



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

**NATHÁLIA ESCÓSSIO CAVALCANTE**

**AVALIAÇÃO DE TÉCNICAS DE SOLDAGEM MIG/MAG PARA DEPOSIÇÃO**  
**COM ARAMES AWS ERNCRMO-3 E ER80S-B2 EM AÇO ESTRUTURAL ASTM**  
**A387 GR.11**

**FORTALEZA**

**2016**

**NATHÁLIA ESCÓSSIO CAVALCANTE**

**AVALIAÇÃO DE TÉCNICAS DE SOLDAGEM MIG/MAG PARA DEPOSIÇÃO  
COM ARAMES AWS ERNCRMO-3 E ER80S-B2 EM AÇO ESTRUTURAL ASTM  
A387 GR.11**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Metalurgia Física da Soldagem.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

**FORTALEZA**

**2016**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

---

- C364a Cavalcante, Nathália Escóssio.  
Avaliação de Técnicas de Soldagem MIG/MAG para Deposição com Arames AWS ERNICKRMO-3 e ER80S-B2 em Aço Estrutural ASTM A387 GR.11 / Nathália Escóssio Cavalcante. – 2016.  
115 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2016.  
Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

1. Tambor de coque. 2. Reparo. 3. Dupla Camada. I. Título.

CDD 620.11

---

NATHÁLIA ESCÓSSIO CAVALCANTE

Avaliação de técnicas de soldagem MIG/MAG para deposição com arames  
AWS ERNiCrMo-3 e ER80S-B2 em Aço Estrutural ASTM A387 Gr.11

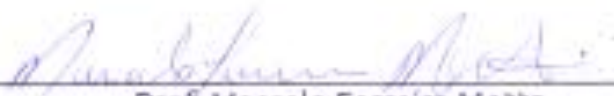
Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia e Ciência de Materiais  
do Departamento de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais da  
Universidade Federal do Ceará,  
como parte dos requisitos  
necessários para a obtenção do  
título de Mestre em Engenharia e  
Ciência de Materiais.  
Área de concentração: Propriedades  
Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Aprovado em: 19/07/ 2016.

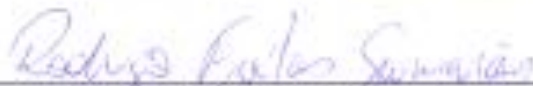
BANCA EXAMINADORA



Prof. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)  
Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Marcelo Ferreira Motta  
Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Rodrigo Freitas Guimarães  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)



A Deus.

Aos meus pais.

Ao meu esposo.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus, meu Senhor, pelo dom da vida.

Aos meus pais, por seu amor e pelas inúmeras vezes que abdicaram de tudo pela minha educação.

Ao meu esposo, por seu apoio e por compreender minha ausência nos momentos em que precisei me dedicar ao trabalho.

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, por sua orientação e disponibilidade ao longo deste trabalho, por seu exemplo de profissionalismo.

Ao Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva, por suas valorosas contribuições nas análises de microscopia e pelas discussões, que tanto conhecimento agregaram.

Ao Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, pelo enorme auxílio prestado em tantos momentos durante a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar, por todos os ensinamentos e contribuições para este e todos os outros trabalhos durante o tempo de laboratório.

Ao Prof. Dr. Everton Barbosa Nunes, por sua valiosa amizade e exemplo de caráter.

À engenheira metalurgista Tathiane Caminha Andrade, por sua amizade ao longo desses anos.

Ao amigo e doutorando Pedro Helton Magalhães Pinheiro, sem sua contribuição não seria possível concluir este trabalho.

Aos grandes amigos Yuri Cruz da Silva, Maria Marcela Ramos da Rocha e Emerson Mendonça Miná, por sua disponibilidade em tantos momentos.

A todos os bolsistas de graduação do Laboratório de Pesquisa em Tecnologia da Soldagem (LPTS), pela convivência e pela contribuição para a parte prática deste trabalho.

À Petrobras, pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho.

“O Senhor teu Deus é o que vai contigo:  
não te deixará nem te desampará.”

Deuteronômio 31:6

## RESUMO

O aço ASTM A387 Gr.11 é largamente utilizado na indústria do petróleo e gás em aplicações sob elevadas pressões e temperaturas, como em tambores de coque. Devido ao regime de trabalho, os tambores de coque sofrem uma contínua variação de temperatura ao longo de seu comprimento e, conseqüentemente, gradientes térmicos e variações de pressão a cada ciclo operacional ocorrem. Como resultado, vários são os problemas que podem surgir, como a fragilização e ataque por hidrogênio e a ocorrência de “bulges”, que são focos preferenciais para o aparecimento de trincas. As medidas comumente adotadas para solucionar o problema das trincas são técnicas de soldagem aplicadas a reparo. No entanto, na execução de grande parte dessas técnicas são encontradas dificuldades operacionais e metalúrgicas que acabam comprometendo o desempenho dos componentes soldados. Assim, este trabalho objetiva o desenvolvimento e avaliação de técnicas para soldagem de reparo, utilizando a dupla camada, em componentes fabricados em aço ASTM A387 Gr.11 que proporcionem boas propriedades mecânicas e microestruturais. A metodologia do presente trabalho foi dividida em etapas. Entre estas etapas destaca-se a aplicação do critério de dureza e de microestrutura, para definição das melhores relações de energia de soldagem, seguida da soldagem e caracterização dos revestimentos. Também foi explorada a influência de fatores de controle como a energia de soldagem e a técnica de tecimento. Foram utilizados dois metais de adição, a liga AWS ERNiCrMo-3 (similar à liga Inconel 625) e o aço baixo carbono AWS ER80S-B2 + 38%He + 4%CO<sub>2</sub>). A técnica de oscilação e a energia de soldagem mostraram ter influência nas características geométricas dos cordões. A microestrutura encontrada na ZAC dos revestimentos foi composta por bainita e martensita revenida. Nas cinco condições de soldagem de dupla camada apontadas pelos diagramas de decisão foi possível observar um significativo refino de grão bem como redução nos valores de dureza e microdureza em relação às mesmas condições soldadas com simples deposição comprovando a eficácia da técnica da dupla camada. Em três dessas condições, a dureza na ZAC dos revestimentos foi inferior a 237 HV, como requerido pela norma de soldagem N-133 da Petrobras.

**Palavras-chave:** *Tambor de Coque; Reparo; Dupla Camada.*

## ABSTRACT

The ASTM A387 Gr.11 steel is widely used in the oil & gas industry in applications at elevated pressures and temperatures, such as “coke drums”. Due to the work regime, coke drums undergo continuous variation in temperature along its length and thus, the thermal gradients and pressure variations for each operating cycle occurs. As a result, many problems can arise as hydrogen embrittlement and the appearance of "bulges". The bulges are preferred sites for cracking nucleation in coke drums. The actions commonly taken to solve the problems associated to cracking are the repair of cracked area by welding techniques. However, the application of many of these techniques, found operational and metallurgical problems that compromises the performance of welded components. Thus, this work aims to development and evaluation of repair techniques by welding, using the double layer temper bead technique in components made of ASTM A387 Gr.11 steel providing good mechanical and microstructural properties. The methodology of this study was divided into many stages, among them the application of hardness and microstructure evaluation criteria for determining the best welding conditions followed by the welding and characterization of the coatings. The influence of the control factors, such as welding heat input and waving was evaluated. Two filler metals were used: AWS ERNiCrMo-3 Ni based alloy (similar to alloy Inconel 625) and AWS ER80S-B2 low carbon steel (similar to the ASTM A387 Gr.11 steel) and three gas mixtures (Ar + 25% He, Ar + 4 % CO<sub>2</sub> and Ar + 38%He + 4%CO<sub>2</sub>). The waving and welding heat input had influence on geometric features of the weld beads. The microstructure found in the heat affected zone of coatings consisted of bainite and tempered martensite. In the five welding conditions identified by the decision diagram it was found a significant grain refinement and a reduction in hardness values, when compared to the same conditions welded with single deposition proving the effectiveness of the double layer temper bead technique. In three of these conditions, the maximum hardness in the HAZ of the coatings was less than 237 HV, as required by the welding standard N-133 from Petrobras.

**Keywords:** *Coke drum; Repair; Double layer.*

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIGURA 1. TAMBOR DE COQUE APRESENTANDO <i>BULGES</i> .	14
FIGURA 2. APLICAÇÃO DA DUPLA CAMADA.	16
FIGURA 3. MICROESTRUTURA TÍPICA DE UM TUBO DE AÇO ASTM A387 Gr. 11.	20
FIGURA 4. DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO EM RESFRIAMENTO CONTÍNUO PARA O AÇO ASTM A387 Gr. 11.	21
FIGURA 5. MICROESTRUTURA DA ZAC PRÓXIMA A LINHA DE FUSÃO DE UM AÇO ASTM A182 F22.	22
FIGURA 6. DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO ATAQUE PELO HIDROGÊNIO.	23
FIGURA 7. MICROESTRUTURA EUTÉTICA CONSTITUÍDA POR MATRIZ /FASE LAVES E MATRIZ /NbC.	28
FIGURA 8. DESENHO ESQUEMÁTICO DE UMA INTERFACE DISSIMILAR.	30
FIGURA 9. DESENHO ESQUEMÁTICO DA TÉCNICA DA MEIA CAMADA.	32
FIGURA 10. APLICAÇÃO DA DUPLA CAMADA.	33
FIGURA 11. PERFIL DE MICRODUREZA MOSTRANDO A EXTENSÃO DAS ZONAS MACIA E DURA.	34
FIGURA 12. EXEMPLO DE DIAGRAMA DE DECISÃO.	36
FIGURA 13. DIMENSIONAMENTO DAS PEÇAS PARA SOLDAGEM.	37
FIGURA 14. REGIÃO ONDE O BANDEAMENTO É, EM GERAL, IDENTIFICADO.	38
FIGURA 15. BANCADA DE SOLDAGEM.	39
FIGURA 16. FLUXOGRAMA DAS ATIVIDADES DIVIDIDAS POR ETAPAS.	40
FIGURA 17. DESENHO ESQUEMÁTICO DA SOLDAGEM DE AMANTEIGAMENTO PARA CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS DE ADIÇÃO.	41
FIGURA 18. DIREÇÃO DAS LINHAS DE MICRODUREZA FEITAS EM CADA AMOSTRA.	46
FIGURA 19. MEDIÇÃO DAS EXTENSÕES DAS REGIÕES DA ZAC SEGUNDO O CRITÉRIO DA MICROESTRUTURA.	47
FIGURA 20. EXEMPLO DE MEDIÇÃO DAS EXTENSÕES DAS REGIÕES DA ZAC SEGUNDO O CRITÉRIO DE DUREZA.	47
FIGURA 21. SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM REVESTIMENTO CONTENDO SOMENTE O PRIMEIRO CORDÃO DA SEGUNDA CAMADA.	49
FIGURA 22. COMPRIMENTO PADRÃO DE 150 MM ADOTADO PARA SOLDAGEM DOS REVESTIMENTOS.	50
FIGURA 23. MICROESTRUTURA DO METAL BASE COMO RECEBIDO.	52
FIGURA 24. MICROESTRUTURA DO METAL BASE APRESENTANDO BANDEAMENTO.	53

FIGURA 25. SOLDAGEM DE AMANTEIGAMENTO PARA CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS DE ADIÇÃO. .....	54
FIGURA 26. MICROESTRUTURA DA LIGA AWS ER80-B2. ....	55
FIGURA 27. MICROESTRUTURA DA LIGA AWS ERNiCrMo-3. ....	55
FIGURA 28. EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA PENETRAÇÃO. ....	57
FIGURA 29. EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NO REFORÇO. ....	58
FIGURA 30. EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA LARGURA. ....	58
FIGURA 31. EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NO ÂNGULO DE MOLHAMENTO. ....	59
FIGURA 32. EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA DILUIÇÃO. ....	60
FIGURA 33. EFEITO DA TÉCNICA DE OSCILAÇÃO NA LARGURA. ....	61
FIGURA 34. EFEITO DA TÉCNICA DE OSCILAÇÃO NO ÂNGULO DE MOLHAMENTO. ....	62
FIGURA 35. EFEITO DA TÉCNICA DE OSCILAÇÃO NO REFORÇO. ....	62
FIGURA 36. EFEITO DA TÉCNICA DE OSCILAÇÃO NA DILUIÇÃO. ....	63
FIGURA 37. EFEITO DA TÉCNICA DE OSCILAÇÃO NA PENETRAÇÃO. ....	63
FIGURA 38. ASPECTO SUPERFICIAL DOS CORDÕES. LIGA AWS ERNiCrMo-3. ....	64
FIGURA 39. ASPECTO SUPERFICIAL DOS CORDÕES. LIGA AWS ER80S-B2. ....	65
FIGURA 40. EXEMPLO DE ASPECTO SUPERFICIAL DEFEITUOSO OBTIDO NA SOLDAGEM DO ARAME AWS ER80S-B2 COM O GÁS AR + 25%He. ....	66
FIGURA 41. PERFIL DE MICRODUREZA PARA O AÇO ASTM A387 Gr. 11 SOLDADO COM O ELETRODO ERNiCrMo-3 COM ENERGIA DE SOLDAGEM DE 0,8 kJ/MM E SEM TECIMENTO. ....	67
FIGURA 42. HISTOGRAMA EVIDENCIANDO OS VALORES DE DUREZA QUE DELIMITAM AS ZONAS DA ZAC. ....	67
FIGURA 43. EXEMPLOS DOS COMPORTAMENTOS APRESENTADOS PELOS PERFIS DE MICRODUREZA EM GERAL. AMOSTRAS SOLDADAS COM ELETRODO DE NÍQUEL, SEM TECIMENTO E COM GÁS AR + 25%He. ....	68
FIGURA 44. EXEMPLOS DE DIAGRAMAS DE DECISÃO MOSTRANDO (A) TODAS AS RELAÇÕES DE ENERGIA REPROVADAS E (B) RELAÇÕES ASSINALADAS APROVADAS. ....	69
FIGURA 45. RELAÇÃO DE ENERGIA PARA SOLDAGEM DO REVESTIMENTO N1. ....	72
FIGURA 46. RELAÇÃO DE ENERGIA PARA SOLDAGEM DO REVESTIMENTO N2. ....	72
FIGURA 47. RELAÇÃO DE ENERGIA PARA SOLDAGEM DO REVESTIMENTO N3. ....	72
FIGURA 48. RELAÇÃO DE ENERGIA PARA SOLDAGEM DO REVESTIMENTO C1. ....	73
FIGURA 49. RELAÇÃO DE ENERGIA PARA SOLDAGEM DO REVESTIMENTO C2. ....	73
FIGURA 50. MICROESTRUTURA DA ZAC DA AMOSTRA N1-0812 MOSTRANDO BAINITA E MARTENSITA. ....	75

FIGURA 51. MICROESTRUTURA DA REGIÃO DA ZAC PRÓXIMA A INTERFACE COM EFEITO DA DUPLA CAMADA (A) E SEM EFEITO DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA (B). ELETRODO AWS ERNiCrMo-3. ....	76
FIGURA 52. MICROESTRUTURA DA REGIÃO DA ZAC PRÓXIMA A INTERFACE COM APLICAÇÃO DA DUPLA CAMADA (A) E SEM A DUPLA CAMADA (B). ELETRODO AWS ER80S-B2. ....	77
FIGURA 53. PERFIS DE MICRODUREZA COM E SEM APLICAÇÃO DA DUPLA CAMADA, DC.....	77
FIGURA 54. PERFIS DE DUREZA ENCONTRADOS NO CENTRO E NA EXTREMIDADE DOS REVESTIMENTOS. ....	79
FIGURA 55. VARREDURA DE DUREZAS AO LONGO DA LINHA DE FUSÃO ATÉ 1,0 MM DE DISTÂNCIA. CONDIÇÃO N1-0812. ....	80
FIGURA 56. MICROESTRUTURA PREDOMINANTEMENTE BAINÍTICA ENCONTRADA NA ZF DOS REVESTIMENTOS SIMILARES. AUMENTO DE 200 E 500X. ....	82
FIGURA 57. DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO EM RESFRIAMENTO CONTÍNUO PARA O AÇO ASTM A387 Gr. 11. ....	83
FIGURA 58. MICROESTRUTURA DA ZF DOS REVESTIMENTOS SOLDADOS COM A LIGA DE NÍQUEL. ....	83
FIGURA 59. PRECIPITADOS CÚBICOS ENCONTRADOS NO REVESTIMENTO N3-0816. ....	84
FIGURA 60. MAPEAMENTO QUÍMICO DOS PRECIPITADOS CÚBICOS NA ZF DO REVESTIMENTO N1. ....	86
FIGURA 61. PRECIPITADOS EUTÉTICOS ENCONTRADOS NO REVESTIMENTO N3-0816. ....	87
FIGURA 62. MAPEAMENTO QUÍMICO DOS PRECIPITADOS COM MORFOLOGIA CÚBICA E EUTÉTICA. ....	88
FIGURA 63. PRECIPITADO COM MORFOLOGIA VARIADA ENCONTRADO NO REVESTIMENTO N1-0812. ....	89
FIGURA 64. MAPEAMENTO QUÍMICO DOS PRECIPITADOS COM MORFOLOGIA VARIADA. ....	90
FIGURA 65. ILHA DE METAL BASE SEGUNDO A CLASSIFICAÇÃO DE DOODY (1992). ....	92
FIGURA 66. MODELO PROPOSTO POR AGUIAR (2010) PARA EXPLICAR A FORMAÇÃO DAS “ILHAS”. ....	93
FIGURA 67. INTERFACE DISSIMILAR DO REVESTIMENTO N1 EVIDENCIANDO A ZONA $\Phi$ . ....	93
FIGURA 68. INTERFACE DISSIMILAR DO REVESTIMENTO N1 EVIDENCIANDO A ZONA $\Pi$ . ....	94
FIGURA 69. ZONA M IDENTIFICADA VIA MEV NO REVESTIMENTO N1-0812. ....	94
FIGURA 70. INTERFACE DISSIMILAR DO REVESTIMENTO N1 EVIDENCIANDO A ZONA C. ....	95
FIGURA 71. INTERFACE DISSIMILAR DO REVESTIMENTO N1 EVIDENCIANDO A ZONA $\Delta$ . ....	96
FIGURA 72. IMAGEM OBTIDA VIA MEV EVIDENCIANDO A ZONA $\Delta$ . ....	96



