição.^{8,11.}

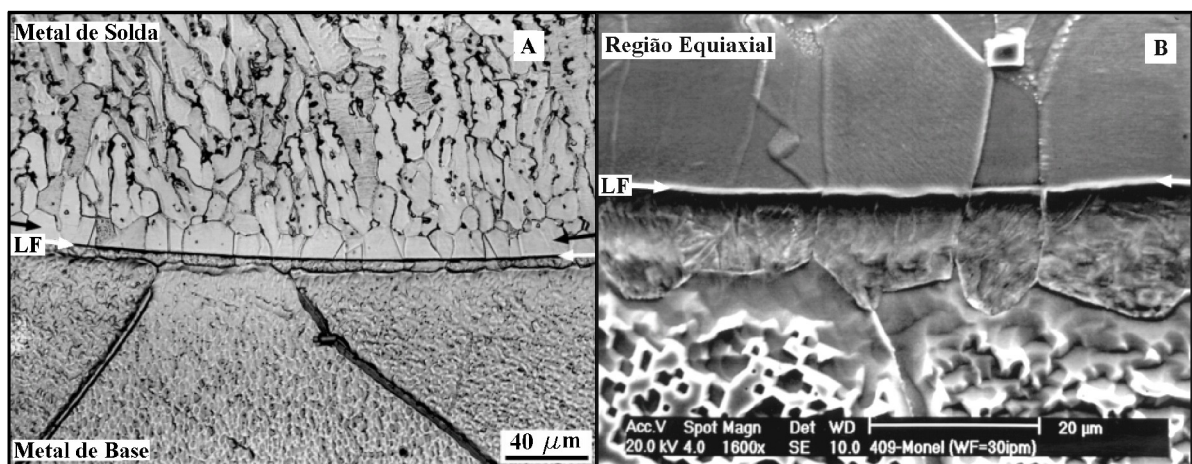


Figura 3.7: Microestrutura na linha de fusão para o sistema 409/Monel. *Nelson (1999)*.

Os sítios mais prováveis fornecidos pelos grãos parcialmente fundidos para nucleação heterogênea são partículas da fase sólida, interface de grãos da ZAC parcialmente fundida, 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 (Eq. 3.2 – 3.4), 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.^{8, 11.}

Uma vez formados estes núcleos nos contornos de grão, a solidificação tende a ocorrer epitaxialmente por crescimento competitivo, similarmente ao que ocorre nos processos de fundição.^{8, 11.}

No sistema 1080/Monel (Figura 3.8), embora exista uma dramática diferença de composição entre o metal de base e o metal de adição, evidências de crescimento epitaxial são observadas ao longo da linha de fusão. Isto porque, a estrutura primária de solidificação do aço 1080 é austenítica, ou seja, a mesma estrutura do metal de adição, e ainda, presumem *Nelson et. al. (1999)* que os parâmetros de rede entre o metal de base e de adição sejam bastante similares entre si mesmo para grandes diferenças de composição química.

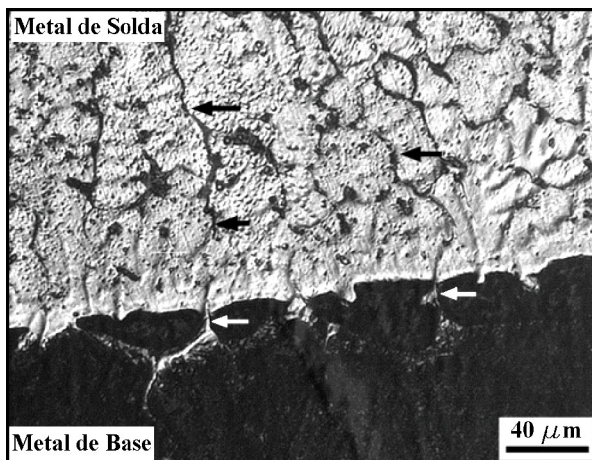


Figura 3.8: Microestrutura na linha de fusão para o sistema 1080/Monel. Setas brancas são contornos de grão da ZAC e as setas pretas são contornos de grão de solidificação do metal de solda. *Nelson et. al. (1999)*.

3.4 Diluição e o Diagrama de Schaeffler

Na soldagem de metais dissimilares, a composição química da solda será intermediária entre as composições químicas do metal de base e do metal de adição. Entretanto, à medida que se altera a energia de soldagem empregada, tem-se uma alteração também na composição química da solda depositada, uma vez que a capacidade de fusão dos metais de base e de adição, que contribuem para a formação da solda, é dependente da energia de soldagem empregada.^{1-27.}

Torna-se então de fundamental importância para estimar-se a composição química de uma solda dissimilar, o conhecimento da diluição imposta pelo procedimento adotado. **Diluição é definida como uma alteração na composição do metal de adição depositado por soldagem causada pela mistura com o metal de base.** É usualmente considerada como o percentual de metal de base contido no metal de solda.^{1-27.}

A diluição pode ser determinada por uma relação entre áreas (equação 3.5) a partir do seccionamento transversal de uma simples deposição por soldagem. A figura 3.9 a seguir ilustra o método de determinação da diluição para ensaios de simples deposição.^{1-27.}

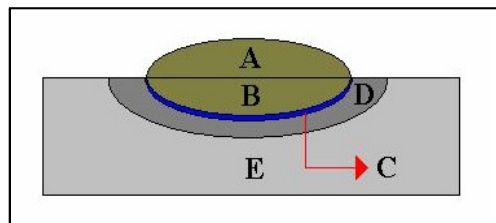


Figura 3.9: Apresentação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A+B), zona de ligação (C), zona afetada pelo calor (D), metal de base (E).

$$D = \frac{B}{A+B} \cdot 100\% \quad \text{Equação 3.5}$$

Desta forma, se pode estimar a composição química de um elemento específico (X) na solda a partir da composição química dos metais de base e de adição através da equação 3.6.

$$\mathbf{X}_{ms} = \mathbf{D}\mathbf{X}_{mb} + \mathbf{X}_{ma}(1-\mathbf{D}) \quad (\text{Eq. 3.6}) \quad \text{onde:}$$

- \mathbf{X}_{ms} = % de X na solda;
- \mathbf{D} = Diluição;
- \mathbf{X}_{mb} = % de X no metal de base;
- \mathbf{X}_{ma} = % de X no metal de adição.

A habilidade em determinar a composição aproximada do metal de solda é importante para que se possam estimar algumas propriedades da junta fabricada, como: resistência à corrosão, tendência à formação de microestruturas vulneráveis à fragilização, e inclusive as propriedades mecânicas.^{1-27.}

Uma importante ferramenta na soldagem de aços inoxidáveis, para se prever tanto a microestrutura resultante da solda, quanto possíveis problemas de soldabilidade, em função da composição química analisada são os diagramas constitucionais, neste caso é apresentado o diagrama de *Schaeffler* (Figura 3.10 a seguir).¹⁻²⁷

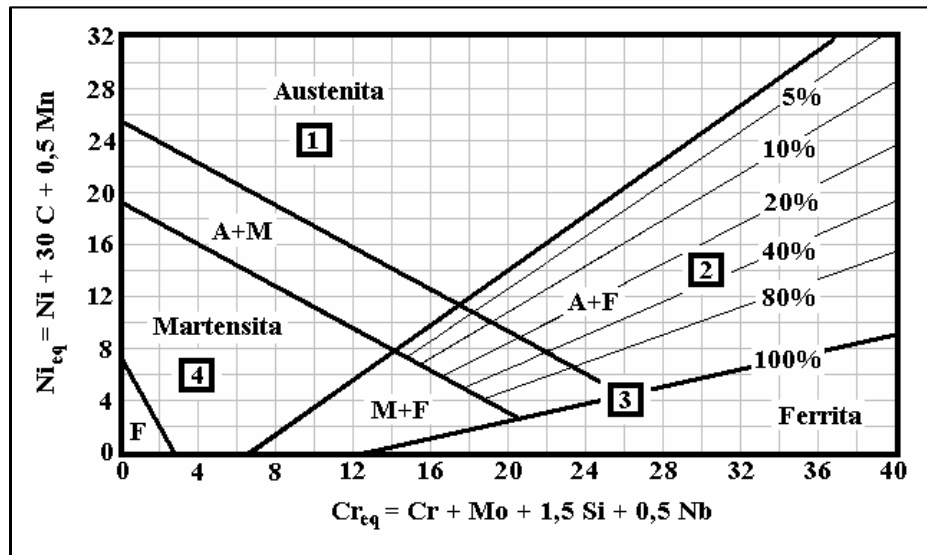


Figura 3.10: Diagrama de Schaeffler mostrando as previsões das microestruturas em função da composição química (Cr_{eq} e Ni_{eq}), e as regiões de possível desenvolvimento de problemas, típicos na soldagem de aços inoxidáveis: (1) trincas de solidificação e perda de ductilidade acima de 1250°C; (2) formação de fase σ , após aquecimento entre 500 e 900°C, e formação da fase α' (fragilização a 475°C); (3) crescimento de grão na ZAC e sensitização; (4) fragilização por formação de martensita (trincas a frio).

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

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

O metal de adição selecionado deve estar apto a produzir uma solda capaz de acomodar a diluição do metal de base evitando a formação de uma microestrutura susceptível à nucleação e propagação de trincas tanto no metal de solda, quanto no metal de base. Deve também ser produzido um depósito com aceitáveis níveis de porosidade e inclusões. Além disso, a solda deverá permanecer estruturalmente estável, inclusive sob severas condições de serviço especificadas pelo projeto. A precipitação de novas fases ou alterações nas fases originais podem levar a degradação das propriedades mecânicas e anti-corrosivas.⁴

Inadvertidamente, a soldagem de metais dissimilares está susceptível a alguns problemas de fabricação e metalúrgicos que podem levar a falhas em serviço do componente fabricado. O problema de fabricação mais pronunciado está na seleção incorreta dos consumíveis a serem utilizados, principalmente consumíveis em aço carbono.⁴

O uso de eletrodos de soldagem de aço carbono resulta na formação de um metal de solda duro, com estrutura susceptível a trincas devido à diluição de elementos de liga contidos em um dos metais de base que compõe a junta dissimilar. Limpeza e preparação da superfície a ser soldada também podem ser responsabilizadas pela ocorrência de defeitos.⁴

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

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

3.5 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD)

O principal problema de ordem metalúrgica encontrado em soldas de metais dissimilares austeníticos/ferríticos é a inerente formação de pequenas zonas descontínuas,

duras e frágeis ao longo da interface definida pela linha de fusão. Estas regiões, de dimensões da ordem de dezenas de micrometros, possuem composições químicas diferentes entre si, intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base, as quais não podem ser estimadas por cálculos de diluição. A composição química pode ser conhecida somente por técnicas de microanálise. Os valores de dureza destas zonas situam-se muitas vezes acima dos 400 HV, ou seja, na faixa de dureza característica das microestruturas martensíticas (acima de 340 HV).²

Estas microregiões martensíticas duras e frágeis formadas sobre a linha de fusão em soldas de metais dissimilares serão referenciadas a partir deste ponto e ao longo deste trabalho como ZONAS PARCIALMENTE DILUÍDAS.

Embora tenham sido realizadas algumas investigações sobre esta camada de martensita ao longo da interface da solda, as observações metalográficas destas regiões não são evidentes o bastante, devido à diferença de comportamento durante o ataque dos materiais em questão. As características visualizadas por microscopia ótica das zonas parcialmente diluídas na junta como soldadas aparecem como regiões claras (figura 3.11) após o ataque com reagentes convencionais para revelação de estruturas de aço carbono, como Nital e Picral 2% por exemplo.^{2, 4, 7, 11, 14, 15, 16, 19, 22, 26.}

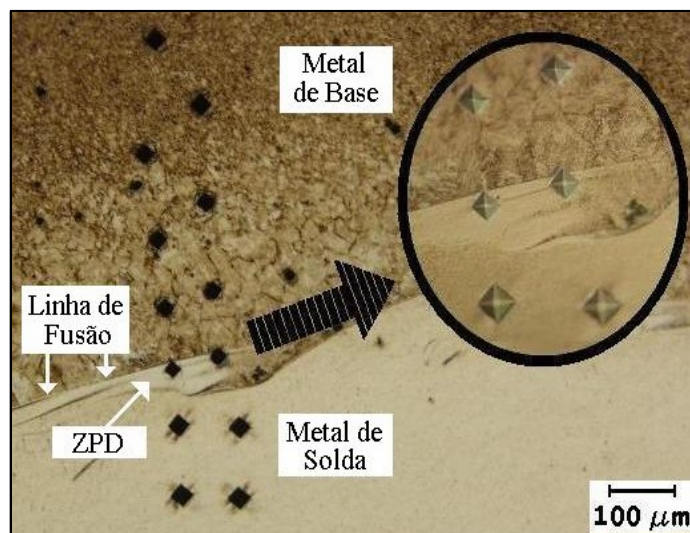


Figura 3.11: Aparência “clara” da ZPD quando feito ataque químico com nital 6%.

Utilizando-se um método de ataque em dois passes (ataque eletrolítico + ataque químico), conforme mostra a figura 3.12, as estruturas tanto do metal de base quanto do metal de solda podem ser reveladas. Entretanto, a estrutura formada na interface da solda permanece por vezes não tão evidente. A existência da camada de martensita necessita então ser caracterizada com auxílio de indentações de microdureza.^{7, 11, 18.}

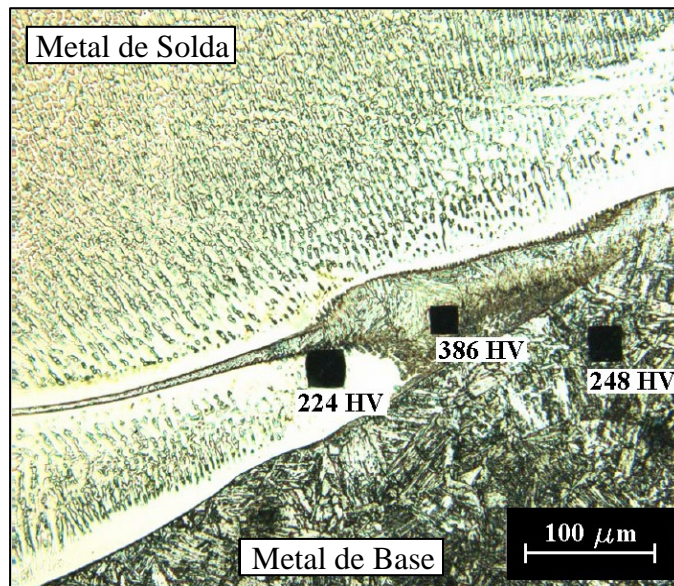


Figura 3.12: Micrografia obtida após duas etapas de revelação da microestrutura: Ataques eletrolítico (metal de solda) e químico (metal de base). *Pope (2004)*.

As zonas parcialmente diluídas podem tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga, as quais ocorrem com mais frequência na microestrutura da ZAC-GG dos aços estruturais utilizados.

Na literatura um significativo número de artigos menciona indistintamente as Zonas Parcialmente Diluídas como “Zonas Enriquecidas em Carbono”, “Zonas não Misturadas”, “Zonas de Transição”, “Zonas Parcialmente Misturadas” e até mesmo “Zonas Duras” que podem se desenvolver na interface do material ferrítico durante a solidificação/resfriamento de uma solda dissimilar. Nessa categoria incluem-se inclusive constituintes intermetálicos (carbonetos e nitretos), muito embora, sendo esses, produtos de transformação no estado sólido (normalmente após exposição prolongada entre 425 e 900°C, durante tratamentos térmicos pós-soldagem) uma significativa precipitação de fases “*sigma*” ou “*chi*” podem ocorrer inclusive durante a soldagem.^{1-27.}

3.5.1 Formação das ZPD

A soldagem a arco resulta em transformações metalúrgicas rápidas, distantes demasiadamente das condições de equilíbrio. Assume-se, entretanto, que o metal de solda depositado por cada passe possua composição química homogênea, devido a ocorrência de fortes movimentos hidrodinâmicos na poça de fusão. Na soldagem de metais dissimilares, como a composição química do metal de adição é muito diferente daquela do metal de base, efeitos adicionais são exibidos.

Baeslack et. al. (1979) realizaram um estudo depositando sobre chapa inoxidável do tipo 304 L, metal de adição em aço inoxidável austenítico 310. A ilustração esquemática da figura 3.13, formulada por *Savage (apud Baeslack)*, sugere que existem numa solda heterogênea quatro regiões distintas: a região do metal de solda, onde a mistura hidrodinâmica dos metais de base e de adição fundidos (indicada pelas setas) resulta numa composição química “relativamente” uniforme; a zona “não-misturada” que compreende uma pequena porção do metal de base a qual foi totalmente fundida e re-solidificada sem que fosse misturada junto ao metal de solda; a zona parcialmente fundida e a ZAC.

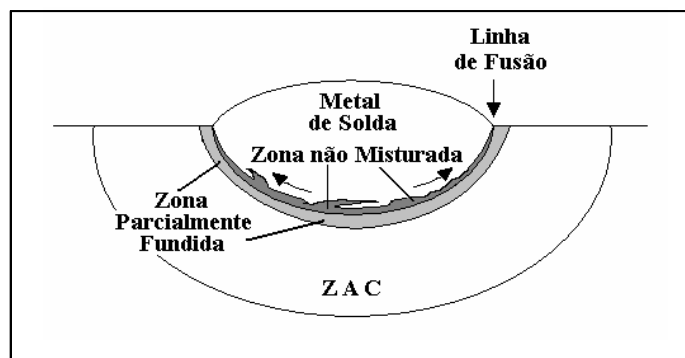


Figura 3.13: Esquema proposto por *Savage* mostrando as regiões de uma solda heterogênea.

Realizando soldagem autógena num aço 18Cr-8Ni, *Baeslack et. al. (1979)* observaram no metal de solda uma microestrutura duplex (ferrita – austenita), com ferrita primária (escura) originalmente solidificada no núcleo das dendritas conforme a figura 3.14

esquerda. Uma microestrutura com as mesmas características foi observada na zona não misturada (fig. 3.14 direita) da soldagem realizada com metal de adição 310 sobre chapa 304.

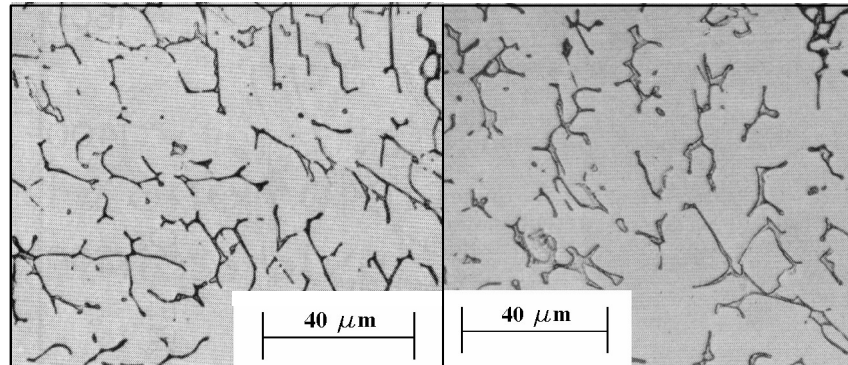


Figura 3.14: Micrografias obtidas por *Baeslack et. al. (1979)*: Metal de solda autógena em aço tipo 18Ni-8Cr (esquerda) e zona não misturada na combinação 304 – 310 (direita).

Avaliando a linha de fusão desta solda 310 – 304 (figura 3.14 esquerda), *Baeslack et. al. (1979)* determinaram um perfil de composição química (figura 3.15 direita) e confirmaram a existência desta zona não misturada, a qual possui mesma composição química do metal de base. Foi sugerido então, que a formação desta zona não misturada é resultado de uma camada fundida estagnada do metal de base que não foi misturada com o metal de adição durante a soldagem.

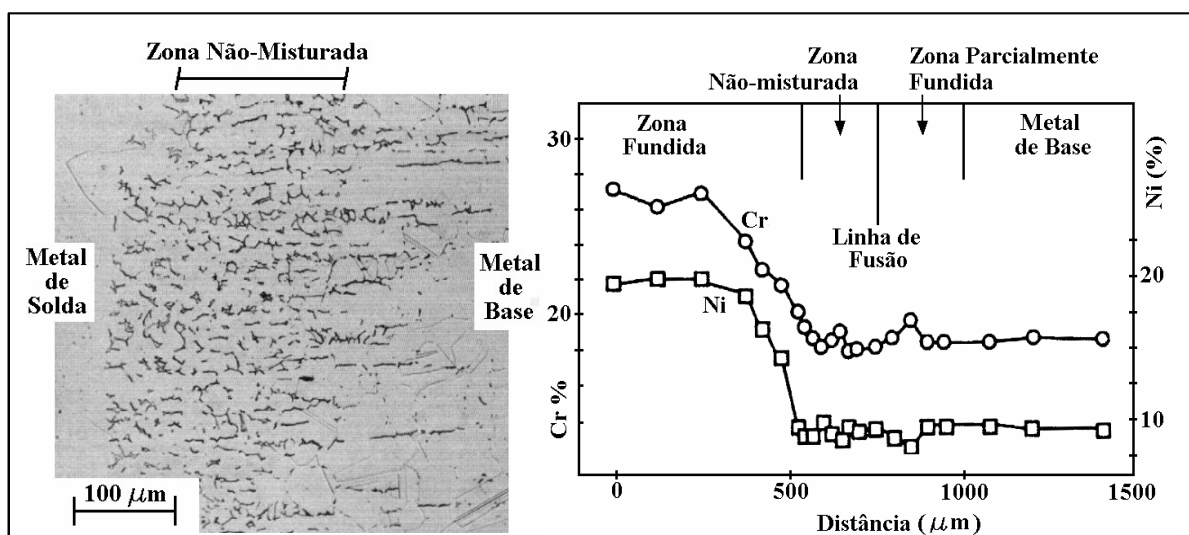


Figura 3.15: Zona não misturada em aço inoxidável 304 soldado com metal de adição 310 (esquerda). Respectivo perfil de composição química (direita). *Baeslack et. al. (1979)*.

Num estudo mais detalhado, *Ornath et. al. (1981)* determinaram o perfil de concentração a partir da interface da linha de fusão em direção ao metal de solda de um aço baixa liga soldado com metal de adição inox austenítico Fe-18Cr-8Ni-7Mn. Neste caso, além de ser formada uma zona não misturada como a relatada por *Baeslack et. al. (1979)*, ocorre a formação de uma gradiente de composição química na interface da linha de fusão (Fig. 3.16).

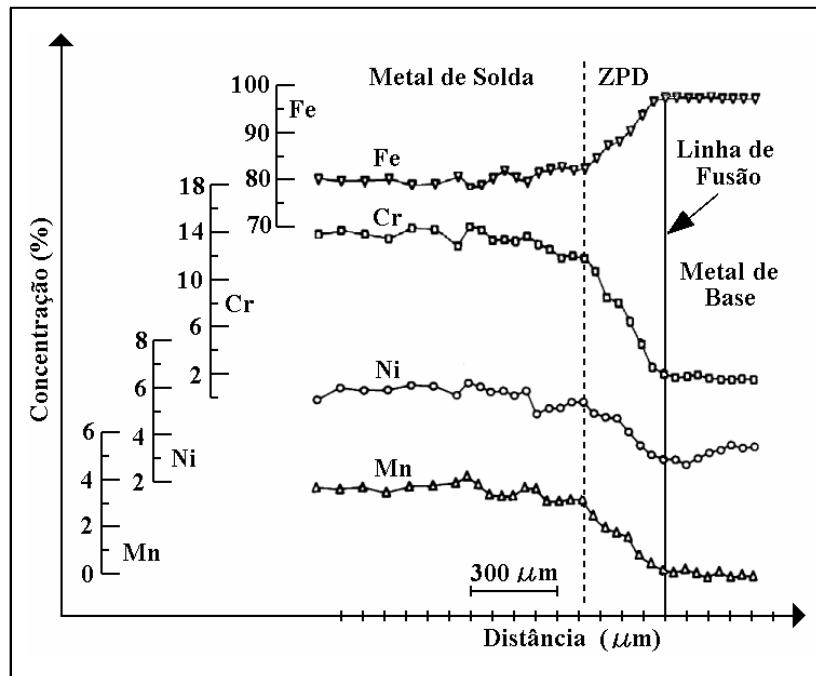


Figura 3.16: Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de solda e o metal de base. *Ornath et. al. (1981)*

Uma melhor representatividade dos dados obtidos por *Ornath et. al. (1981)* pode ser obtida associando a formação das zonas parcialmente diluídas com o processo de solidificação, de acordo com o modelo de solidificação com segregação. Partiu-se da premissa que a solidificação possa em princípio ocorrer sem difusão no sólido, limitada difusão na fase líquida e sem convecção. Estes fatores associados são responsáveis pela formação do perfil de concentração encontrado nas ZPDs. Nesse contexto, a efetiva espessura (δ) da ZPD pode ser definida de acordo com a equação 3.7:

$$\delta = \frac{D_L}{kR} \quad \text{Equação 3.7}$$

Onde: δ é a largura da ZPD, D_L é a difusividade do átomo na fase líquida para uma dada temperatura, k é o coeficiente de segregação no equilíbrio e R é a taxa de solidificação.

A taxa de solidificação R é dependente do fluxo de calor através da interface sólido-líquido e da velocidade de soldagem. Altas temperaturas de preaquecimento, bem como menores velocidades de soldagem resultam na formação de uma faixa mais espessa na interface devido ao decréscimo na taxa de solidificação.

Ornath et. al. (1981) chegaram a conclusão de que ocorre uma segregação dos solutos (Cr, Ni e Mn) no estágio inicial da solidificação da poça de fusão, e propôs que a taxa com que ocorre a segregação destes elementos em direção ao metal de solda é maior do que a taxa na qual eles se difundem em direção da linha de fusão, uma vez que o sistema possui limitada difusão na fase líquida e não sofre convecção nesta região.

Em outras palavras, os perfis de composição são causados pela rejeição destes solutos pelo metal de solda sólido nos transientes iniciais de solidificação, e a espessura da ZPD pode ser prevista em função dos parâmetros de soldagem empregados. Na prática, entretanto, a espessura das ZPDs é influenciada principalmente pela convecção da poça de fusão. Este movimento hidrodinâmico explica a ampla variação da espessura das ZPD resultantes na soldagem dissimilar.

Uma outra hipótese para a formação das ZPDs foi proposta por *Cookson (apud Ornath et. al. (1981))*. Ele sugere um mecanismo onde as primeiras gotas depositadas revestem a “cratera” gerada pelo arco e solidificam espontaneamente formando uma estreita camada de alta diluição. Entretanto, segundo *Ornath*, esta hipótese não é compatível com as observações do fluxo convectivo no metal de solda que conhecidamente ocorre antes de sua solidificação.

Por fim, *Nelson et. al. (2000)* relatam que embora não muito bem entendida, a região da solda próxima da linha de fusão apresenta importantes implicações em falhas associadas com soldas de metais dissimilares. Tem sido comprovada a existência de uma região de transição química e microestrutural a partir da linha de fusão em direção ao metal de solda. Uma série de fatores é responsável pela existência desta região de transição:

- Diferente estrutura cristalina entre o metal de base ferrítico/perlítico (CCC) e o metal de solda (CFC);
- Movimentos difusionais dos elementos de liga e elementos de impureza originados a partir do metal de solda para uma camada estagnada (zonas não misturadas

descobertas por Baeslack et. al.) do metal de base, fundida, mas não misturada, adjacente à linha de fusão;

- Movimentos hidrodinâmicos insuficientes junto a linha de fusão;
- Alterações na diluição do metal de base, as quais afetam o gradiente de composição a partir da linha de fusão;
- Cinéticas de difusão e crescimento durante a soldagem multipasse e longos tratamentos térmicos pós-soldagem.

Independente das teorias apresentadas, o fato é que após a solidificação do metal de solda, a diluição nas ZPDs pode atingir valores entre 80 - 99%. Desta forma, a composição química resultante, associada com a taxa de resfriamento imposta pelos parâmetros de soldagem empregados acabam por promover à formação de zonas parcialmente diluídas, fragilizando fortemente a solda. Como os cálculos de diluição a partir da relação de áreas não estimam a composição química destas zonas, devem ser utilizados métodos diretos de análise química, para que se possa prever a microestrutura junto ao diagrama de Schaeffler.

3.5.2 Características das ZPD

As Zonas Parcialmente Diluídas estão presentes numa variedade de formas e tamanhos e ocorrem numa frequência bastante irregular. *Doody (1992)*, que prefere denominá-las Zonas Parcialmente Misturadas, classificou tais estruturas como:

- 1) Estruturas de “Praias”: faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão.
- 2) Estruturas de “Baías”: áreas parcialmente circundadas pelo metal de base.
- 3) Estruturas de “Ilhas”: regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas.

As estruturas tipo “praia” são descontínuas, abrangendo por vezes partes internas ou externas da linha de fusão. Suas dimensões típicas ficam entre 10-60 μm de espessura e 500-1000 μm de comprimento. Alguma evidência de sensível descarburização nos grãos adjacentes da ZAC do metal de base é ocasionalmente observada. A dureza de uma estrutura do tipo “Praia” pode variar e pode se tornar muito difícil a sua medição devido a espessura

muito fina. A largura de uma zona parcialmente diluída pode ser comparada ao indentedor Vickers, correspondente à microdureza de 400 HV (0,5 kg), ou seja, com uma diagonal da ordem de 50 μm . “Praias” são as típicas zonas de transição descritas na literatura, conforme mostra a figura 3.17.