FIGURA 73. MAPEAMENTO QUÍMICA DA ZPM. ....	97
FIGURA 74. PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA ATRAVÉS DA ZAD. ....	98
FIGURA 75. VARIAÇÃO DA EXTENSÃO DA ZONA $\Phi$ REVESTIMENTO N1-0812. (A) EXTENSÃO DE POUCOS $\mu\text{M}$ . (B) EXTENSÃO SUPERIOR A 100 $\mu\text{M}$ . ....	99
FIGURA 76. MEDIDA DE MICRODUREZA NA REGIÃO DA ZONA $\Phi$ . REVESTIMENTO N3-0816. ...	100
FIGURA 77. EXEMPLOS DE ZONA M ENCONTRADAS NO REVESTIMENTO N1-0812 EM (A) 1000X, (B) 5000X E (C) 10000X. ....	100
FIGURA 78. MEDIDA DE MICRODUREZA NA REGIÃO DA ZONA M EM COMPARAÇÃO ÀS REGIÕES ADJACENTES. REVESTIMENTO N1-0812. ....	101
FIGURA 79. PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA ATRAVÉS DA ZONA M. REVESTIMENTO N1-0812. .....	102
FIGURA 80. EXEMPLOS DE ZONA C ENCONTRADA NOS REVESTIMENTOS N2-0816 E N3-0816.	103
FIGURA 81. MEDIDA DE MICRODUREZA NA REGIÃO DA ZONA C. REVESTIMENTO N2-0816. ....	104

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA PARA FABRICAÇÃO DO AÇO ASTM A387 Gr. 11.....	19
TABELA 2. PROPRIEDADES MECÂNICAS EXIGIDAS POR NORMA PARA O AÇO ASTM A387 Gr. 11. ....	19
TABELA 3. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS À BASE DE NÍQUEL (% EM PESO).....	26
TABELA 4. COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) DA LIGA UNS N06625.....	26
TABELA 5 PROPRIEDADES FÍSICAS DA LIGA UNS N06625, MEDIDAS À TEMPERATURA AMBIENTE. ....	27
TABELA 6 PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA UNS N06625, MEDIDAS À TEMPERATURA AMBIENTE. ....	27
TABELA 7. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA PARA O AÇO ASTM A387 Gr.11..	37
TABELA 8. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA PARA O ARAME-ELETRODO AWS 5.14 ERNiCrMo-3. ....	38
TABELA 9. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA E PARA O ARAME-ELETRODO AWS 5.28 ER80S-B2. ....	38
TABELA 10. FATORES DE CONTROLE E VARIÁVEIS RESPOSTA CONTEMPLADOS NOS ENSAIOS EXPLORATÓRIOS. ....	42
TABELA 11. PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS. ....	42
TABELA 12. ENSAIOS REALIZADOS PARA APLICAÇÃO DO CRITÉRIO DE HIGUCHI E DO CRITÉRIO LPTS.....	44
TABELA 13. IDENTIFICAÇÃO ADOTADA PARA OS NÍVEIS DE CADA FATOR DE CONTROLE. ....	46
TABELA 14. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA E MEDIDA PARA O AÇO ASTM A387 Gr.11. ....	54
TABELA 15. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA E MEDIDA PARA O ARAME-ELETRODO AWS 5.28 ER80S-B2.....	56
TABELA 16. COMPOSIÇÃO QUÍMICA REQUERIDA POR NORMA E MEDIDA PARA O ARAME-ELETRODO AWS 5.14 ERNiCrMo-3. ....	56
TABELA 17. MEDIDAS DE REFORÇO E PENETRAÇÃO DE CORDÕES ISOLADOS COMPARADAS ÀS MEDIDAS DE CORDÕES SOLDADOS COM A TÉCNICA DA DUPLA CAMADA. ....	71
TABELA 18. CONDIÇÕES SELECIONADAS SEGUNDO O DIAGRAMA DE DECISÃO PARA SOLDAGEM DOS REVESTIMENTOS. ....	74

TABELA 19. MEDIDAS DE DUREZA OBTIDAS EM VARREDURAS AO LONGO NA LINHA DE FUSÃO PARA DISTÂNCIAS DE ATÉ 1,0 MM DA INTERFACE. ....	80
TABELA 20. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS PRECIPITADOS CÚBICOS ENCONTRADOS (À ESQUERDA) EM COMPARAÇÃO AOS ENCONTRADOS POR AGUIAR (2010) (À DIREITA).....	85
TABELA 21. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS PRECIPITADOS EUTÉTICOS ENCONTRADOS (À ESQUERDA) EM COMPARAÇÃO AOS ENCONTRADOS POR AGUIAR (2010) (À DIREITA).....	88
TABELA 22. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO PRECIPITADO COM MORFOLOGIA VARIADA. ....	90

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	13
1.1 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS .....	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	18
2.1 Aços Cr-Mo para aplicações em altas temperaturas.....	18
2.1.1 O Aço ASTM A387 Gr. 11 .....	18
2.1.2 Problemas comumente associados ao aço ASTM A387 Gr. 11.....	22
2.1.2.1 Problemas decorrentes da presença de hidrogênio .....	22
2.1.2.2 Ataque por hidrogênio.....	23
2.1.2.3 Fragilização por hidrogênio .....	24
2.2 As ligas de níquel e suas propriedades .....	24
2.2.1 A liga Inconel 625 .....	26
2.2.2 A soldagem dissimilar com ligas de níquel .....	29
2.3 A soldagem de reparo .....	31
2.3.1 A técnica da meia camada .....	32
2.3.2 A técnica da dupla camada .....	32
2.4 Critério de dureza e de microestrutura .....	34
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1 Materiais .....	37
3.2 Equipamentos .....	39
3.3 Metodologia.....	39
3.3.1 Etapa 1: Caracterização do Metal Base e do Metal de Adição.....	41
3.3.2 Etapa 2: Ensaios Exploratórios.....	41
3.3.3 Etapa 3: Soldagem para Aplicação do Critério de Dureza e do Critério de Microestrutura	44
3.3.4 Etapa 4: Soldagem dos Revestimentos .....	49
3.3.5 Etapa 5: Avaliação dos Revestimentos.....	50
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	52
4.1 Caracterização do Metal de Base e do Metal de Adição .....	52
4.2 Ensaios Exploratórios .....	56
4.3 Aplicação do Critério de Dureza e de Microestrutura .....	64
4.3.1 Aspecto Superficial dos Cordões.....	64
4.3.2 Microdureza.....	66
4.3.3. Diagramas de Decisão .....	69
4.3.3.1 Diagramas de Decisão Ajustados .....	71

4.4 Caracterização Microestrutural dos Revestimentos e Comprovação da Eficácia da Técnica da Dupla Camada.....	75
4.4.1 Caracterização microestrutural da zona fundida dos revestimentos.....	81
4.4.2. Caracterização microestrutural das interfaces revestimento/substrato .....	91
4.4.2.1. Zona $\Phi$ .....	99
4.4.2.2. Zona M .....	100
4.4.2.3. Zona C .....	103
5 CONCLUSÕES .....	105
6 REFERÊNCIAS .....	106

## 1 INTRODUÇÃO

Sabe-se que as condições de trabalho a que são submetidos diversos componentes da indústria do petróleo e gás exigem materiais que suportem altas pressões e elevadas temperaturas. O aço ASTM A387 Gr.11, objeto de estudo do presente trabalho, possui as características necessárias para o atendimento as condições de trabalho da indústria, uma vez que tem boa resistência à corrosão, boa tenacidade, baixo coeficiente de expansão e alta condutividade térmica. Esse aço é largamente utilizado em aplicações em elevadas temperaturas como caldeiras, trocadores de calor, tubulações e tambores de coque.

O tambor de coque é constituído por um casco cilíndrico construído através de anéis de espessuras variáveis unidos por meio de soldas circunferenciais. Em toda face interna o tambor é revestido por uma chapa de 3 mm de espessura de um material nobre, cuja importância é prevenir a superfície de ataque por corrosão, podendo ser aço inoxidável ou liga de níquel.

O regime de trabalho de um tambor de coque envolve constante variação de temperatura ao longo de seu comprimento, que o submete à gradientes térmicos e variações de pressão a cada ciclo operacional. Como resultado do regime de trabalho, vários são os problemas que podem surgir. São exemplos desses problemas a fragilização e ataque por hidrogênio e o surgimento dos *bulges*.

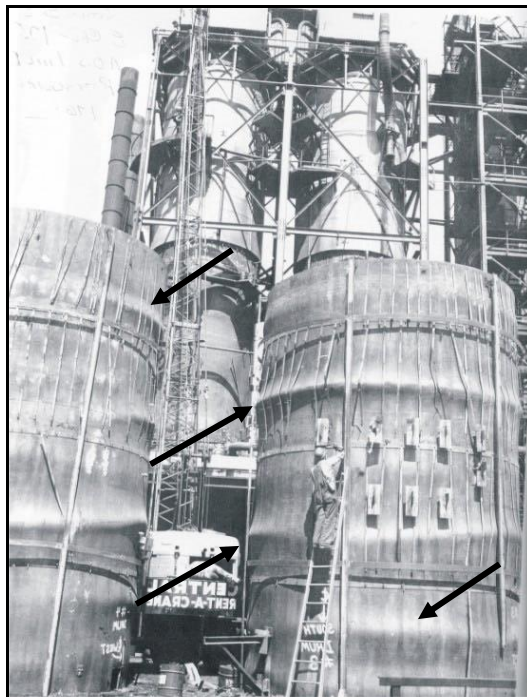
Como mencionado, os tambores de coque estão sujeitos à esforços devido à pressão interna, seu peso próprio e carregamento em seu ciclo operacional. No entanto, quando na fase de resfriamento, maiores tensões surgem em função da dificuldade em se obter um resfriamento uniforme do tambor, isto é, devido ao gradiente térmico. Durante essa fase, água é injetada para que, através de troca térmica, o tambor seja resfriado a uma taxa rápida o suficiente para não exigir longas paradas de operação.

No entanto, a disposição do coque no interior do tambor bem como sua característica de atuar como isolante térmico podem dificultar o contato da água com a estrutura do tambor, impossibilitando um resfriamento uniforme e controlado. Assim, com diferentes temperaturas ao longo de sua extensão, as tensões resultantes são altas e acabam por gerar abaulamentos ou *bulges* como são conhecidas tais deformidades que normalmente ocorrem nos tambores, nos cordões de solda que unem os anéis ou na parede próxima a estes (interna e externamente).

A soldagem realizada na fabricação dos tambores provoca diferenças de propriedades entre a região de união dos anéis e o restante da estrutura. As tensões térmicas surgidas nos ciclos de aquecimento e resfriamento durante a operação provocam escoamentos cíclicos na parede do reator e, quando as soldas apresentam uma tensão de escoamento mais alta que a das chapas, estas se deformam mais. Esse efeito se agrava à medida que o número de ciclos de operação aumenta.

Abaulamentos ou *bulges* fora das regiões de solda, na parede dos tambores, também podem ocorrer pela ação dos sucessivos ciclos de operação. De natureza crescente, os *bulges* devem ser monitorados e analisados de perto, uma vez que atuam como focos na formação de trincas e comprometem a vida útil dos equipamentos. Um tambor de coque apresentando *bulges* (indicados pelas setas) está mostrado na Figura 1.

Figura 1. Tambor de coque apresentando *bulges*.



Fonte: (STEWART *et al.*, 2006).

Para solucionar a problemática das microtrincas desencadeadas nos *bulges*, técnicas de soldagem aplicadas a reparo têm sido amplamente utilizadas. Essas técnicas, utilizadas tanto na parede externa quanto na superfície interna, envolvem inicialmente um processo de goivagem para remoção da região afetada pelas trincas e posterior deposição de material de composição química similar ao aço ASTM A387 Gr.11 (reparo externo) ou

material nobre para reparo interno que seja compatível com o revestimento, como aço inoxidável ou liga de níquel.

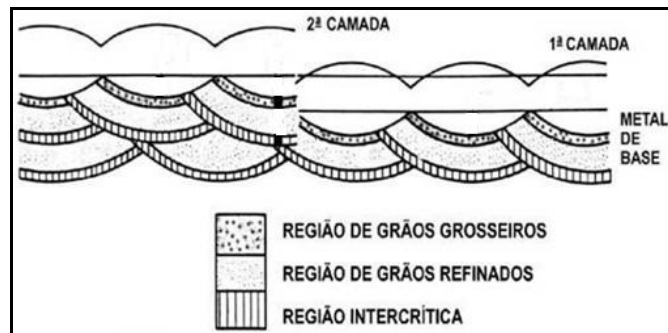
Apesar da proposta trazida por essas técnicas, algumas dificuldades operacionais e metalúrgicas são encontradas. As dificuldades operacionais estão associadas à escolha do procedimento de soldagem bem como seus parâmetros, controle da temperatura de pré-aquecimento e de interpasse entre outras. A principal e mais grave dificuldade metalúrgica reside em garantir boas propriedades microestruturais, em especial na zona afetada pelo calor (ZAC) das soldas de modo a proporcionar um reparo com resultados satisfatórios. Assim, o estudo de técnicas de soldagem aplicadas a reparo que possam garantir melhora das propriedades dos aços utilizados nos tambores, de modo a retardar a sua substituição total ou parcial, o que acarretaria dispêndio de tempo e dinheiro, é alvo de muitas pesquisas atualmente e motiva o presente trabalho.

Como alternativa de técnica de reparo que garanta resultados satisfatórios, a técnica da dupla camada tem se mostrado vantajosa, já que foi eficaz na obtenção de soldas com boas propriedades mecânicas e dispensou a necessidade de tratamento térmico pós soldagem (OLIVEIRA, 2013; BRITO, 2014). Essa técnica promove a sobreposição dos ciclos térmicos de soldagem de modo a obter refino e o revenimento da zona afetada pelo calor com granulação grosseira (ZACGG) da primeira camada com a deposição da segunda camada. Para que isso ocorra é necessário selecionar adequadamente as energias de soldagem de cada camada, isto é, estas devem adequar-se uma a outra.

Alguns parâmetros devem ser observados para que a técnica seja bem sucedida: a altura média da primeira camada, a profundidade da região de grãos grosseiros e profundidade refinada pela segunda camada. Também devem ser controladas as temperaturas iniciais e de interpasse. O sucesso dessa técnica depende do controle desses fatores, isto é, a escolha das energias de cada camada e o controle das temperaturas iniciais e de interpasse, determinam a eficácia dessa técnica. A Figura 2 mostra um desenho esquemático da aplicação da dupla camada em chapas.



Figura 2. Aplicação da dupla camada.



Fonte: (JONES, 1987).

Considerando o que foi abordado e o desafio de desenvolver um procedimento de soldagem eficaz, com base na técnica da dupla camada aplicada a reparo de componentes fabricados de aço ASTM A387 Gr.11 pertencentes ao importante setor da economia brasileira do petróleo e gás, propõe-se este trabalho. O intuito é contribuir para o estudo da soldagem do aço ASTM A387 Gr.11 com eletrodos de níquel (AWS ERNiCrMo-3) e aço baixo carbono (AWS ER80S-B2) investigando as interfaces dissimilares das soldas de modo a caracterizá-las (mecânica e microestruturalmente) e discutir os fenômenos encontrados, possibilitando a escolha do melhor procedimento de soldagem aplicado a reparo.

## 1.1 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS

O objetivo geral deste trabalho é desenvolver e avaliar a técnica de soldagem com deposição controlada por meio da dupla camada aplicada ao reparo de componentes/equipamentos fabricados com o aço ASTM A387 Gr.11 e submetidos à elevadas temperaturas e pressões, considerando o refino e o revenimento da interface da solda e da ZAC.

Os objetivos específicos do trabalho são:

- Selecionar, com base nos critérios de dureza e de microestrutura, as melhores condições para soldagem da dupla camada buscando o refino e o revenimento da ZAC com consequente melhora de suas propriedades;
- Identificar e analisar os principais fenômenos encontrados na interface das soldas dissimilares e na zona fundida associando-os com as propriedades mecânicas e metalúrgicas encontradas;
- Analisar as características metalúrgicas e mecânicas na ZAC e interface das soldas verificando assim a eficácia da técnica da dupla camada.

## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Aços Cr-Mo para aplicações em altas temperaturas**

A operação industrial, especialmente nas indústrias do petróleo e gás, necessita de materiais que suportem altas pressões e elevadas temperaturas. Há muito sabemos o quão severas são as condições a que são submetidos os materiais utilizados nesses setores. Assim, surgiu a necessidade de investir em materiais que suportem tais condições e atendam as necessidades da operação industrial. Os aços Cr-Mo, utilizados em larga escala atualmente, apresentam características como: boa resistência à corrosão, boa tenacidade, baixo coeficiente de expansão e alta condutividade térmica (GUIMARÃES, 2011). Assim, podem e são utilizados em aplicações em alta temperatura como caldeiras, reatores, trocadores de calor, tubulações e tambores de coque.

As severas condições de serviço podem tornar suscetíveis os materiais ao aparecimento de problemas como corrosão, surgimentos de trincas, entre outros. Frente aos problemas encontrados, os aços Cr-Mo apresentam bom desempenho, uma vez que uma porcentagem de Cr entre 0,5 a 12%, encontrada nesses aços, auxilia na resistência à corrosão. Já o percentual de Mo, que varia entre 0,5 e 1%, confere aumento de resistência à fluência. Cromo e molibdênio são os principais elementos de liga presentes nesses aços, podendo ser adicionados também outros elementos em menores quantidades como vanádio, tungstênio, nióbio e titânio.

Os mecanismos de aumento de resistência nesses aços são: endurecimento por solução sólida pelo C, Mo e Cr e o endurecimento por precipitação de carbonetos. Esses mecanismos estão associados diretamente com a temperatura de serviço e o tempo de exposição. O endurecimento por solução sólida está geralmente associado às baixas temperaturas e tempos menores de exposição. Sob maiores temperaturas ocorre a precipitação de carbonetos, que dificultam a movimentação de discordâncias (COSTA, 2011).

#### **2.1.1 O Aço ASTM A387 Gr. 11**

O aço ASTM A387 Gr. 11, sendo este da família dos aços Cr-Mo, apresenta também as referidas características mencionadas no tópico anterior (boa resistência à corrosão, boa tenacidade, baixo coeficiente de expansão e alta condutividade térmica). Esse aço é bastante utilizado em aplicações como tubos de caldeiras e na fabricação de tambores de

coque, ambas aplicações em alta temperatura, podendo chegar a 590°C (STEWART *et al.*, 2006).

Na Tabela 1 e na Tabela 2 estão mostradas, respectivamente, a composição química e propriedades mecânicas exigidas por norma para a fabricação desse aço.

Tabela 1. Composição química requerida por norma para fabricação do aço ASTM A387 Gr. 11.

Composição	Chapas ASTM A387 Gr.11
C	0,04-0,17
Mn	0,35-0,73
P, máx	0,035
S, máx	0,035
Si	0,44-0,86
Cr	0,94-1,56
Mo	0,40-0,70

Fonte: (ASTM A387, 1999).

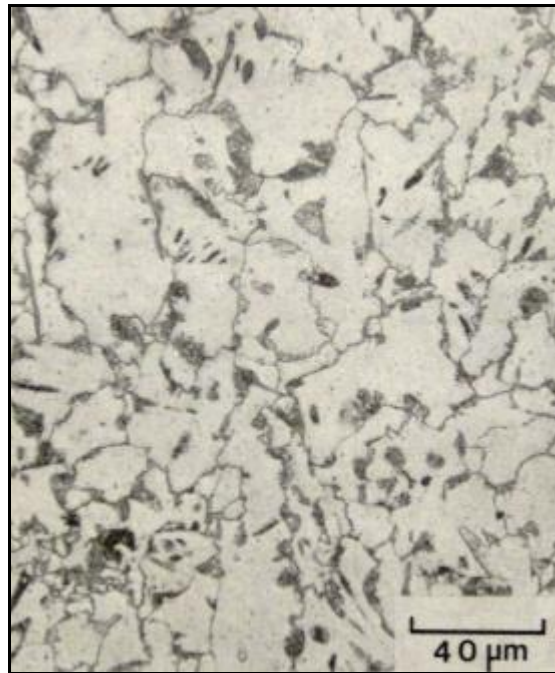
Tabela 2. Propriedades mecânicas exigidas por norma para o aço ASTM A387 Gr. 11.

Material	Limite de resistência (Mpa)	Limite de escoamento, mín (Mpa)	Alongamento mín. (%)	
			transversal	longitudinal
ASTM A387 Gr11 CL1	415 a 585	240	22	22

Fonte: (ASTM A387, 1999).

Na condição recozida, o aço ASTM A387 Gr. 11 tem microestrutura basicamente composta por ferrita e perlita. Já na condição normalizado e revenido, essa microestrutura passa a ser constituída por bainita e ferrita. Uma foto da microestrutura típica desse aço está mostrada na Figura 3.

Figura 3. Microestrutura típica de um tubo de aço ASTM A387 Gr. 11.

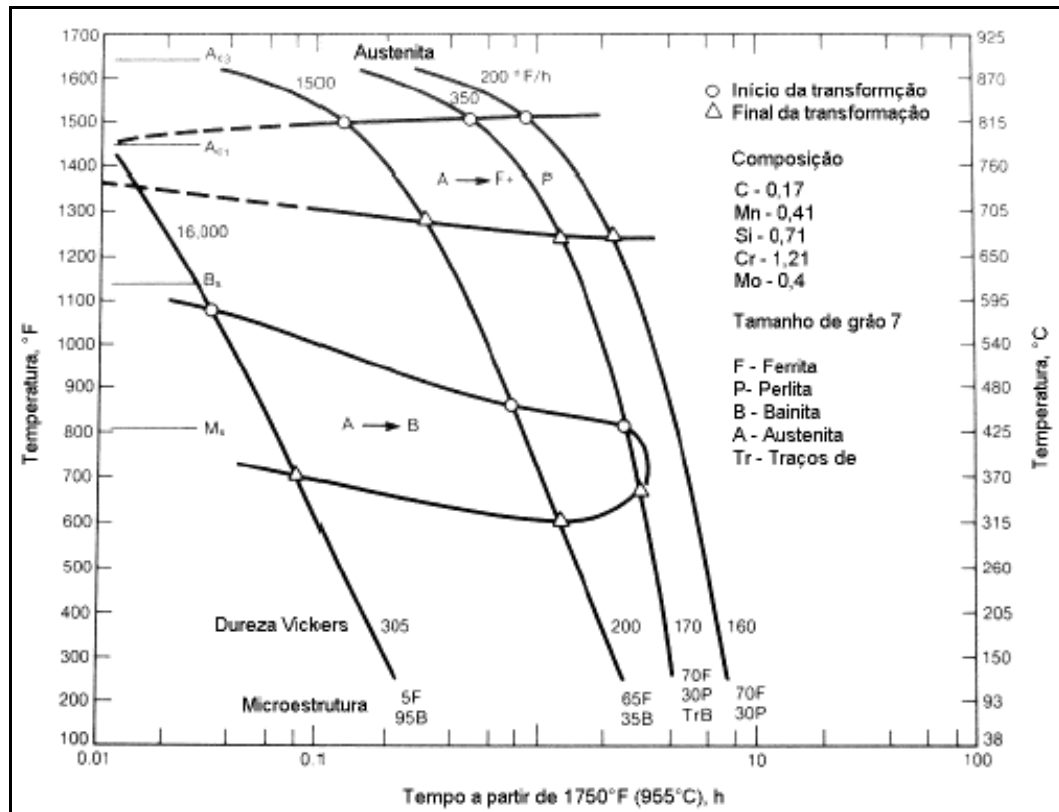


Fonte: (VISWANATHAN, 1989).

Sabe-se que as microestruturas apresentadas pelos aços são funções das condições a que estes são submetidos. Dessa forma, as condições de serviço do aço ASTM A387 Gr. 11, que submetem esse aço a elevadas temperaturas por longos períodos de tempo, são capazes de alterar sua microestrutura e afetar, conseqüentemente, suas propriedades mecânicas. Algumas alterações são passíveis de ocorrer, tais como: grãos menores tendem a crescer e carbonetos na forma lamelar tendem a se esferoidizar ou até mesmo formar nódulos de grafite (GUIMARÃES, 2011).

Dentre outras alterações possíveis, destaca-se aquilo que é considerado de ocorrência corriqueira nos aços Cr-Mo mantidos sob severas condições de serviço: em resumo, trata-se de precipitação e mudanças quanto ao tipo, morfologia e tamanho de carbonetos, segregação de impurezas nos contornos de grãos, esferoidização e decomposição das regiões perlíticas e mudança na composição química da matriz (VISWANATHAN, 1989). Na Figura 4 está mostrado o diagrama de transformação em resfriamento contínuo para o aço ASTM A387 Gr. 11 que mapeia a evolução microestrutural desse aço em função da temperatura e tempo de exposição.

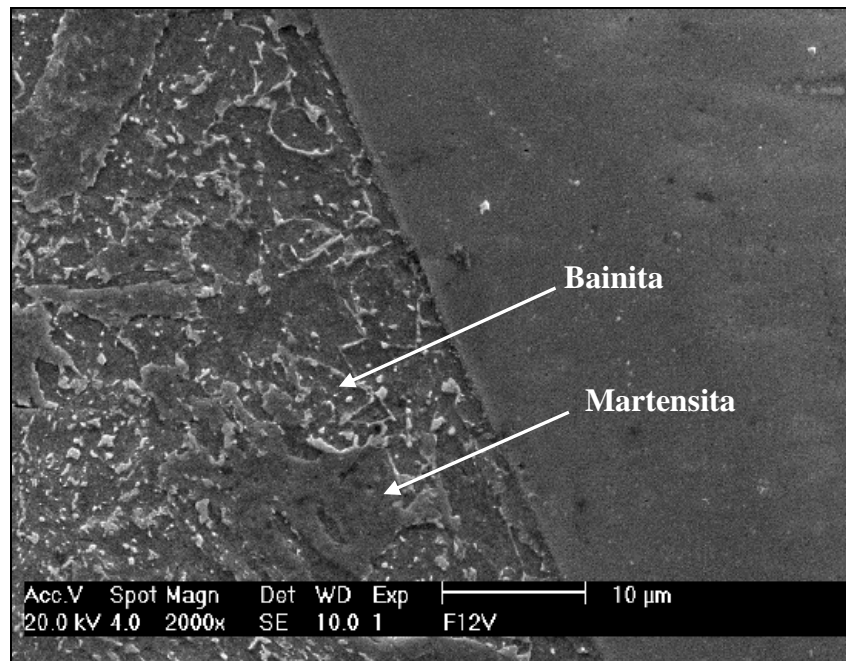
Figura 4. Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço ASTM A387 Gr. 11.



Fonte: (VISWANATHAN, 1989).

A soldagem, como esperado, também afeta a microestrutura desse aço. Os ciclos de aquecimento e resfriamento impostos pela soldagem fazem com que a solidificação ocorra em condições fora do equilíbrio. Como resultado, microestruturas compostas por bainita e martensita são comumente encontradas na ZAC de aços Cr-Mo. OLIVEIRA (2013) analisou em sua tese a microestrutura encontrada na ZAC de revestimentos cujo metal base foi o aço ASTM A182 F22, de composição química semelhante ao aço ASTM A387 Gr 22. A microestrutura encontrada pelo autor foi por ele classificada como bainita e martensita revenida, como mostrado na Figura 5.

Figura 5. Microestrutura da ZAC próxima a linha de fusão de um aço ASTM A182 F22.



Fonte: (OLIVEIRA, 2013).

Assim, são bastante significativas as alterações que a microestrutura do aço pode sofrer em decorrência das condições de serviço e do procedimento de soldagem a qual é submetida. Essas alterações podem influenciar as propriedades mecânicas do aço e, conseqüentemente, afetar seu desempenho em serviço. Também devem ser levados em consideração os problemas que são comumente reportados nos aços Cr-Mo devido às condições de serviço e à exposição a ambientes agressivos, que influenciam diretamente a vida útil de equipamentos. Tais problemas são brevemente descritos nos parágrafos seguintes.

## 2.1.2 Problemas comumente associados ao aço ASTM A387 Gr. 11

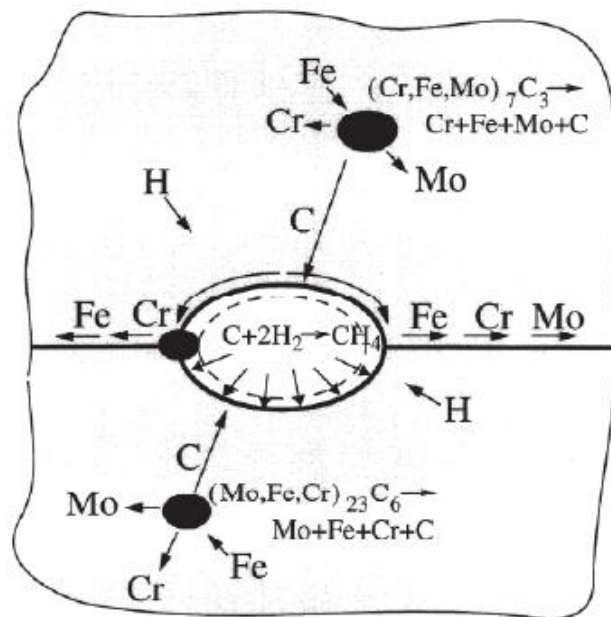
### 2.1.2.1 Problemas decorrentes da presença de hidrogênio

Em aços Cr-Mo a presença de hidrogênio pode ser causadora de problemas. Sabe-se que esse elemento tem efeito deletério e afeta as propriedades desses aços causando, por exemplo, a diminuição da resistência e da tenacidade devido ao ataque pelo hidrogênio. A fragilização também é um problema frequentemente reportado. Além disso, outros fenômenos são possíveis, tais como, a formação de lacunas induzidas pelo hidrogênio em alta pressão e a formação de hidretos (OLIVEIRA *et al.*, 2000). A seguir estão descritos, de forma sucinta, os fenômenos mais comuns ligados ao hidrogênio.

### 2.1.2.2 Ataque por hidrogênio

Ataque por hidrogênio é um fenômeno que ocorre na faixa de temperatura entre 350 a 650 °C e pressões de 15 a 35 MPa. Em situações em que o teor de hidrogênio encontra-se elevado ou sob longas exposições a esse elemento, é possível que ocorra descarbonetação, isto é, o hidrogênio combina-se com o carbono (SCHLO *et al.*, 2001). Em outras palavras, o hidrogênio molecular se decompõe em hidrogênio monoatômico e se difunde através da matriz para regiões como contornos de grão ou interfaces matriz/carbonetos. Assim, ocorre a formação de metano (CH<sub>4</sub>) e aumento da pressão interna. Em decorrência desse processo pode ocorrer crescimento de vazios nos contornos de grãos. Um esquemático do fenômeno do ataque por hidrogênio está mostrado na Figura 6 a seguir.

Figura 6. Diagrama esquemático do ataque pelo hidrogênio.



Fonte: (SCHLO *et al.*, 2001).

O consumo de carbono devido à formação de metano empobrece a matriz do aço, consumindo tanto os carbonetos responsáveis pelo endurecimento quanto o carbono em solução sólida. Uma forma de amenizar o problema do ataque por hidrogênio é agir preventivamente controlando a temperatura e pressão parcial de hidrogênio do componente em serviço (SCHLO *et al.*, 2001).



### 2.1.2.3 Fragilização por hidrogênio

Outro recorrente problema associado ao hidrogênio é o fenômeno da fragilização pelo hidrogênio. Este fenômeno ocorre na faixa de temperatura de -33 a 150 °C e pressões de 0,1 a 16 MPa. O hidrogênio atômico, de pequeno raio, tem sua difusão facilitada. Assim, ele se difunde através de sítios intersticiais da rede cristalina afetando as propriedades, diminuindo a resistência e a ductilidade dos materiais (OLIVEIRA *et al.*, 2000).

O hidrogênio diminui as forças de ligação entre os átomos podendo nuclear uma trinca que tende a se propagar e levar a fratura dos componentes. Quando em superfícies, a absorção de hidrogênio pode acarretar um “empolamento”, isto é, o aparecimento de abaulamentos na forma de bolhas. Esse processo pode ser resultado da baixa solubilidade do hidrogênio em alguns materiais em combinação com sua elevada difusibilidade (OLIVEIRA *et al.*, 2000). Desse modo, há um acúmulo de hidrogênio nas camadas subsuperficiais. Esse átomo de hidrogênio pode se ligar a outros átomos de hidrogênio e formar hidrogênio molecular e em seguida surgem as “bolhas”.

Para que ocorra a fragilização pelo hidrogênio deve haver uma atmosfera rica em hidrogênio. Nestas condições o hidrogênio é adsorvido, absorvido e difundido na rede cristalina, segregando em defeitos como discordância, vazios e interfaces matriz/precipitado. Em procedimentos de soldagem, para tentar amenizar o problema da fragilização por hidrogênio em peças de componentes industriais pode-se optar pela utilização de energias mais altas. Em consequência disso, há redução da velocidade de resfriamento e, portanto, mais tempo para que o hidrogênio escape para a atmosfera. Entretanto, deve-se considerar que a difusão do hidrogênio aumenta de forma exponencial com a temperatura.

## 2.2 As ligas de níquel e suas propriedades

Uma definição com razoável aceitação na literatura descreve as ligas de níquel como materiais bastante utilizados em diversas aplicações e que se destacam por possuir excelente resistência mecânica, excelentes características de resistência à corrosão em variados ambientes agressivos e elevada resistência ao desgaste, mesmo em condições de elevada temperatura (ASM, 1993a).

As ligas de níquel possuem estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), sua densidade oscila entre 7,79 e 9,32 g/cm<sup>3</sup>, a razão disso é a diferença de composição das várias

ligas de níquel. A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de  $0,089 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$ , já a condutividade térmica das liga de níquel é inferior em 10% (SIMS *et al.*, 1987). Com matriz austenítica, esse grupo particular de materiais de engenharia possui comprovadamente excelente resistência mecânica em intervalos amplos de temperatura, isso está bastante claro dadas as aplicações nas quais essas ligas são utilizadas (turbinas de jato e motores de foguete exemplificam aplicações da liga).

Essas ligas são ainda capazes de resistir à tração e existem em diversas composições químicas, as quais variam em função do teor de elementos de liga. É importante destacar também a boa ductilidade, resistência ao impacto e à fadiga como propriedades mecânicas (SIMS *et al.*, 1987).

O alto desempenho dessas ligas pode ser atribuído à, por exemplo, mecanismos de endurecimento pela formação de carbonetos e endurecimento por solução sólida. Ocorre ainda o fato da solubilização de variados elementos na matriz austenítica conferindo diferentes propriedades. Alguns mecanismos são utilizados para promover aumento de resistência através de endurecimento. Esses mesmos mecanismos dividem e classificam as ligas de níquel em grupos, os dois principais grupos são (AWS, 1996):

- Endurecidas por solução sólida: os elementos envolvidos e adicionados nesse mecanismo são geralmente alumínio, cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio. A adição desses elementos promove endurecimento por solução sólida. O mecanismo envolve a formação de uma solução sólida substitucional e/ou intersticial, na qual átomos do soluto ocupam posições de átomos do solvente ou sítios intersticiais próximos à discordâncias. A deformação da rede cristalina é minimizada e a energia livre do sistema é reduzida. Assim, as discordâncias necessitam de maior energia para se movimentar (AWS, 1996; AGUIAR, 2010).
- Endurecidas por precipitação: No endurecimento por precipitação tem-se redução na solubilidade do soluto através da redução de temperatura. Como resultado, os átomos do soluto precipitam e formam uma nova fase. As fases geralmente formadas são  $\gamma'$  e  $\gamma''$ . Fala-se, nesse caso, em bloqueio das discordâncias pelo surgimento das novas fases (AWS, 1996).

Exemplos de ligas de níquel, conforme a classificação apresentada, são mostrados com detalhamento acerca de sua composição química na Tabela 3.

Tabela 3. Composição química das ligas à base de níquel (% em peso)

Ligas <sup>a</sup>	Nº UNS	Composição, peso %														
		Ni <sup>b</sup>	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb <sup>c</sup>	Mn	Si	W	B	Outros
Níquel puro comercial																
200	N02200	99,5	0,08	-	-	0,2	-	0,1	-	-	-	0,2	0,2	-	-	-
201	N02201	99,5	0,01	-	-	0,2	-	0,1	-	-	-	0,2	0,2	-	-	-
Ligas endurecidas por solução sólidas																
400	N04400	66,5	0,2	-	-	1,2	-	31,5	-	-	-	1	0,2	-	-	-
X	N06002	47	0,10	22	9	18	1,5	-	-	-	-	1	1	0,6	-	-
NICR80	N06003	76	0,1	20	-	1	-	-	-	-	-	2	1	-	-	-
NICR60	N06004	57	0,1	16	-	Bal.	-	-	-	-	-	1	1	-	-	-
IN102	N06102	68	0,06	15	3	7	-	-	0,4	0,6	3	-	-	3	0,005	0,03Zr, 0,02Mg
600	N06600	76	0,08	15,5	-	8	-	0,2	-	-	-	0,5	0,5	-	-	-
617	N06617	52	0,07	22	9	1,5	12,5	-	1,2	0,3	-	0,5	0,5	-	-	-
625	N06625	61	0,05	21,5	9	2,5	-	-	0,2	0,2	3,6	0,2	0,2	-	-	-
686	N06686	58	0,005	20,5	16,3	1,5	-	-	-	-	-	-	-	3,8	-	-
690	N06690	60	0,02	30	-	9	-	-	-	-	-	0,5 <sup>d</sup>	0,5 <sup>d</sup>	-	-	-
825	N08825	42	0,03	21,5	3	30	-	2,25	0,1	0,9	-	0,5	0,25	-	-	-
C-276	N10276	57	0,01 <sup>d</sup>	15,5	16	5	2,5 <sup>d</sup>	-	-	0,7 <sup>d</sup>	-	1 <sup>d</sup>	0,08 <sup>d</sup>	4	-	0,35V <sup>d</sup>
C-22	N06022	56	0,010 <sup>d</sup>	22	13	3	2,5 <sup>d</sup>	-	-	-	-	0,5 <sup>d</sup>	0,08 <sup>d</sup>	3	-	0,35V <sup>d</sup>
G-30	N06030	43	0,03 <sup>d</sup>	30	5,5	15	5 <sup>d</sup>	2	-	-	1,5 <sup>d</sup>	1,5 <sup>d</sup>	1 <sup>d</sup>	2,5	-	-
Ligas endurecidas por precipitação																
Waspalloy	N07001	58	0,08	19,5	4	-	13,5	-	1,3	3	-	-	-	-	0,006	0,06Zr
R-41	N07041	55	0,10	19	10	1	10	-	1,5	3	-	0,05	0,1	-	0,005	-
718	N07718	52,5	0,04	19	3	18,5	-	-	0,5	0,9	5,1	0,2	0,2	-	-	-
706	N09706	41,5	0,03	16	-	40	-	-	0,2	1,8	2,9	0,2	0,2	-	-	-
901	N09901	42,5	0,05	12,5	-	36	6	-	0,2	2,8	-	0,1	0,1	-	0,015	-

Fonte: (AWS, 1996).