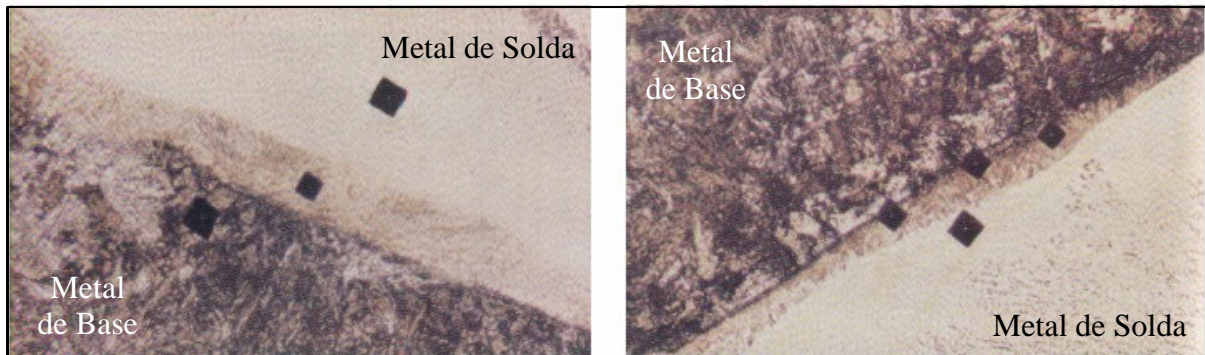


Figura 3.17: Estruturas do tipo “praia” descritas por *Doody (1992)*. As dimensões da indentação de microdureza sobre a ZPD são visivelmente menores (402 HV) indicando uma dureza maior quando comparada com as regiões adjacentes. (240 X).

As estruturas do tipo “baías” (fig. 3.18) tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo “praia”. As “baías” geralmente são acompanhadas de “praia” estendendo-se para um ou ambos os lados. Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores valores de dureza nas “baías” em relação as “praia”, devido também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza.

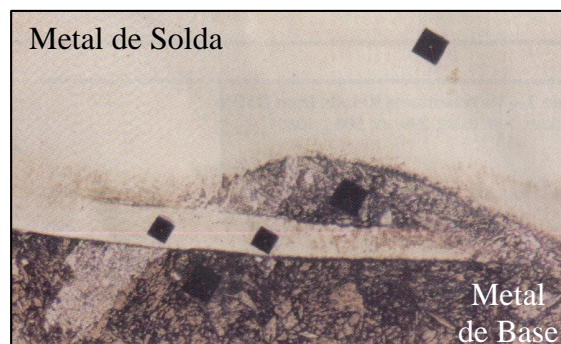


Figura 3.18: Estrutura do tipo “Baías” com dureza de 415 HV, enquanto o aço carbono possui dureza de 202 HV. (240 X). *Doody (1992)*.

Estruturas do tipo “ilhas” são muito maiores e menos comuns que os outros dois tipos de estruturas, e ocorrem principalmente nos passes de raiz. Especula-se que as “ilhas” (figura 3.19) sejam formadas nos passes de raiz pelo fato de ocorrerem variações mais pronunciadas na poça de fusão e nas características do arco, propiciando um movimento hidrodinâmico mais turbulento. A manipulação do arco durante o passe de raiz promove uma situação mais instável quando comparada aos passes de preenchimento.

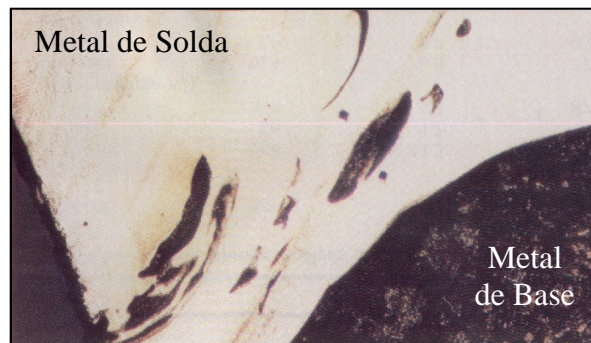


Figura 3.19: Dispersão de estruturas de “ilhas” no passe de raiz. (60 X). *Doody (1992)*.

O incremento de metal de base fundido comumente reportado no passe de raiz (maior diluição), seguido do rápido resfriamento da solda resulta numa mistura insuficiente da massa metálica fundida, resultando assim na estrutura do tipo ilhas. Cabe ressaltar, que essas estruturas podem tanto serem parcialmente diluídas como também “pedaços” não misturados do metal de base.

Qualquer um destes tipos de Zonas Parcialmente Diluídas poderá estar presente numa junta individual. Porém, é bastante reconhecido que a principal porção da interface entre o metal de solda e o metal de base ferrítico não apresenta a formação das ZPD. A interface apresenta-se de forma nítida e bem definida, sem qualquer evidência da formação de uma microestrutura martensítica ou aumento localizado de dureza. Por este fato, as Zonas Parcialmente Diluídas são caracterizadas por serem regiões duras, pequenas e descontínuas.

OMAR (1998) realizou um estudo, sobre os efeitos dos parâmetros de soldagem na formação do que prefere chamar de “Zonas Duras” em soldas de metais dissimilares. Em relação a este estudo, publicou as seguintes observações:

- Todos os parâmetros de soldagem podem tanto aumentar como reduzir a extensão das zonas duras formadas. Por exemplo, variações na temperatura de

preaquecimento e espessura do metal de base resultam numa variação dos valores de dureza apresentados pela junta.

- O uso do processo TIG quando comparado ao processo eletrodo revestido não contribuiu para qualquer redução da formação de zonas duras.

- Soldas dissimilares envolvendo metal de base ASTM A36 (0,25%C) resultaram na formação de zonas duras em segmentos mais pronunciados ao longo da interface do metal de solda quando comparadas com soldas dissimilares depositadas sobre metal de base API 5L X-60 de menor teor de carbono. Entretanto, a extensão das zonas duras não aumenta proporcionalmente com o teor de carbono contido no metal de base.

- Tratamentos térmicos pós-soldagem resultaram em alguns efeitos prejudiciais, tais como: redução no teor de carbono (migração), crescimento dos grãos ferríticos e amolecimento excessivo da microestrutura da ZAC (API 5L X-60) ao longo da linha de fusão no lado do metal de base, e a formação de uma pronunciada faixa rica em carbonetos no metal de solda ao longo da interface devido à difusão de carbono.

- Soldas dissimilares envolvendo metais de base com espessuras inferiores a 4,8 mm apresentaram a menor quantidade de zonas duras formadas quando comparadas com soldas dissimilares em metais de base mais espessos, para os mesmos parâmetros de soldagem.

- A composição do eletrodo possui um importante efeito sobre a formação das zonas duras: Uma drástica redução de aproximadamente 70-85% na extensão das zonas duras formadas em soldas dissimilares fabricadas com eletrodo E-NiCrFe-3 foi atingida quando uma temperatura ótima de preaquecimento do metal de base foi utilizada (232°C para espessuras de 12.7 mm do metal de base). Para eletrodo E-309 a redução ficou entre 30-50%.

- Soldas dissimilares fabricadas sob temperatura de preaquecimento controlada, porém, com temperatura de interpasse maior que a temperatura ótima de preaquecimento, desenvolveram uma faixa estreita e quase contínua de carbonetos ao longo da linha de fusão.

- Finalmente, *OMAR (1998)* sugere a existência de uma velocidade ótima de resfriamento, para o seu experimento, que uma vez extrapolada (através do aumento da temperatura de preaquecimento/interpasse, ou através do aumento da energia de soldagem) irá resultar num aumento da formação de zonas duras devido à precipitação de fases intermetálicas. Similarmente, um aumento da velocidade de resfriamento além da especificada irá promover um aumento na formação de zonas duras devido à formação de uma estrutura martensítica, conforme mostra a figura 3.20.

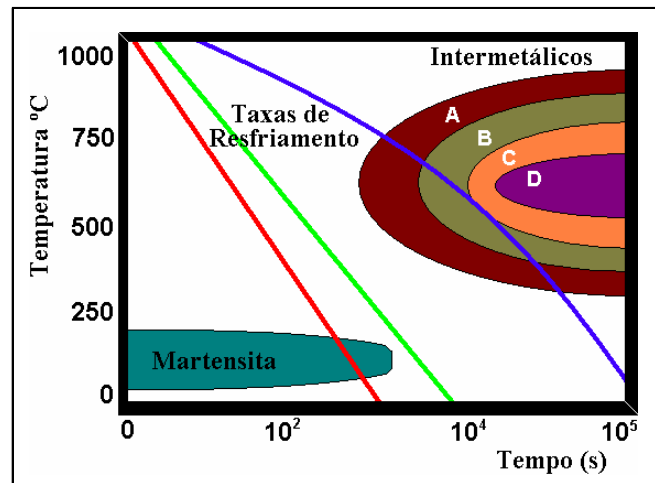


Figura 3.20: Diagrama qualitativo proposto por *Omar (1998)* mostrando a influência da taxa de resfriamento sobre a formação de zonas duras.

3.5.3 Trincas Induzidas por Hidrogênio nas ZPD

Rowe et. al. (1999) realizaram um estudo sobre a susceptibilidade de soldas dissimilares ao trincamento a frio na interface da linha de fusão. O experimento consistia de depósitos sobre chapa pelo processo TIG, utilizando metal de base A-36 e metais de adição em aço inoxidável austenítico e ligas de níquel ENiCr-3, utilizando gases de proteção Ar puro e Ar + 6% H₂ (para induzir o trincamento).

Trincas foram observadas quando na utilização de ambos os metais de adição usando gás de proteção Ar + 6% H₂. Entretanto, não foram observadas trincas quando na utilização de Ar puro, muito embora as mesmas microestruturas martensíticas tenham sido formadas.

Utilizando-se metal de adição em aço inoxidável austenítico, níveis de diluição acima de 33 % já resultam na formação de martensita e austenita no metal de solda segundo o diagrama de Schaeffler. Desta maneira, como pode ser observado na figura 3.21, na medida em que se aumenta a quantidade de martensita no metal de solda, existe uma tendência de propagação das trincas a partir da interface, em direção ao centro do cordão. Porém, com a redução da diluição, diminuía também as larguras das ZPD formadas na interface da linha de fusão, e as trincas tendiam a confinarem-se somente nesta região martensítica (figura 3.22).

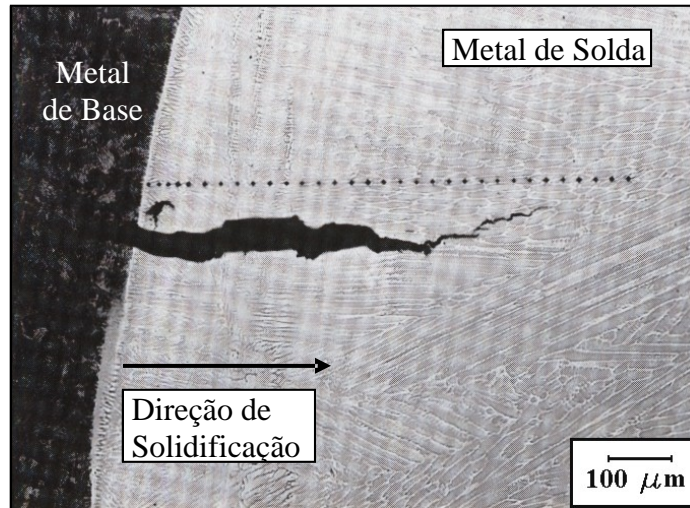


Figura 3.21: Trincas propagando-se desde a linha de fusão em direção ao metal de solda, para diluição de 44 %. *Rowe et. al. (1999)*



Figura 3.22: Trincas situadas sobre a ZPD. Indentações de microdureza comprovam a maior dureza quando comparado aos metais de base e de solda. *Rowe et. al. (1999)*

Com a utilização de liga de níquel diminuiu-se fortemente a incidência e o comprimento das ZPD (para diluições comparáveis), e por conseqüência das trincas, ocorrendo exclusivamente de forma microscópica na ZPD martensítica na interface. Nestes casos, as trincas são somente reveladas por metalografia. A dureza média encontrada na microestrutura martensítica da figura 3.23 é 462 HV, enquanto que no metal de solda é de 206 HV.

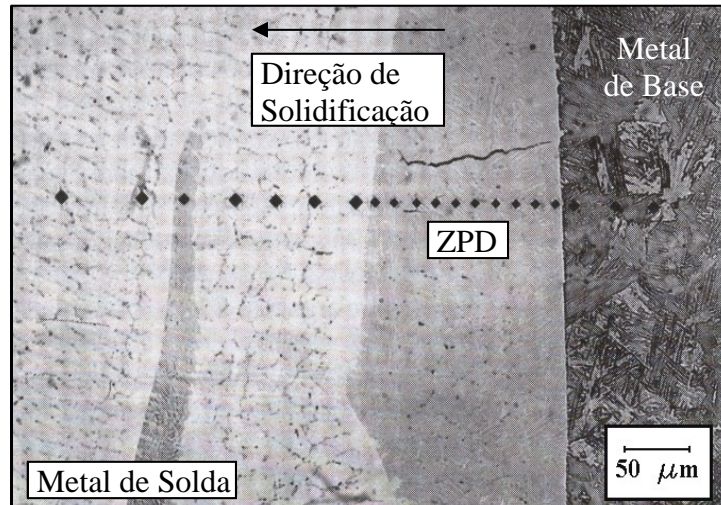


Figura 3.23: Trinca microscópica situada na ZPD de uma solda dissimilar depositada com liga de níquel. *Rowe et. al. (1999)*.

A incidência de trincas observada pelos autores, é mais comum em ensaios de simples deposição sobre chapa, sugerindo que em soldas multipasses, os passes subseqüentes promovam o revenimento da microestrutura e a efusão de hidrogênio da região, minimizando a susceptibilidade ao trincamento.

3.5.4 Formação de Contornos de Grão do Tipo II

É bastante reportada na literatura técnica a ocorrência de falhas nas soldas dissimilares em serviço (principalmente em maiores temperaturas) decorrentes da propagação de trincas intergranulares em regiões tipicamente próximas da linha de fusão. Nestas regiões incluem-se:

- A própria linha de fusão;
- A zona afetada pelo calor;
- Contornos de grãos orientados paralelamente a linha de fusão.

Nelson e Lippold (2000) num estudo sobre a natureza e evolução da linha de fusão de uma solda dissimilar durante o resfriamento, propuseram uma teoria que suplementa as causas da fragilização na soldagem de metais dissimilares. Descreveram desta forma a existência de “Contornos de Grão Tipo II” (figura 3.24), que consiste de contornos de grãos

orientados paralelamente a linha de fusão, numa faixa de no máximo 100 μm de espessura. Esta morfologia é rigorosamente contrária daquela observada em soldas de metais similares, as quais possuem grãos com orientação normal à linha de fusão, e são extensões dos contornos dos grãos da ZAC como consequência de um crescimento epitaxial.

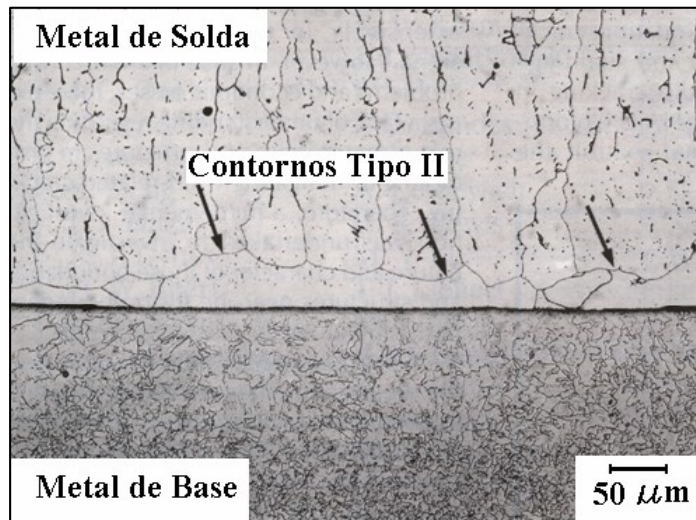


Figura 3.24: Contornos tipo II 50 μ distante da linha de fusão. *Nelson e Lippold (2000)*.

Algumas características microestruturais a respeito da evolução dos contornos do tipo II devem ser ressaltadas. Em alguns casos, evidências de correlação entre o contorno de grão da ZAC e contornos do tipo II são observadas conforme mostram as figura 3.25 e 3.26.

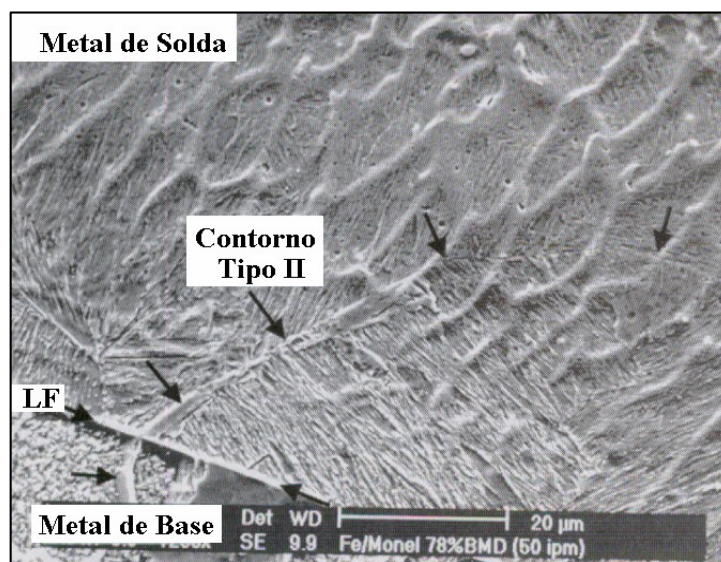


Figura 3.25: Correlação entre o contorno de grão da ZAC e contorno de Tipo II.

Nelson e Lippold (2000).

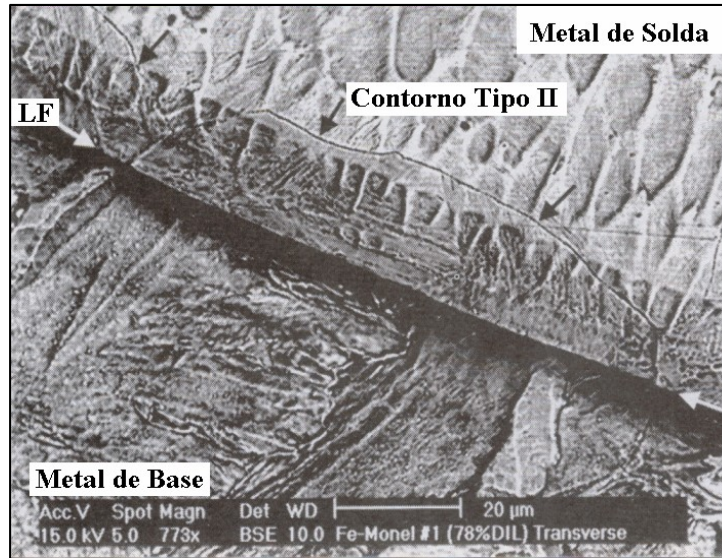


Figura 3.26: Correlação entre contornos tipo II e ZAC. Contorno de grão tipo II estendendo-se na faixa martensítica (ZPD) na interface. *Nelson e Lippold (2000)*.

Outra característica interessante dos contornos tipo II é manifestada pela natureza dos “contornos de grão de solidificação” (CGS) e pelos “contornos de grão migrados” (CGM) observados na figura 3.27. Pode ser visto que contornos de grão de solidificação e contornos de grão migrados, previamente existentes na linha de fusão, foram parcialmente “eliminados” pelos contornos do tipo II que “avançaram” a partir da linha de fusão em direção da solda no regime de temperatura austenítica.

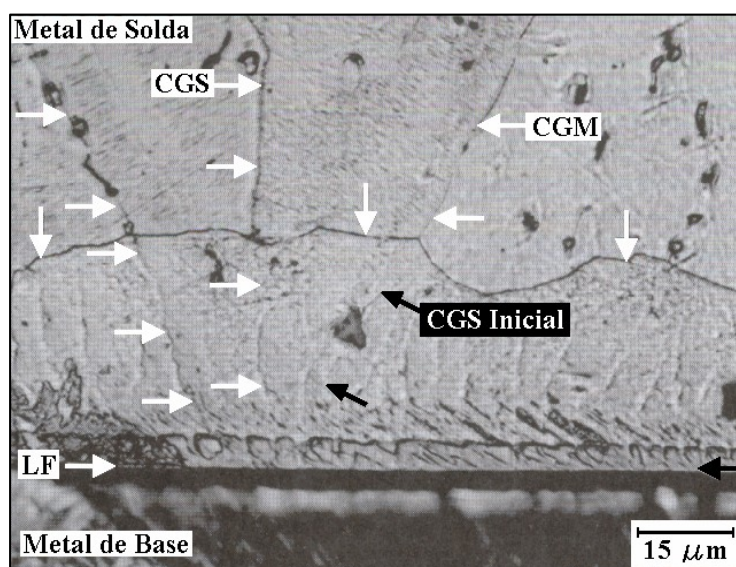


Figura 3.27: Contornos de grão de solidificação e contornos de grão migrados. *Nelson e Lippold (2000)*.

Na soldagem dissimilar, a interface zona fundida – ZAC não é mais uma simples linha que delimita a transição entre a porção não fundida (metal de base) e a porção fundida (metal de solda) como nos casos de solda homogênea envolvendo crescimento epitaxial. Mas sim uma linha que separa um aglomerado de contornos de grão aleatoriamente orientados solidificados heterogeneamente, sem correlação com os contornos de grão da ZAC. Desta maneira, foi proposto um mecanismo para explicar a natureza das transformações durante o resfriamento desta interface de configuração complexa, conforme mostrado no esquema ilustrativo da figura 3.28.

Durante o resfriamento da região soldada, a interface de transformação de fases $\delta - \gamma$ na ZAC aproxima-se da linha de fusão (região B da figura 3.28). Na soldagem autógena de um aço C-Mn, a linha de fusão não oferece resistência à migração desta interface $\delta - \gamma$ que avança em sentido contrário a extração de calor na solda sem relevantes obstáculos, resultando em grãos com orientação cristalográfica e tamanhos equivalentes ao da ZAC na linha de fusão.

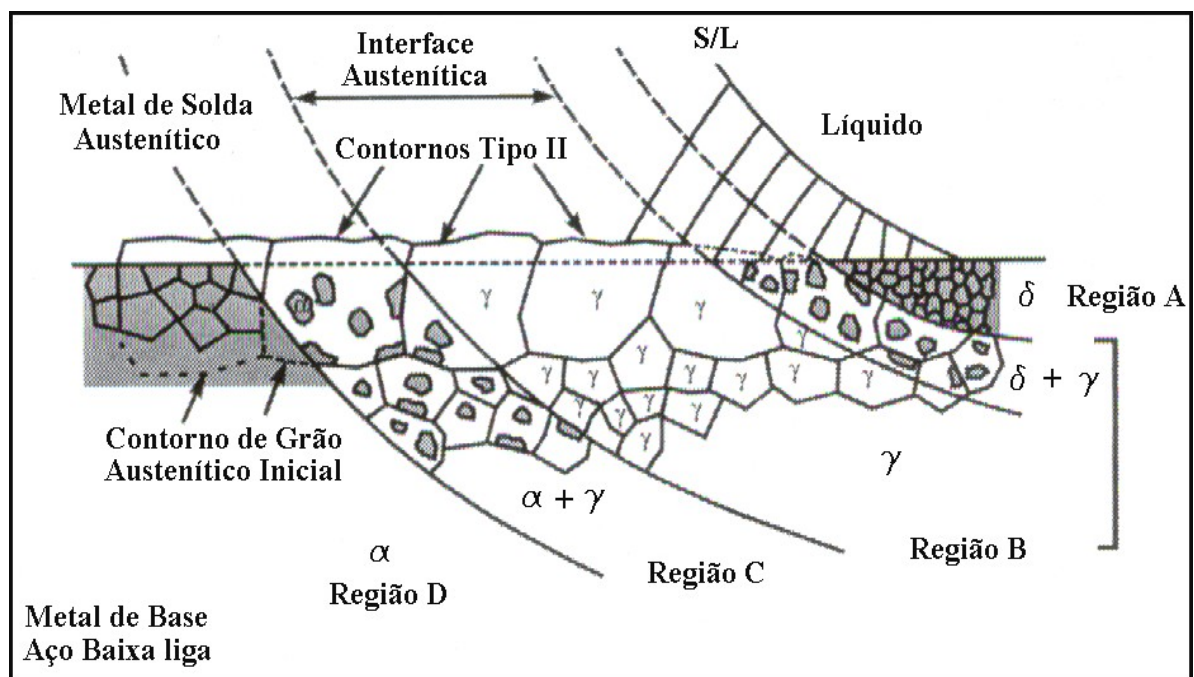


Figura 3.28: Ilustração esquemática da formação dos contornos tipo II.

Nelson e Lippold (2000).

Porém, na soldagem dissimilar a ferrita δ da ZAC não avança através da linha de fusão, pois o metal de solda é composto de austenita estável. Quando a interface $\delta - \gamma$ atinge a linha de fusão, tem-se impreterivelmente uma interface austenítica metaestável. O lado da ZAC é constituído de austenita rica em ferro que sofrerá transformações subseqüentes, enquanto o metal de solda é composto de inúmeros grãos austeníticos de menor tamanho (alta taxa de nucleação heterogênea), rico em níquel, os quais não sofrem transformações alotrópicas subseqüentes.

Existe desta maneira uma grande diferença de composição química. Como resultado, quando a interface $\delta - \gamma$ alcança a linha de fusão, cada grão austenítico da ZAC, maior, entra em contato com vários grãos e CGS do metal de solda (MS). A mobilidade da interface austenítica ZAC – MS, neste momento sobreposta à linha de fusão, é potencialmente maior na faixa de temperatura austenítica. Isto porque somente difusão de curto alcance é necessária para migração desta interface, uma vez que nesta faixa de temperatura ela “separa” estruturas semelhantes (austenita).

Para que ocorresse uma migração da interface na faixa de temperaturas de coexistência de microestruturas CCC (δ ou α) seria necessária difusão em longo alcance para que fosse reduzida a estabilidade da austenita CFC do metal de solda, transformando-o em ferrita CCC. Entretanto, difusão de longo alcance é improvável de ocorrer durante o rápido ciclo térmico associado à soldagem.

Vários fatores podem afetar a mobilidade da interface austenítica ZAC – MS, dentre os quais, podem ser citados:

1. Gradiente térmico;
2. Gradiente de composição química;
3. Energia de deformação;
4. Área de contornos de grão.

O acentuado gradiente térmico inerente aos ciclos térmicos de soldagem é um resultado da eficiente extração de calor pelo metal de base, enquanto o gradiente de composição química próximo da linha de fusão existe devido ao movimento difusional dos elementos de liga presentes no metal de adição sobre uma camada estagnada fundida do metal de base. A energia de deformação na interface é criada pela combinação das diferenças de

parâmetros de rede e de coeficientes de expansão térmica entre os metais de base e de solda associadas ao ciclo térmico de soldagem. A presença de grãos pequenos implica numa maior área de interface, que resulta no aumento do conteúdo energético.

A formação dos contornos tipo II é dependente do comportamento de solidificação do metal de solda e da natureza das transformações no estado sólido que ocorrem no metal de base. A ocorrência da transformação alotrópica $\delta - \gamma$ em elevada temperatura no metal de base e sua ausência no metal de solda é essencial para a formação dos contornos tipo II. Caso a estrutura de solidificação fosse semelhante, esperar-se-ia indícios de crescimento epitaxial, e de forma contrária, caso a estrutura de solidificação fosse diferente e não ocorrendo transformações alotrópicas em altas temperaturas que resulte na formação de uma interface de fases equivalentes, difusão em longo alcance seria requerida para formação de contornos tipo II.

De um ponto de vista termodinâmico, a força motriz que governa a migração de qualquer contorno de grão por difusão é a redução da energia livre de Gibbs, sendo que ambos os elementos acima listados, combinados ou não entre si, contribuem para o aumento de ΔG , que pode ser reduzida mediante a migração induzida por difusão da interface austenítica ZAC – MS. De fato, a formação de contornos de grão do tipo II é governada pelo balanço de energia livre na interface, a qual define também a distância atingida pela interface que avançou.