### 2.2.1 A liga Inconel 625

A liga Inconel 625 possui estrutura cristalina cúbica de face centrada, CFC. O alto teor de Cr e a adição de Mo conferem elevada resistência à corrosão em uma ampla faixa de ambientes corrosivos. No que diz respeito à composição química, propriedades físicas e mecânicas, a liga 625 é descrita como mostra a Tabela 4, a Tabela 5 e a Tabela 6.

Tabela 4. Composição química (% em peso) da liga UNS N06625.

Elemento	Ni	Cr	Mo	Fe	Nb	Al	Ti	Mn	Si	C
% em peso	58,0	20,0 - 23,0	8,0 - 10,0	5,0	3,15 – 4,15	0,40	0,40	0,50	0,50	0,10

Fonte: (AWS 5.14, 2005).

Tabela 5 Propriedades físicas da liga UNS N06625, medidas à temperatura ambiente.

Ponto de Fusão (°C)	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Calor Específico (J/kg.K)	Coefficiente de Dilatação (μm/m.K)	Condutividade Térmica (W/m.K)
1290 - 1350	8,44	410	12,8	9,8

Fonte: (AWS 5.14, 2005).

Tabela 6 Propriedades mecânicas da liga UNS N06625, medidas à temperatura ambiente.

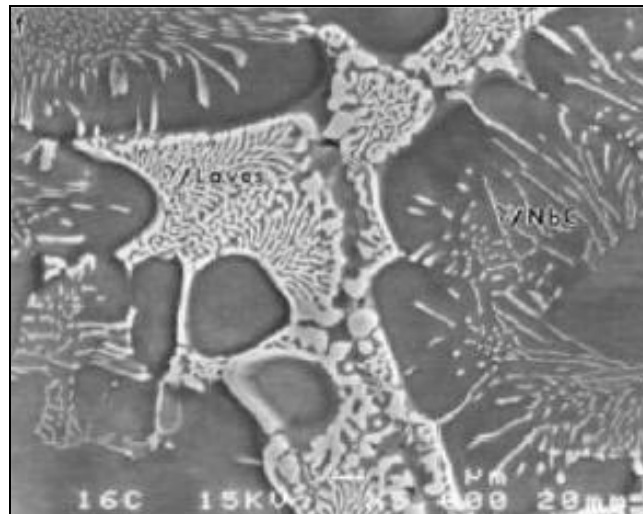
Limite de Resistência à Tração (Mpa)	Limite de Escoamento (Mpa)	Módulo de Elasticidade (Mpa)
930	517	207

Fonte: (AWS 5.14, 2005).

Devido à grande quantidade de elementos presentes na composição química da liga Inconel 625, essa liga, assim como outras ligas de níquel, se torna propensa a formação de fases indesejáveis topologicamente compactas, conhecidas por TCPs (*Topologically Close-Packed Phases*), que comprometem as propriedades mecânicas das ligas, principalmente durante os tratamentos térmicos ou em condições de serviço. Após a soldagem, fases TCP também podem aparecer na microestrutura do metal de solda como consequência da solidificação em fora do equilíbrio (AGUIAR, 2010).

As TCPs basicamente são compostos intermetálicos, sendo as mais importantes as fases P,  $\mu$ ,  $\sigma$  e Laves. Na liga Inconel 625, a fase TCP mais comumente reportada é a fase Laves. As principais composições dessas fases são Fe<sub>2</sub>Nb, Fe<sub>2</sub>Ti, Fe<sub>2</sub>Mo, Co<sub>2</sub>Ti, ou mais complexas como (Ni, Cr, Fe)<sub>2</sub>(Nb, Mo, W) e tornam-se extremamente frágeis em temperatura ambiente. A fase Laves possui ponto de fusão menor do que o de algumas ligas de níquel nas quais estão presentes e são formadas a partir da microsegregação de elementos de liga em regiões interdendríticas, durante a solidificação da solda e, devido à sua natureza frágil, é fonte preferencial de iniciação e propagação de trincas (LUKIN *et al.*, 2001). A Figura 7 mostra uma microestrutura eutética constituída por matriz/fase Laves e matriz/carboneto NbC.

Figura 7. Microestrutura eutética constituída por matriz /fase Laves e matriz /NbC.



Fonte: (DUPONT *et al.*, 1998).

A liga Inconel 625 também pode apresentar vários carbonetos. Os carbonetos mais frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os carbonetos MC,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ , onde M é um ou mais elementos metálicos formadores de carbonetos. Mesmo em pequenas quantidades, o carbono presente nas ligas de níquel, se combina durante a solidificação com determinados elementos como Titânio, Tântalo e Nióbio, formando carbonetos do tipo MC. Este carboneto, de estrutura cristalina cúbica (CFC), possui morfologia que pode variar entre cúbica, globular e placas irregulares, geralmente isoladas. Os carbonetos MC tendem a se decompor, formando outros carbonetos, como  $M_{23}C_6$  e/ou  $M_6C$  (SILVA, 2010).

Os carbonetos do tipo  $M_6C$  possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e os seus principais formadores são o W e Mo, mas o Cr, Nb, Ta e Co também são solúveis. Carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  têm estrutura cristalina CFC e o elemento M geralmente é o Cr, mas variantes com Fe, Mo, W podem ser também encontradas. São encontrados em abundância em ligas com teores de Cr moderados a altos (SILVA, 2010).

Com o intuito de caracterizar microestruturalmente a liga de níquel Inconel 625, CIESLAK *et al.* (1988) estudaram e identificaram diversos precipitados presentes na matriz austenítica. Foram encontrados teores relevantes de carbono, silício e nióbio nos precipitados. Os autores identificaram tais precipitados como constituintes eutéticos do tipo  $\gamma/MC(NbC)$ ,  $\gamma/Laves$  e  $\gamma/M_6C$  nas regiões interdendríticas.

Os carbonetos presentes nas ligas de níquel podem ser benéficos ou maléficos, dependendo do tipo, da composição química, da morfologia, do tamanho e da distribuição dos

mesmos. Os carbonetos podem estar presentes na microestrutura de maneira intencional, objetivando o endurecimento da liga, ou como impureza, pela dificuldade de remoção do carbono durante o refino da liga (AGUIAR, 2010). A resistência à fluência, por exemplo, pode ser melhorada com a precipitação de carbonetos dispersos nos contornos de grão, pois estes restringem o movimento dos contornos de grãos em altas temperaturas. Já o efeito deletério desses carbonetos pode ocorrer pela remoção de significativa quantidade de átomos de Cr da matriz, tornando a liga localmente susceptível à corrosão intergranular e corrosão sob tensão (MATHEW *et al.*, 2008; AGUILAR *et al.*, 2007).

A liga de níquel Inconel 625 tem, em geral, boa soldabilidade. Entretanto, durante a soldagem, essa liga tende a apresentar uma forte segregação de elementos de liga e impurezas. Isso pode influenciar e diminuir o desempenho da liga em especial em soldas dissimilares, onde há um gradiente de composição química. Esse gradiente de composição proporciona microestruturas e propriedades bem diferentes do restante do metal de solda. No tópico a seguir, a soldagem dissimilar com ligas de níquel é abordada com maior detalhamento.

### **2.2.2 A soldagem dissimilar com ligas de níquel**

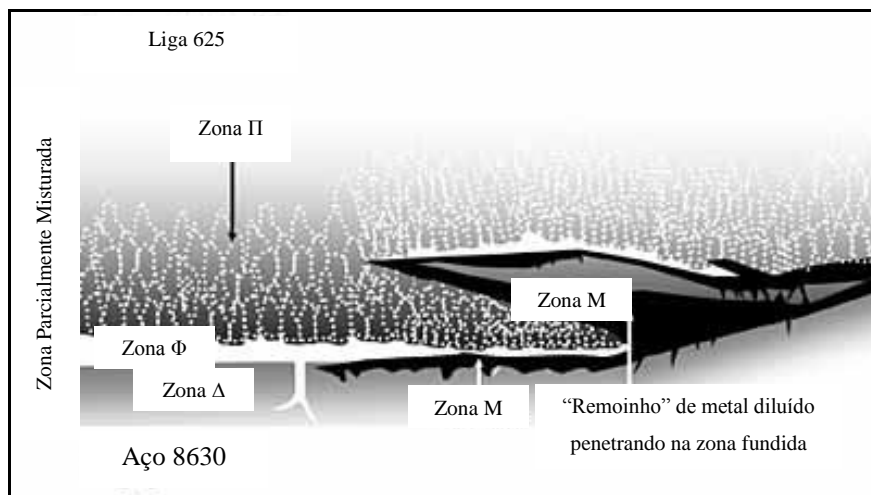
Considerando a necessidade da utilização de materiais que possuam boa resistência mecânica e boa resistência à corrosão no setor petróleo e gás, as ligas de níquel têm se mostrado ao longo dos anos como uma excelente alternativa. No entanto, dado seu elevado custo, sua aplicação se restringe ao revestimento ou enchimento em regiões críticas dos equipamentos nos quais essa liga é utilizada. Um importante ponto a ser considerado é a alteração das propriedades mecânicas dos equipamentos nas regiões de interface metal base/metal de adição devido à soldagem.

A soldagem dissimilar com ligas de níquel tem sido amplamente estudada com o intuito de avaliar a viabilidade de utilização dessa liga para revestimentos (BEAUGRAND *et al.*, 2009; FENSKE *et al.*, 2012; RAO, 2009; AGUIAR, 2010 e SILVA, 2010) avaliando o efeito do gradiente de composição nas propriedades mecânicas. Esses autores relatam a formação de zonas de elevada dureza, que são nomeadas de diferentes formas a depender do autor. Em alguns trabalhos essas regiões de elevada dureza são chamadas de “zonas não misturadas”, “zonas parcialmente misturadas”, “zonas parcialmente diluídas”, “zonas empobrecidas de metal de adição”, “zonas duras”, entre outros (BAESLACK III *et al.*, 1979;

BEAUGRAND *et al.*, 2009; DOODY, 1992; OMAR, 1998; ROWE *et al.*, 1999; SILVA *et al.*, 2013; YANG, KOU, 2007). De forma mais recente essas zonas tem sido nomeadas como “zonas de alta diluição” ou ZAD’s (OLIVEIRA, 2013).

BEAUGRAND *et al.* (2009) propuseram a seguinte classificação para as morfologias encontradas nas interfaces dissimilares com ligas de níquel (Figura 8):

Figura 8. Desenho esquemático de uma interface dissimilar.



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

- Zona  $\Delta$ : região descarbonetada do metal base adjacente à linha de fusão.
- Zona M: região rica em ferro e com microestrutura de martensita em ripas, partindo da linha de fusão em direção aço.
- Zona  $\Phi$ : região homogênea e monofásica, localizada na região da zona fundida adjacente a linha de fusão.
- Zona II: região com distribuição interdendrítica, podendo ser associada com segregação de Mo e Ni.

Outra nomenclatura, proposta por DOODY (1992), associa as regiões presentes na interface com morfologias geográficas, classificadas da seguinte forma:

- Praias: regiões finas e estreitas ao longo do contorno de fusão.
- Ilhas: porções do metal base completamente envolvidas pelo metal de solda.
- Baías: porção do metal de solda parcialmente envolvida pelo metal de base.
- Península: porção do metal de base parcialmente envolvida pelo metal de solda

A formação das diversas estruturas descritas até o momento, encontradas na interface dissimilar de soldagem, foi explicada por SAVAGE *et al.* (1976). Segundo o autor, a formação dessas zonas está associada a uma camada de metal de solda líquido estagnada que, apesar da turbulência da poça de fusão, não se mistura completamente com a porção fundida do metal base adjacente a linha de fusão.

Ainda segundo estudos anteriores, (BEAUGRAND *et al.*, 2009; ROWE *et al.*, 1999; SAVAGE *et al.*, 1967), as regiões de interface de soldas dissimilares podem ser sítios preferenciais para o surgimento e propagação de trincas de hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão e, além disso, são regiões de elevada dureza, uma vez que contém faixas com estrutura martensítica. Assim, visto que as interfaces de solda dissimilares podem acarretar diversos problemas e prejuízo em propriedades mecânicas, seu estudo é de fundamental importância e evidencia a necessidade de desenvolvimento de técnicas de soldagem, em especial para aplicações de reparo (que é o foco do presente trabalho), que atuem de modo a melhorar as propriedades dos componentes soldados.

### **2.3 A soldagem de reparo**

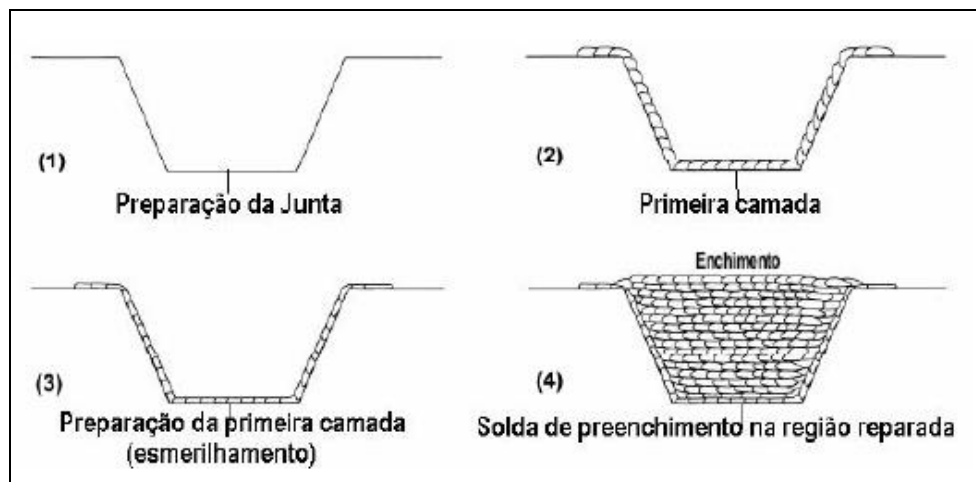
Atualmente existem diversas técnicas para execução da soldagem de reparo. A exemplo, as técnicas da meia e da dupla camada, que têm apresentado bons resultados na obtenção de microestruturas com boas propriedades mecânicas e microestruturais, objetivam fazer uso do próprio calor gerado em cada passe da solda para adequar as microestruturas da ZF e ZAC de modo a torná-las aceitáveis em termos de dureza e tenacidade para os requisitos a que se destinam os componentes soldados. Para a aplicação estudada no presente trabalho, tambores de coque, o reparo é realizado tanto externamente (com material similar ao aço ASTM A387 Gr. 11, como o aço baixo carbono AWS ER80S-B2) quanto internamente (com materiais com elevada resistência à corrosão, aços inoxidáveis ou ligas de níquel). Em ambos os casos a correta execução das técnicas de reparo é de extrema importância para que estas sejam eficazes e proporcionem boas propriedades mecânicas e microestruturais. A seguir, serão abordados de forma sucinta os principais conceitos dessas técnicas e sua influência sobre os componentes soldados.



### 2.3.1 A técnica da meia camada

A técnica da meia camada objetiva, como dito anteriormente, promover o refino da ZACGG da primeira camada numa soldagem multipasse. Para que isso seja possível, deve-se considerar a sobreposição dos ciclos térmicos das camadas. Basicamente, é feita uma camada de amanteigamento com posterior remoção da meia altura desta camada com esmerilhamento. Em seguida, aplica-se uma segunda camada que irá promover o refino e revenimento da ZACGG da primeira camada (LANT, 2001). Apesar da simplicidade dessa técnica, normalmente encontram-se dificuldades quanto à sua execução na prática. A principal dificuldade encontrada na prática é o controle da altura a ser removida, uma vez que isso é feito manualmente. A Figura 9 abaixo ilustra esquematicamente essa técnica.

Figura 9. Desenho esquemático da técnica da meia camada.



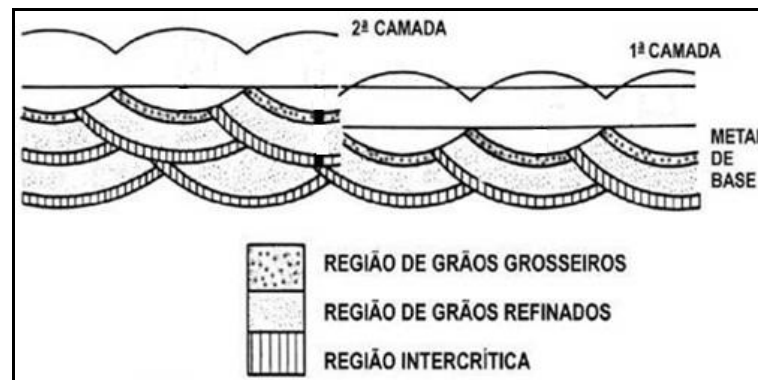
Fonte: (LANT, 2001).

### 2.3.2 A técnica da dupla camada

A técnica da dupla camada é análoga e possui o mesmo objetivo da técnica da meia camada, citada anteriormente, porém não há remoção de material depositado na primeira camada. Em outras palavras, essa técnica consiste em promover a sobreposição dos ciclos térmicos de modo a promover refino e o revenimento da ZACGG da primeira camada com a deposição da segunda camada sem a necessidade de remoção de material. Para que isso ocorra é necessário selecionar adequadamente as energias de soldagem de cada camada, isto é, estas devem adequar-se uma a outra (OLIVEIRA, 2013).

Alguns parâmetros devem ser observados para que a técnica seja bem sucedida: a altura média da primeira camada, a profundidade da região de grãos grosseiros e profundidade refinada pela segunda camada (Figura 10). Melhores resultados são alcançados com mínimo aporte de calor na primeira camada e percentual de sobreposição de 30% a 50%. Segundo trabalho anterior, com 50% de sobreposição pode-se obter refino de até 80% na ZACGG (LANT, 2001). Também devem ser controladas as temperaturas iniciais e de interpasse. O sucesso dessa técnica depende do controle desses fatores, isto é, a escolha das energias de cada camada e o controle das temperaturas iniciais e de interpasse, determinam a eficácia dessa técnica.

Figura 10. Aplicação da dupla camada.



Fonte: (JONES, 1987).

A importância da escolha adequada das energias resume-se em garantir aporte térmico suficiente para promover a sobreposição dos ciclos térmicos requerida para obter refino e revenimento da ZACGG da primeira camada pela sobreposição da segunda camada.

Alguns trabalhos, realizados no Laboratório de Pesquisa em Tecnologia da Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará, buscaram verificar a influência da técnica da dupla camada nas propriedades dos componentes soldados (OLIVEIRA, 2013; BRITO, 2014). Segundo alguns resultados, esta técnica é suficiente, em alguns casos, para eliminar a necessidade de tratamento térmico pós soldagem, TTPS, que envolve custo e pode até mesmo ser inviável em função das dimensões dos componentes soldados. De acordo com resultados, controlando adequadamente os parâmetros de soldagem, a própria energia do segundo passe é capaz de reaver e refinar a ZACGG do primeiro passe. Sabe-se desses estudos que baixos aportes de energia na primeira camada mostram-se, em geral, satisfatórios, uma vez que uma elevada energia de soldagem na primeira camada poderia acarretar crescimento de grão ocasionando em dificuldade de refino pela segunda camada.

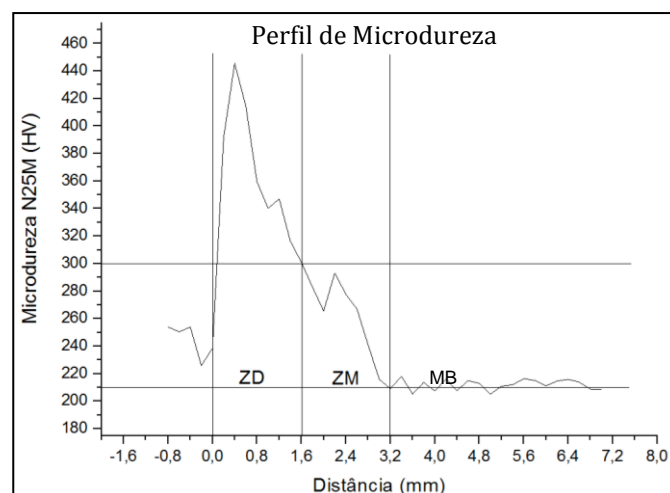
Em outro trabalho, BHADURI *et al.*, (2001) concluíram que a técnica da dupla camada na soldagem dos aços 2,25%Cr-1%Mo e 9%Cr-1%Mo foi bastante eficaz. A técnica da meia camada também se mostrou eficaz, mas não tanto quanto a técnica da dupla camada. Como dito anteriormente, ficam evidentes os benefícios nas propriedades dos materiais em função do refino e revenimento microestrutural proporcionados por ambas as técnicas da meia e da dupla camada. No caso da técnica da dupla camada, é importante ressaltar que a obtenção de tais benefícios está atrelada ao atendimento de critérios que podem ser expressos em equações. Esses critérios são abordados no tópico seguinte.

## 2.4 Critério de dureza e de microestrutura

A ferramenta mais comumente utilizada para selecionar as relações de energia utilizadas na soldagem da dupla camada é o critério de dureza. Em síntese, o critério de dureza consiste em realizar a soldagem de cordões simples e, em seguida, realizar a medição da geometria dos cordões (reforço e penetração) e uma varredura de microdureza (partindo da linha de fusão e abrangendo toda a região da ZAC bem como parte do metal base).

A varredura de microdureza permite delimitar a extensão de zona dura e de zona macia da ZAC da seguinte forma: a zona dura começa na linha de fusão, onde  $x = 0$ , e se estende até a região em que os valores de microdureza caem para níveis menores e a zona macia vai do final da zona dura até a região do metal base, como mostrado no exemplo da Figura 11.

Figura 11. Perfil de microdureza mostrando a extensão das zonas macia e dura.



Fonte: Autoria própria.

De posse desses valores, basta substituí-los nas equações do critério de dureza:

$$\text{i) } \text{PZM2} - \text{R1} > \text{PZD1} \quad (\text{Equação 1})$$

Onde: PZM2 = profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD1 = profundidade da zona dura da primeira camada;

R1 = reforço da primeira camada;

$$\text{ii) } \text{R1} + \text{P1} > \text{PZD2} \quad (\text{Equação 2})$$

Onde: PZD2 = profundidade da zona dura da segunda camada;

R1 = reforço da primeira camada;

P1 = penetração da primeira camada.

Segundo a Equação 1 (primeiro quesito do critério de dureza), o aporte térmico que chega a ZM2 deve ser suficiente para permitir que esta tenha maior profundidade que a ZD1, revenindo-a. O segundo quesito, Equação 2, garante que a ZD2 recaia sobre a ZF da primeira camada. O atendimento de ambas as equações implica que as energias que levaram a essa condição podem ser selecionadas sem que haja comprometimento da dureza e tenacidade do material.

O critério de microestrutura é semelhante ao critério de dureza. Enquanto o primeiro critério baseia-se na dureza para delimitar as regiões da ZAC (ZM e ZD), o critério de microestrutura baseia-se, como o nome sugere, na própria microestrutura para delimitar a região da ZAC com granulação grosseira (ZACGG) e a região com granulação fina (ZACGF). De forma análoga, as equações são:

$$\text{iii) } \text{PZACGF2} - \text{R1} > \text{PZACGG1} \quad (\text{Equação 3})$$

Onde: PZACGF2 = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação fina da segunda camada;

R1 = reforço da primeira camada;

PZACGG1 = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da primeira camada.

$$\text{iv) } \text{R1} + \text{P1} > \text{PZACGG2} \quad (\text{Equação 4})$$

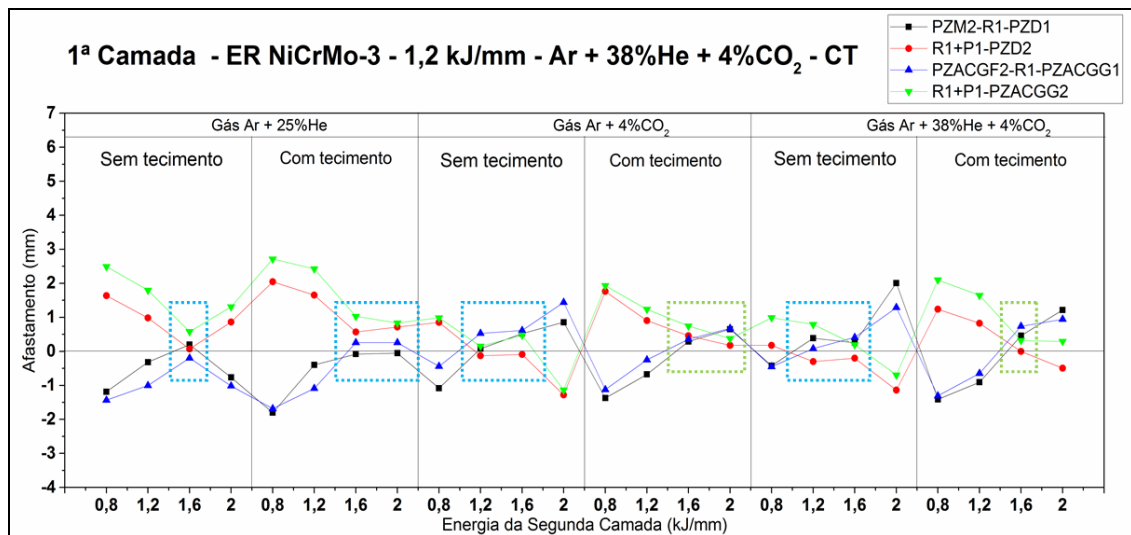
Onde: PZACGG2 = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da segunda camada;

R1 = reforço da primeira camada;

P1 = penetração da primeira camada.

Possibilitando uma análise concisa e comparativa entre as relações de energia, foram criados em associação ao critério de microestrutura os “diagramas de decisão”. Proposto por MIRANDA (2009), esse diagrama consolida em uma só análise o critério de dureza e de microestrutura, considerando cada relação de energia possível. Quando o afastamento, que corresponde ao valor da desigualdade das Equações (1), (2), (3) e (4) é igual ou maior que zero, significa aprovação e se for negativo, significa reprovação. A Figura 12 mostra um diagrama com três relações de energia aprovadas nos quatro quesitos (assinaladas em verde) e outras bem próximas de serem aprovadas (assinaladas em azul).

Figura 12. Exemplo de diagrama de decisão.



Fonte: Autoria própria.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Basicamente os consumíveis utilizados neste trabalho foram metal base, metal de adição e gases de proteção.

##### •Metal de base

O metal de base empregado foi o aço ASTM A387 Gr.11. A Tabela 7 mostra a composição química em peso requerida por norma para este aço.

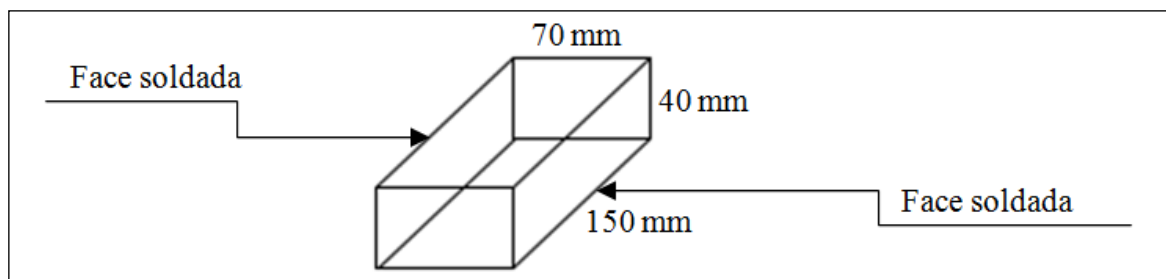
Tabela 7. Composição química requerida por norma para o aço ASTM A387 Gr.11.

Composição Química Requerida por Norma									
C(%)	Si(%)	P(%)	S(%)	V(%)	Cr(%)	Mn(%)	Fe(%)	Ni(%)	Mo(%)
0,04 – 0,17	0,44 - 0,86	0,035	0,035	-	0,94 - 1,56	0,35 - 0,73	Balanço	-	0,40 - 0,70

Fonte: (ASTM A387, 1999).

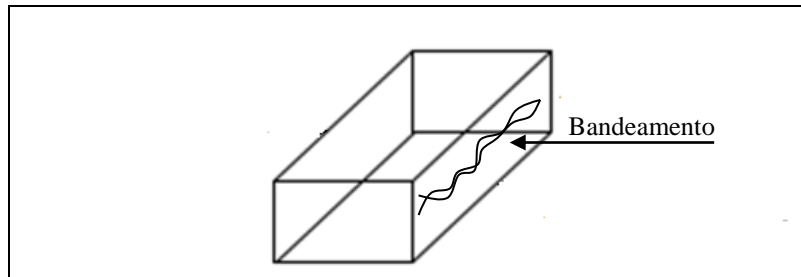
As soldagens em simples deposição foram realizadas em blocos nas dimensões especificadas na Figura 13, sendo duas soldagens por bloco (nas faces também mostradas abaixo). A escolha das faces para soldagem em cada bloco foi feita com o objetivo de evitar regiões onde pudesse haver eventual bandeamento, que, quando ocorreu, estava localizado no centro dos blocos (Figura 14).

Figura 13. Dimensionamento das peças para soldagem.



Fonte: Autoria própria.

Figura 14. Região onde o bandejamento é, em geral, identificado.



Fonte: Autoria própria.

### • Metal de adição

Os metais de adição utilizados foram os arames AWS ERNiCrMo-3 (similar a liga Inconel 625) e AWS ER80S-B2 (similar ao metal base), ambos com diâmetro de 1,2 mm. A Tabela 8 mostra a composição química requerida por norma para o eletrodo AWS ERNiCrMo-3 e a Tabela 9, a composição requerida por norma para o eletrodo ER80S-B2.

Tabela 8. Composição química requerida por norma para o arame-eletrodo AWS 5.14 ERNiCrMo-3.

Composição Química Requerida por Norma												
Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Cr(%)	Mn(%)	Fe(%)	Ni(%)	Mo(%)	C(%)	Al(%)	Ti(%)	Nb+Ta(%)
0,50 máx	0,02 máx	0,015 máx	0,50 máx	20,0- 23,0	0,50 máx	5,0 máx	58,0 min	8,0 - 10,0	0,10 máx	0,40 máx	0,40 máx	3,15 - 4,15

Fonte: (AWS 5.14, 2005).

Tabela 9. Composição química requerida por norma e para o arame-eletrodo AWS 5.28 ER80S-B2.

Composição Química Requerida por Norma								
Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Cr(%)	Mn(%)	Ni(%)	Mo(%)	C(%)
0,40- 0,70	0,025 máx	0,025 máx	0,35 máx	1,20- 1,50	0,40- 0,70	0,20 máx	0,40- 0,65	0,07- 0,12

Fonte: (AWS 5.28, 2005).

### • Gás de proteção

Os gases de proteção utilizados foram as misturas: argônio + 25% de hélio, argônio + 4% de CO<sub>2</sub> e argônio + 38% de hélio + 4% de CO<sub>2</sub>. Buscou-se avaliar a influência das propriedades dos gases (inertes e ativos) levando em conta a estabilidade do arco e a transferência metálica.

### 3.2 Equipamentos

O processo de soldagem utilizado foi o MIG/MAG com fonte operando no modo corrente constante. A bancada de soldagem pode ser vista na Figura 15, sendo composta por um robô industrial com tocha e sistema de alimentação de arame para MIG/MAG e uma fonte de soldagem eletrônica multiprocesso.

Figura 15. Bancada de soldagem.



Fonte: Autoria própria.

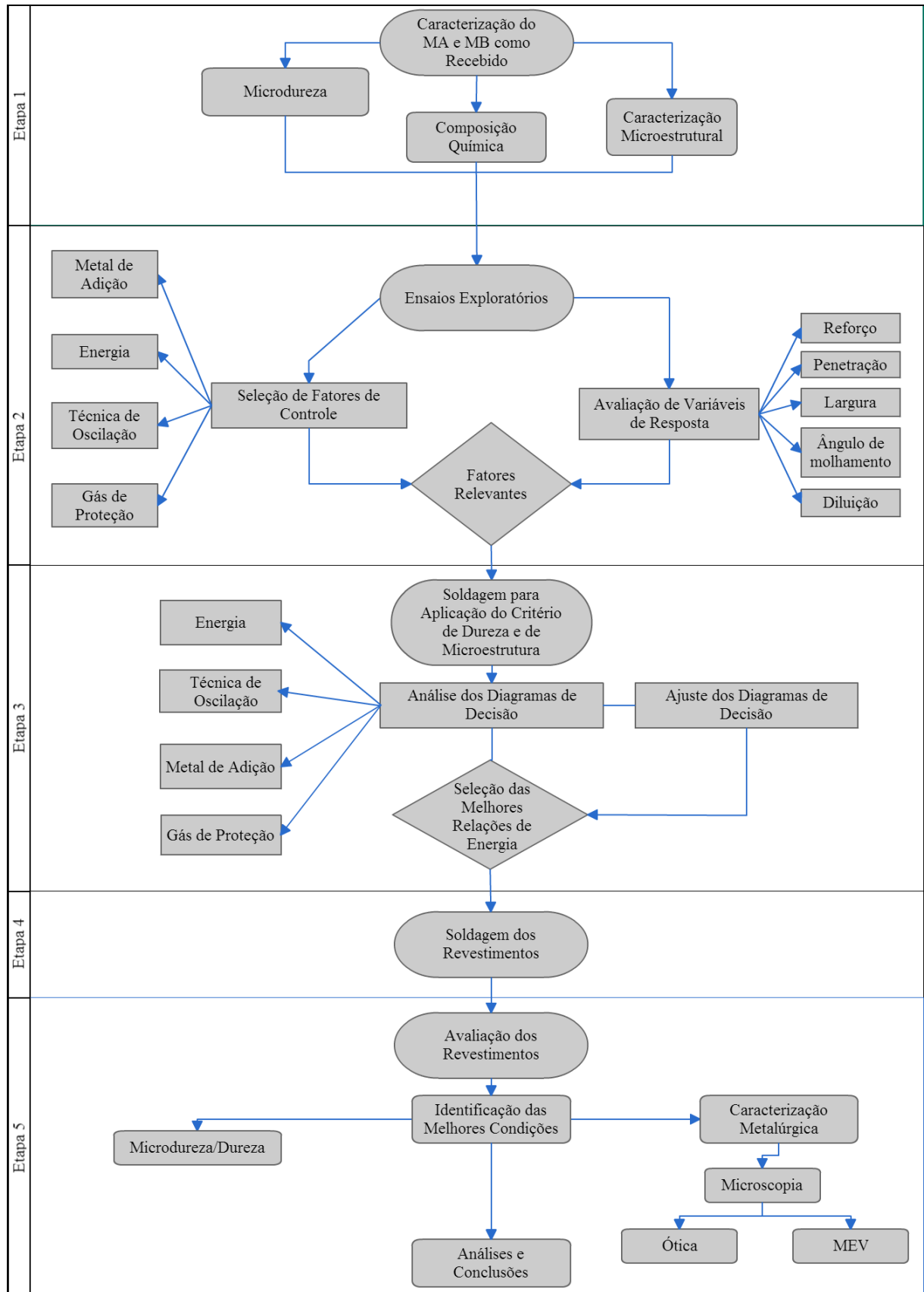
Os equipamentos utilizados nas etapas pós-soldagem para preparação e análise metalográfica e para os ensaios mecânicos foram: máquina de corte, lixadeira rotativa, politriz, máquina fotográfica digital, espectrômetro de emissão ótica, microscópio óptico e eletrônico de varredura (MEV), durômetro e microdurômetro.

### 3.3 Metodologia

A metodologia empregada neste trabalho foi dividida em 5 etapas, conforme o fluxograma na Figura 16:



Figura 16. Fluxograma das atividades divididas por etapas



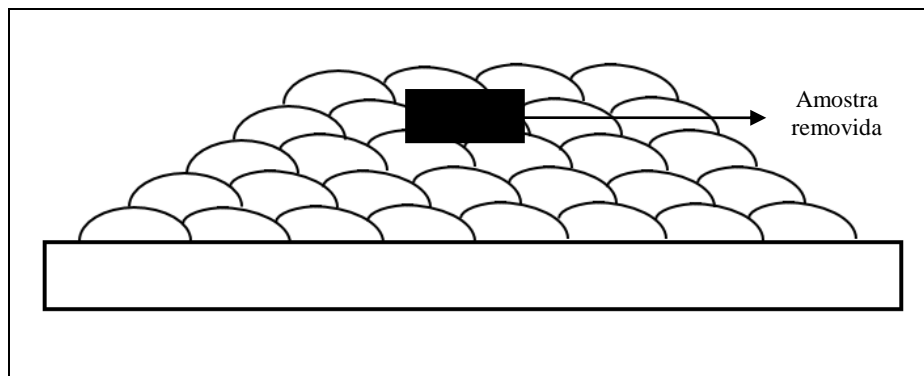
Fonte: Autoria própria.