Não somente durante a solidificação, mas a exposição da junta soldada à temperaturas mais altas, seja durante a execução de tratamentos térmicos pós-soldagem ou em operação, pode resultar na formação de contornos de grão do tipo II de forma bastante pronunciada, levando assim à ocorrência de falhas exatamente sobre essa linha.³

3.5.5 Tratamentos Térmicos em Soldas Dissimilares

O tratamento térmico pós-soldagem de juntas dissimilares deve ser evitado sempre que possível. Entretanto, tratamentos térmicos como recozimento, alívio de tensões e revenido são por vezes inevitáveis, ou até mesmo obrigatórios. Estes tratamentos devem ser

adaptados conforme as exigências do aço baixa liga que compõe a junta. Em juntas dissimilares ferrítico – austenítica, os TTPS podem levar a ocorrência dos seguintes fenômenos: ^{4, 7, 8, 14, 26.}

- Enriquecimento em carbono no metal de solda austenítico devido à difusão de carbono proveniente do aço baixa liga;
- Conseqüente redução da quantidade de carbono na ZAC do aço baixa liga junto a linha de fusão;
- Formação de estrutura grosseira (crescimento de grão ferrítico) na ZAC do aço baixa liga, devido ao processo de recristalização;
- Formação de contornos de grão tipo II no metal de solda;
- Fragilização do metal de solda austenítico devido à precipitação de novas fases (sigma, chi, etc...).

Estes fenômenos são resultados da exposição em elevadas temperaturas, não sendo observados na condição como soldado. A migração do carbono causa perda em resistência no lado ferrítico da junta, além de perda em tenacidade devido ao crescimento dos grãos. Por outro lado resulta num aumento da dureza do metal de solda na faixa enriquecida em carbono, a qual pode conter muitos constituintes, mas carbonetos são predominantes. A figura 3.29 mostra o efeito do TTPS em juntas dissimilares soldadas. ^{4.}

Olden et. al. (2003) realizaram um estudo sobre a influência da temperatura de tratamento térmico pós-soldagem em juntas dissimilares constituídas de aço baixa liga 8630 soldados com Inconel 625 e 725. Observaram, conforme mostram as figura 3.29 e 3.30 a perda de carbono e a formação de ferrita grosseira ao longo da ZAC – GG do metal de base quando utilizada temperatura de TTPS de 690°C. No metal de solda ocorria um aumento na concentração de carbono numa distância de até 15 µm da interface.

Na mesma faixa estreita onde foi verificada a difusão de carbono, gradientes de elementos de liga foram verificados. Ni, Cr, Mo, e Nb exibem um perfil decrescente do MS para o MB, enquanto que o ferro apresenta um perfil crescente. Nestas áreas, a composição química se assemelha a de um aço alta liga. Esta composição química pode levar a formação de austenita durante o TTPS (Ni e Mn diminuem A_{C1}), que associada com um aumento da concentração de carbono devido à difusão do aço baixa liga resulta na formação de martensita virgem de alto carbono durante o subsequente resfriamento.

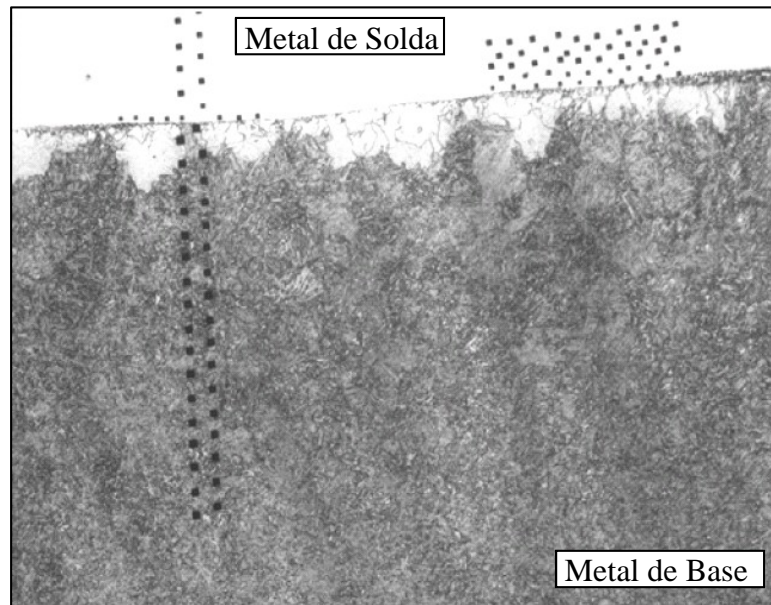


Figura 3.29: Formação de ferrita grosseira na interface da ZAC-GG devido ao TTPS em temperatura de 690 °C. *Olden et. al. (2003)*. 100 X.

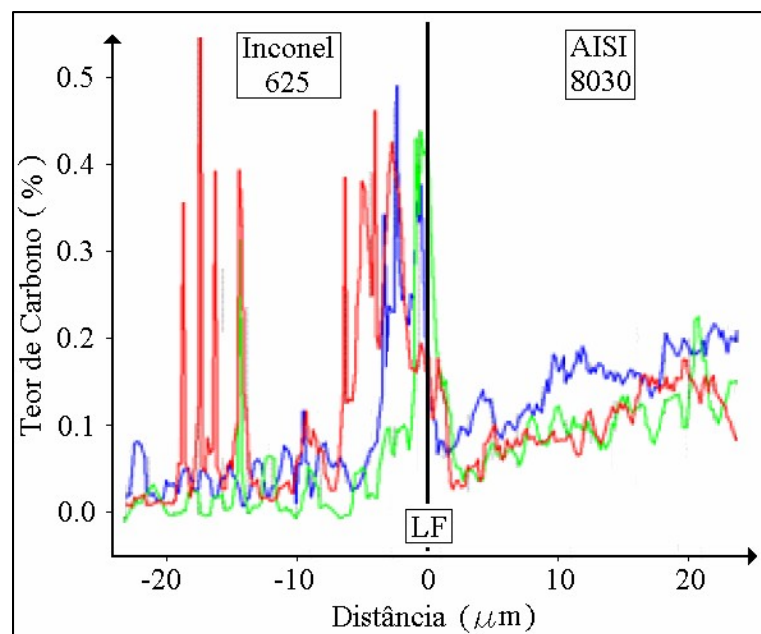


Figura 3.30: Concentração de carbono a partir do metal de solda em direção ao metal de base influenciado pelo TTPS a 690°C. *Olden et. al. (2003)*.

Olden et. al. (2003) sugerem então a utilização da fórmula derivada de aços com 13% Cr, para que se possa prever o campo de coexistência de austenita (equação 3.7). Como

uma segunda estimativa, pode-se utilizar a equação que prevê o início de transformação martensítica M_s (equação 3.8), derivada de aços inoxidáveis martensíticos:

$$A_{C1} = 723 - 25Mn - 30Ni + 25Si + 25Mo \text{ } ^\circ C \quad \text{Equação 3.7}$$

$$M_s = 492 - 125C - 290Ni - 10Cr + 65,5Mn \text{ } ^\circ C \quad \text{Equação 3.8}$$

Em seus experimentos, *Olden et. al. (2003)* calcularam para uma distância de 1 – 2 μm da interface uma temperatura A_{C1} de 635 $^\circ C$ e uma temperatura M_s numa faixa entre 50 e – 100 $^\circ C$, sugerindo que exista sim martensita virgem durante TTPS a 690 $^\circ C$ juntamente com austenita retida.

4. MATERIAIS

O metal de base utilizado nos experimentos é o mesmo empregado para a confecção dos *risers* rígidos de produção. Trata-se de uma tubulação de classificação API 5L X – 60, de 254 mm de diâmetro e 20 mm de espessura de parede. Para confecção dos corpos de prova, o tubo original foi seccionado em dimensões semicirculares de 200 x 150 mm, mantendo-se a espessura original. Depois, foram submetidos ao esmerilhamento da superfície para total remoção dos óxidos ou eventuais impurezas prejudiciais à operação de soldagem. A figura 4.1 exemplifica o corpo de prova utilizado nos experimentos.



Figura 4.1: Metal de base preparado para ensaios de deposição sobre chapa.

O aço de classificação API 5L X – 60 é incluído na classe dos aços ARBL (alta resistência e baixa liga). Este grupo de aços, fabricados pelo processo de laminação controlada, adquire maiores valores de resistência mecânica e tenacidade quando comparados aos aços C-Mn de mesmo teor de carbono devido ao refinamento dos grãos.

O refinamento de grãos é resultado direto do controle da temperatura de laminação e da adição de pequena quantidade de elementos formadores de carbonetos estáveis (como Nb e V) que ancoram o crescimento de grãos. Por este motivo também são considerados aços microligados, conforme sua composição apresentada na tabela 4.1 a seguir. Além disso, este aço é passível de transformações durante o resfriamento conforme o respectivo diagrama TRC levantado pela USIMINAS (principal fabricante Brasileira) exibido na figura 4.2 a seguir.

Tabela 4.1: Composição química do Aço API 5L X-60.

Material	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	V	Fe
X-60 ⁽¹⁾	0.15	0.28	1.15	0.012	0.036	0.042	0.021	0.03	0.04	0.015	0.043	0.044	98.0
X-60 ⁽²⁾	0.26 ⁺		1.35 ⁺	0.04 ⁺							0.005 ⁻	0.005 ⁻	

⁽¹⁾ Valores medidos por análise química;

⁽²⁾ Valores especificados pela API (apud Welding Handbook);

⁽⁺⁾ e ⁽⁻⁾ Valores máximos e mínimos, respectivamente.

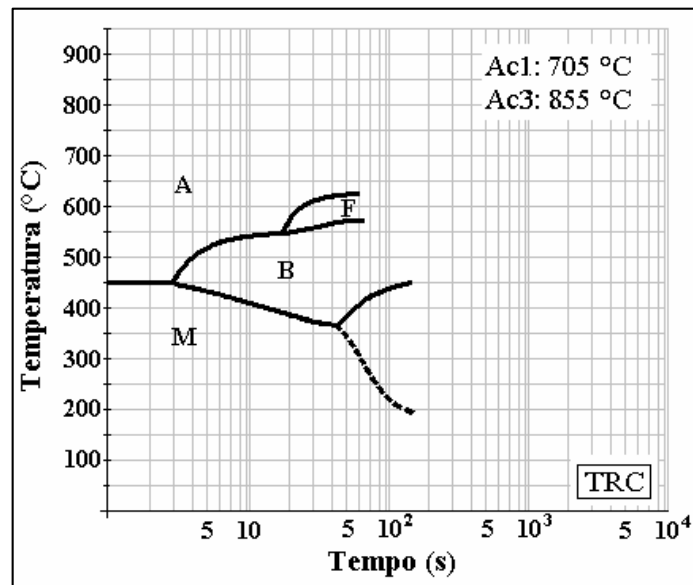


Figura 4.2: Diagrama TRC para o aço API 5L X-60 fornecido pela USIMINAS.

Para a execução da soldagem dissimilar foram utilizados eletrodos revestidos de baixo hidrogênio tipo básico, E-NiCrMo3 (Inconel 625[®]) em diâmetros de 2,5 e 3,25 mm. Foi avaliado também o amanteigamento com eletrodos revestidos de baixo hidrogênio tipo básico E9018-G, similar em relação ao metal de base. A composição química dos eletrodos empregados nos experimentos está listada na tabela 4.2 a seguir. Os eletrodos foram pré-secados acima de 300 °C por uma hora e posteriormente foram mantidos em estufa até seu uso visando assim evitar absorção de umidade.

Tabela 4.2: Composição química média de soldas depositadas com eletrodos E-NiCrMo-3 e E-9018 G.

Material	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe
E-NiCrMo3	0.04	0.50	0.60	-	22.0	9.0	61.6	3.30	3
E-9018 G	0.06	0.30	1.20	-	-	0.35	0.8	-	96.7

Fonte: Bohler Tyssen.

5. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

5.1 Procedimento de Soldagem

Todas as soldas foram depositadas na posição plana com ângulo de ataque do eletrodo de 90° com a superfície to tubo (secionado). Os ensaios de deposição sobre tubo e amanteigamento foram realizados na direção longitudinal (comprimento do tubo) em condições de corrente e velocidade constante ao longo de todo o cordão. A bancada de soldagem e aquisição de temperaturas pode ser vista nas figuras 5.1 e 5.2 a seguir.

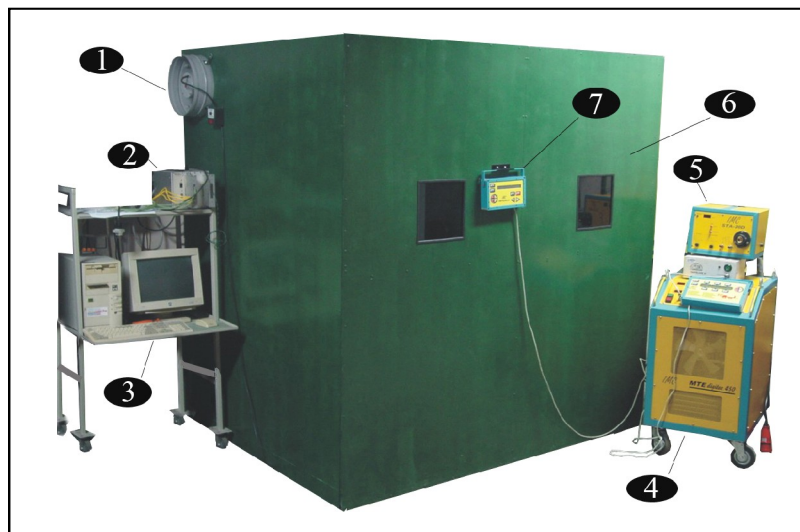


Figura 5.1: Vista externa da bancada de ensaios de soldagem.

Esta bancada de ensaios é constituída dos seguintes itens:

1. Sistema de ventilação do Bunker;
2. Sistema de aquisição de temperaturas;
3. Sistema de aquisição de dados de soldagem;
4. Fonte de soldagem eletrônica multiprocesso *MTE Digitec 450*;
5. Controlador do mergulho do eletrodo;
6. Bunker;
7. Comando do sistema de deslocamento linear *tartilope VI*.

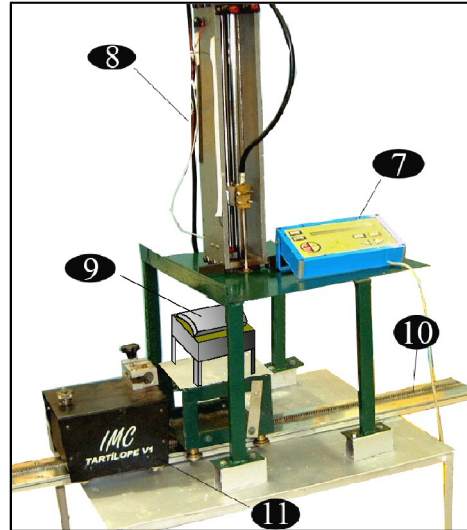


Figura 5.2: Detalhe do sistema de soldagem automática alojado dentro do Bunker.

Este sistema de soldagem automática é constituído pelos seguintes itens:

7. Comando do sistema de deslocamento linear *tartílope V1*.
8. Dispositivo de mergulho do eletrodo;
9. Corpo de prova;
10. Trilho do Tartílope V1;
11. Dispositivo de movimentação linear Tartílope V1.

Para dar início a soldagem, o arco era aberto numa das extremidades do corpo de prova, sendo instantaneamente acionado o sistema de deslocamento linear que o movimentava com velocidade pré-estabelecida. Os ensaios foram então realizados incrementando-se a corrente, a velocidade de soldagem e a temperatura de pré-aquecimento, pois os objetivos do estudo foi justamente avaliar os efeitos destas variáveis sobre a microestrutura do sistema formado na região da interface do metal de solda com o metal de base.

Caso fossem depositados cordões de solda na direção transversal dos corpos de prova, efeitos metalúrgicos adicionais causados pelo ângulo de ataque do eletrodo e pela gravidade sobre a poça de fusão seriam exibidos, devido ao raio de curvatura do metal de base, inserindo desta forma mais uma variável a ser considerada.

5.1.1 Deposição Sobre Tubo Sem Preaquecimento

Esta etapa dos experimentos consistiu em realizar ensaios de soldagem por simples deposição com eletrodo revestido em diferentes condições de corrente, tensão e velocidade de soldagem, visando impor níveis de energia variados e assim estudar as características comportamentais da soldagem dissimilar em função dos parâmetros de soldagem empregados.

Após depositar cada cordão de solda, estes eram resfriados por convecção forçada em ar comprimido, visando desta maneira manter a temperatura inicial do metal base similar nas demais deposições. No total, foram realizados quinze ensaios com seguintes condições:

- Velocidades de soldagem: 8, 12, 16, 20 e 24 cm/min;
- Correntes selecionadas: 50, 70 e 90A;
- A tensão foi variada em decorrência do nível de corrente;
- Eletrodos revestidos Inconel 625 de 2,5 e 3,2 mm de diâmetro;
- Não foi utilizado preaquecimento (temperatura ambiente);
- O resfriamento foi realizado por convecção forçada em ar comprimido.

5.1.2 Deposição Sobre Tubo com Preaquecimento

Neste caso foram utilizadas duas faixas de temperatura de preaquecimento, sendo a primeira entre 100 – 130°C e a segunda entre 200 – 230°C. O objetivo foi avaliar o sistema formado pela solda dissimilar quando prolongado o tempo de resfriamento em relação aos tempos de resfriamento resultantes nos ensaios sem preaquecimento. Foi realizado um total de vinte e três ensaios com as seguintes características:

- Velocidades de soldagem: 12, 16 e 20 cm/min;
- Correntes selecionadas: 50, 70 e 90A;
- A tensão foi variada em decorrência do nível de corrente;

- Eletrodos revestidos Inconel 625 de 2,5 e 3,2 mm de diâmetro;
- Preaquecimento nas faixas entre: 100 – 130°C e 200 – 230 °C;
- O resfriamento foi realizado por convecção natural até que a temperatura do metal de base retornasse a temperatura de preaquecimento e se prosseguissem os ensaios nas respectivas T_0 .

5.1.3 Amanteigamento com Eletrodo E 9018-D1

Primeiramente, foram depositadas soldas em três níveis de corrente sem preaquecimento com intuito de se avaliar as características metalúrgicas resultantes nesse sistema de soldagem similar. As condições nas quais foram efetuados estes ensaios são:

- Velocidade de soldagem: 20 cm/min;
- Correntes selecionadas: 80, 100 e 120A;
- A tensão foi variada em decorrência do nível de corrente;
- Eletrodos revestidos E-9018-D1 de 2,5 mm de diâmetro;
- Não foi utilizado preaquecimento;
- O resfriamento foi realizado por convecção forçada em ar comprimido.

A utilização do amanteigamento prévio a soldagem dissimilar teve como objetivo único e exclusivo fabricar uma superfície de mais baixo teor de carbono, devido ao menor teor de carbono contido no metal de adição. Foi então avaliada a influência do teor de carbono do substrato sobre a formação e o comportamento das ZPD quando na subsequente deposição de consumível dissimilar. Duas camadas com eletrodo E 9018-G foram depositadas.

5.2 Medição dos Ciclos Térmicos

Em algumas soldas manualmente depositadas foram feitas medições de temperatura usando termopar Chromel-Alumel (tipo K) preparados a partir de fios nus de 0,25

mm de diâmetro (isolados com miçangas de cerâmica de dois orifícios internos e diâmetro externo de 2 mm), e revestidos com material polimérico nas extensões dos mesmos, evitando assim contato entre os fios.

Os termopares foram conectados, utilizando-se pinos e tomadas apropriadas do mesmo material, a fios de extensão tipo KX de bitola AWG 20, com 2 m de comprimento e isolamento de teflon, que por sua vez foram conectados aos terminais do bloco SCXI-1322 da National Instruments[®] dotado de sensor de temperatura de junta fria. O bloco SCXI-1322 foi ligado à placa de aquisição de dados AT-MIO-16E-10 também da National instalada num microcomputador. O sistema foi controlado através de um programa gerado no aplicativo LabVIEW 4.1.

Foi utilizado apenas um dos quatro canais disponíveis para medição de temperatura em cada ensaio. Este termopar foi inserido com pinça na poça de fusão, 25 mm após o início do cordão, conforme mostrado na figura 5.3 a seguir. Tratando-se de termopares tipo K, a efetividade de aquisição de temperatura limita-se a temperatura máxima em torno de 1200-1300 °C, sendo que o objetivo principal foi medir o tempo de resfriamento no intervalo de 800-500°C. Foram considerados válidos os ensaios onde a conexão dos fios do termopar permaneciam unidas após a inserção na zona fundida.

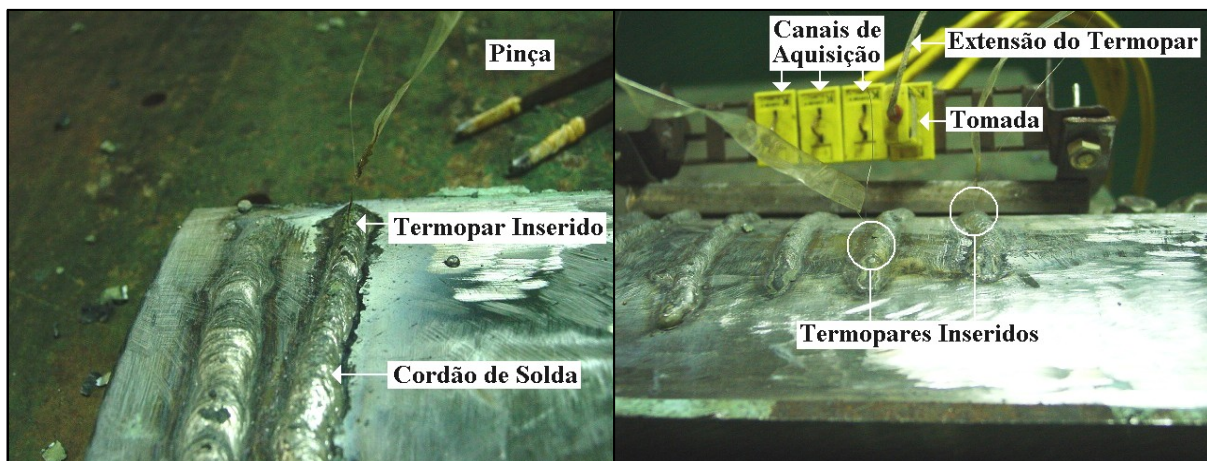


Figura 5.3: Termopares inseridos nos cordões de solda.

5.3 Soluções Analíticas para Transferência de Calor na Soldagem

Para estimar o tempo no qual as regiões críticas da solda (ZAC-ZPD) levam para resfriar no intervalo de temperatura entre 800 e 500°C foram usados dois softwares. O primeiro software utilizado foi desenvolvido por Santos (2001), baseado nas soluções de Boo e Choo. Este software foi concebido com o fim de estimar a condução de calor que ocorre durante a soldagem a arco voltaico, a qual é de caráter tridimensional e de regime transiente. A solução analítica de Santos leva em consideração os efeitos da espessura do material, o calor recebido do arco e as perdas sofridas por processos de troca de calor com o ambiente (descritas através dos coeficientes de transferência de calor por convecção).

A sua aplicação foi feita da seguinte forma:

Primeiramente, o parâmetro de eficiência térmica (η) do processo foi estimado a partir de coordenadas de pontos de temperatura conhecida (linha de transformação Ac_1), identificados em macrografias de seção transversal ao cordão de solda. Na Figura 5.4 é apresentado um desenho esquemático de uma deposição sobre chapa com as dimensões que foram levadas em consideração para determinar o a eficiência (η) do processo de soldagem.

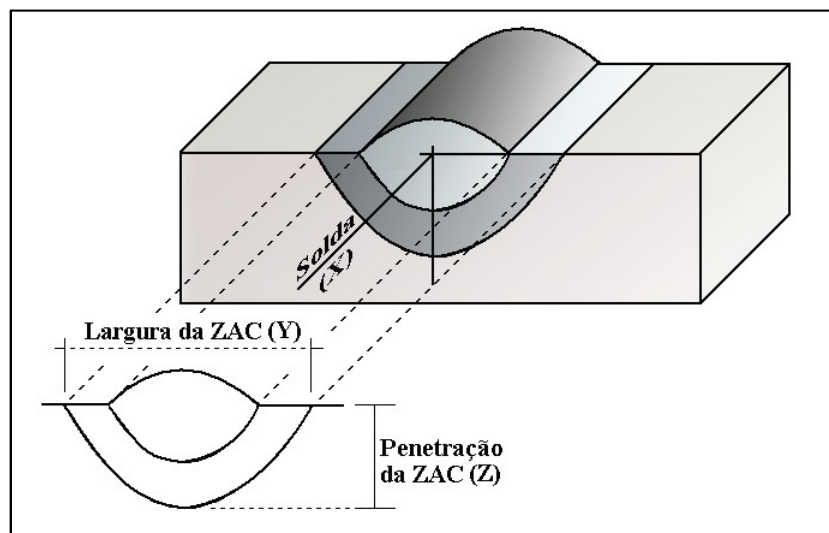


Figura 5.4: Desenho esquemático de uma deposição sobre chapa e das coordenadas empregadas na solução de Santos para cálculo da eficiência do processo de soldagem.

Nesta etapa foram introduzidos os seguintes dados:

- Parâmetros de Soldagem: Corrente, tensão e velocidade de soldagem (I_s , U_s e V_s);
- Medições geométricas extraídas da macrografias das amostras: Espessura do metal de base, semi-largura e penetração da ZAC (E_{MB} , $L_{ZAC}/2$ e P_{ZAC});
- Propriedades termofísicas do MB: Temperatura de transformação AC1, condutividade e difusividade térmica (A_{C1} , c e d).
- Temperatura inicial: T_0 ;
- Coeficientes de convecção nas superfícies da solda: superfície superior e inferior (h_{S1} e h_{S2}).

O segundo software utilizado foi desenvolvido por Buschinelli e Nino (1994), o qual se baseia na metodologia do IRSID. Este software, o METSOLDA V1.0, é um programa que fornece subsídios na área metalúrgica, o qual está subdividido em três áreas principais: Cálculo do ciclo térmico, previsão da dureza máxima na ZAC-GG e previsão da temperatura de preaquecimento. A área utilizada foi a de Cálculo do Ciclo Térmico, onde foram determinados os tempos de resfriamento no intervalo de temperatura entre 800 e 500°C.

Nesta etapa foram inseridos os seguintes dados:

- Composição química devido à interferência na condutividade e difusividade térmicas;
- Intervalo de temperaturas no qual deseja-se saber o tempo de resfriamento: 800 -500°C;
- Eficiência térmica do processo: calculada através do software de Santos;
- Tipo de junta: considera “Bead on Plate” como uma solda de filete onde a espessura de uma das chapas é zero, enquanto a da outra chapa é a própria espessura do metal de base;
- Energia fornecida;
- Temperatura de preaquecimento.

5.4 Tratamentos Térmicos das Soldas Dissimilares

Manualmente foram realizadas soldas dissimilares por deposição sobre chapa em temperatura ambiente. Nestes casos, porém, foram depositados quatro cordões lado a lado com os mesmos níveis de energia, simulando assim uma operação de revestimento da superfície, como por exemplo, durante o amanteigamento. Entre cada cordão depositado o corpo de prova era refrigerado por convecção forçada em ar comprimido até que retornasse a temperatura ambiente, garantindo assim o controle da temperatura de interpasse em 30°C.

Desta solda foram removidos seis amostras transversais contendo 20mm de comprimento de solda depositada. As amostras foram colocadas no interior de uma caixa de aço para reduzir eventual decarbonetação, internamente revestida com lã de vidro, e foram então submetidas ao tratamento isotérmico em forno elétrico em três diferentes condições:

- 420°C durante 1 e 3h;
- 540°C durante 1 e 3h;
- 660°C durante 1 e 3 h;

O objetivo do TTPS foi avaliar a aplicabilidade desse artifício como uma medida alternativa para se obter redução ou eventual eliminação das zonas parcialmente diluídas, através do revenimento ou recristalização das possíveis estruturas martensíticas formadas na interface da linha de fusão.

5.5 Sobredeposição de Cordões

Sobre chapa foram depositadas camadas longitudinais de três cordões cada com nível de corrente de 50A, sendo utilizada velocidade de soldagem de 16 cm/min. Conforme mostra o desenho esquemático da figura 5.5, os 2^{os} e 3^{os} cordões das primeiras camadas foram depositados abrangendo 1/3 do cordão preexistente. O sistema não foi pré-aquecido e foi controlada a temperatura de interpasse em 30°C por resfriamento em convecção forçada com

ar comprimido. Posteriormente, foram transversalmente depositados cordões com 90 A com velocidade de soldagem de 16 cm/min.

O objetivo destes ensaios foi verificar as transformações metalúrgicas resultantes tanto na ZAC-GG quanto nas eventuais ZPD formadas na interface da linha de fusão, quando submetidas a um novo ciclo térmico provocado por este passe transversal (2ª camada), conhecida por técnica da dupla camada.

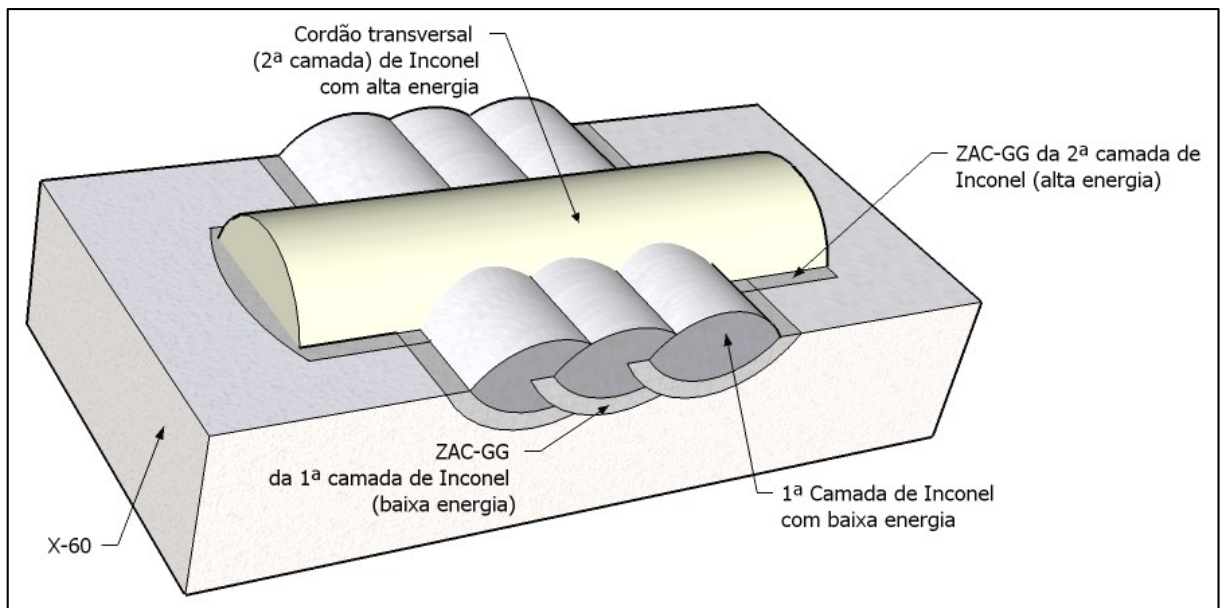


Figura 5.5: Metodologia utilizada para deposição de uma segunda camada de maior energia na técnica da dupla camada.

O requisito para aplicabilidade da técnica da dupla camada, nesse caso, é essencialmente manter a ZAC-GG do segundo passe (2ª camada) na região do metal de solda da 1ª camada (uma vez que não sofrerá transformações durante o resfriamento), enquanto que a ZAC-N do segundo passe deve sobrepor-se a ZAC-GG do primeiro passe, normalizando esta microestrutura, conforme mostrado no esquema da figura 5.6 a seguir. Desta forma, consegue-se a redução dos níveis de dureza na ZAC-GG da primeira camada de soldagem dissimilar, melhorando a tenacidade da junta fabricada.

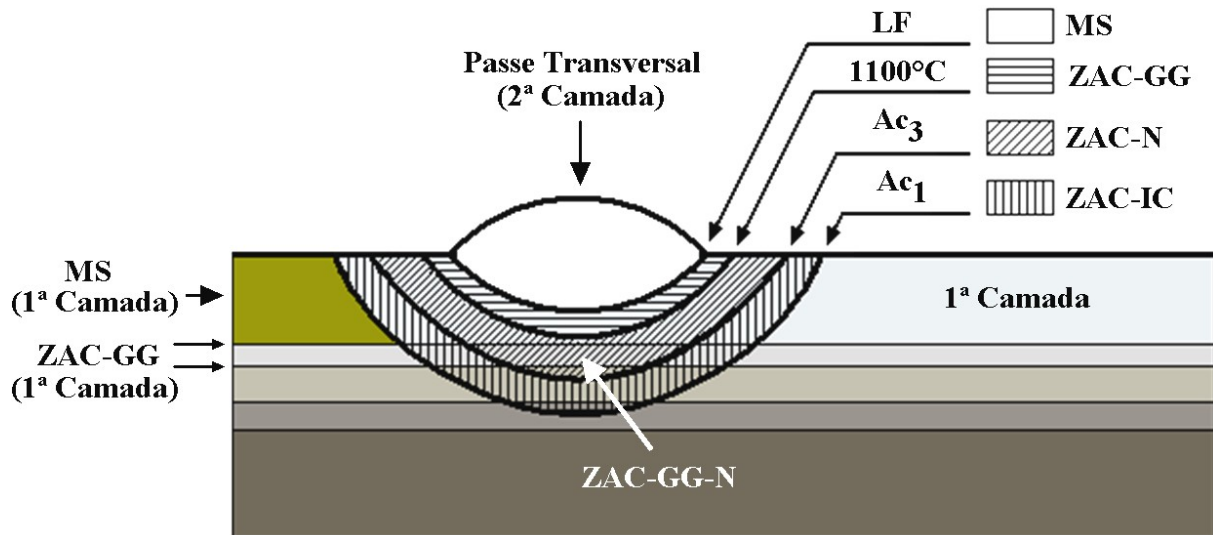


Figura 5.6: Esquema das transformações metalúrgicas durante a técnica da dupla camada.

5.6 Caracterização das Amostras

Os cordões de solda depositados sobre chapa, foram limpos em escova rotativa e inspecionados visualmente, quanto ao acabamento superficial. Depois, cada solda foi longitudinalmente seccionada para que se pudesse ser avaliada de forma independente. Destas, foram então removidas duas amostras de cada cordão para preparação metalográfica. A primeira amostra foi transversalmente seccionada numa distância de 20 mm do início do cordão, e a segunda a 60 mm, visando garantir que a amostra pertencesse a região do cordão já em regime, permitindo assim uma melhor reprodutibilidade das análises.

As soldas realizadas foram identificadas numa seqüência numérica associada às variáveis de processo, conforme mostrado no exemplo a seguir:

S8020P0

Onde:

- S e D → Solda Similar ou Dissimilar;
- 80 → Corrente de soldagem (A);
- 20 → Velocidade de soldagem (cm/min);
- P25 e P100 → Temperatura de Preaquecimento (°C).

As amostras transversais foram embutidas duas a duas, lixadas, polidas, e submetidas ao posterior ataque químico com Nital 2% por imersão num intervalo de tempo entre 10-20s. Depois de efetuada esta preparação metalográfica, foram realizadas macrografias da seção transversal das soldas usando uma lupa estereoscópica, marca Olympus. As imagens digitais foram inseridas num software CAD, para realizar a medição das dimensões do cordão de solda e da zona afetada pelo calor (penetração da solda e da ZAC, largura da solda e da ZAC e reforço), assim como o cálculo da diluição.

Para revelação do metal de solda e das zonas parcialmente diluídas, inertes ao ataque químico por nital, foi aplicado um ataque eletrolítico mediante a utilização de um reagente que não ataca o aço C-Mn. O eletrólito utilizado foi uma solução de 5g de FeCl_2 , 2 ml de HCl, e 99 ml de etanol. O ataque ocorria mediante a aplicação de uma diferença de potencial de 1,5 V num intervalo de tempo entre 5 - 10s, seguido de lavagem da superfície com água a 50°C e posterior limpeza com álcool.

Foram realizadas medições de microdureza através de um microdurômetro com indentador Vickers (cargas de 0,1 e 0,2 kgf por 15s) ao longo da interface da linha de fusão em todas as amostras fabricadas. O objetivo foi de relacionar as possíveis alterações nos valores de dureza com variações microestruturais nas regiões críticas constituídas pela ZAC-GG e pelas ZPD. Foram levantadas no mínimo seis valores de microdureza na ZAC-GG, mais seis indentações na interface da linha de fusão de cada cordão depositado. Destes seis valores obtidos para cada solda foi descartado o valor máximo e o valor mínimo, sendo feita a média dos restantes.

A técnica da microscopia ótica foi empregada para auxiliar a caracterização do efeito dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura resultante na ZAC e na interface da linha de fusão. Foi utilizado um microscópio metalúrgico Olympus BX60M dotado de um sistema digital de aquisição de imagens OLYMPUS DP11.

Para auxiliar na caracterização microestrutural destas soldas dissimilares foi utilizada microscopia eletrônica de varredura nos modos SE e BSE, elétrons secundário e elétrons retroespalhados respectivamente. Foram empregadas técnicas de microanálise química EDS, para obter-se a composição química das microregiões abrangidas pelas ZPDs na interface da linha de fusão. Traços de microanálises químicas também foram efetuados

transversalmente a interface da linha de fusão em amostras retiradas de cordões com diferentes condições de soldagem que continham e também que não continham ZPD.

5.7 Fusão de Amostras em Forno a Arco

Uma vez conhecidas as composições químicas das ZPD formadas, foram então fundidas num forno a arco TIG (figura 5.7) amostras constituídas de diferentes percentuais de metal de base (X-60) e metal de adição (E NiCrMo-3), simulando diferentes níveis de diluição, conforme mostra a tabela 5.1.

Tabela 5.1: Formulações utilizadas para fabricação das amostras fundidas.

Liga 625	Aço X-60	Diluição Simulada	Massa A. Fundida	Perda de Massa
0,877g	17,428g	95%	18,290g	0,082%
2,075g	19,352g	90%	21,412g	0,070%
3,312g	18,127g	85%	21,422g	0,077%

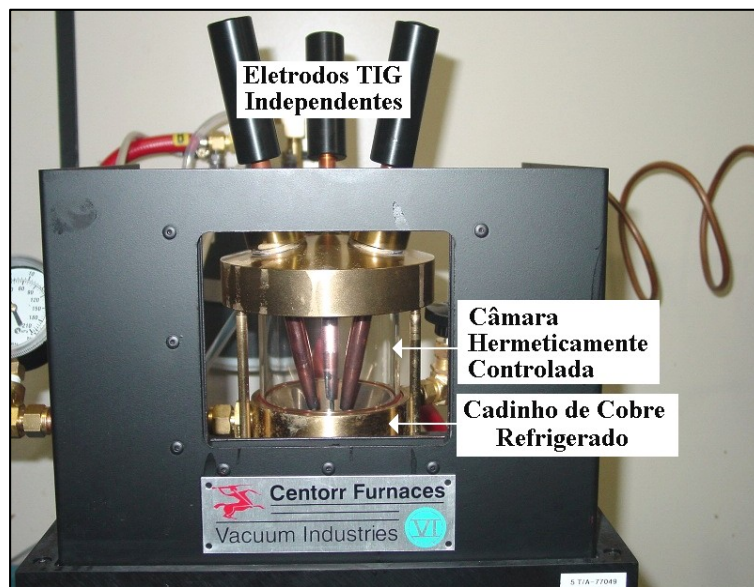


Figura 5.7: Detalhes do forno a arco TIG.

Este forno TIG consiste de três eletrodos TIG dispostos independentemente, ligados a uma fonte de potência, que estabelecem um arco-voltaico com o cadinho de cobre refrigerado em água. O sistema, hermeticamente isolado, permite evacuação da câmara e

posterior circulação de argônio. As amostras foram então fundidas por três vezes para que houvesse completa homogeneização da liga.

Depois de fundidas as amostras, que continham em torno de 20g (figura 5.8), foram seccionadas em duas partes. Foram então homogeneizadas a 930°C por 45 minutos e depois uma metade foi resfriada em água com convecção forçada e a outra metade resfriada ao ar por convecção natural. Duas amostras do aço C-Mn também foram submetidas a este procedimento de austenitização seguido de resfriamento em diferentes meios (água e ar).



Figura 5.8: Detalhe da amostra fundida no forno a arco TIG.

As amostras temperadas foram então submetidas à preparação metalográfica e caracterizadas por microscopia ótica e por microdureza. Das amostras resfriadas ao ar (homogeneizadas) foi fabricada uma amostra para realização de ensaios termofísicos de análise térmica diferencial, com objetivo de se determinar a influência da composição química (efeito da diluição) sobre a temperatura de transformação A_{C1} .

6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo apresenta uma discussão dos resultados experimentalmente obtidos na soldagem do aço API 5L X-60 com eletrodos dissimilares E NiCrMo-3 (Inconel 625). Primeiramente, são mostrados resultados preliminares quando executadas soldas dissimilares com parâmetros de soldagem usualmente empregados na indústria. Em segunda instância, são avaliados os efeitos dos parâmetros de soldagem e suas relações com as características estruturais e microestruturais das soldas resultantes.

6.1 Resultados Preliminares

É bastante reportado o emprego de Inconel para soldagem dissimilar com eletrodos revestidos em níveis de corrente tipicamente em torno de 90A em velocidades de soldagem próximas de 16 cm/min.^{16,19} A utilização na indústria destes parâmetros de soldagem permite a manutenção da estabilidade do arco-voltaico, maior conforto e reprodutibilidade quando na execução de soldas manuais, e por consequência, melhor qualidade da solda fabricada.

A figura 6.1 a seguir apresenta uma micrografia obtida por microscopia ótica com aumento de 100 X da interface da linha de fusão para uma solda depositada sem preaquecimento, com corrente de soldagem de 90 A e velocidade de soldagem de 16 cm/min (energia de soldagem de 10,3 kJ/cm). Neste caso, níveis de dureza entre 427- 475 HV são alcançados na ZPD, enquanto que na ZAC-GG a dureza situa-se na faixa de 364-380 HV. Estes valores de dureza caracterizam a presença de microestrutura martensítica nestas regiões. No metal de solda, puramente austenítico, os níveis de dureza são baixos, situando-se na faixa entre 200-224 HV.

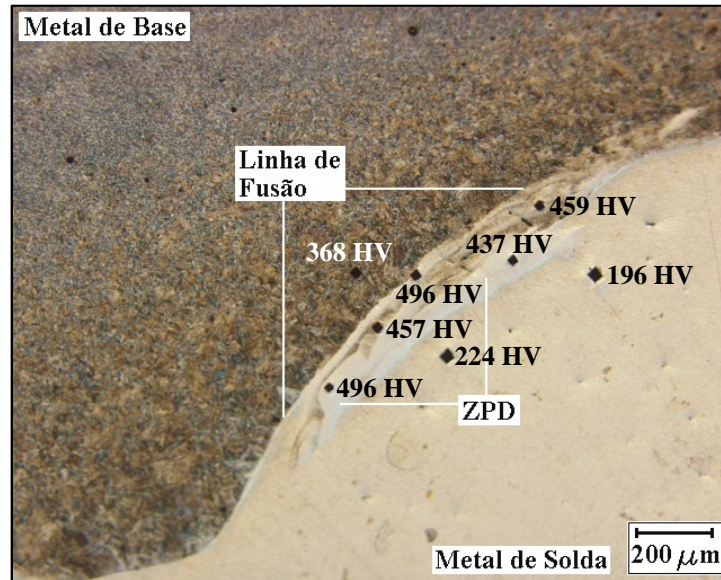


Figura 6.1: Micrografia obtida por microscopia ótica da interface da linha de fusão de uma solda depositada com 10,3 kJ/cm e sem preaquecimento. Ataque: Nital 2%.

A figura 6.2 apresenta uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A e velocidade de soldagem de 15 cm/min (energia de soldagem de 11 kJ/cm). Nesta amostra foi levantado um perfil de composição química, do metal de base para o metal de solda, através de microanálise por espectroscopia de energia dispersiva de raios-x EDX, indicado pelos pontos de 1 a 4.

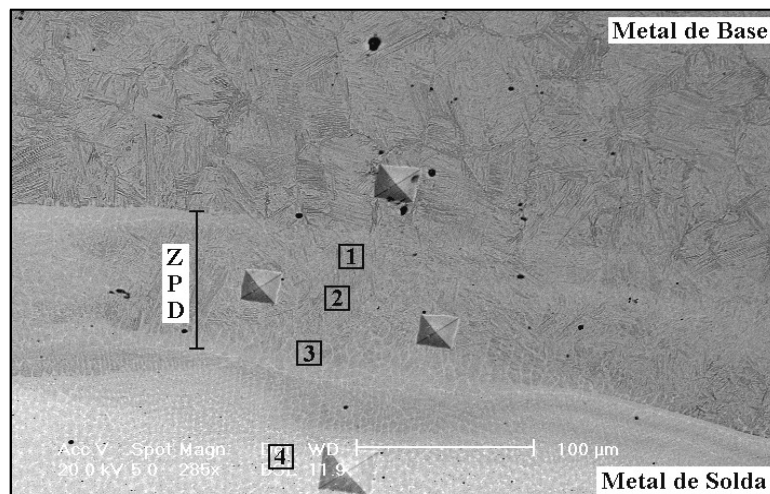


Figura 6.2: Micrografia obtida por MEV da interface da linha de fusão de uma solda depositada com 11 kJ/cm e sem preaquecimento. 1-4: pontos de microanálise.

Ataque: Nital 2%.

Na figura 6.2, os pontos 1, 2, 3 e 4 correspondem às regiões onde foram pontualmente feitas microanálise química por EDX. Este tipo de ensaio, semi-quantitativo, é amplamente utilizado em estudos de soldagem para verificar a composição química de regiões (microestruturas) de pequenas dimensões como neste caso, as quais não são possíveis de serem medidas através de métodos convencionais de análise química. Na tabela 6.1 são apresentados os valores obtidos por microanálise química dos pontos selecionados:

Tabela 6.1: Composição química das regiões selecionadas na figura 6.2:

Elemento	1	2	3	4
Si	0,60	0,34	0,45	0,41
Mo	6,69	0,98	0,57	0,62
Cr	13,81	2,13	0,78	0,52
Mn	0,95	1,47	1,42	1,50
Fe	39,95	89,99	95,51	96,65
Ni	38,00	5,09	1,26	0,30
TOTAL	100,00	100,00	100,00	100,00

Cálculos de diluição local a partir da composição química (Eq. 3.6), levando em conta os principais elementos de liga presentes no metal de solda (Ni e Cr), indicam que ocorre, na amostra apresentada na figura 6.2, uma variação da diluição local desde a linha de fusão em direção ao centro da solda, conforme mostra a figura 6.3 a seguir. Além dos valores de microdureza muitas vezes superiores a 400 HV, a composição química medida, quando sobreposta ao diagrama de Schaeffler comprova que a ZPD possui em sua maior extensão, uma microestrutura martensítica.

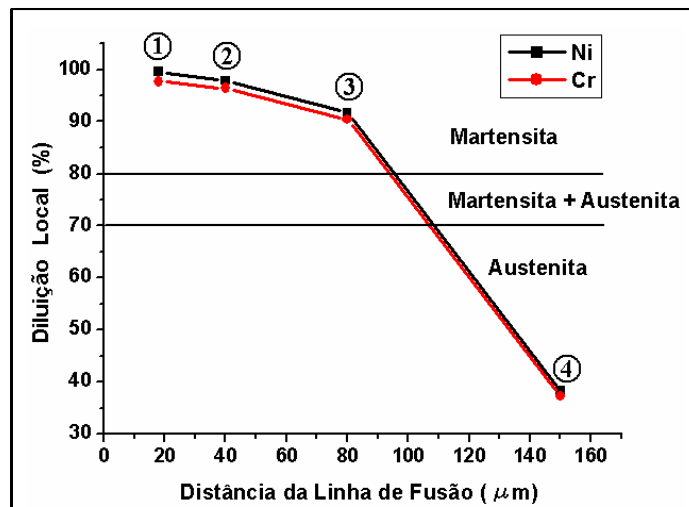


Figura 6.3: Evolução da diluição a partir da linha de fusão.

*** Nota Importante:**

O termo Zonas Parcialmente Diluídas → **ZPD** foi cunhado com objetivo de explicitar o fenômeno físico de diluição incompleta que ocorre na interface da linha de fusão em algumas soldas dissimilares. Desta forma, quando se faz o cálculo para uma estimativa da diluição local nas ZPD, mediante a equação 3.6 (reescrita a seguir), a partir da microanálise química das ZPD, observa-se uma alta diluição uma vez que a composição química das ZPD possuem acima de 80% de metal de base incorporado. Esta alta diluição associada às ZPD será então denominada de “Diluição Local”, (D_L).

$$\%X_{MS} = X_{MB}D_L + X_{MA}(1 - D_L) \quad \text{Eq. (3.6)}$$

Onde: “ X_{MS} ” é % de X na solda, “ D_L ” diluição local, “ X_{MB} ” é % de X no metal de base, “ X_{MA} ” é % de X no metal de adição.

6.1.2 Localização Preferencial das ZPD

Durante as investigações preliminares, foi constatado que as zonas parcialmente diluídas formavam-se preferencialmente na região inferior (base) do cordão de solda (figura 6.4), bem como nos locais de transição da região de baixa penetração para região de alta penetração. De acordo com as macrografias, os cordões apresentam maior penetração na região central, enquanto nas periferias a penetração é menor, tendendo assim a um formato conhecido no processo MIG por “*finger shape*”.

A figura 6.1 é um exemplo da formação das ZPDs na transição entre as regiões de máxima e mínima penetração observadas. De acordo com as informações reportadas na literatura ^{8,9}, ocorrem nestas regiões dois fenômenos importantes: 1) a formação de uma camada estagnada de metal de base fundida enriquecida por elementos de liga provenientes do metal de adição através de difusão na fase líquida e 2) segregação de elementos de liga nos transientes iniciais de solidificação. Ambos os fatores, resultam na formação de um gradiente de crescente de concentração de elementos inseridos pelo metal de adição.

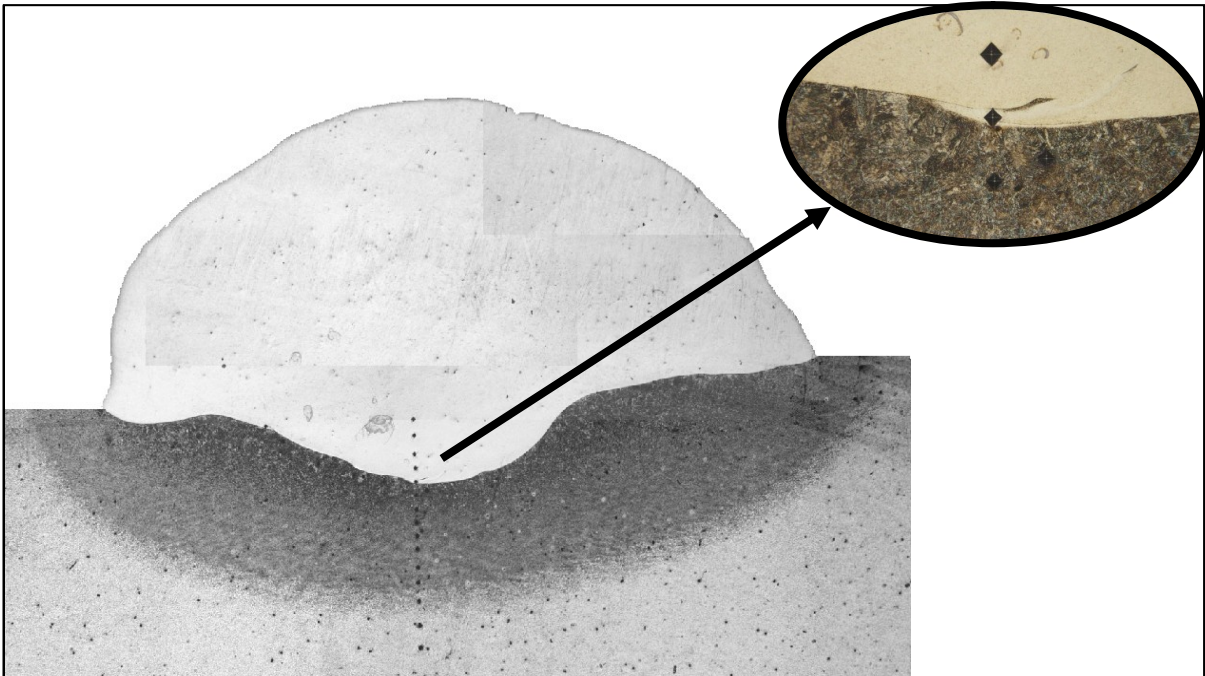


Figura 6.4: Montagem de micrografias óticas de 50x de aumento. Destaque: localização preferencial das ZPDs na região inferior dos cordões com aumento de 200x.

Ataque: Nital 2%.

Esta camada fundida, não é misturada no metal de solda devido justamente à negligência dos movimentos convectivos, os quais ocorrem expressivamente na massa fundida do metal de solda. Neste contexto, foi observado que a corrente de curto-circuito, variável de controle em fontes de soldagem eletrônicas, exerce influência na capacidade de misturar esta camada estagnada.

A figura 6.5 a seguir apresenta a macrografia de uma seção longitudinal de uma solda depositada com corrente de soldagem de 70 A, velocidade de soldagem de 16 cm/min e corrente de curto-circuito de 240 A, resultando numa energia de soldagem de 8,3 kJ/cm. De acordo com a figura 6.5, a aparência irregularmente “serrilhada” ocorre devido aos curto-circuitos que elevam instantaneamente a corrente de soldagem para que haja um “descolamento” do eletrodo, resultando numa variação da penetração.

Além de resultar num aumento da corrente eficaz (por consequência do aporte térmico), o uso de correntes de curto circuito muito distantes da corrente de soldagem leva a formação deste perfil irregular de penetração, sendo que a presença destes picos e vales

resulta na dificuldade de misturar a camada estagnada, favorecendo a formação de ZPD. Por estes motivos, neste trabalho, todas as soldas foram realizadas com corrente de curto circuito de 140 A.

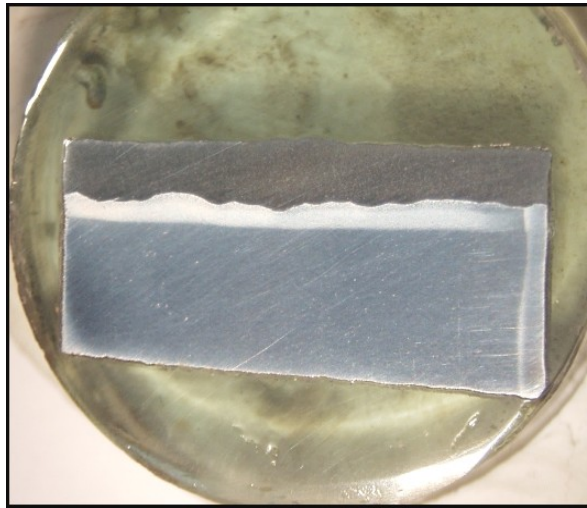


Figura 6.5: Seção longitudinal de uma solda dissimilar mostrando os efeitos da corrente de curto circuito na penetração do metal de solda. Aumento: 5X. Ataque: Nital 2%.

Visto que em condições de soldagem usualmente empregadas, conforme reportado na literatura, tem-se como resultado a formação de ZPD sobre a linha de fusão, foi feito um planejamento de trabalho de modo a avaliar os efeitos dos parâmetros de soldagem em relação a formação de ZPD. Levando em consideração, que os parâmetros como corrente e velocidade de soldagem assumem fundamental importância sobre as questões de projeto, inicialmente foi feita uma avaliação das soldas em níveis macroscópicos.

6.2 Influência das Variáveis de Soldagem em Relação à Geometria dos Cordões

A tabela 6.2 sintetiza as variáveis de soldagem empregadas e os respectivos valores de potência e energia do arco resultante. A figura 6.6 mostra fotografias dos cordões dissimilares sobre chapa depositados sem preaquecimento, com diferentes energias de soldagem, e já seccionados para retirada de amostras para preparação metalográfica.

Tabela 6.2: Condições de soldagem sem preaquecimento.

Amostra	Φ_e (mm)	V_s (cm/min)	I_{ef} (A)	U_{ef} (V)	P (w)	E_s (kJ/cm)
D9008P25	3,25	8	90	26,3	2369	17,8
D9012P25	3,25	12	100	27	2701	13,5
D9016P25	3,25	16	90	27,2	2449	9,2
D9020P25	3,25	20	97	27	2620	7,9
D9024P25	3,25	24	90	28,3	2550	6,4
D7008P25	3,25	8	70	26	1818	13,6
D7012P25	3,25	12	72	25,5	1840	9,2
D7016P25	3,25	16	71	26	1842	6,9
D7020P25	3,25	20	70	27	1891	5,7
D7024P25	3,25	24	70	26,4	1850	4,6
D5008P25	2,5	8	54	25,5	1380	10,4
D5012P25	2,5	12	51	26	1326	6,6
D5016P25	2,5	16	50	26	1305	4,9
D5020P25	2,5	20	51	26,8	1370	4,1
D5024P25	2,5	24	51	26,5	1355	3,4

Pode-se observar a partir das fotografias da figura 6.6 que o aumento da velocidade de soldagem (esquerda para direita) provoca um aumento na variação da largura e também da altura dos cordões depositados. Utilizando-se correntes de soldagem de 70 A (caso B), descontinuidades ao longo do cordão começam a serem mais pronunciadas quando na utilização de velocidade de soldagem de 24 cm/min. Para corrente de 50 A (caso C), a velocidade de soldagem de 24 cm/min provoca descontinuidades ainda mais evidentes, impossibilitando a utilização destes parâmetros.



**6.6 a) Corrente de soldagem: (A) =90A.
Diâmetro do eletrodo: Φ_e : 3,25 mm.
Velocidades de soldagem: 8, 12, 16, 20 e 24
cm/min da esquerda para direita.**



**6.6 b) Corrente de soldagem: (A) =90A,
Diâmetro do eletrodo: Φ_e : 3,25 mm.
Velocidades de soldagem: 8, 12, 16, 20 e 24
cm/min da esquerda para direita.**



6.6 c) Corrente de soldagem: (A) =50A.
 Diâmetro do eletrodo: Φ e:2,5 mm.
 Velocidades de soldagem: 8, 12, 16, 20 e 24
 cm/min da esquerda para direita.