### 3.3.1 Etapa 1: Caracterização do Metal Base e do Metal de Adição

Esta etapa objetivou caracterizar o metal base (na condição como recebido) e os metais de adição. Assim, amostras do metal base foram cortadas e submetidas à preparação metalográfica (incluindo lixamento até 1200 mesh, polimento com pasta de diamante até 1µm e ataque químico com o reagente nital 2%) para caracterização microestrutural com microscopia ótica e eletrônica de varredura e medição de composição química com espectrômetro de emissão ótica. Também foram feitos ensaios de microdureza.

A caracterização para ambos os metais de adição foi feita da seguinte forma: foi realizada a soldagem de amanteigamento em 5 camadas visando obter diluição zero. A Figura 17 mostra um desenho esquemático da soldagem das primeiras camadas. Em seguida, uma amostra de cada um dos metais de adição depositados foi removida e submetida à preparação metalográfica (mesmo procedimento aplicado ao metal base modificando o ataque para a liga de níquel, que foi eletrolítico com ácido crômico 10%). Após esse procedimento, foi feita a caracterização microestrutural com microscopia ótica e eletrônica de varredura, a análise de composição química e medição de microdureza.

Figura 17. Desenho esquemático da soldagem de amanteigamento para caracterização dos metais de adição.



Fonte: Autoria própria.

### 3.3.2 Etapa 2: Ensaios Exploratórios

Para esta etapa foram selecionados alguns fatores de controle para realização de análise estatística. Objetivou-se avaliar a influência desses fatores de controle em variáveis resposta (características geométricas dos cordões) com base na significância de cada fator de controle. Os fatores de controle em análise, bem como as variáveis resposta, estão dispostos na Tabela 10.

Tabela 10. Fatores de controle e variáveis resposta contemplados nos ensaios exploratórios.

ENSAIOS EXPLORATÓRIOS	
Fatores de Controle	Variáveis Resposta
<ul style="list-style-type: none"> <li>Técnica de Oscilação (2 níveis): sem tecimento e com tecimento triangular             <ul style="list-style-type: none"> <li>Energia de Soldagem (4 níveis): 0,8, 1,2, 1,6 e 2,0 kJ/mm</li> </ul> </li> <li>Gás de Proteção (3 níveis): argônio + 25% He, argônio + 4% CO<sub>2</sub> e argônio + 38%He + 4%CO<sub>2</sub>.             <ul style="list-style-type: none"> <li>Metal de Adição (2 níveis): AWS ERNiCrMo-3 e AWS ER80S-B2</li> </ul> </li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Reforço</li> <li>Penetração</li> <li>Largura</li> <li>Diluição</li> <li>Ângulo de Molhamento</li> </ul>

Fonte: Autoria própria.

Estatisticamente, foi avaliado o efeito dos fatores de controle em todas as variáveis resposta. Para tanto, foram soldados automaticamente cordões em simples deposição e em seguida, foi removida uma amostra de cada cordão para que sua seção transversal, após preparação metalográfica (incluindo lixamento até 1200 mesh, polimento até 1µm e ataque químico com o reagente nital 2%) pudesse ser avaliada em termos das variáveis resposta consideradas. Os parâmetros de soldagem utilizados estão mostrados na Tabela 11. Ressalta-se que os mesmos parâmetros foram utilizados nas soldagens das condições com e sem tecimento.

Tabela 11. Parâmetros de soldagem utilizados.

Ar + 4%CO <sub>2</sub>												
Metal de Adição	Im (A)	Ief (A)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	DBCP (mm)	V alim (m/min)	V sold (cm/min)	Um (V)	I real (A)	E sold (kJ/mm)
ERNiCrMo-3	166,6	191,4	300	2,5	100	5,0	20	5,5	0,35	29	170	0,8
ERNiCrMo-3	230,0	230,0	230	-	-	-	20	7,5	0,35	32	230	1,2
ERNiCrMo-3	270,0	270,0	270	-	-	-	20	8,8	0,35	36	270	1,6
ERNiCrMo-3	300,0	300,0	300	-	-	-	20	10,0	0,35	38	300	2,0
ER80S-B2	183,3	217,9	350	2,5	100	5,0	20	5,3	0,40	28	190	0,7
ER80S-B2	250,0	250,0	250	-	-	-	20	6,7	0,40	33	246	1,2
ER80S-B2	310,0	310,0	310	-	-	-	20	8,4	0,40	36	305	1,6
ER80S-B2	350,0	350,0	350	-	-	-	20	9,4	0,40	39	343	2,0

Ar + 38%He + 4%CO <sub>2</sub>												
Metal de Adição	Im (A)	Ief(A)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	DBCP (mm)	V alim (m/min)	V sold (cm/min)	Um (V)	I real (A)	E sold (kJ/mm)
ERNiCrMo-3	166,6	204,9	300	3,2	60	4,0	20	5,4	0,40	32	160	0,8
ERNiCrMo-3	240,0	240,0	240	-	-	-	20	8,0	0,40	35	230	1,2
ERNiCrMo-3	290,0	290,0	290	-	-	-	20	9,1	0,40	38	280	1,6
ERNiCrMo-3	340,0	340,0	340	-	-	-	20	11,7	0,40	41	330	2,0
ER80S-B2	180,0	199,0	300	2,0	120	4,0	20	4,6	0,40	32	170	0,8
ER80S-B2	228,5	232,9	300	2,0	200	5,0	20	6,4	0,40	34	215	1,1
ER80S-B2	300,0	300,0	300	-	-	-	20	8,1	0,40	40	280	1,8
ER80S-B2	330,0	330,0	330	-	-	-	20	8,9	0,40	41	310	2,0
Ar + 25%He												
Metal de Adição	Im (A)	Ief(A)	Ip (A)	tp (ms)	Ib (A)	tb (ms)	DBCP (mm)	V alim (m/min)	V sold (cm/min)	Um (V)	I real (A)	E sold (kJ/mm)
ERNiCrMo-3	165,3	193,6	300	2,8	90	5,0	20	5,9	0,35	29	175	0,8
ERNiCrMo-3	230,0	230,0	230	-	-	-	20	8,5	0,35	32	230	1,2
ERNiCrMo-3	270,0	270,0	270	-	-	-	20	9,7	0,35	35	270	1,6
ERNiCrMo-3	300,0	300,0	300	-	-	-	20	11,3	0,35	38	307	1,9
ER80S-B2	176,6	215,0	350	2,5	90	5,0	20	4,4	0,40	33	175	0,8
ER80S-B2	240,0	240,0	240	-	-	-	20	5,9	0,40	35	240	1,2
ER80S-B2	300,0	300,0	300	-	-	-	20	7,8	0,40	38	295	1,7
ER80S-B2	330,0	330,0	330	-	-	-	20	8,7	0,40	40	325	1,9

Fonte: Autoria própria.

Os parâmetros de soldagem para o eletrodo AWS ERNiCrMo-3 foram levantados com base nos parâmetros levantados por AGUIAR (2010), trabalho que também contemplou soldagens com o eletrodo ERNiCrMo-3 e processo MIG/MAG. A partir desses parâmetros, foram feitos ajustes, por meio de exploração, de modo a obter os quatro níveis de energia pré-determinados (0,8, 1,2, 1,6 e 2,0 kJ/mm) com todos os três gases mantendo a transferência metálica goticular. Os parâmetros para o eletrodo AWS ER 80S-B2 foram levantados, também por meio de exploração, a partir de parâmetros definidos pela literatura (OLIVEIRA, 2013).

A partir dos resultados dos ensaios exploratórios, os fatores de controle que mostraram significância nas variáveis resposta seguiram em estudo para próxima etapa do trabalho, com a aplicação do critério de dureza e do critério da microestrutura.

### 3.3.3 Etapa 3: Soldagem para Aplicação do Critério de Dureza e do Critério de Microestrutura

Com base na faixa operacional estabelecida na etapa anterior, foi realizado um planejamento experimental de soldagens para aplicação dos critérios de dureza e de microestrutura (Tabela 12) contemplando os fatores que mostraram ser significativos ou apresentaram tendência relevante na etapa anterior, isto é, foram mantidos os quatro níveis de energia (0,8, 1,2, 1,6 e 2,0 kJ/mm), a técnica de oscilação (dois níveis, com e sem tecimento), gás de proteção (três níveis, argônio + 25% He, argônio + 4% CO<sub>2</sub> e argônio + 38%He + 4%CO<sub>2</sub>) e ambos os metais de adição (AWS ERNiCrMo-3 e ER 80S-B2).

Cada um desses ensaios foi realizado com as soldagens automáticas de cordões em simples deposição. Pré-aquecimentos de 175°C (para ambas as ligas) e 280°C (para a liga AWS ER 80S-B2) foram realizados antes de cada soldagem. Esses valores foram determinados com base em especificações normatizadas. As normas consultadas foram as seguintes: I-ET-5000.00-0000-500-PPC-001 (*Additional Requirements for CrMo and CrMoV Low Alloy Steels*), N-133 (Norma de Soldagem da Petrobras) e API 934-C (*Materials and Fabrication of 1 1/4Cr-1/2Mo Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-pressure Hydrogen Service Operating at or below 825°F*), que limitam a temperatura de pré-aquecimento, para aços Cr-Mo, em até 175°C para soldagem dissimilar e em até 300°C para soldagem com eletrodo similar.

A legenda adotada na Tabela 12 pode ser entendida da seguinte forma: N ou C identifica o eletrodo, AWS ERNiCrMo-3 (níquel) ou ER 80S-B2 (carbono), respectivamente. Os números representam o nível de energia utilizada (0,8; 1,2; 1,6 ou 2,0 kJ/mm). A técnica de oscilação com tecimento é representada por “CT” e sem tecimento, “ST”. Quanto ao gás de proteção utilizado, G1 representa Ar + 25%He, G2 representa Ar + 4%CO<sub>2</sub> e G3, Ar + 38%He + 4%CO<sub>2</sub>. Adicionalmente, a forma como cada fator de controle foi variado em termos de seus níveis pode ser compreendida observando-se a Tabela 13.

Tabela 12. Ensaios realizados para aplicação do critério de Higuchi e do critério LPTS.

Nº do Ensaio	Metal de Adição	Gás de Proteção	Energia	Técnica de Oscilação	Legenda
1	1	1	1	1	N08STG1
2	1	1	2	1	N12STG1
3	1	1	3	1	N16STG1
4	1	1	4	1	N20STG1
5	1	1	1	2	N08CTG1
6	1	1	2	2	N12CTG1

N° do Ensaio	Metal de Adição	Gás de Proteção	Energia	Técnica de Oscilação	Legenda
7	1	1	3	2	N16CTG1
8	1	1	4	2	N20CTG1
9	1	2	1	1	N08STG2
10	1	2	2	1	N12STG2
11	1	2	3	1	N16STG2
12	1	2	4	1	N20STG2
13	1	2	1	2	N08CTG2
14	1	2	2	2	N12CTG2
15	1	2	3	2	N16CTG2
16	1	2	4	2	N20CTG2
17	1	3	1	1	N08STG3
18	1	3	2	1	N12STG3
19	1	3	3	1	N16STG3
20	1	3	4	1	N20STG3
21	1	3	1	2	N08CTG3
22	1	3	2	2	N12CTG3
23	1	3	3	2	N16CTG3
24	1	3	4	2	N20CTG3
25	2	2	1	1	C08STG2
26	2	2	2	1	C12STG2
27	2	2	3	1	C16STG2
28	2	2	4	1	C20STG2
29	2	2	1	2	C08CTG2*
30	2	2	2	2	C12CTG2*
31	2	2	3	2	C16CTG2*
32	2	2	4	2	C20CTG2*
33	2	1	1	1	C08STG1
34	2	1	2	1	C12STG1
35	2	1	3	1	C16STG1
36	2	1	4	1	C20STG1
37	2	1	1	2	C08CTG1
38	2	1	2	2	C12CTG1
39	2	1	3	2	C16CTG1
40	2	1	4	2	C20CTG1
41	2	3	1	1	C08STG3
42	2	3	2	1	C12STG3
43	2	3	3	1	C16STG3
44	2	3	4	1	C20STG3
45	2	3	1	2	C08CTG3
46	2	3	2	2	C12CTG3
47	2	3	3	2	C16CTG3
48	2	3	4	2	C20CTG3

\*Cordões soldados com temperatura de pré-aquecimento de 280°C, os demais cordões foram soldados com temperatura de pré-aquecimento de 175°C.

Fonte: Autoria própria.

Tabela 13. Identificação adotada para os níveis de cada fator de controle.

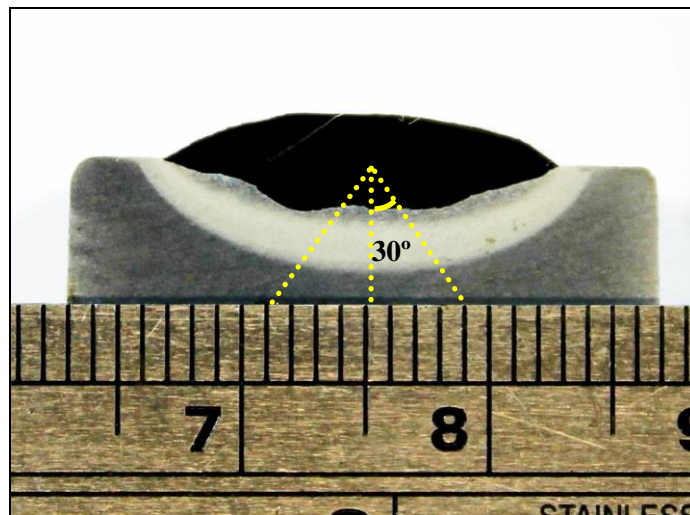
Metal de Adição	Energia (kJ/mm)	Gás de Proteção	Técnica de Oscilação
ERNiCrMo-3 (1)	0,8 (1)	Ar + 25%He (1)	Sem tecimento (1)
	1,2 (2)	Ar + 4%CO <sub>2</sub> (2)	
ER80S-B2 (2)	1,6 (3)	Ar + 38%He + 4%CO <sub>2</sub> (3)	Com tecimento (2)
	2,0 (4)		

Fonte: Autoria própria.

- **Caracterização dos cordões em simples deposição**

Seguindo a sequência de ensaios da Tabela 12, foram executadas soldagens automáticas na posição plana, em simples deposição, com a tocha posicionada perpendicularmente ao metal base. Na sequência, os corpos de prova soldados foram cortados e a seção transversal de cada cordão foi submetida à preparação metalográfica para posterior levantamento dos perfis de microdureza fazendo uma varredura desde a zona fundida até o metal base. Para cada amostra, três linhas de microdureza foram feitas, como mostrado na Figura 18.

Figura 18. Direção das linhas de microdureza feitas em cada amostra.



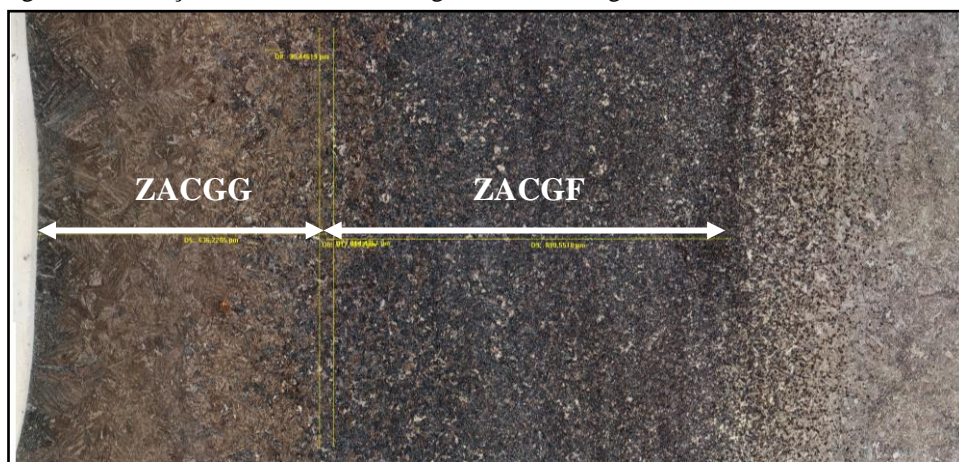
Fonte: Autoria própria.

Em cada direção foram feitos 40 pontos, sendo 4 na zona fundida, 1 na interface e 35 na ZAC e no metal base. Foram também realizadas medições de extensões das regiões da ZAC via microscopia ótica (critério da microestrutura, Figura 19) e via perfis de microdureza (critério de dureza, Figura 20). Para medição das extensões de zona dura e macia (critério de dureza) os limites superior e inferior da zona macia foram estabelecidos para microdurezas entre 300 e 210 HV. Acima de 300 HV a região foi considerada como zona dura. Esses

valores foram selecionados com base na análise de histogramas construídos após a medição das microdurezas. Um exemplo de um dos histogramas construídos será apresentado no tópico que trata da discussão de resultados de microdureza.

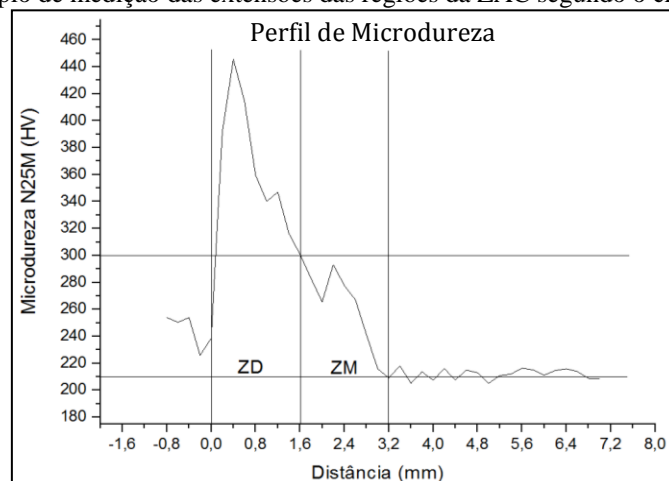
É importante salientar que perfis de dureza e de microdureza (somente esta última foi realizada nessa etapa) para uma mesma região de determinado material, em geral, apresentam valores consideravelmente divergentes. A impressão deixada pelo penetrador no ensaio de dureza, por ser maior em relação à impressão feita no ensaio de microdureza, tende a abranger uma área maior da microestrutura. Assim, o valor de dureza obtido corresponde a uma média das durezas das regiões onde o penetrador fez a impressão. Já no ensaio de microdureza, a pequena impressão deixada pelo penetrador tende a abranger uma área muito menor, a chance de que uma única microestrutura seja abrangida é maior. Dessa forma, o valor de microdureza tende a ser maior.