Figura 6.6: Soldas depositadas sem preaquecimento em diferentes energias de soldagem.

Estas soldas foram transversalmente seccionadas em duas regiões distintas ao longo do cordão para preparação metalográfica. A figura 6.7 a seguir apresenta macrografias preparadas para cada condição de soldagem utilizada. O contorno em branco nas macrografias foi realizado por software CAD para que possibilitasse a medição das dimensões dos cordões de solda e da ZAC, conforme mostra o esquema da figura 6.8, bem como, para o cálculo da diluição global através da relação entre áreas (Eq. 3.5).

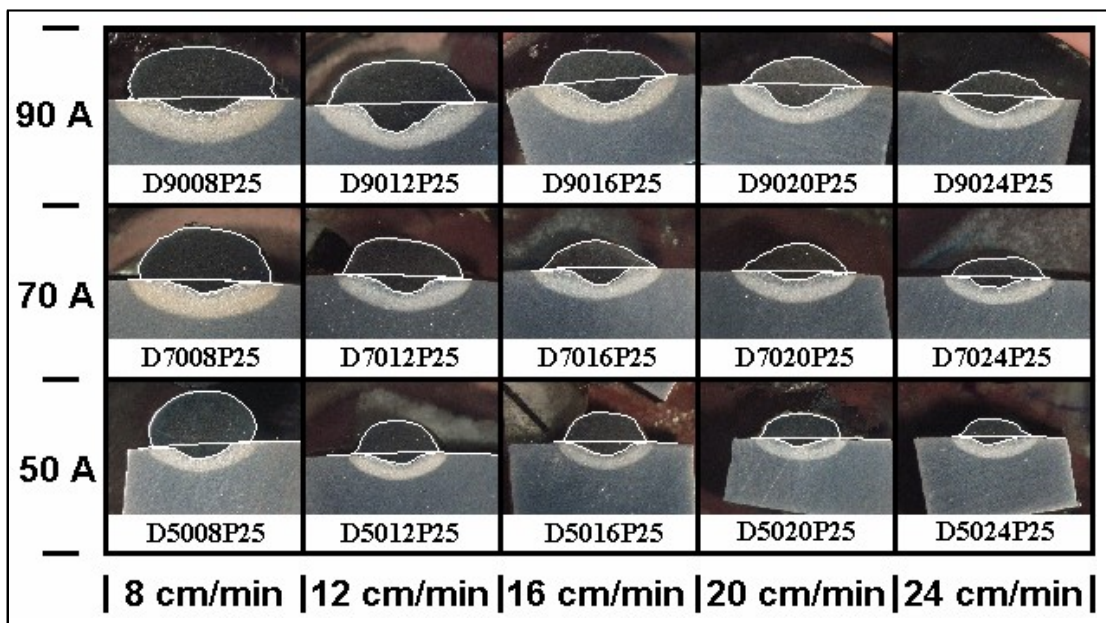


Figura 6.7: Macrografias das soldas depositadas sem preaquecimento.

Ataque: Nital 2%.

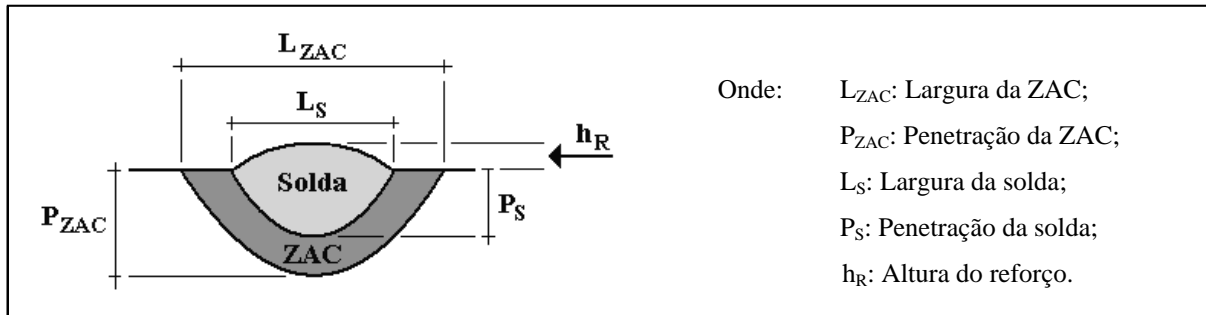


Figura 6.8: Grandezas medidas a partir das macrografias.

De acordo com a figura 6.7, pode se observar que existe uma tendência em diminuir a altura do reforço da solda na medida em que se aumenta a velocidade de soldagem para um mesmo nível de corrente. De fato, quando se utiliza de velocidades de soldagem muito baixas (8 cm/min), alguns fatores prejudiciais sobre o ponto de vista de fabricação podem ser apontados, tais como:

- Excessiva convexidade dos cordões (baixa molhabilidade do metal de base pelo metal de solda);
- Redução e eventual falta de fusão do metal de base, devido à camada muito alta de metal depositado;
- Excessivas extinções do arco para baixas correntes de soldagem quando se tentava manter constante o comprimento do arco.

Um critério para avaliação da convexidade do cordão de solda foi proposto por Preciado (2004) que definiu em seu trabalho realizado com TIG alimentado, um critério de aceitação de convexidade do cordão depositado como sendo: $h_R/L_S < 0,5$, onde h_R e L_S são altura do reforço e largura da solda, respectivamente. Tal critério assume que o metal de solda possua uma forma 2D semi-circular, sendo que quando a altura do reforço " h_R " for maior que o raio da circunferência " $L_S/2$ ", a solda seria reprovada. Este critério qualificaria como aceitável algumas das soldas realizadas com velocidade de soldagem de 8 cm/min, conforme mostra a macrografia da figura 6.9 a seguir. Entretanto, é bastante evidente a excessiva convexidade apresentada pela solda mostrada na figura 6.9, devendo necessariamente ser rejeitada a utilização destes parâmetros de soldagem.

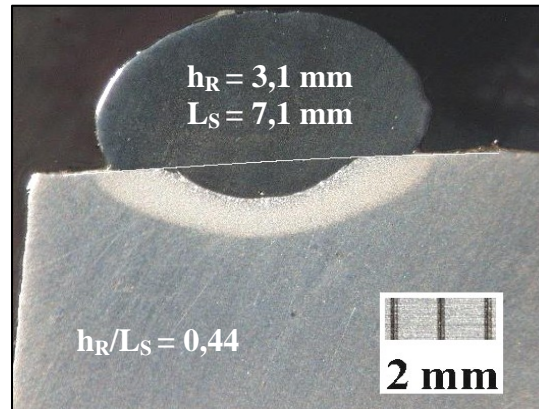


Figura 6.9: Macrografia de uma solda realizada com corrente de soldagem de 70A e velocidade de soldagem de 8 cm/min. Ataque: Nital 2%.

No sentido de se obter uma padronização dos ensaios, restringiu-se as demais operações de soldagem à velocidades de 12, 16 e 20 cm/min. A tabela 6.3 a seguir exprime os valores médios das grandezas medidas através de CAD para as amostras cujas macrografias foram apresentadas na figura 6.7.

Tabela 6.3: Características das soldas depositadas sem preaquecimento.

Amostra	E_S (kJ/cm)	L_S (mm)	P_S (mm)	AP_S (mm ²)	h_R (mm)	A_R (mm ²)	L_{ZAC} (mm)	P_{ZAC} (mm)	DG (%)
D9008P0	17,8	9,88	1,20	4,32	3,38	27,29	11,26	2,99	0,14
D9012P0	13,5	10,48	2,06	7,94	2,76	21,34	11,93	3,30	0,27
D9016P0	9,2	8,38	1,70	6,86	2,16	13,30	9,84	2,95	0,34
D9020P0	7,9	7,97	1,67	5,86	1,77	9,75	9,26	2,68	0,38
D9024P0	6,4	7,93	1,27	5,23	1,62	8,37	9,02	2,36	0,38
D7008P0	13,6	8,53	0,75	2,36	3,63	26,38	10,11	2,56	0,08
D7012P0	9,2	7,66	1,07	3,12	2,54	17,39	8,90	2,36	0,15
D7016P0	6,9	7,49	0,96	2,81	1,80	10,20	8,63	2,16	0,22
D7020P0	5,7	7,11	0,90	2,69	1,75	7,94	8,16	2,15	0,25
D7024P0	4,6	6,50	0,79	2,39	1,26	6,02	7,51	1,84	0,28
D5008P0	10,4	6,39	0,90	2,54	3,56	20,58	7,46	1,84	0,11
D5012P0	6,6	5,63	0,87	1,90	2,17	11,97	6,74	1,81	0,14
D5016P0	4,9	5,31	0,85	1,54	1,84	7,85	6,38	1,80	0,16
D5020P0	4,1	5,31	0,63	1,41	1,28	5,00	6,09	1,54	0,22
D5024P0	3,4	5,01	0,61	1,32	1,28	4,50	5,80	1,53	0,23

Onde: E_S : Energia de soldagem; “DG”: Diluição global calculada a partir da geometria dos cordões através da relação entre áreas; AP_S : área de penetração da solda e A_R : área de reforço.

Os gráficos mostrados na figura 6.10 a seguir apresentam as variações na área de penetração da solda (quantidade de metal de base fundida) e na área do reforço como funções da velocidade de soldagem para três níveis de corrente adotados. Pode ser observado que, dentro da faixa de velocidades usualmente empregadas em soldagem com eletrodos revestidos, a utilização de correntes de soldagem de 50A e 70A, consideradas baixas, resultam numa quantidade de metal de base fundida menor quando comparadas com soldas depositadas com corrente de soldagem de 90A.

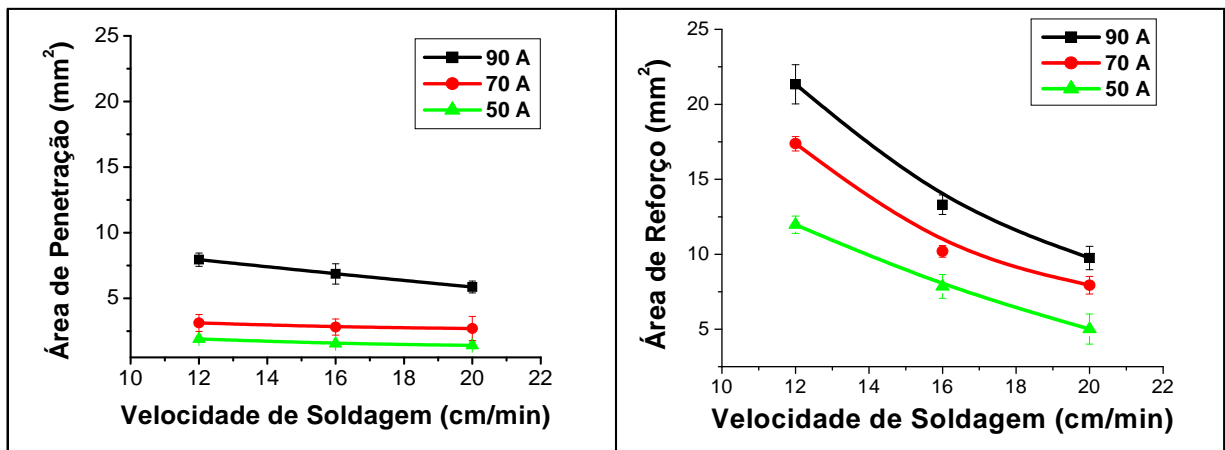


Figura 6.10: Penetração da solda e altura do reforço em função da energia de soldagem.

A área de reforço também apresenta uma relação direta com a corrente de soldagem empregada (figura 6.10 direita), muito embora apresente maior sensibilidade à velocidade de soldagem quando comparada com a área de penetração. A redução da área de reforço com o aumento da velocidade de soldagem pode ser explicada com base no fato de que a taxa de fusão do eletrodo é exclusivamente dependente da potência ($I_s \cdot V_s$) de soldagem, e na medida em que se aumenta a velocidade de soldagem, mantendo-se constante a corrente de soldagem, tem-se uma redução na quantidade de metal depositado por comprimento da solda, reduzindo assim a área de reforço.

Assim sendo, o par corrente de soldagem – velocidade de soldagem apresenta fundamental importância na diluição global das soldas depositadas. A partir das macrografias das amostras (figura 6.7) foram então realizados cálculos de diluição global através da relação entre áreas conforme descrito na Eq. 3.5. Na figura 6.11 a seguir, é apresentada a evolução da diluição global para os três níveis de corrente adotados nos ensaios: à esquerda, apresenta-se a

diluição como função da energia de soldagem, enquanto à direita tem-se o gráfico da diluição global em função da velocidade de soldagem.

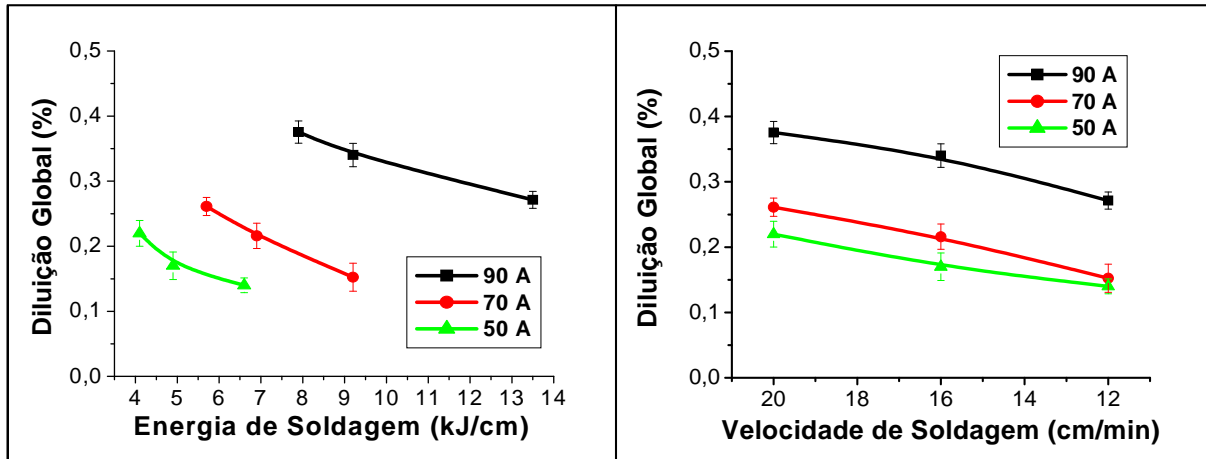


Figura 6.11: Diluição global em função da energia de soldagem (esquerda) e da velocidade de soldagem (direita).

Pode ser verificado no gráfico da figura 6.11 (esquerda) que existe uma tendência em diminuir a diluição global na medida em que se aumenta a energia de soldagem para mesmas correntes de soldagem, isto porque o aumento da energia de soldagem nesse caso de corrente constante se deu exclusivamente a partir da redução da velocidade de soldagem (figura 6.11 direita).

Conforme mostrado nos gráficos da figura 6.10, para uma determinada corrente de soldagem, a redução da velocidade de soldagem exerce uma baixa influência na quantidade de metal de base fundida (área de penetração) enquanto promove um significativo aumento na área de reforço, resultando numa diminuição da diluição global segundo a equação 3.5. Este fato está bem ilustrado na figura 6.12 que mostra as macrografias de soldas realizadas com correntes de 70 A (potência similar) e velocidade de soldagem de 12 e 16 cm/min.

Desta maneira, um determinado nível de energia de soldagem, que pode ser especificado através de diferentes pares de corrente de soldagem – velocidade de soldagem pode resultar em diferentes níveis de diluição global (fig. 6.11 esquerda), uma vez que a quantidade de metal de base fundida é dependente da corrente de soldagem. De fato, a corrente de soldagem de 90A resulta em níveis de diluição global mais altos quando comparada com correntes de 70A e 50A.

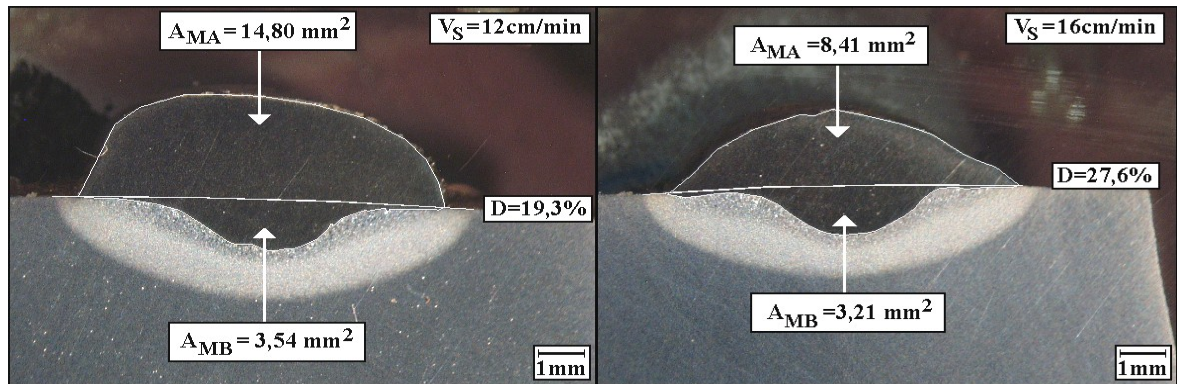


Figura 6.12 Macrografias de soldas depositadas corrente de soldagem de 70A (média energia) e diferentes velocidades de soldagem 12 e 16 cm/min respectivamente. Ataque: Nital 2%.

Na figura 6.13 é re-apresentado o Diagrama de Schaeffler. No sistema dissimilar Inconel 625 – X-60 particularmente estudado neste trabalho, a máxima diluição calculada capaz de acomodar a mistura entre os metais de base e de adição sem que resulte na formação de martensita no metal de solda é de 70%. Em outras palavras, até 70 % de diluição do metal de base, tem-se como resultado a formação de uma solda completamente austenítica.

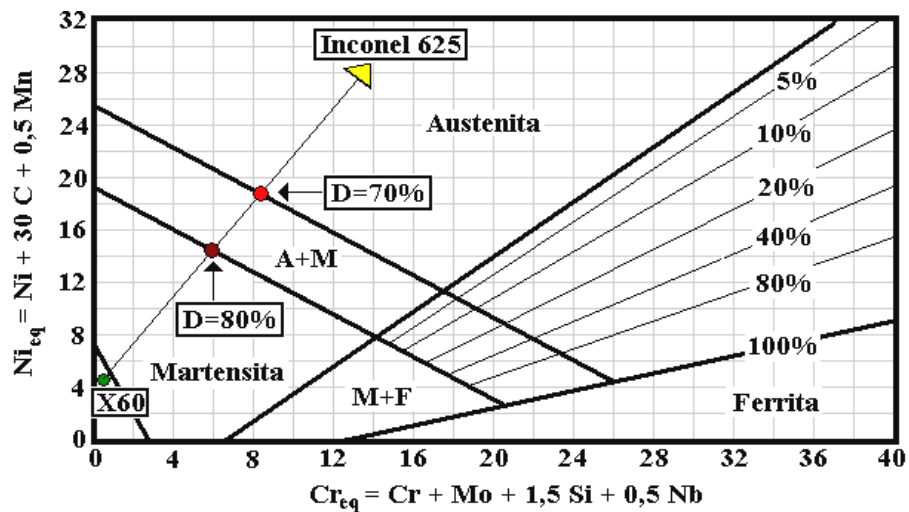


Figura 6.13: Diagrama de Schaeffler.

Neste trabalho foi observado, conforme mostrado na figura 6.11, um valor máximo de diluição global em torno de 40% para os parâmetros de soldagem empregados. Este limite superior de diluição promove a formação de um metal de solda austenítico ficando bem abaixo do limite definido pelo diagrama de Schaeffler (figura 6.13) que é de 70%, resultando em uma estrutura aceitável sob o ponto de vista de propriedades mecânicas e de

resistência à corrosão no metal de solda. Entretanto, as inspeções metalográficas realizadas nos ensaios preliminares indicaram a presença de ZPD de alta dureza na interface da linha de fusão. A relação entre os parâmetros de soldagem e a incidência da formação de Zonas Parcialmente Diluídas, nestas soldas de metais dissimilares, será avaliada a partir deste ponto.

6.3 Soldagem Dissimilar Sem Preaquecimento

Grande parte das soldas depositadas utilizando eletrodos de 2,5 mm de diâmetro com níveis de corrente de 50 A (baixa energia de soldagem), apresentaram a formação de uma interface bem definida, conforme pode ser observado na figura 6.14 (B e C). Quando formadas, neste baixo nível de corrente de soldagem, as ZPD apresentam-se em regiões de dimensões bastante reduzidas e de forma discreta sobre a linha de fusão (figura 6.14 A).

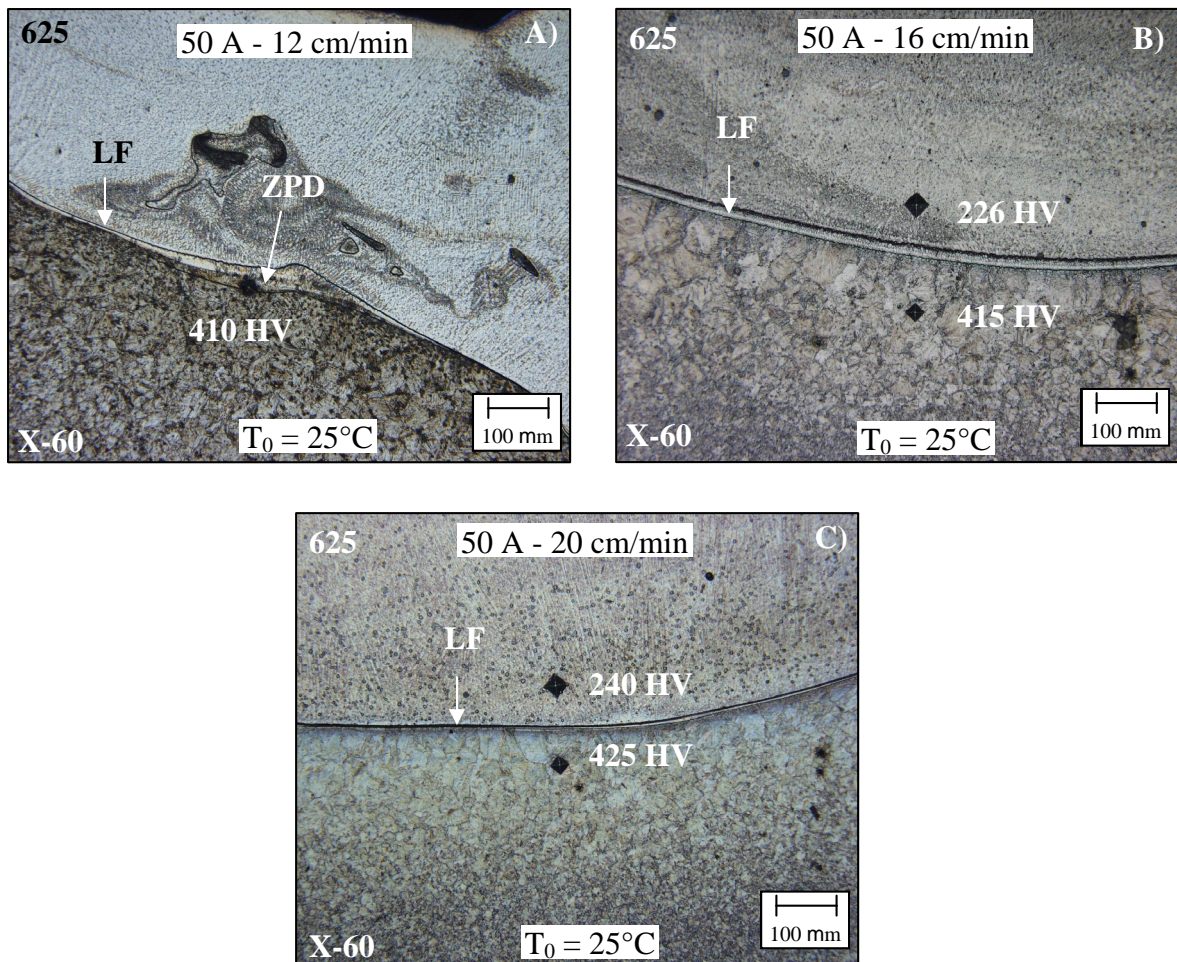


Figura 6.14: Interface da linha de fusão de soldas depositadas com corrente de soldagem de 50 A. Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

O aumento da corrente de soldagem de 50 A (eletrodo de 2,5 mm) para 70 A (eletrodos de 3,2 mm) não apresentou significativas alterações no comportamento da interface da linha de fusão das soldas dissimilares. A própria figura 6.11 indica valores de diluição global próximos entre as soldas depositadas com correntes de 50 A e 70 A para mesmas velocidades de soldagem. Desta maneira, bons resultados com relação à fabricação de uma interface bem definida e com relativa baixa frequência da incidência da formação de ZPD continuaram a ser apresentados em muitas amostras inspecionadas, conforme mostra a micrografia da figura 6.25 (A). A figura 6.15 (B) mostra a micrografia de uma interface contendo uma zona parcialmente diluída. Cujas dureza situa-se numa faixa de 400 HV.

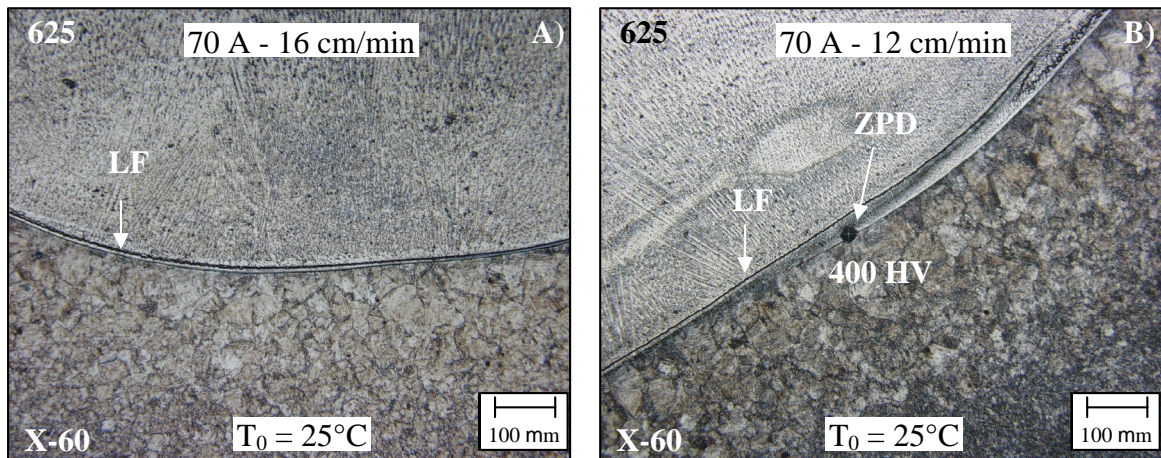


Figura 6.15: Interface da linha de fusão de soldas depositadas com corrente de soldagem de 70 A. Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

Aumentando-se ainda mais o nível de corrente de soldagem para 90 A, efeitos mais pronunciados em relação à formação de ZPD sobre a interface da linha de fusão foram observados. Nas micrografias (A), (B) e (C) da figura 6.16 pode ser observado um aumento na espessura das ZPD para este nível de corrente de soldagem quando comparadas com micrografias de soldas depositadas em níveis de corrente de soldagem de 50 A e 70 A. Os valores de dureza encontrados nas ZPD para soldas depositadas com corrente de soldagem de 90 A variam entre 410 HV e 476 HV. Na micrografia (C) pode ser observada a formação de uma ilha dispersa na matriz austenítica do metal de solda, conforme relatado por *Doody 1992*.

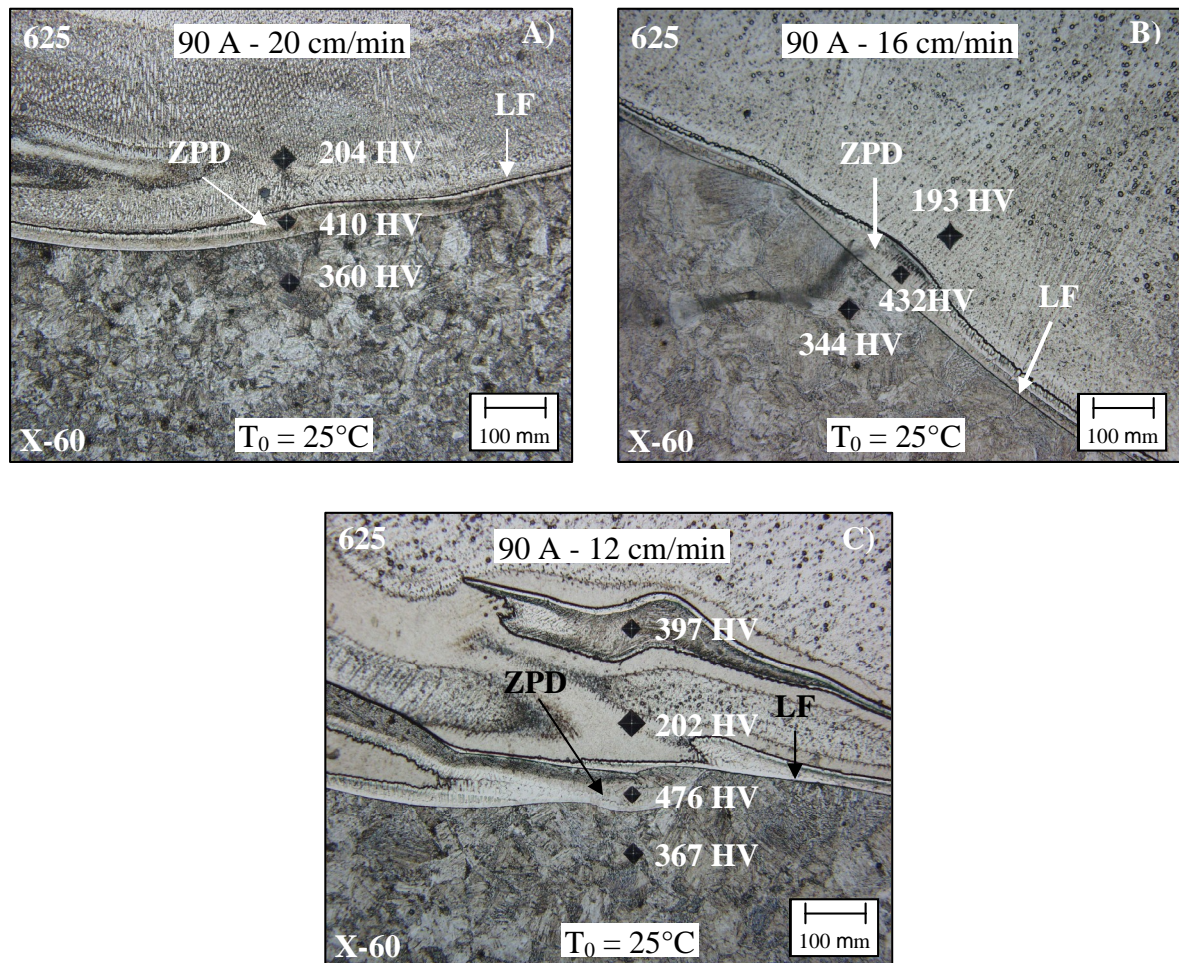


Figura 6.16: Interface da linha de fusão de soldas depositadas com corrente de soldagem de 90 A. Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

Perfis de composição química medidos por energia dispersiva de raios-x (EDX) através da interface da linha de fusão para soldas depositadas com correntes de soldagem de 50 A, 70 A e 90 A são apresentados na figura 6.17 A, B e C, respectivamente. O emprego da corrente de soldagem de 50 A (figura 6.17 A), tem como resultado, nesse caso, a ausência da formação de ZPD. Dessa maneira, a transição entre o metal de base e o metal de solda é descontínua. A linha de fusão nesse caso atua como uma real fronteira entre o metal de solda austenítico e o metal de base ferrítico, resultando numa espécie de “degrau” de composição química.

Quando se utiliza um alto nível de corrente de soldagem, por exemplo de 90 A, a transição entre o metal de base e o metal de solda se faz através de uma ZPD com

significativa espessura (figura 6.17 C). Nesse caso, a ZPD é caracterizada por um “patamar” cuja composição química é bastante próxima do metal de base, porém com elementos de liga provenientes do metal de adição incorporados em quantidades suficientes para aumentar significativamente a temperabilidade (conforme o espectro de microanálise química realizado sobre a indentação de microdureza situada na ZPD e mostrado na figura 6.18), resultando numa microestrutura martensítica de alta dureza após o resfriamento da junta.

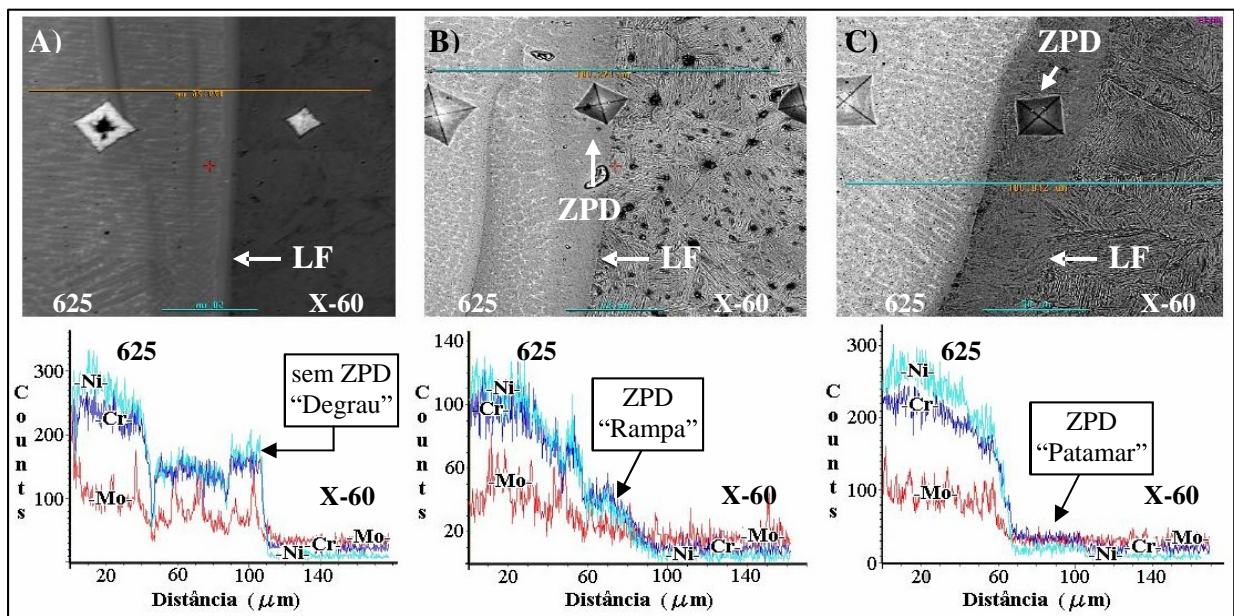


Figura 6.17: Perfis de composição química através da interface da linha de fusão de soldas depositadas com 50 A (A), 70 A (B) e 90 A (C).

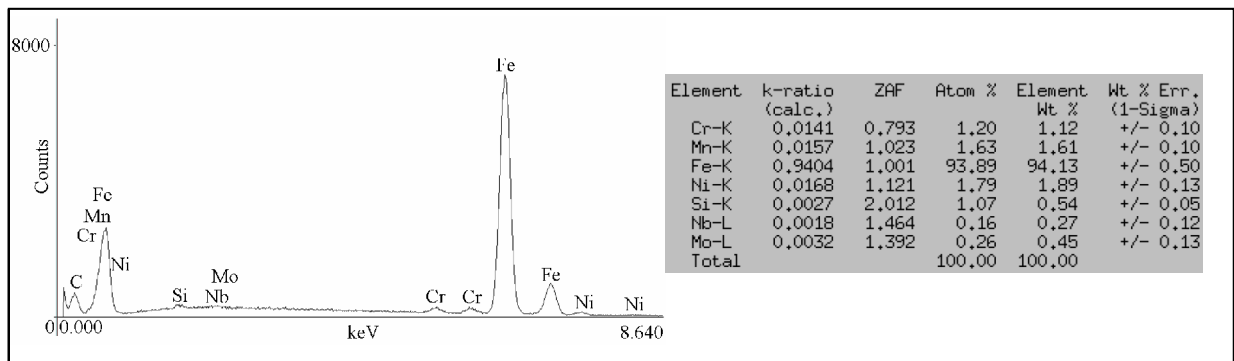


Figura 6.18: Espectro de microanálise química pontual por energia dispersiva de raios-X sobre a indentação de microdureza situada na ZPD da amostra C da figura 6.17.

Utilizando-se corrente de soldagem de 70 A (figura 6.17 B), as ZPD quando formadas assumem o formato de uma “rampa” de composição química, a qual se inicia com a composição química do metal de base e termina com uma composição imposta por uma diluição de 70%, conforme o diagrama de Schaeffler. Desta forma, a ZPD resultante é caracterizada por uma alternância microestrutural de martensita (próximo ao metal de base), martensita e austenita, e austenita.

6.4 Soldagem Dissimilar com Preaquecimento a 100°C

O uso de preaquecimento a 100 °C é uma medida usual para soldagem de tubulações de aço API 5L X-60 com espessuras de 20 mm, cujos objetivos principais são a eliminação da umidade e a redução na taxa de resfriamento das juntas fabricadas, promovendo assim, conforme a energia de soldagem, a fabricação de uniões com propriedades aceitáveis sob o ponto de vista de integridade estrutural. A tabela 6.4 apresenta um resumo das condições de soldagem resultantes dos ensaios com preaquecimento a 100 °C.

Tabela 6.4: Condições de soldagem com preaquecimento a 100 °C.

Amostra	Φ_e (mm)	V_s (cm/min)	I_{ef} (A)	U_{ef} (V)	P (w)	E_S (kJ/cm)
D9012P100	3,25	12	92	27,3	2512	12,6
D9016P100	3,25	16	90	27,1	2439	9,1
D9020P100	3,25	20	91	27,4	2493	7,5
D7012P100	3,25	12	70	26,9	1883	9,4
D7016P100	3,25	16	73	26,7	1949	7,3
D7020P100	3,25	20	71	27	1917	5,8
D5012P100	2,5	12	50	26,5	1325	6,6
D5016P100	2,5	16	55	27	1485	5,6
D5020P100	2,5	20	52	26,8	1394	4,2

A figura 6.19 apresenta micrografias de soldas depositadas sob preaquecimento de 100° C e correntes de 50 A (figs. 6.19 A e B), 70 A (fig. 6.19 C) e 90 A (fig. 6.19 D). Pode ser observado que mesmo com a utilização desta temperatura de preaquecimento, a formação

das ZPD continuou sendo observada em alguns casos. A utilização de corrente de soldagem de 50 A continuou mostrando em muitos casos a formação de uma interface bem definida e desejável sob o ponto de vista da isenção da formação de ZPD, como no caso da figura 6.19 A.

Em alguns casos, a interface mostrou-se irregular, conforme pode ser observado na figura 6.19 B. Este efeito pode ser considerado uma consequência da utilização de velocidade de soldagem excessiva para a corrente empregada, onde a atuação do arco durante um rápido intervalo de tempo, associado à rápida solidificação, dificulta os movimentos hidrodinâmicos responsáveis pela mistura e homogeneização do metal solda, resultando assim na formação de discretas ZPD.

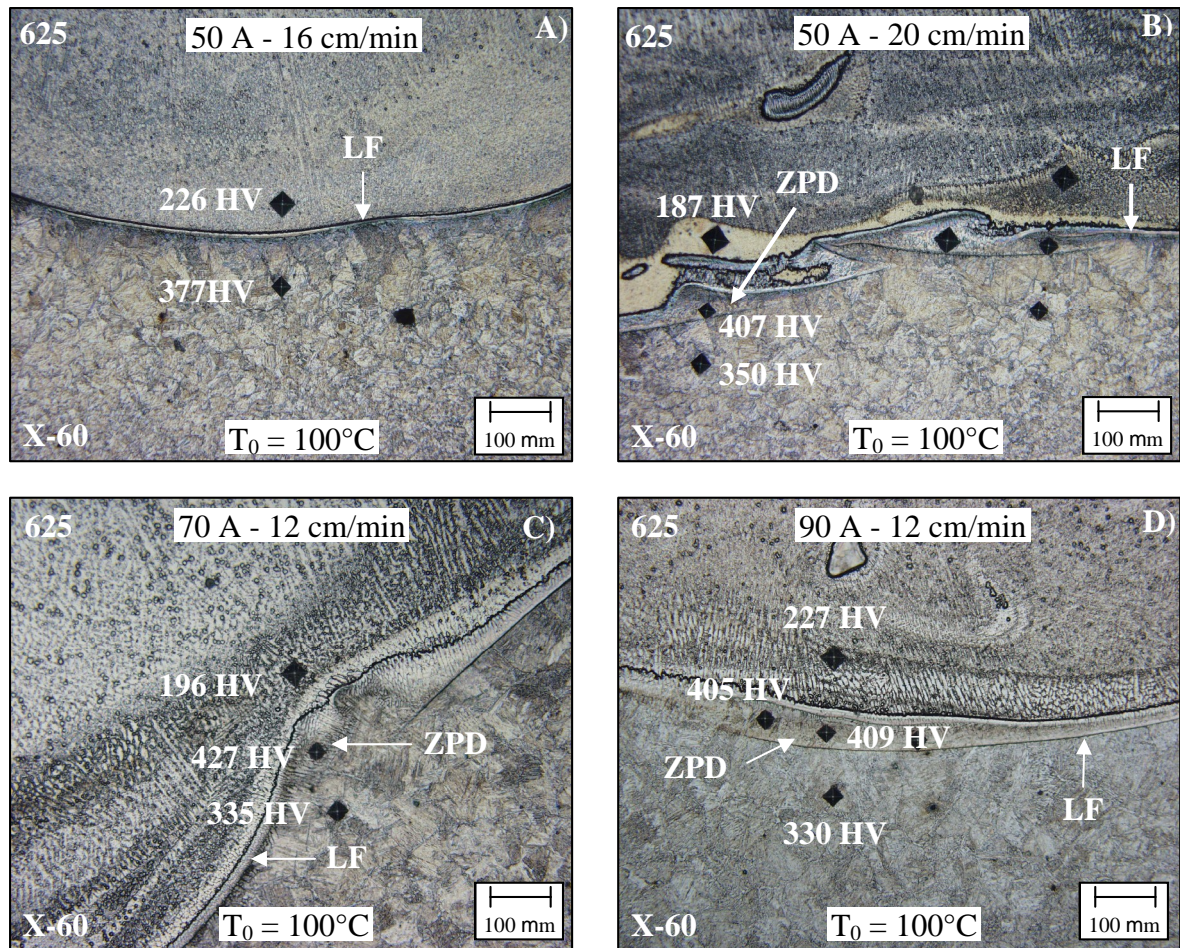


Figura 6.19: Interface da linha de fusão de soldas depositadas sob preaquecimento de 100°C , com correntes de soldagem de 50 A (A e B), 70 A (C) e 90 A (D). Ataque: Solução eletrolítica (5 g FeCl_2 – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

O uso de corrente de soldagem de 70 A apresentou-se de forma relativamente benéfica no que diz respeito à formação das ZPD. Quando formada, a ZPD ocorria discretamente em regiões específicas (figura 6.19 C), enquanto que a porção restante da interface da linha de fusão apresentou-se bastante definida. A figura 6.19 D apresenta uma micrografia da interface da linha de fusão de uma solda depositada com níveis de corrente de soldagem de 90 A. Novamente, tem-se como resultado a formação de uma ZPD mais extensa quando comparada com aquelas formadas durante a utilização de correntes de soldagem mais baixas (50 A e 70 A).

A utilização do preaquecimento a 100 °C não se apresentou como uma alternativa eficaz no sentido de se eliminar a formação de ZPD, muito embora tenha propiciado uma redução dos níveis de dureza quando comparadas com soldas depositadas sem preaquecimento. Quanto à frequência de ocorrência das ZPD, o preaquecimento a 100°C não se mostrou muito diferente quando comparados com soldas depositadas sem preaquecimento.

6.5 Soldagem Dissimilar com Preaquecimento a 200°C

Visto que a soldagem com preaquecimento a 100°C não eliminou a formação das ZPD, muito embora tenha reduzido seus níveis de dureza, optou-se por aumentar ainda mais a temperatura de preaquecimento para 200 °C. Este nível de temperatura de preaquecimento não é usual para soldagem do aço X-60, que tem sua composição química projetada justamente para garantir boa soldabilidade associada com maior resistência mecânica quando comparado aos aços C-Mn. A tabela 6.5 a seguir apresenta as condições nas quais foram realizadas soldas dissimilares utilizando temperatura de preaquecimento a 200 °C.

No que diz respeito à formação das ZPD, elas continuaram a serem observadas mesmo com emprego de temperaturas de preaquecimento na faixa de 200 – 230 °C. Inclusive, a utilização desta faixa de temperatura preaquecimento contribuiu para o aumento das dimensões e da frequência de aparecimento das ZPD quando comparadas às soldas depositadas sob mesmas variáveis de soldagem (I_S e V_S) e sem preaquecimento e com preaquecimento a 100 °C.

Tabela 6.5: Condições de soldagem com preaquecimento a 200 °C.

Amostra	Φ_e (mm)	V_s (cm/min)	I_{ef} (A)	U_{ef} (V)	P (w)	E_s (kJ/cm)
D9012P200	3,25	12	94	27,2	2557	12,8
D9016P200	3,25	16	93	27,5	2558	9,6
D9020P200	3,25	20	91	27,2	2475	7,4
D7012P200	3,25	12	73	27	1971	9,9
D7016P200	3,25	16	73	27,2	1986	7,4
D7020P200	3,25	20	70	26,9	1883	5,6
D5012P200	2,5	12	52	26,4	1373	6,9
D5016P200	2,5	16	54	26,8	1447	5,4

A figura 6.20 a seguir apresenta micrografias com aumento de 200 X da interface da linha de fusão para soldas depositadas sob temperatura de preaquecimento de 200°C com correntes de 50 A (fig. 6.20 A), 70 A (fig. 6.20 B) e 90 A (fig 6.20 C). Pode ser visualizada uma tendência de formação de uma faixa contínua de dureza superior a 400 HV sobre a interface da linha de fusão nos três casos.

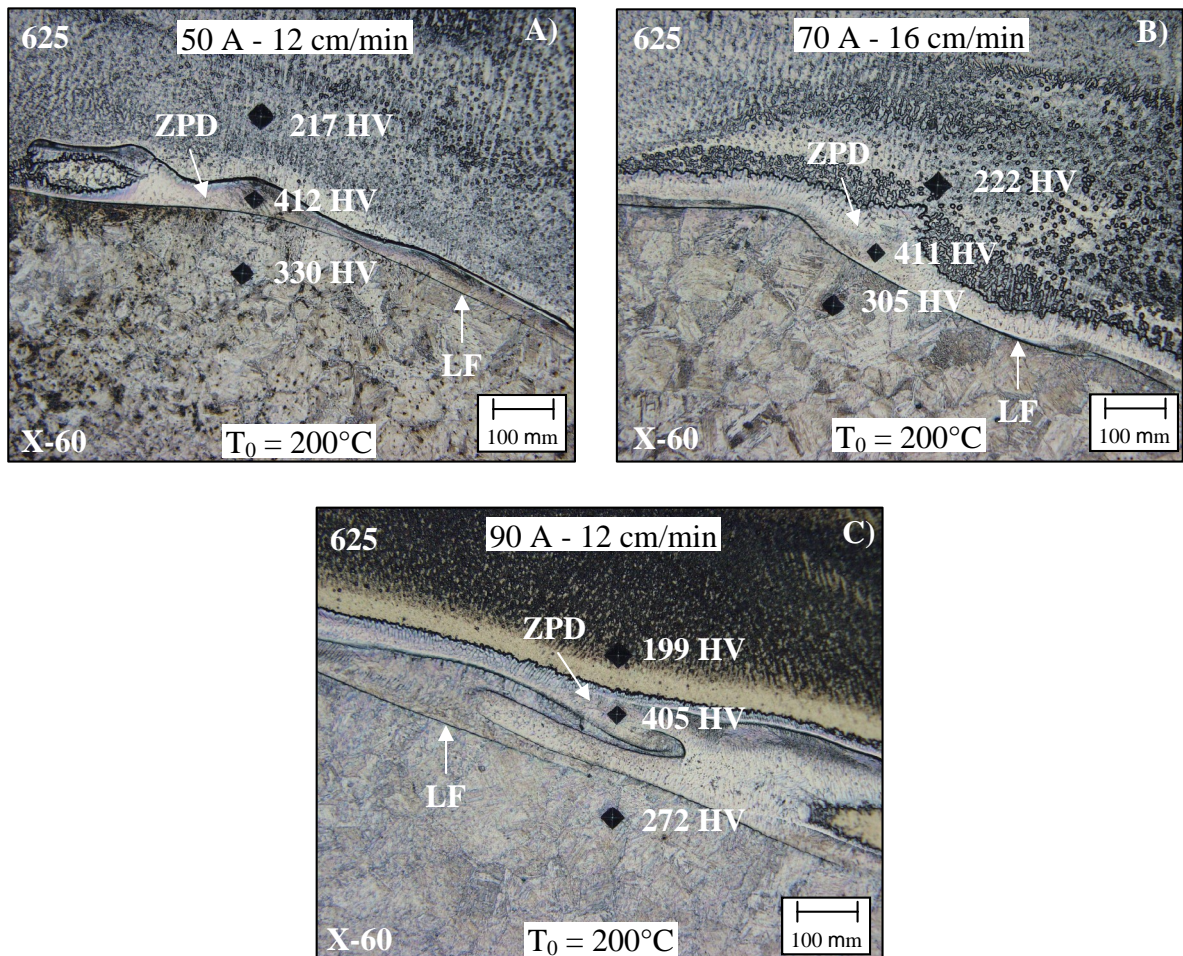


Figura 6.20: Interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 50 A, 70 A e 90 A sob preaquecimento de 200 °C. Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

6.6 Comportamento da ZAC em Função dos Parâmetros de Soldagem Empregados

Outra questão de projeto de extrema importância diz respeito às características resultantes na ZAC uma vez que potencializam a fragilização da junta soldada. Além disso, as dimensões da ZAC estabelecem critérios para execução de soldagem sem a utilização de tratamentos térmicos posteriores, como por exemplo, durante o emprego da *técnica da dupla camada*. Em relação à profundidade e a largura da ZAC, estas aumentam com o aumento da energia de soldagem, conforme pode ser observado pelos gráficos da figura 6.21.

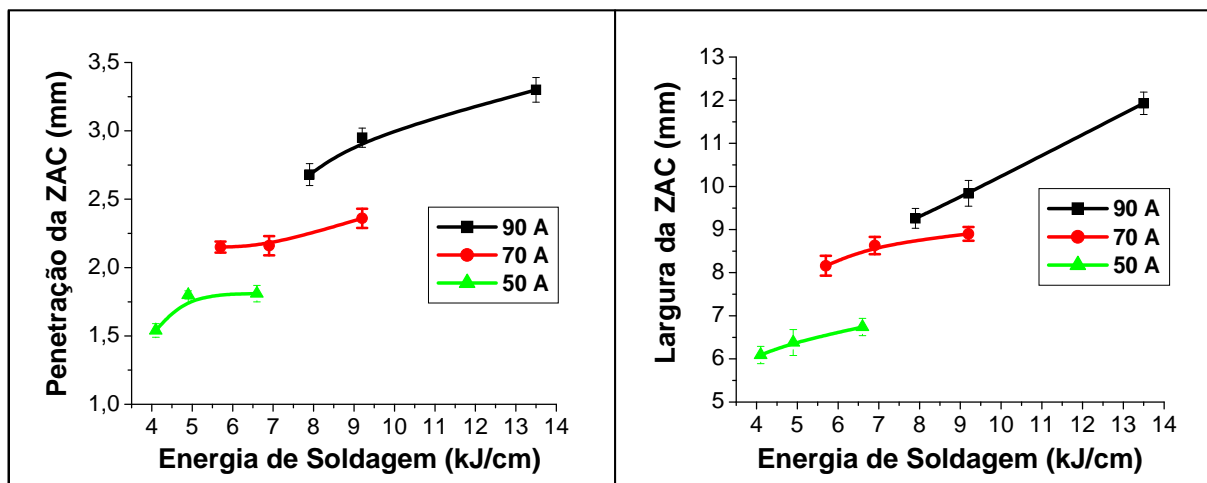


Figura 6.21: Dimensões da ZAC em função da energia de soldagem.

O uso de baixos valores de corrente de soldagem (50 A e 70 A) resultou numa diminuição na ocorrência de ZPD quando comparada com corrente mais elevada (90 A). Entretanto, na medida em que se diminui a energia de soldagem, tem-se um aumento da taxa de resfriamento, aumentando os níveis de dureza da ZAC e consequentemente comprometendo a integridade estrutural da junta fabricada.

Os gráficos da figura 6.22 apresentam os níveis de dureza máxima medidos na ZAC-GG para as condições de soldagem dissimilar empregadas neste trabalho. O valor de dureza relacionada com 350 HV nestes gráficos é caracterizada como a faixa de dureza inicial da fase martensita. Portanto, para o aço API 5L X-60, existe um nível mínimo de energia de

soldagem, para cada temperatura de preaquecimento, capaz de impor uma taxa de resfriamento que suprima a formação de martensita, resultando numa ZAC-GG com níveis de dureza inferiores a 350 HV.

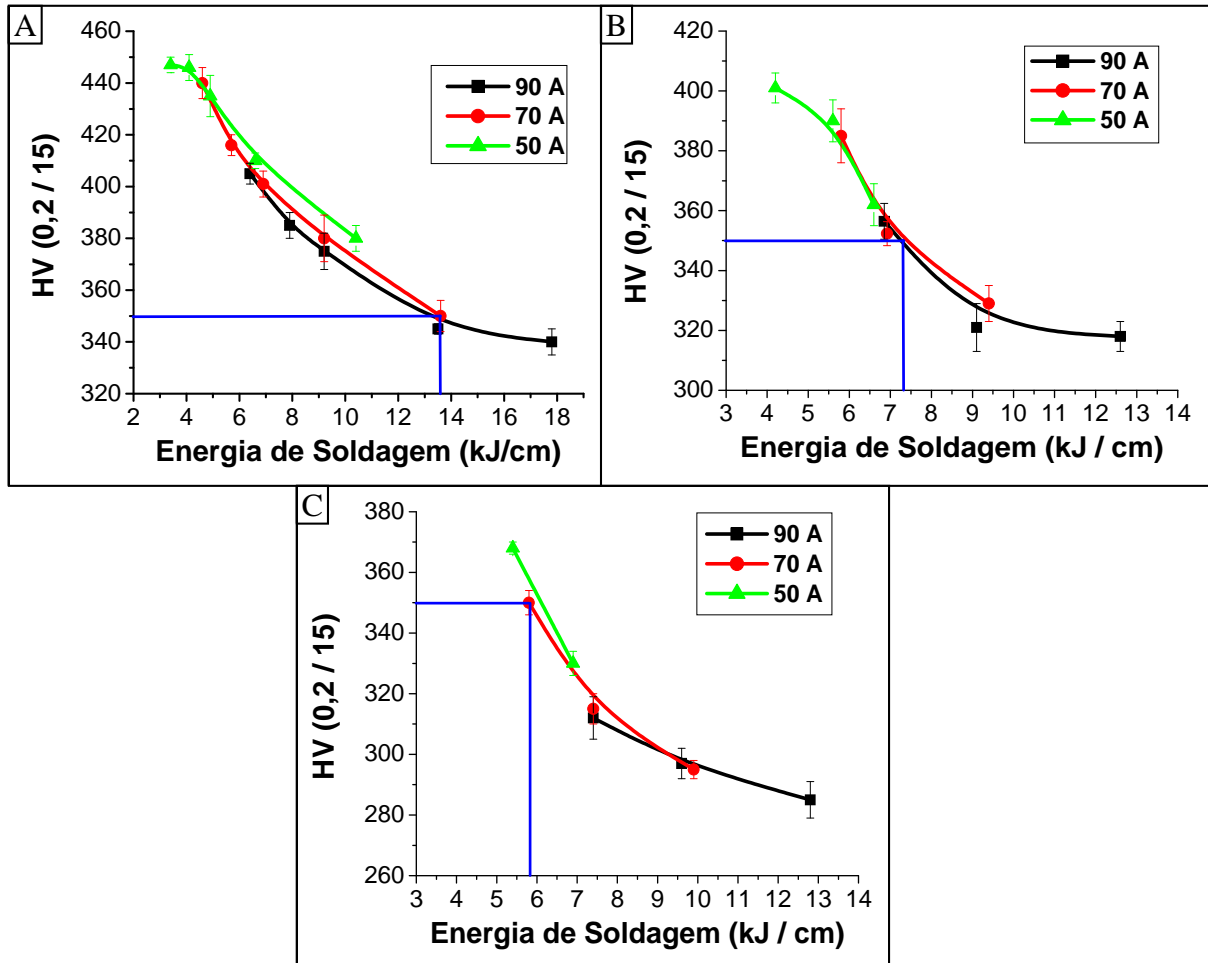


Figura 6.22: Níveis máximos de dureza na ZAC-GG em função da energia de soldagem.

A) Sem preaquecimento, B) Preaquecimento a 100 °C e C) Preaquecimento a 200 °C.

6.7 Ciclos Térmicos de Soldagem

A figura 6.23 a seguir apresenta os ciclos térmicos de soldagem levantados durante deposições sobre chapa com eletrodo E NiCrMo-3, utilizando-se diferentes níveis de energia de soldagem em diferentes temperaturas de preaquecimento. O interesse principal foi

de se conhecer o intervalo de tempo na qual ocorria o resfriamento de 800 para 500 °C, conhecida por ser a faixa de temperatura de decomposição da austenita.