Figura 19. Medição das extensões das regiões da ZAC segundo o critério da microestrutura.



Fonte: Autoria própria.

Figura 20. Exemplo de medição das extensões das regiões da ZAC segundo o critério de dureza.



Fonte: Autoria própria.



Após a determinação das extensões das zonas duras e macias e das extensões de ZACGG e ZACGF, foi feita a medição das características geométricas (reforço e penetração) dos cordões em simples deposição. Finalmente, com base nos critérios de dureza e de microestrutura foram construídos os diagramas de decisão (MIRANDA, 2009). Tais diagramas, anteriormente apresentados (REVISÃO BIBLIOGRÁFICA), consolidaram em uma única análise gráfica as equações a seguir:

**Critério de Dureza:**

$$1) \text{PZM2} - \text{R1} > \text{PZD1} \quad (\text{Equação 1})$$

Onde: PZM2 = profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD1 = profundidade da zona dura da primeira camada;

R1 = reforço da primeira camada;

$$2) \text{R1} + \text{P1} > \text{PZD2} \quad (\text{Equação 2})$$

Onde: PZD2 = profundidade da zona dura da segunda camada;

R1 = reforço da primeira camada;

P1 = penetração da primeira camada.

**Critério da Microestrutura:**

$$1) \text{PZACGF2} - \text{R1} > \text{PZACGG1} \quad (\text{Equação 3})$$

Onde: PZACGF2 = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação fina da segunda camada;

R1 = reforço da primeira camada;

PZACGG1 = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da primeira camada.

$$2) \text{R1} + \text{P1} > \text{PZACGG2} \quad (\text{Equação 4})$$

Onde: PZACGG2 = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grosseira da segunda camada;

R1 = reforço da primeira camada;

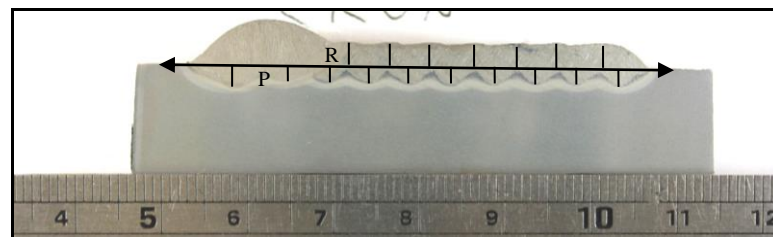
P1 = penetração da primeira camada.

É importante ressaltar que, antes da escolha das relações de energia através dos diagramas de decisão, foram feitos ajustes desses diagramas em função das alterações das

medidas de reforço e penetração decorrentes da deposição em camadas. Deve ser observado que o critério de dureza e o critério de microestrutura não levam em consideração o que de fato ocorre na soldagem com deposição em camadas, isto é, o aumento no reforço devido à sobreposição de passes e a mudança de um substrato de aço (soldagem da primeira camada) para um de níquel (no caso da deposição da segunda camada dos revestimentos dissimilares). Assim, existe de fato a necessidade de um ajuste nos diagramas de decisão com base nos valores reais de geometria obtidos com a deposição da segunda camada. Os devidos ajustes foram feitos como mostrado a seguir.

Após a deposição da primeira camada, o primeiro cordão da segunda camada foi depositado e o revestimento foi seccionado transversalmente, como mostrado na Figura 21.

Figura 21. Seção transversal de um revestimento contendo somente o primeiro cordão da segunda camada.



Fonte: Autoria própria.

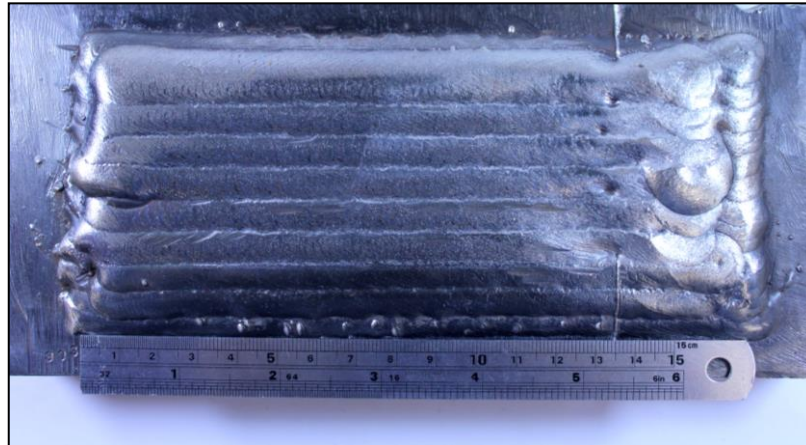
As medidas de geometria (reforço e penetração da primeira camada) foram então refeitas (foram considerados os valores médios de reforço e penetração) e utilizadas para construção dos diagramas de decisão definitivos. Por fim, as melhores condições para soldagem da dupla camada, isto é, as melhores relações de energia apontadas pelos diagramas de decisão ajustados foram selecionadas para soldagem dos revestimentos. Foram selecionadas cinco relações de energia, sendo três com o eletrodo de níquel e duas com o eletrodo similar ao metal base.

#### 3.3.4 Etapa 4: Soldagem dos Revestimentos

As soldagens foram realizadas em chapas de aço ASTM A387 Gr. 11 de 40 mm de espessura (que passaram previamente por esmerilhamento e limpeza superficial), os revestimentos tiveram 150 mm de comprimento, como exemplificado na Figura 22. Para ambos metais de adição foi utilizada uma sobreposição de 50% entre passes. Para a liga AWS ERNiCrMo-3 foi utilizada uma temperatura de pré-aquecimento e de interpasso de 175°C e,

para o eletrodo AWS ER80S-B2, duas temperaturas foram utilizadas para pré-aquecimento e interpasse, 175 e 280°C (conforme as normas citadas anteriormente). A verificação dessas temperaturas foi feita para cada cordão soldado em todos os revestimentos por meio de um termopar de contato.

Figura 22. Comprimento padrão de 150 mm adotado para soldagem dos revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

Após a soldagem da dupla camada, as chapas foram escovadas e fotografadas. Em seguida, foram identificadas e cortadas para a obtenção de amostras da seção transversal dos revestimentos para caracterização microestrutural via microscopia ótica e eletrônica de varredura (com prévia preparação metalográfica incluindo lixamento até 1200 mesh, polimento com pasta de diamante até 1  $\mu$ m, ataque químico com o reagente nital 2% e ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, no caso dos revestimentos com a liga de níquel), ensaio de dureza e de microdureza.

### 3.3.5 Etapa 5: Avaliação dos Revestimentos

Na última etapa deste trabalho, a seção transversal dos revestimentos foi observada com o intuito de verificar a presença de defeitos de soldagem para avaliação qualitativa, caso existissem. Em seguida, foi realizada a análise microestrutural das diferentes regiões dos revestimentos (ZAC, ZF e interface) via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura para identificação da microestrutura presente. Adicionalmente, todas as amostras foram submetidas a ensaios de dureza e microdureza para verificação da eficácia da técnica da dupla camada.

Aprofundando as análises com microscópio eletrônico de varredura (MEV), foram feitos mapeamentos e perfis de composição química nas regiões de interface dos revestimentos dissimilares. O intuito foi identificar o gradiente de composição química existente e associá-lo com as propriedades mecânicas dessa região. A ZF dos revestimentos dissimilares também foi observada para caracterização das fases presentes.

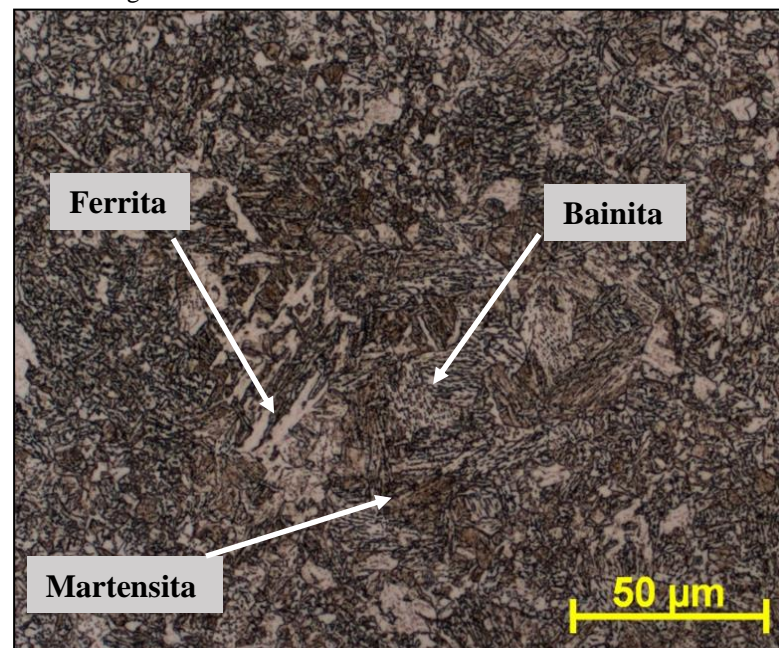
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Caracterização do Metal de Base e do Metal de Adição

- Metal Base

Para o metal de base em estudo, ASTM A387 Gr.11, a amostra removida na condição como recebida, após preparação metalográfica, foi analisada microestruturalmente. A microestrutura encontrada foi constituída por bainita e martensita, alguma ferrita foi eventualmente encontrada (Figura 23). Na região central das amostras removidas para caracterização foi verificado a presença de bandejamento (Figura 24), fato que foi determinante para a escolha das faces a serem soldadas.

Figura 23. Microestrutura do metal base como recebido.



Fonte: Autoria própria.



Figura 24. Microestrutura do metal base apresentando bandeamento.



Fonte: Autoria própria.

Segundo a literatura (ALBUQUERQUE, 2008; SILVA, 1995; KRAUSS, 2003), o bandeamento é causado principalmente pela segregação de elementos de liga e depende da taxa de difusão dos elementos. No entanto, a taxa de resfriamento também influencia na severidade do bandeamento microestrutural durante a solidificação. O bandeamento causa anisotropia das propriedades mecânicas dos aços e, em geral, seu efeito é negativo, uma vez que microestruturas com dureza elevada (nas regiões bandeadas) e fragilidade são frequentemente reportadas. Operações subsequentes de trabalho a quente (como a laminação, por exemplo) são apontadas como causas do alinhamento da segregação na direção de trabalho, o qual resulta no surgimento de bandas delineadas na microestrutura. Em função desse fato, as soldagens foram realizadas nas chapas em faces onde o fenômeno do bandeamento não foi verificado, conforme apresentado na metodologia.

O resultado da análise de composição química da amostra de metal base como recebido está apresentado na Tabela 14. A referida tabela apresenta a composição química medida para o metal base com espectrômetro de emissão ótica e a compara com a composição química exigida por norma para fabricação. Os elementos químicos que compõem o metal base foram encontrados dentro das faixas estabelecidas. Quanto aos ensaios de microdureza, medidas realizadas em pontos aleatórios apresentaram microdureza média da ordem de 240 HV.

Tabela 14. Composição química requerida por norma e medida para o aço ASTM A387 Gr.11.

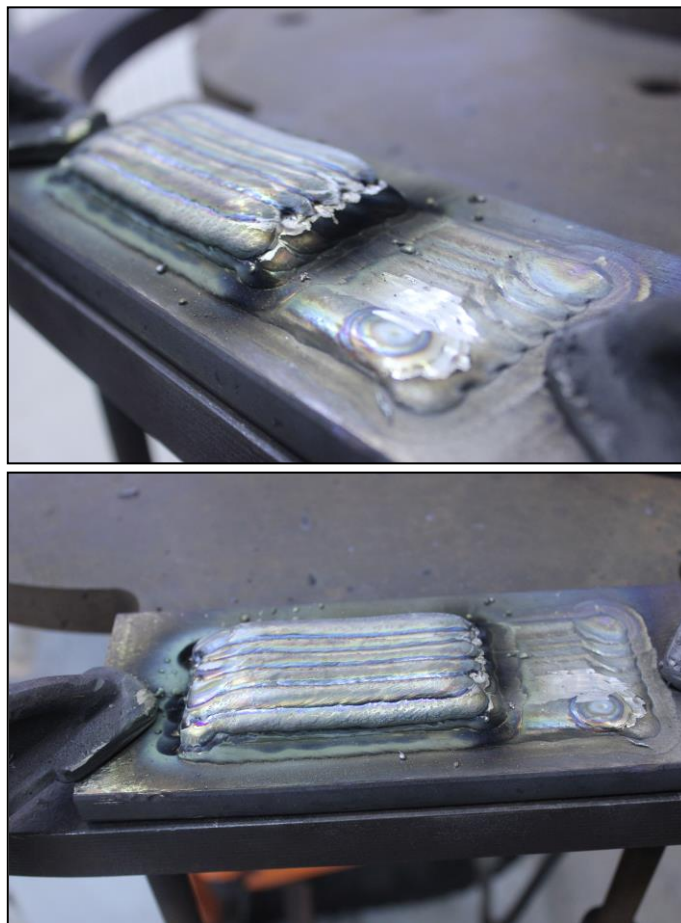
Composição Química Requerida por Norma									
C(%)	Si(%)	P(%)	S(%)	V(%)	Cr(%)	Mn(%)	Fe(%)	Ni(%)	Mo(%)
0,04 – 0,17	0,44 - 0,86	0,035	0,035	-	0,94 - 1,56	0,35 - 0,73	Balanço	-	0,40 - 0,70
Composição Química Medida									
C(%)	Si(%)	P(%)	S(%)	V(%)	Cr(%)	Mn(%)	Fe(%)	Ni(%)	Mo(%)
0,16	0,52	0,003	0,002	-	1,40	0,46	Balanço	0,08	0,49

Fonte: Autoria própria.

- Metal de adição

A soldagem de amanteigamento foi realizada em 5 camadas para garantir diluição zero. A Figura 25 apresenta a soldagem das primeiras camadas. Em seguida, amostras de ambas as ligas (AWS ERNiCrMo-3 e AWS ER80S-B2) foram cortadas, preparadas metalograficamente e caracterizadas. As microestruturas encontradas são apresentadas na Figura 26 e na Figura 27.

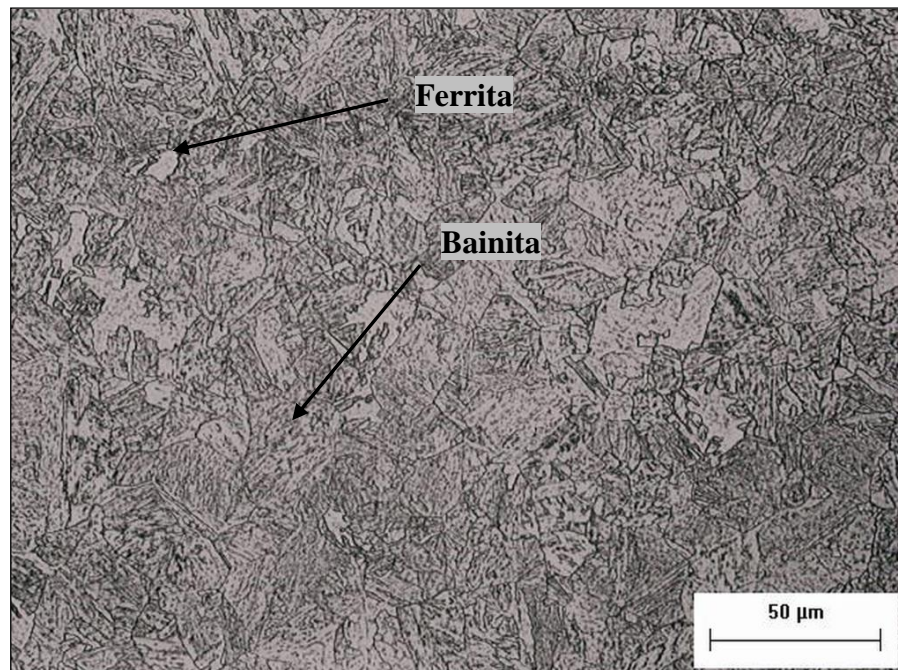
Figura 25. Soldagem de amanteigamento para caracterização dos metais de adição.



Fonte: Autoria própria.

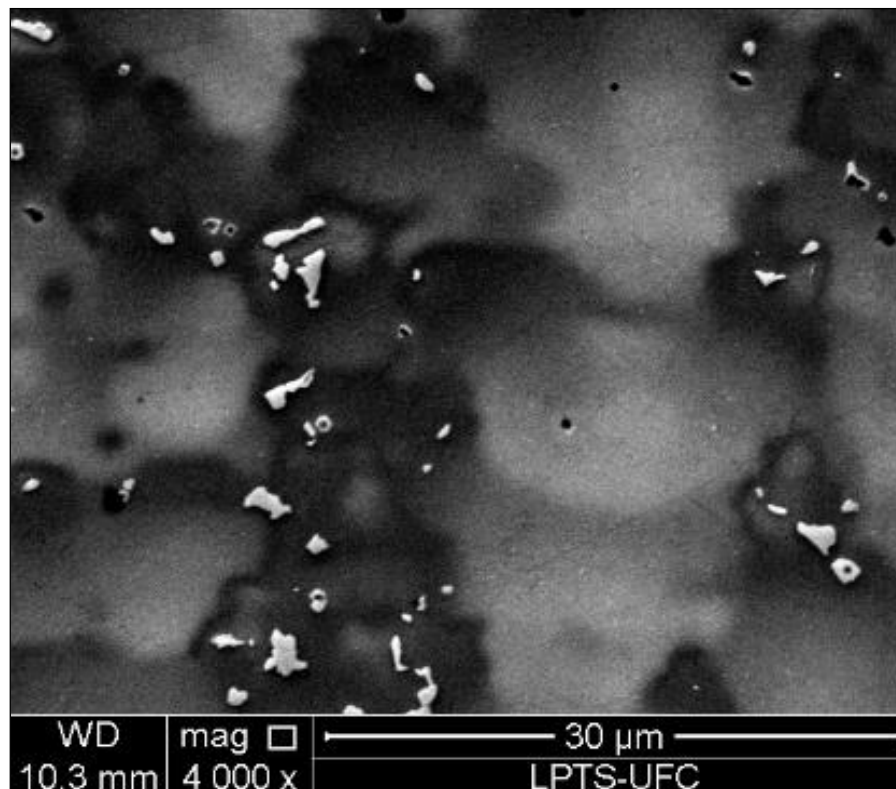


Figura 26. Microestrutura da liga AWS ER80-B2.



Fonte: Autoria própria.

Figura 27. Microestrutura da liga AWS ERNiCrMo-3.



Fonte: Autoria própria.