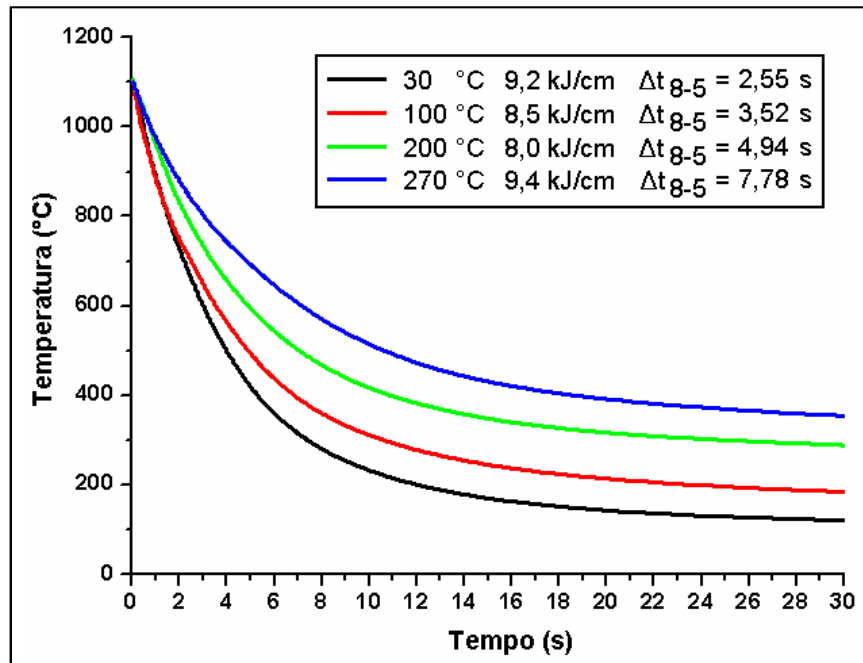


Figura 6.23: Ciclos térmicos de soldagem levantados em diferentes energias de soldagem e temperaturas de preaquecimento.

6.8 Emprego das Soluções Analíticas Para Transferência de Calor

Na tabela 6.6 são apresentados os resultados para verificar a precisão das soluções analíticas propostas por Santos (Santos 2001) e pela metodologia do IRSID (IRSID 1981). O limite da ZAC visível corresponde ao limite de transformação dinâmica Ac1. Para o aço ABNT 1020 é aproximadamente 765 °C, a qual foi tomada como linha de referência para ajustar os valores da eficiência térmica da fonte (η) através do software de Santos, e a partir destes valores, calcular os tempos de resfriamento entre 800 e 500 °C mediante a metodologia do IRSID através do software desenvolvido por Buschinelli e Nino (1994).

Tabela 6.6: Energia de soldagem, características da ZAC, microdureza máxima na ZAC, rendimento da fonte calculado pelas soluções de Santos, tempos de resfriamento no intervalo entre 500 e 800 °C calculados pelo software desenvolvido por Buschinelli e Niño (1994) e intervalos de tempo de resfriamento medidos com auxílio de termopares.

	Amostra	Energia (kJ/cm)	ZAC (mm)		HV ZAC (0,2) Kgf	η Fonte (adim.)	Δt_{8-5} (s)	
			Penetração	Largura/2			Calculado	Medido
Sem Preaquecimento	D9012P0	13,5	3,30	5,97	345	0,652	4,25	
	D9016P0	9,2	2,95	4,92	375	0,557	2,48	
		9,2						2,55
	D9020P0	7,9	2,68	4,63	385	0,565	2,16	
	D7012P0	9,2	2,34	4,36	380	0,562	2,50	
	D7016P0	6,9	2,16	4,31	401	0,614	2,06	
	D7020P0	5,7	2,15	4,08	416	0,613	1,69	
	D5012P0	6,6	1,81	3,29	410	0,556	1,79	
	D5016P0	4,9	1,80	3,19	435	0,580	1,38	
	D5020P0	4,1	1,34	3,05	446	0,632	1,26	
Preaquecimento 100 °C	D9012P100	12,6	3,590	6,674	318	0,706	5,62	
	D9016P100	9,1	3,438	5,763	321	0,653	3,74	
		8,5						3,52
	D9020P100	7,5	3,16	5,228	357	0,731	3,39	
	D7012P100	9,4	3,10	5,189	329	0,653	3,90	
	D7016P100	7,3	2,67	5,157	356	0,714	3,38	
	D7020P100	5,8	2,27	4,882	385	0,743	2,74	
	D5012P100	6,6	1,98	3,704	362	0,609	2,54	
	D5016P100	5,6	1,99	3,746	390	0,663	2,36	
	D5020P100	4,2	1,70	3,242	401	0,600	1,59	
Preaquecimento 200°C	D9012P200	12,8	3,84	6,945	285	0,673	8,06	
	D9016P200	9,6	3,69	6,257	297	0,661	5,91	
		8						4,94
	D9020P200	7,4	3,55	5,814	312	0,663	4,60	
	D7012P200	9,9	3,18	5,53	295	0,64	5,91	
	D7016P200	7,4	2,94	5,077	315	0,639	4,42	
	D7020P200	5,6	2,88	4,890	350	0,663	3,48	
	D5012P200	6,9	2,74	4,320	330	0,764	4,89	
	D5016P200	5,4	2,24	3,884	368	0,629	3,17	

De acordo com os dados apresentados na tabela 6.6 e com os valores de microdureza levantados nos gráficos da figura 6.22, um mínimo intervalo de tempo de resfriamento Δt_{8-5} em torno de 3,5s deve ser respeitado para evitar-se a formação de martensita na ZAC-GG do metal de base. Entretanto, a formação de ZPD martensíticas na interface da linha de fusão pode ser observada inclusive em intervalos de resfriamento Δt_{8-5} superiores aos 3,5s. Isto é perfeitamente compreensível, uma vez que as ZPD possuem

composição química próxima do metal de base (diluições de 85-98 %) com maiores teores de elementos de liga, que aumenta significativamente a temperabilidade resultando na formação de martensita, mesmo para ciclos térmicos de soldagem mais longos.

6.9 Síntese dos Efeitos das Variáveis de Soldagem (I_s , V_s e T_0) com Relação à Formação de ZPD

Para as condições de soldagem empregadas neste trabalho, os níveis de diluição global ficaram limitados em torno de 10 a 25% para soldas depositadas com corrente de soldagem de 50 A e 70 A, e em torno dos 30 a 40% para soldas depositadas com corrente de soldagem de 90 A, bastante abaixo do limite definido pelo diagrama de Schaeffler para o par Inconel 625 – X-60 que é de 70% para a formação de uma solda completamente austenítica. Entretanto, mesmo para estes níveis de diluição global, foi observada a formação de Zonas Parcialmente Diluídas, martensíticas, próximas a interface da linha de fusão, cuja diluição local medida por microanálise química é superior a 80%.

Foi observado que a formação das ZPD é bastante dependente da corrente de soldagem empregada. A utilização de baixas correntes de soldagem como 50 A e 70 A reduz a incidência da formação de ZPD de alta dureza, quando comparadas com soldas depositadas com maiores níveis de corrente de soldagem, nesse caso de 90 A.

Ornath et. al. (1981) propuseram que a segregação de elementos de liga na poça de fusão durante os transientes iniciais de solidificação são os grandes responsáveis pela formação de um “perfil de composição química” observado na interface da linha de fusão. O “alcance” deste perfil crescente de elementos de liga a partir da linha de fusão em direção ao centro da solda caracteriza uma camada de transição entre o metal de base e o metal de solda, que são as próprias ZPD. Uma estimativa da espessura desta camada foi proposta através da seguinte equação (derivada dos fundamentos da teoria de solidificação):

$$\delta = \frac{D_L}{kR} \quad \text{Equação 3.7}$$

Onde: δ é a largura da camada, D_L é a difusividade do átomo na fase líquida para uma dada temperatura, k é o coeficiente de segregação no equilíbrio e R é a taxa de solidificação.

De acordo com a equação proposta, a efetiva espessura das ZPD é inversamente proporcional a taxa de solidificação “*R*”; em outras palavras quanto menor for esta taxa de solidificação maior será a espessura da ZPD. *Ornath et. al. (1981)* verificaram que o aumento da temperatura de preaquecimento de 200 °C para 400° C contribuía para o aumento da espessura das ZPD, pois segundo eles, a taxa de solidificação em muitos casos pode ser menor que a velocidade de soldagem, sendo portanto afetada pelo fluxo de calor na interface sólido/líquido.

De fato, foi observado neste trabalho que a seleção da temperatura de preaquecimento de 200° C contribuía para a formação de ZPD mais espessas em todas as faixas de correntes de soldagem empregadas quando comparadas com soldas depositadas sem preaquecimento ou com preaquecimento a 100 °C, comprovando assim o modelo proposto por *Ornath et. al. (1981)*.

Além disso, a seleção de uma maior energia de soldagem (dentro da faixa estudada), a qual promovia o aumento da espessura das ZPD, pode ser entendido como “facilitador” dos mecanismos de segregação durante os transientes iniciais de solidificação possivelmente devido aos seguintes fatores:

1. Redução na taxa de extração de calor na interface sólido/líquido;
2. Redução na taxa de nucleação quando comparada com a seleção de energias de soldagem mais baixas, favorecendo a rejeição de soluto (Cr, Ni e Mo) em maior alcance durante a migração da interface sólido/líquido.

Entretanto, a seleção de baixas energias de soldagem, que por um lado é benéfico no sentido de reduzir a incidência de ZPD, promove a formação de uma ZAC-GG com altos níveis de dureza, mesmo sob preaquecimento que por sua vez pode favorecer a formação de ZPD. Desta forma, buscou-se avaliar o emprego de metodologias que minimizassem os níveis de dureza destas juntas dissimilares fabricadas, as quais serão descritas a seguir.

6.10 Influência do Amanteigamento com E 9018 D1

Num primeiro momento, avaliou-se os efeitos dos parâmetros de soldagem sobre as características das soldas, neste caso, similares ao metal de base. Isto porque os

requerimentos metalúrgicos do metal de base (principalmente o controle dos níveis de dureza na ZAC-GG) deveriam ser cumpridos. A figura 6.24 apresenta macrografias das soldas similares depositadas sem preaquecimento em função da energia de soldagem, juntamente com os valores de dureza observados na ZAC-GG.

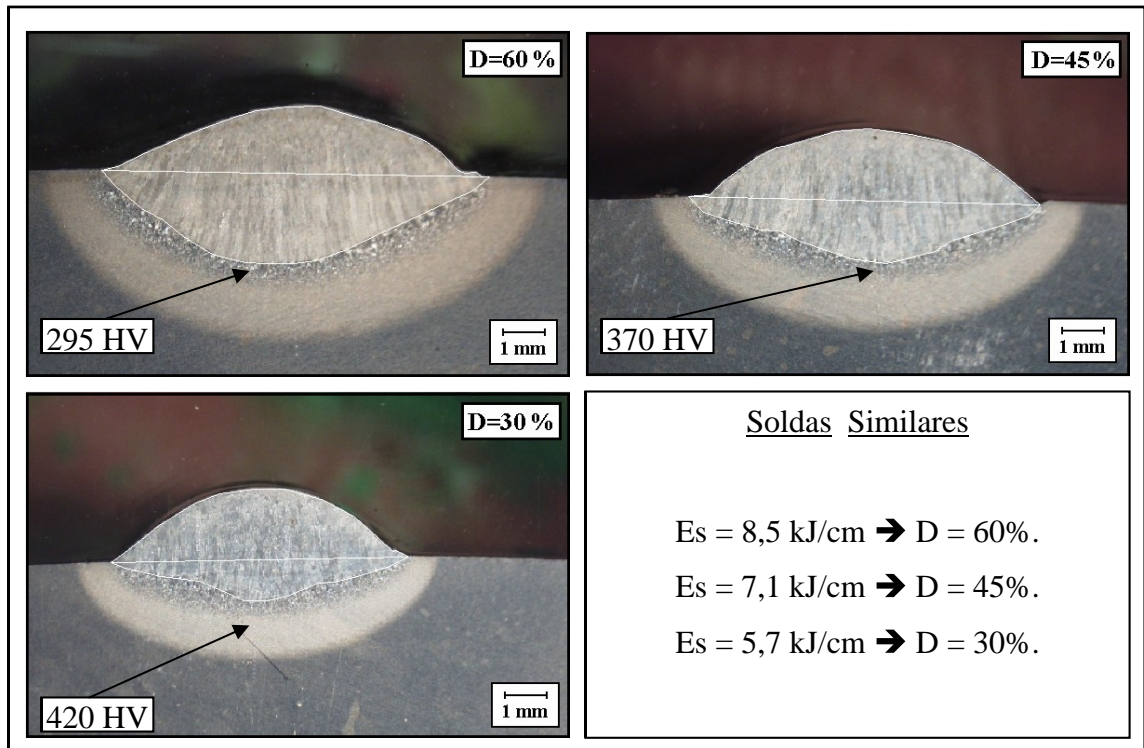


Figura 6.24: Macrografias das soldas similares. Aumento: 10 X. Ataque: Nital 2%.

De acordo com a figura 6.24, o emprego do amanteigamento com níveis toleráveis de dureza no metal de base ficaria restrito a utilização mínima de energia de soldagem de 8,5 kJ/cm. Esta energia de soldagem, resulta numa diluição de 60 %, reduzindo assim o teor de carbono contido na primeira camada de uma operação de amanteigamento realizada com estes níveis de energia. A tabela 6.7 apresenta os valores do teor de carbono calculados (a partir de cálculos de diluição) para a primeira e segunda camada de amanteigamento realizado com os níveis de energia apresentados na figura 6.24.

Tabela 6.7: Estimativa do teor de carbono contido em cada um das duas camadas (C_{1C} e C_{2C}) de amanteigamento através de cálculos de diluição.

Amostra	E_s (kJ/cm)	D (%)	C_{1C} (%)	C_{2C} (%)
S8020P0	5,7	30	0,087	0,068
S10020P0	7,1	45	0,106	0,081
S12020P0	8,5	60	0,114	0,092

Foi então utilizado amanteigamento em dupla camada, com energia de soldagem de 7,1 kJ/cm e preaquecimento a 100 °C, resultando assim num substrato com teor de carbono de 0,081%, bastante inferior ao teor de carbono do metal de base que é de 0,15 % bem como uma ZAC-GG com níveis de dureza aceitáveis, em torno de 310 HV. Desta maneira, quando formadas, as ZPD apresentavam níveis de dureza inferiores em relação às ZPD formadas sob mesmas condições de soldagem, porém sem amanteigamento.

A figura 6.25 apresenta micrografias da interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas sobre o substrato fabricado por duas camadas de amanteigamento com E 9018 D1, com correntes de soldagem de 50 A, 70 A, e 90 A e sem preaquecimento.

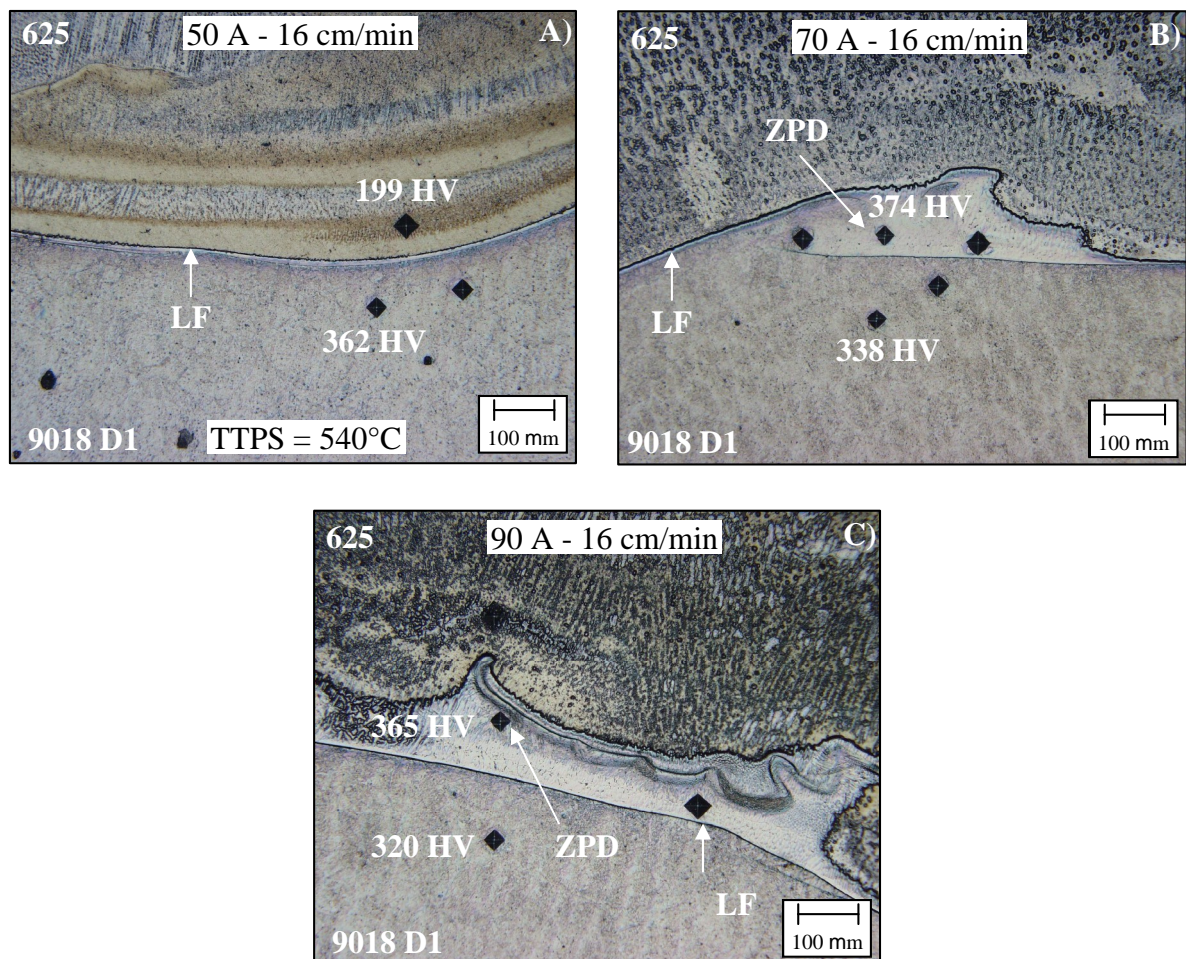


Figura 6.25: Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas com correntes de 50 A, 70 A e 90 A, sem preaquecimento, sobre substrato fabricado a partir de duas camadas de amanteigamento com E 9018 D1 e 7,1 kJ/cm de energia de soldagem.

Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

Conforme pode ser observado na figura 6.25 (A), utilizando-se correntes de soldagem de 50 A com velocidade de soldagem de 16 cm/min se obteve uma interface da linha de fusão bem definida. Porém, níveis insatisfatórios de dureza na ZAC-GG (agora sobre o substrato) ainda foram observados. Utilizando-se corrente de soldagem para 70 A com velocidade de soldagem de 16 cm/min, também se consegue uma interface da linha de fusão bem definida, entretanto, conforme mostra a figura 6.25 (B), algumas discretas ZPD foram encontradas. Aumentando-se a corrente de soldagem para 90 A com velocidade de soldagem de 16 cm/min, a formação de ZPD se torna mais freqüente, e com dimensões ainda maiores, conforme pode ser observado na figura 6.25 (C).

A fabricação do substrato com menor teor de carbono a partir do amanteigamento com E 9018 D1, propicia uma redução dos valores de dureza encontrados nas ZPD eventualmente formadas quando comparadas com ZPD formadas em soldas dissimilares depositadas diretamente sobre o aço X-60. Isto poder ser facilmente compreendido, uma vez que este procedimento diminui a disponibilidade de “C” que é o elemento fundamental no controle da dureza da martensita.

6.11 Influência dos Tratamentos Térmicos Pós-soldagem

Para execução do tratamento térmico partiu-se de amostras de soldas dissimilares depositadas com corrente de soldagem de 90 A e nível de energia de 10 kJ/cm, ou seja, soldas que sistematicamente apresentavam a formação ZPD. A figura 6.26 (A) apresenta uma amostra que não foi submetida ao TTPS, retirada da mesma solda que originou as amostras para o TTPS. Pode ser observada, na micrografia da figura 6.26 (A), a formação de uma ZPD com a maior espessura encontrada na realização deste trabalho – superior a 200 µm.

Após o tratamento térmico, todas as amostras continuaram a apresentar ZPD na interface da linha de fusão, muito embora, as diferentes temperaturas empregadas tenham resultado em diferentes conseqüências sobre a microestrutura final. Em amostras tratadas a 420 °C fig. 6.26 (B) foi observado um revenimento na microestrutura da ZPD (evidenciado pela redução nos níveis de microdureza) apresentando os melhores resultados quando

comparadas com as demais temperaturas de tratamento térmico. Amostras tratadas termicamente em temperaturas de 540 °C resultaram numa elevação de dureza na ZPD para os maiores níveis observados neste trabalho, conforme mostra a micrografia da figura 6.26 (C), onde a dureza sobre a ZPD encontra-se superior aos 520 HV. Esse nível de dureza sugere a ocorrência de endurecimento por precipitação.

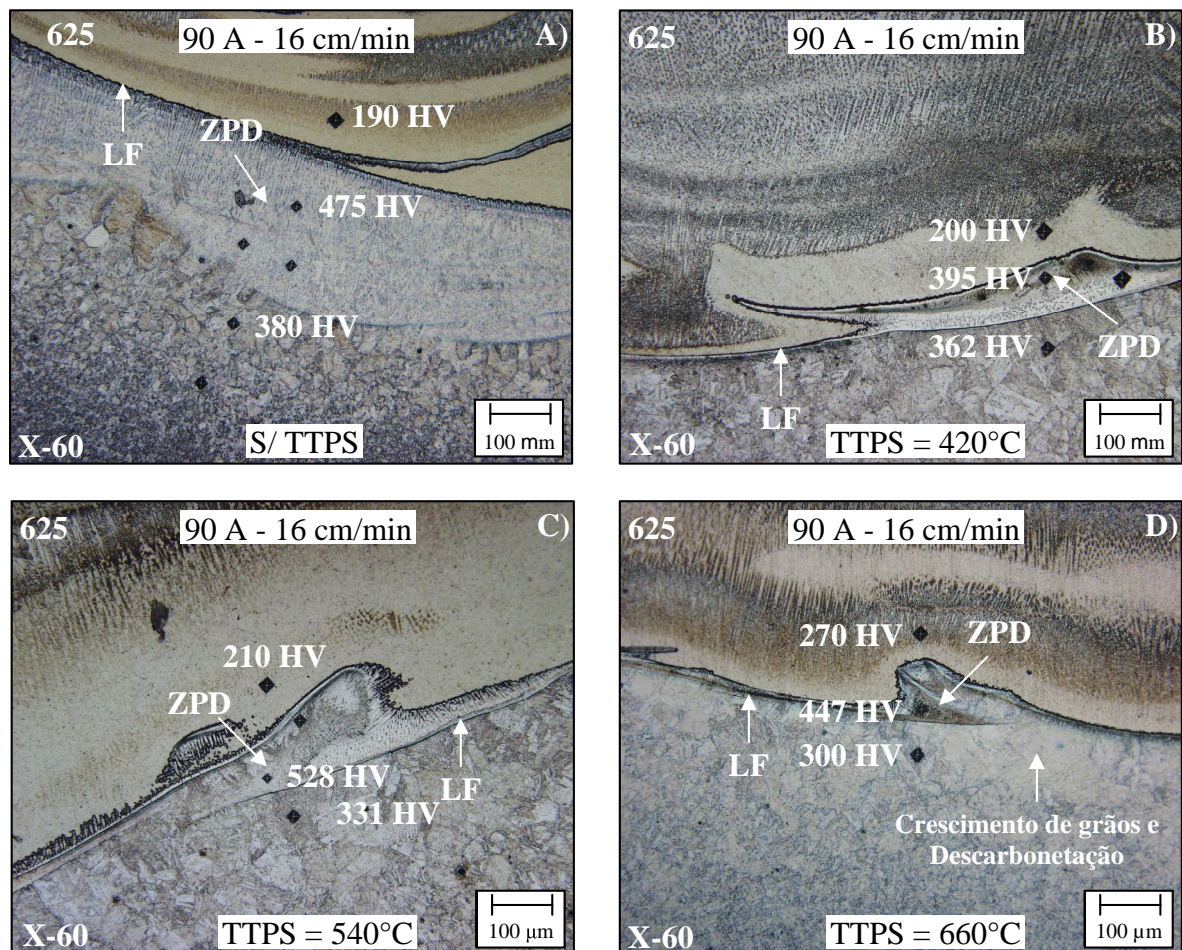


Figura 6.26: Interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A nas condições: sem TTPS (A), submetida ao TTPS por 3h nas temperaturas de:

420 °C (B), 540 °C (C) e 660 °C (D) . Aumento: 200 X.

Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

A utilização de temperatura de TTPS de 660 °C resultou na formação de uma faixa escurecida sobre a ZPD na interface da linha de fusão, de maneira diferente de todas as

amostras analisadas, conforme pode ser visto na figura 6.26 (D). Estas amostras apresentaram níveis de dureza de na faixa de 490 HV, similares em relação aos observados nas amostras que não foram submetidas ao TTPS. Além disso, foi observado descarbonetação e algum crescimento de grãos na ZAC-GG adjacente à linha de fusão, bem como, a migração da interface para o interior da ZPD, resultando na formação de contornos de grão tipo II paralelamente à extensão da linha de fusão, conforme mostram as micrografias da figura 6.27 obtidas por microscopia ótica (esquerda) e por microscopia eletrônica de varredura no padrão BSE (direita).

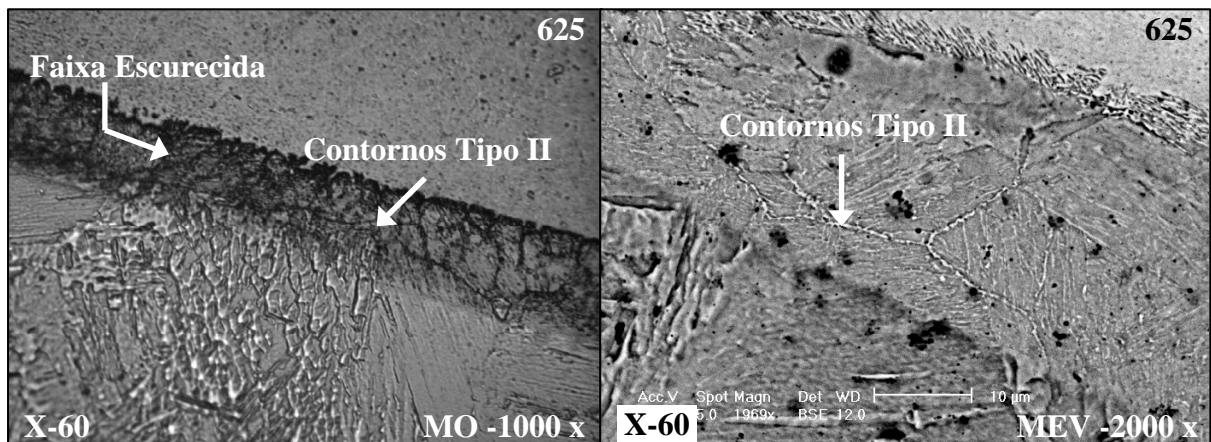


Figura 6.27: Interface da linha de fusão de uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A submetida ao TTPS a 660 °C por 3 h. Esquerda: Microscopia ótica. Aumento: 1000 X. Direita: MEV – BSE. Aumento: 2000 x. Ataque: Nital 2%.

Conforme os ensaios de microanálise química por traço, realizados em algumas amostras, a ZPD pode ser caracterizada como uma transição entre o metal de base, pobre em elementos de liga e o metal de solda, bastante rico em elementos de liga. Entretanto, devido às dimensões bastante reduzidas das ZPD, fica difícil avaliar suas propriedades físicas e seu próprio comportamento metalúrgico.

Adicionalmente, as ZPDs possuem composição química bastante específica, não sendo encontradas composições comerciais similares onde estudos prévios possam ser disponibilizados. Por este motivo, amostras (botões) simulando três diferentes níveis de diluição foram fundidas (composição química listada na tabela 6.8), e submetidas a análise térmica diferencial juntamente com uma amostra do metal de base.

Tabela 6.8: Composição química das amostras (botões) fundidas e do metal de base.

Id.	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Nb	Ti	V	Fe
MB	0,13	0,28	1,20	0,01	0,04	0,04	0,02	0,03	0,02	0,05	0,01	0,05	98,1
95D	0,13	0,25	1,18	0,01	1,13	0,465	3,23	0,04	0,02	0,18	0,01	0,05	93,3
90D	0,12	0,33	1,17	0,01	2,14	0,912	6,56	0,04	0,02	0,39	0,02	0,05	88,3
85D	0,12	0,36	1,15	0,01	3,25	1,347	9,18	0,04	0,02	0,58	0,02	0,05	83,9

Os resultados das análises térmicas apresentados na figura 6.28 (esquerda) são de grande importância para que se possa avaliar os efeitos metalúrgicos envolvidos no tratamento térmico posterior destas juntas dissimilares. Na figura 6.28 (direita) tem-se a derivada das curvas de análise térmica diferencial, onde se consegue detectar com maior precisão as temperaturas de início de transformação Ac1.

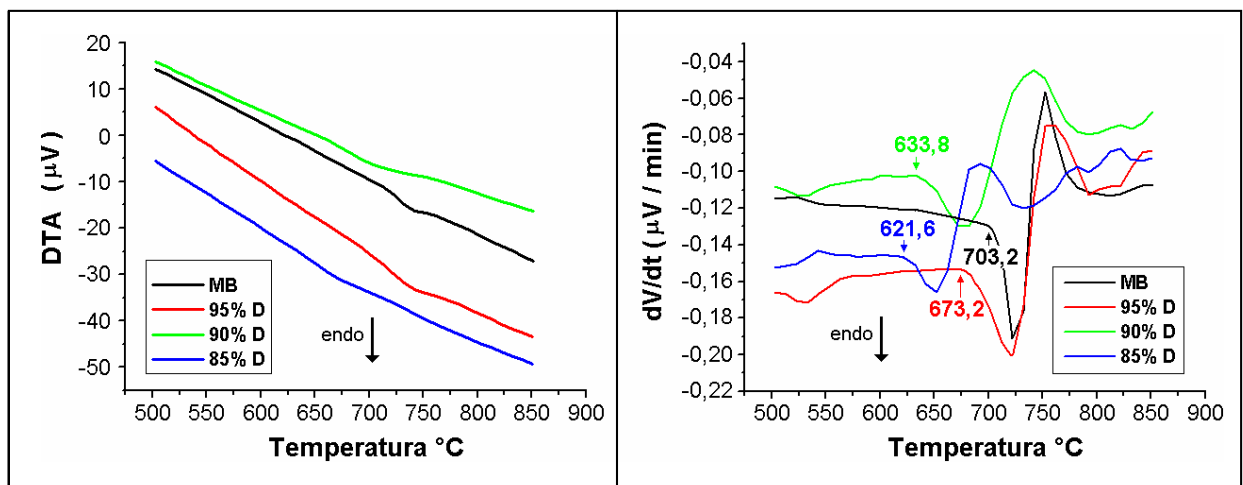


Figura 6.28: Análise térmica diferencial (esquerda). Derivadas das curvas de análise térmica diferencial (dV/dT vs T) com a indicação das temperaturas de transformação Ac1. (Direita).

A redução da temperatura de início de reação $\alpha - \gamma$ com o aumento do teor de níquel principalmente, conforme mostrado na figura 6.46, indica que durante tratamentos térmicos pós-soldagem a 660 °C a ZPD se encontra com microestrutura austenítica, favorecendo a migração induzida por difusão dos contornos de grão sobrepostos à linha de fusão resultando assim na formação dos contornos de grão tipo II. Além disso, a re-austenitização da ZPD associada com a migração de carbono (induzida por difusão) da

ZAC-GG, indicam a formação de martensita virgem de maior teor de carbono durante subsequente resfriamento.

Tratamentos térmicos a 540 °C não promovem austenitização da ZPD na faixa de diluição das amostras fundidas (85 – 95 %), sugerindo que o expressivo aumento dos níveis de dureza encontrados na ZPD seja devido ao endurecimento secundário por precipitação, uma vez que altos níveis de dureza foram encontrados somente durante tratamentos térmicos por 3 h. Por fim, em temperaturas de TTPS de 420 °C certamente não ocorre re-austenitização na ZPD. Além disso, a difusividade que é função direta da temperatura e do tempo se torna insuficiente para a formação e precipitação de novas fases neste intervalo de tempo, resultando assim num efetivo revenimento da microestrutura encontrada nas ZPD.

A figura 6.29 mostra micrografias das amostras fundidas, simulando níveis de diluição de 95, 90 e 85 %, e temperadas em água. A microestrutura acicular apresentada nos três casos, associada aos valores médios de microdureza situados numa faixa entre 420 – 460 HV confirmam a presença exclusiva de microestrutura martensítica nos três casos, conforme previsto pelo diagrama de Schaeffler.

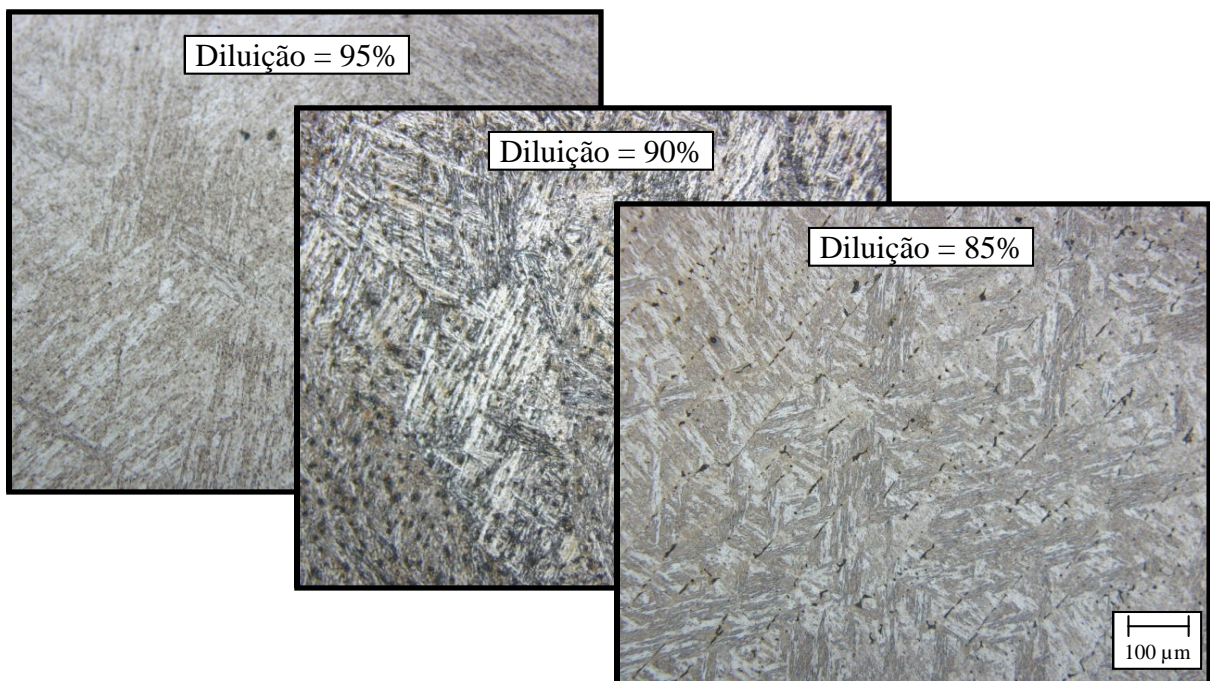


Figura 6.29: Micrografia das amostras fundidas submetidas à têmpera em água apresentando microestrutura martensítica, conforme previsto pelo diagrama de Schaeffler.

Ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol). 200 X.

6.12 Utilização da Técnica da Dupla-camada

Conforme foi observado até o presente momento, os recursos disponíveis para fabricação de uma solda dissimilar com propriedades aceitáveis, acabam por serem antagônicos. Em outras palavras, estratégias que são utilizadas para obtenção de uma ZAC com níveis de dureza aceitáveis como altas energias de soldagem e temperaturas de TTPS não são aplicáveis, nesse caso, por promoverem a formação de ZPD com altos níveis de dureza prejudicando a qualidade da junta soldada.

O emprego de baixa energia de soldagem é essencial na formação de uma interface bem definida minimizando a existência das ZPD. Porém, os altos valores de dureza resultantes na ZAC também podem comprometer a integridade da junta. Desta forma, a deposição de uma segunda camada com maior energia de soldagem se torna uma alternativa benéfica para este caso de soldagem dissimilar, proporcionando o refino dos grãos da ZAC-GG da primeira camada, reduzindo seus níveis de dureza.

A figura 6.30 (esquerda) apresenta a macrografia de uma solda dissimilar em que, após a deposição da primeira camada de três cordões do metal de adição E NiCrMo-3, com baixa energia (corrente de soldagem de 50 A), foi depositado um segundo passe de maior energia (nesse caso transversal à primeira camada, com corrente de soldagem de 90 A) com intuito de promover o revenimento ou refinamento dos grãos da ZAC-GG do primeiro passe. A restrição deste procedimento é manter a ZAC-GG deste segundo passe (cordão transversal) sobre o metal de solda do primeiro passe (cordão longitudinal), que por ser austenítico, não sofrerá endurecimento por transformação de fase.

A microestrutura obtida com o uso deste procedimento é mostrada na figura 6.30 (direita). Pode ser observado nesta micrografia, que o emprego de uma baixa energia de soldagem no primeiro passe de soldagem suprimiu os efeitos da formação das ZPD formando uma interface da linha de fusão bem definida, enquanto que a deposição do segundo passe promoveu um refinamento na microestrutura da ZAC do metal de base, reduzindo a dureza desta região a valores semelhantes aos obtidos no metal de solda austenítico.

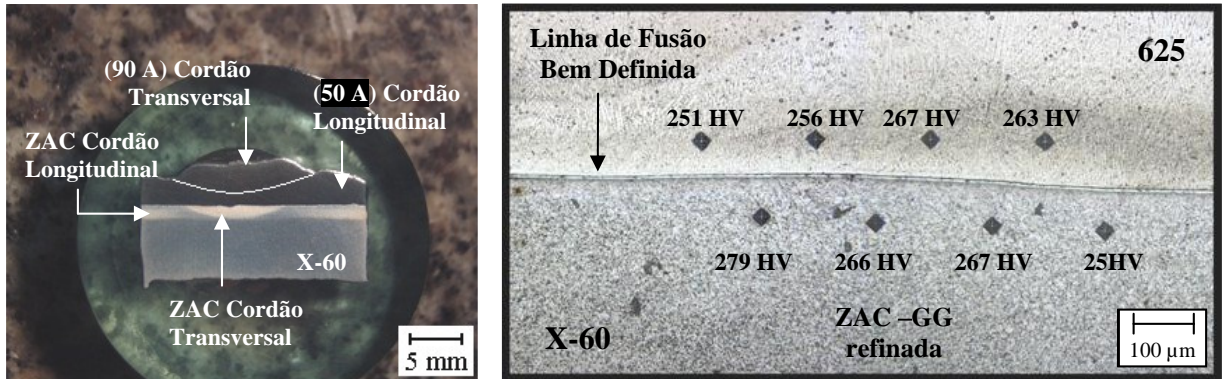


Figura 6.30: Solda dissimilar depositada com energia de soldagem de 4,8 kJ/cm (50 A) e deposição da segunda camada com energia de 9,2 kJ/cm (90 A). Esquerda: macrografia com 10 x de aumento; ataque: Nital. Direita: micrografia com 200 x de aumento; ataque: Solução eletrolítica de (5 g FeCl₂ – 2 ml HCl – 99 ml etanol).

7. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho pôde-se chegar às seguintes conclusões:

Aços alta resistência baixa liga API 5L X-60 quando soldados com metal de adição em ligas a base de níquel (Inconel 625), pelo processo de soldagem por eletrodos revestidos, apresentam uma diluição global mínima de 10 % quando usada corrente de soldagem de 50 A e velocidade de soldagem de 08 cm/min e uma diluição máxima de 40 % para corrente de soldagem de 90 A e velocidade de soldagem de 20 cm/min.

Mesmo para os níveis de diluição global observados (bastante abaixo do limite mínimo do diagrama de Schaeffler que é de 70 % para início de formação de martensita), este sistema dissimilar apresentou em muitos casos, a formação de ZPD martensíticas ao longo da interface da linha de fusão, com diluição local acima de 80 %. A composição química das zonas parcialmente diluídas é intermediária entre a composição química do metal de base e a do metal de solda, porém, próxima da do metal de base, o que resulta num composto metalúrgico de alta temperabilidade.

Com relação aos parâmetros de soldagem utilizados, ficou bastante evidente que a utilização de correntes de soldagem mais baixas (50 A e 70 A) acarretam numa substancial redução da diluição global, bem com das ZPD, eventualmente eliminando-as, quando comparadas com correntes de 90 A. Entretanto, o uso de baixa energia de soldagem leva a formação de uma microestrutura com níveis indesejáveis de dureza na ZAC do metal de base. Assim sendo, torna-se altamente recomendável para a soldagem de aços C-Mn com eletrodos dissimilares de Inconel 625, quando possível, a deposição de solda em duas camadas, sendo a primeira delas com baixa energia o que minimiza a incidência de formação das ZPD, e a segunda com maior energia refinando dos grãos da ZAC-GG da primeira camada depositada.

Além da corrente, a velocidade de soldagem desempenha um papel importante na diluição global, sendo que para baixas velocidades de soldagem, a diluição é menor, devido à maior quantidade de material depositado, enquanto que o aumento da velocidade resulta num aumento da diluição. Entretanto, a seleção de velocidades muito baixas resulta numa

convexidade excessiva e no aumento do tempo de exposição à maiores temperaturas por parte do metal de solda, enquanto que velocidades muito altas podem levar a uma mistura insuficiente da zona fundida. Além disso, a diminuição da velocidade de soldagem propicia o aumento da energia de soldagem por comprimento de solda depositada, contribuindo em alguns casos para a segregação de elementos de liga durante o transiente inicial de solidificação favorecendo a formação das ZPD.

Foi constatado que um intervalo de resfriamento ΔT_{8-5} de 3,5 s é suficiente para a isenção da formação de martensita na ZAC. Entretanto, nas ZPD, que possuem maior concentração de elementos de liga, e por conseqüência maior temperabilidade, foi constatada a presença de microestruturas de alta dureza mesmo durante intervalos de resfriamento (ΔT_{8-5}) de 6s. Desta forma, a microestrutura das zonas parcialmente diluídas é predominantemente martensítica, mesmo para longos tempos de resfriamento, podendo assim alcançar níveis de dureza de até 490 HV. Dessa forma, a metodologia proposta por *OMAR (1999)* de se reduzir a formação das zonas duras mediante o emprego do preaquecimento, pode requerer temperaturas acima de 300°C, inviáveis para a soldagem de tubos de aço X-60.

O preaquecimento nas temperaturas recomendadas para soldagem do aço X-60 que é de 100 °C para tubos de 20 mm de espessura, não atua como um efetivo método de redução dos níveis de dureza na ZPD. O uso de temperaturas de preaquecimento de 200 °C, ainda aumentou a formação das ZPD, pois de acordo com o modelo de solidificação, a redução da taxa de extração de calor na periferia do cordão de solda (provocada pelo preaquecimento exagerado) pode favorecer a segregação de elementos de liga durante o início da solidificação, resultando na formação de martensita durante o subsequente resfriamento.

Dupla camada de amanteigamento com metal de adição E 9018-D1 antes da execução da soldagem dissimilar com eletrodos de Inconel 625 apresenta-se como uma alternativa positiva no sentido de fabricar um substrato com menor teor de carbono. Desta forma, para os mesmos níveis de diluição durante a soldagem dissimilar, menor é o teor de carbono contido no metal de solda, e por conseqüência em eventuais ZPD formadas, reduzindo fortemente a dureza da martensita que é dependente do teor de carbono.

Tratamentos térmicos pós-soldagem em temperaturas de 420 °C apresentaram um decréscimo na dureza das zonas parcialmente diluídas previamente existentes, mostrando como uma alternativa benéfica, embora ineficiente. Já o uso de temperaturas de 540 e 660 °C

apresentam efeitos bastante prejudiciais e devem ser evitados. No TTPS a 540 °C por 3 h, foi observada a ZPD de maior dureza durante a realização deste trabalho, sugerindo nestes casos, endurecimento secundário por precipitação. A exposição da junta soldada a 660 °C promove o crescimento de grãos e descarbonetação na ZAC-GG, e a migração de C para a interface da linha de fusão enriquecendo a ZPD neste elemento, contribuindo para a fragilização da junta. Além disso, foi verificado em amostras tratadas a 660°C a formação de contornos do tipo II na ZPD, que são caminhos preferenciais para a propagação de trincas a quente.

Análises térmicas das amostras fundidas simulando níveis de diluição entre 100 % (MB) e 85 % indicaram uma redução da temperatura de transformação A_{C1} na medida em que era aumentada a concentração de elementos de liga, indicando que durante a realização de TTPS em 660 °C, a ZPD pode ter sofrido austenitização, permitindo que a interface da linha de fusão migre para dentro desta região, resultando assim na formação de contornos de grão do tipo II.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho propiciou novas idéias sobre os fenômenos envolvidos na soldagem de materiais dissimilares através do processo de soldagem por eletrodos revestidos. Porém, há ainda muitos tópicos que necessitam ser aprofundados nesta linha de pesquisa, dentre os quais podem ser citados:

- Avaliar os efeitos do ângulo de ataque do eletrodo, e de movimentos de tecimento em relação às ZPDs;
- Avaliar a tenacidade a fratura de juntas fabricadas mediante o procedimento recomendado neste trabalho através de ensaios CTOD, uma vez que o Charpy não amostra as ZPDs;
- Avaliar os efeitos da espessura da chapa sobre as características das soldas depositadas e sobre a formação das zonas parcialmente diluídas;
- Avaliar os efeitos das variáveis dos processos de soldagem como TIG e MIG em relação à formação das zonas parcialmente diluídas.

9. REFERÊNCIAS

1. BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. **Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Steel.** *Welding Journal*, June 1979.
2. DOODY, Thomas. **Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service.** *Welding Journal*, March 1992.
3. EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding.** Butterworths Monographs in Materials, London, 1991.
4. FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels.** Springer-Verlag Wien – New York, 1988. 279p.
5. HENKE, Sérgio L. **Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA-6NM sem Tratamento Térmico Posterior.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.
6. IRSID. **Courbes Durete Parametre de Refroidissement en Conditions de Soudage Recueil Etabli a L'IRSID.** Publication de L'institute de Recherches de la Siderurgie Française, 1977.
7. KEJELIN, Norton.Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; POPE, Alexandre M. **Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar metal Welds.** Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Ouro Preto – MG, novembro de 2005.
8. KOU, Sindo. **Welding Metallurgy.** John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.
9. LUNDIN, C. D. **Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review.** *Welding Journal*, February 1982.
10. MONDENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis.** Escola SENAI “Nadir Dias Figueiredo”. Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia. Osasco – SP, 2001.
11. NELSON, W. T. LIPPOLD, J. C. **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds – Part 1: Nucleation and Growth.** American Welding Society. October, 1999.

12. NELSON, W. T. LIPPOLD, J. C. **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds – Part 2: On Cooling Transformations.** American Welding Society. October, 2000.
13. NIÑO, C. E. **Especificação de procedimentos de reparo por soldagem sem tratamento térmico posterior: efeito de revenimento produzido pelos ciclos térmicos.** 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis.
14. **Norma Petrobrás N-133.** Setembro 2002.
15. OLDEN, Vigdis *et. al.* **The Effect of PWHT on the Material Properties and Micro Structure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joints.** Proceedings of OMAE 2003: the 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering. Cancun, Mexico 8-13 June 2003.
16. OMAR, A. A. **Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds.** Welding Journal, February 1998.
17. ORNATH, F. *et. al.* **Weld Pool Segregation During the Welding of Low alloy Steels with Austenitic Electrodes.** Welding Journal, November 1981.
18. PEREZ, Guber E. G. **Estabelecimento de Critérios para Evitar a Perfuração na Soldagem de Tubulações de em Operação de pequena Espessura.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
19. POPE, Alexandre M. **Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares.** I IENSOLD_Encontro Técnico de Soldagem. Rio de Janeiro, 2004.
20. POPE, Alexandre Meireles. **Comunicação Particular.** Outubro 2004.
21. PRECIADO, Wilson Tafur. **Reparo por Soldagem de Moldes de Injeção de Plásticos Fabricados em Aços AISI P20 e VP50M.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
22. REBELLO, J. M. Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. **Soldagem & Materiais**, Rio de Janeiro, v. 1, p. 1-11, 2004.
23. ROWE, M. D. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds. **Welding Journal, February 1999.**

24. SANTOS, L.A. **Condução de Calor na Soldagem com Pulsação Térmica.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.
25. WANG, Zhihui. **Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints.** Welding Journal, August 1993.
26. **WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 1.** v.3 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 526 p.
27. **WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 2.** v.4 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 621 p.
28. TUBULAR TECHNOLOGIES – **Proceso de Fabricación de los Tubos Sin Costura en el Laminador Contínuo.** Disponível em <http://www.tenaris.com/Argentina/es/flash/laco1.swf> Acessado em: 22 de dezembro 2005.

APÊNCICE 1

DESCRIÇÃO DOS PROGRAMAS RELATIVOS À TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM SOLDAGEM

Para o cálculo dos campos de temperatura e ciclos térmicos foi utilizada uma solução analítica para a condução de calor em soldagem, a qual considera a chapa de espessura finita, uma distribuição gaussiana para o fluxo de calor proveniente do arco, e as perdas de calor para o ambiente através das superfícies da chapa. Conforme essa solução [Santos], o campo de temperaturas $T(x,y,z,t)$ num ponto de coordenadas x,y,z no instante t é dado por:

$$T(x, y, z, t) - T_0 = \int_0^t \frac{q(\tau)}{\pi k H} \frac{\alpha}{[2\alpha(t-\tau) + \sigma^2]} \exp\left\{-\frac{[x - vs(t-\tau)]^2 + y^2}{4\alpha(t-\tau) + 2\sigma^2}\right\} \\ \times \sum_{n=0}^{\infty} A(\kappa_n) \exp[-\alpha\kappa_n^2(t-\tau)] \cdot [\kappa_n \cos(\kappa_n z) + (h_s/k) \text{sen}(\kappa_n z)] d\tau$$

Sendo

$$A(\kappa_n) = \frac{\kappa_n H}{[\kappa_n^2 + (h_s/k)^2] \cdot \left[H + \frac{(h_i/k)}{\kappa_n^2 + (h_i/k)^2} \right] + h_s/k}$$

Os autovalores κ_n são as raízes positivas da equação a seguir:

$$\tan(\kappa_n H) = \frac{\kappa_n (h_s + h_i)}{k\kappa_n^2 + h_s h_i / k}$$

Onde,

- k [W/m·°C] e α [m²/s] são a condutividade e difusividade térmicas do material da chapa.
- h_s e h_i são os coeficientes de transferência de calor pelas superfícies superior e inferior da chapa, respectivamente. Na solução da equação foram utilizados os valores de $h_s = 50$ e $h_i = 18$ W/m²·°C.

Na Fig. A1 estão representados: o sistema de coordenadas x,y,z (fixo em relação à chapa); a espessura da chapa H [m]; a direção da velocidade de soldagem v (coincidente com o eixo x). Supõe-se que no instante $t = 0$ o eixo de simetria da fonte de calor passa pela posição $x = 0, y = 0$ da superfície da peça e que naquele instante a chapa se encontra a uma temperatura uniforme T_0 [°C]. A fonte de calor se move com velocidade constante v_s [m/s] sobre a superfície superior da chapa ($z = 0$), e se considera que tem uma distribuição gaussiana de fluxo de calor q'' [W/m²] descrita pela equação

$$q''(x, y, t) = \frac{q(t)}{2\pi\sigma^2} \exp\left[-\frac{(x-vt)^2 + y^2}{2\sigma^2}\right]$$

Onde σ [m] é o parâmetro de distribuição do fluxo de calor.

Na soldagem a arco voltaico, a potência da fonte de calor q [W] é calculada pela expressão $q = \eta \cdot I \cdot U$, onde: I [A] é a corrente de soldagem, U [V] é a tensão do arco e η é a eficiência térmica do processo.

Para preservar a linearidade da equação diferencial, na solução utilizada foi ignorada a dependência das propriedades do material em relação à temperatura. Esta dependência, tomada no seu sentido mais genérico, engloba inclusive o efeito do calor latente associado às mudanças de fase que ocorrem no material.

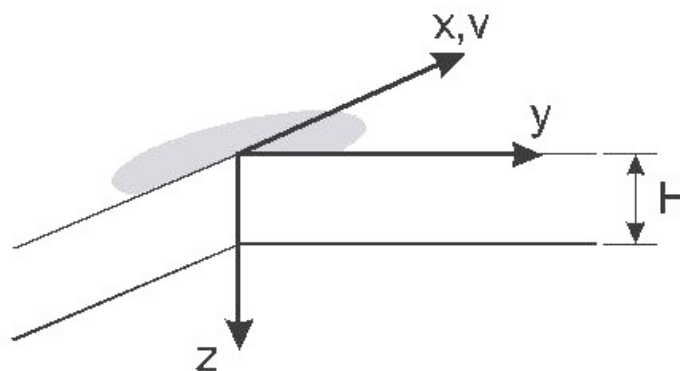


Figura A1 - Geometria e sistema de coordenadas utilizados no desenvolvimento da solução analítica.

Breve descrição dos aplicativos utilizados.

a) Programa *Parâmetros_Fonte*

Objetivos: estima os parâmetros da fonte (eficiência térmica η e parâmetro de distribuição σ), em função das distâncias horizontal e vertical de uma isoterma conhecida ao eixo da fonte de calor.

Ingresso dos dados: é feito através de um arquivo tipo TXT com a seguinte estrutura:

785,0, 0,0060, 0,000	(T_p da isoterma, semi-largura da isoterma, $z=0$)
785,0, 0,000, 0,0045	(T_p da isoterma, $y=0$, penetração da isoterma)
195,0, 13,0	(corrente I , tensão U)
40,0, 8,0e-6	(condutividade e difusividade térmicas, k e α)
50,0, 18,0	(coeficientes h_s e h_i [$W/m^2 \cdot ^\circ C$])
21,0e-3	(espessura da chapa H [m])
10,0	(velocidade de soldagem v_s [cm/min])
25,0	(temperatura inicial da chapa T_0 [$^\circ C$])
100,0e-3, 1,5e-3	(distância x ao ponto inicial da solda, estimativa inicial de σ [m])

b) Programa *Ciclo_Térmico*

Objetivos: com base nas condições de soldagem, calcular o ciclo térmico que ocorre num determinado local da peça.

Ingresso dos dados: é feito através de um arquivo tipo TXT com a seguinte estrutura:

0,5270, 2,7556e-3, 250,0, 14,8, 0,5	(valores no pulso: $\eta_p, \sigma_p, I_p, U_p, t_p$)
0,5270, 2,7556e-3, 250,0, 14,8, 0,5	(valores na base: $\eta_b, \sigma_b, I_b, U_b, t_b$)
40,0, 8,0e-6	(condutividade e difusividade térmicas, k e α)
50,0, 18,0	(coeficientes h_s e h_i)
21,0e-3	(espessura H [m])
10,0	(velocidade de soldagem v_s [cm/min])
37,6	(temperatura inicial T_0 [°C])
350	(número de pontos a calcular do ciclo térmico)
0,2, 20,0, 0,0	(intervalo dt , tempo inicial do ciclo t_i , tempo inicial do gráfico)
50e-3, 0,0e-3, 2,750e-3	(coordenadas x,y,z do ponto onde se deseja calcular o ciclo)

Saída: o programa gera um arquivo tipo TXT com duas colunas. A primeira correspondente ao tempo e a segunda à temperatura do ciclo térmico.

APÊNDICE 2

**NÍVEIS DE DUREZA MEDIDOS NA INTERFACE DA LINHA DE FUSÃO PARA
DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM UTILIZADAS**

	Amostra	Energia (kJ/cm)	η Fonte (adim.)	Δt_{8-5} (s)		Dureza Máxima HV (0,2 kgf)	
				Calculado	Medido	ZAC	Interface
Sem Preaquecimento	D9012P0	13,5	0,652	4,25		345	432
	D9016P0	9,2	0,557	2,48		375	391
		9,2			2,55		
	D9020P0	7,9	0,565	2,16		385	440
	D7012P0	9,2	0,562	2,50		380	407
	D7016P0	6,9	0,614	2,06		401	385
	D7020P0	5,7	0,613	1,69		416	401
	D5012P0	6,6	0,556	1,79		410	404
	D5016P0	4,9	0,580	1,38		435	412
	D5020P0	4,1	0,632	1,26		446	396
Preaquecimento 100 °C	D9012P100	12,6	0,706	5,62		318	409
	D9016P100	9,1	0,653	3,74		321	387
		8,5			3,52		
	D9020P100	7,5	0,631	2,99		357	402
	D7012P100	9,4	0,653	3,90		329	427
	D7016P100	7,3	0,714	3,30		356	399
	D7020P100	5,8	0,743	2,74		385	393
	D5012P100	6,6	0,609	2,54		362	389
	D5016P100	5,6	0,663	2,36		390	425
D5020P100	4,2	0,600	1,59		401	413	
Preaquecimento 200°C	D9012P200	12,8	0,673	8,06		285	393
	D9016P200	9,6	0,661	5,91		297	407
		8			4,94		
	D9020P200	7,4	0,663	4,60		312	405
	D7012P200	9,9	0,64	5,91		295	392
	D7016P200	7,4	0,639	4,42		315	389
	D7020P200	5,6	0,663	3,48		350	411
	D5012P200	6,9	0,764	4,89		330	429
	D5016P200	5,4	0,629	3,17		368	397

This document was created with Win2PDF available at <http://www.win2pdf.com>.
The unregistered version of Win2PDF is for evaluation or non-commercial use only.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)