A microestrutura encontrada para a liga AWS ER80S-B2 foi constituída predominantemente por bainita, alguma ferrita foi também encontrada. Já para a liga AWS ERNiCrMo-3, foi encontrada uma matriz austenítica com precipitados interdendríticos variando em tamanho e morfologia. Ressalta-se que essas estruturas serão descritas mais detalhadamente na etapa de caracterização dos revestimentos.

As análises de composição químicas revelaram, para ambas as ligas, teores de elementos dentro do especificado pelas normas de fabricação, conforme a Tabela 15 e a Tabela 16. Os ensaios de microdureza, também realizados em pontos aleatórios em cada amostra, apresentaram valores médios da ordem de 230 HV para a liga AWS ER80S-B2 e de 200 HV para a liga AWS ERNiCrMo-3.

Tabela 15. Composição química requerida por norma e medida para o arame-eletrodo AWS 5.28 ER80S-B2.

Composição Química Requerida por Norma								
Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Cr(%)	Mn(%)	Ni(%)	Mo(%)	C(%)
0,40-0,70	0,025 máx	0,025 máx	0,35 máx	1,20-1,50	0,40-0,70	0,20 máx	0,40-0,65	0,07-0,12
Composição Química Medida								
Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Cr(%)	Mn(%)	Ni(%)	Mo(%)	C(%)
0,47	0,006	0,01	0,2	1,29	0,42	0,13	0,48	0,08

Fonte: Autoria própria.

Tabela 16. Composição química requerida por norma e medida para o arame-eletrodo AWS 5.14 ERNiCrMo-3.

Composição Química Requerida por Norma												
Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Cr(%)	Mn(%)	Fe(%)	Ni(%)	Mo(%)	C(%)	Al(%)	Ti(%)	Nb+Ta(%)
0,50 máx	0,02 máx	0,015 máx	0,50 máx	20,0-23,0	0,50 máx	5,0 máx	58,0 min	8,0 - 10,0	0,10 máx	0,40 máx	0,40 máx	3,15 - 4,15
Composição Química Medida												
Si(%)	P(%)	S(%)	Cu(%)	Cr(%)	Mn(%)	Fe(%)	Ni(%)	Mo(%)	C(%)	Al(%)	Ti(%)	Nb+Ta(%)
0,12	-	-	-	22,29	-	3,34	63,83	9,5	-	-	0,14	3,79

Fonte: Autoria própria.

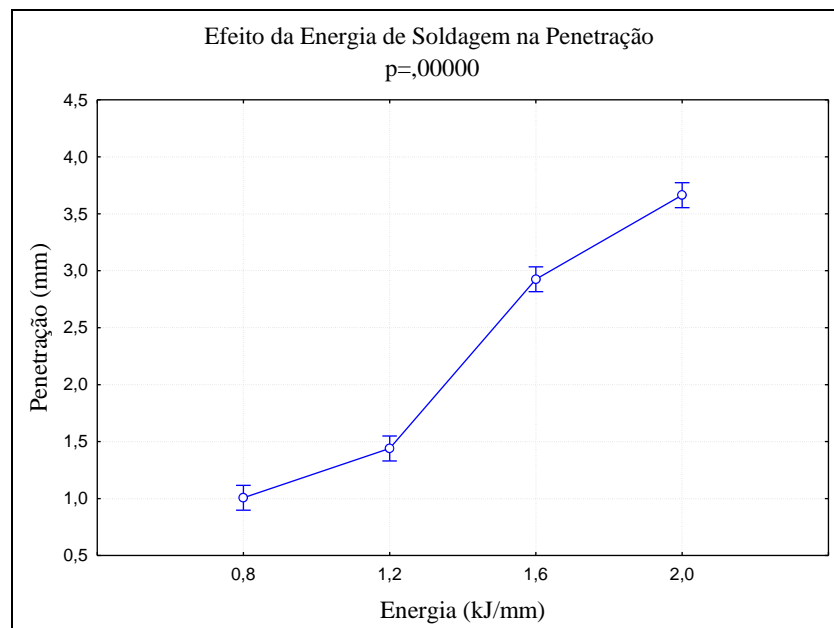
## 4.2 Ensaios Exploratórios

Para avaliar a significância dos fatores de controle estudados foram construídos gráficos que permitiram analisar o efeito desses fatores para as variáveis resposta, a análise estatística utilizada foi a ANOVA. Foram considerados como significantes os fatores de controle cuja significância, “p”, foi menor que 0,05. Dentre os fatores de controle levados em

consideração neste trabalho (metal de adição, técnica de oscilação, energia de soldagem e gás de proteção), a energia de soldagem e a técnica de oscilação mostraram ter importante influência nas características geométricas dos cordões.

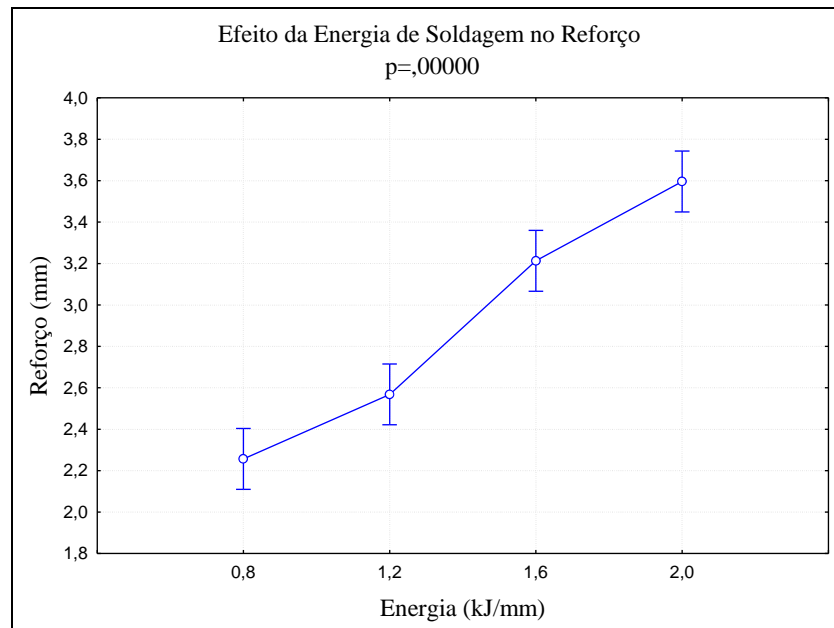
Analisando o efeito da energia de soldagem, o aumento da penetração (Figura 28) pode ser justificado pelo aumento da corrente de soldagem, que implica em aumento do aporte térmico, pois há maior quantidade de calor fornecida ao sistema. O aumento do reforço e da largura (Figura 29 e Figura 30) também são atribuídos ao aumento do aporte térmico e ao consequente aumento do volume de metal fundido. Resultado coerente com a matriz experimental, pois a alteração da energia foi feita pela alteração da corrente e, consequentemente, da velocidade de alimentação. Esses resultados estão de acordo com o esperado e foram também encontrados por outros autores (OLIVEIRA, 2013 e PESSOA, 2014).

Figura 28. Efeito da energia de soldagem na penetração.



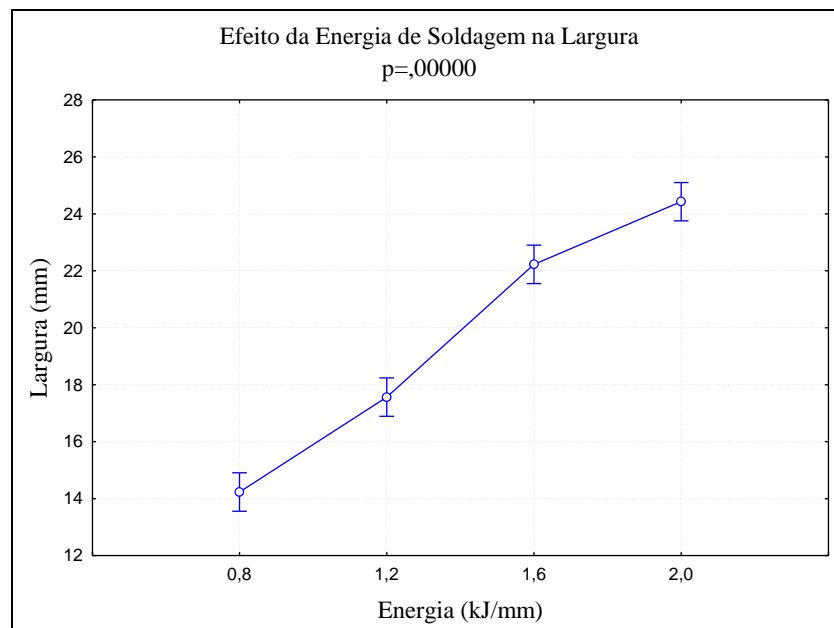
Fonte: Autoria própria.

Figura 29. Efeito da energia de soldagem no reforço.



Fonte: Autoria própria.

Figura 30. Efeito da energia de soldagem na largura.



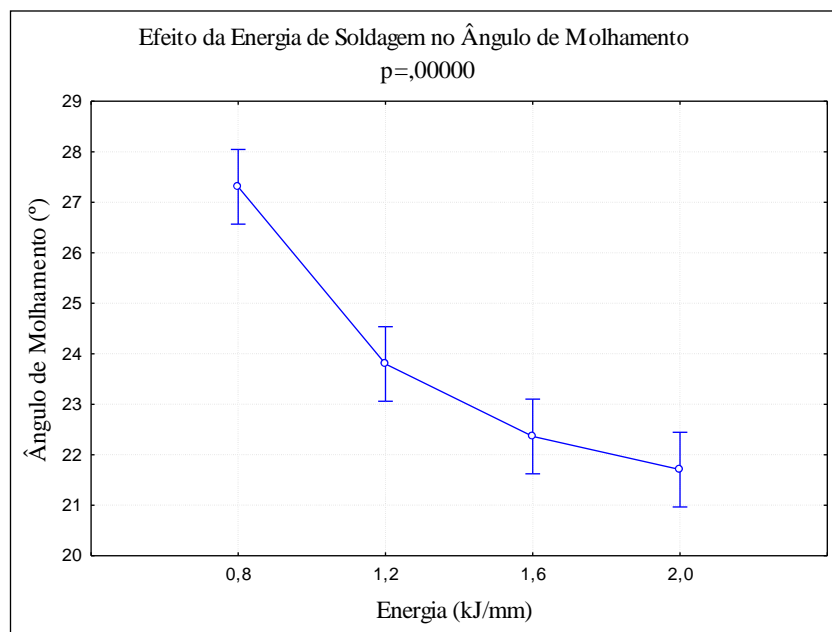
Fonte: Autoria própria.

Segundo OLIVEIRA (2013) esse comportamento é completamente justificado, uma vez que o aumento da energia de soldagem conduz a um acréscimo no aporte térmico fornecido para a formação da poça de fusão, o qual resulta no seu crescimento, tornando-a mais larga. Quanto à redução do ângulo de molhamento com o aumento do aporte térmico (Figura 31), o aumento da energia pelo aumento da corrente faz com que o arco aumente seu

diâmetro (maior ionização) e facilite a distribuição/espalhamento da poça fundida por meio da atuação em maior área e pelo aumento da temperatura da poça de fusão (diminuindo viscosidade). Logo, o ângulo de molhamento diminuiu.

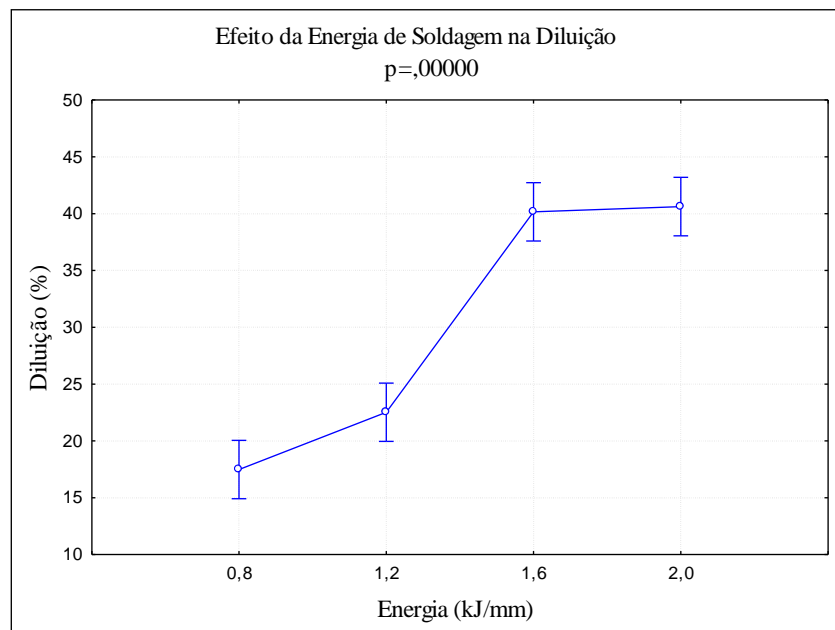
Observou-se também um aumento na diluição com o aumento do aporte térmico (Figura 32). Assim como ocorreu para a penetração e a largura, o efeito da energia na diluição é explicado pelo aumento da porção de metal base fundido devido ao aumento da quantidade de calor fornecida. Ainda segundo OLIVEIRA (2013), o aumento da penetração e, concomitantemente, da diluição com o aumento da energia de soldagem pode ser atribuído a uma maior quantidade de calor fornecida ao sistema que por si só já conduz a um aumento do volume de metal base fundido. Assim, a diluição aumenta.

Figura 31. Efeito da energia de soldagem no ângulo de molhamento.



Fonte: Autoria própria.

Figura 32. Efeito da energia de soldagem na diluição.



Fonte: Autoria própria.

Analisando o efeito da técnica de oscilação, conclui-se que esse fator de controle teve importante contribuição por conta do benefício agregado por ele na soldagem de revestimentos. O uso do tecimento pode ser considerado como uma alternativa para aumentar a largura dos cordões na soldagem de revestimentos, isso implica na redução da quantidade de passes a serem depositados e, conseqüentemente, do tempo para execução do revestimento.

Analisando a Figura 33 observou-se um aumento na largura com a utilização do tecimento. Esse aumento é causado pelo movimento do arco durante sua trajetória, que resulta numa maior largura e numa melhor distribuição do metal líquido sobre o substrato. Como consequência, é natural esperar uma redução no ângulo de molhamento, no reforço e, geralmente, na diluição (Figura 34 a Figura 36).

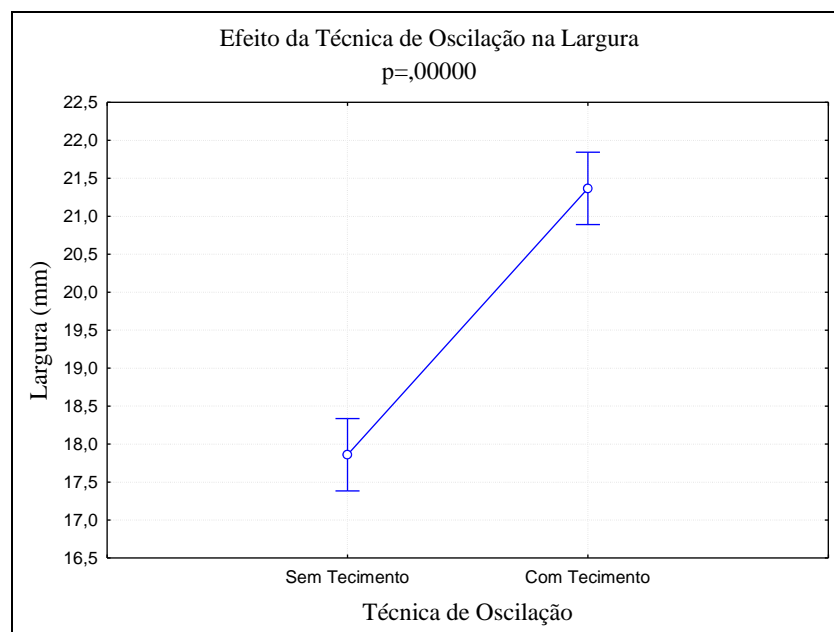
Com aplicação do tecimento, considerando a mesma velocidade de soldagem ao longo do eixo do cordão, o arco passa menos tempo em uma determinada região do metal base, o que reduz o calor nesse ponto e diminui a penetração (Figura 37). Ao contribuir para a diminuição da penetração, o tecimento auxilia também na redução do nível de diluição do cordão de solda.

Segundo PESSOA (2014), a explicação para este comportamento se deve ao fato de que com o tecimento, a velocidade de deslocamento do arco sobre a amostra aumenta, mesmo mantendo a mesma velocidade de soldagem. Isto resulta numa melhor distribuição do calor e menor tempo de atuação do arco sobre um determinado ponto da amostra, reduzindo a

penetração e, conseqüentemente, a diluição. Graças ao maior espalhamento de material sobre o substrato, o reforço e o ângulo de molhamento também diminuem.

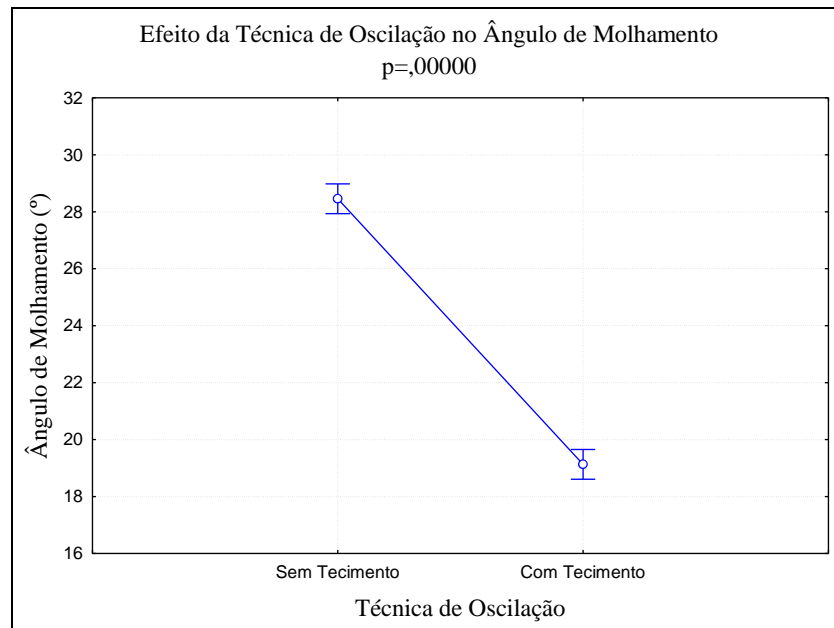
A redução observada no reforço com a aplicação do tecimento não foi relevante, podendo até mesmo ser considerada desprezível. Do ponto de vista da soldagem de revestimentos, grandes reduções de reforço não são desejáveis. Assim, a pequena redução causada pela utilização de tecimento não pode ser vista como prejudicial já que foram observados benefícios em termos do aumento da largura e da redução da penetração.

Figura 33. Efeito da técnica de oscilação na largura.



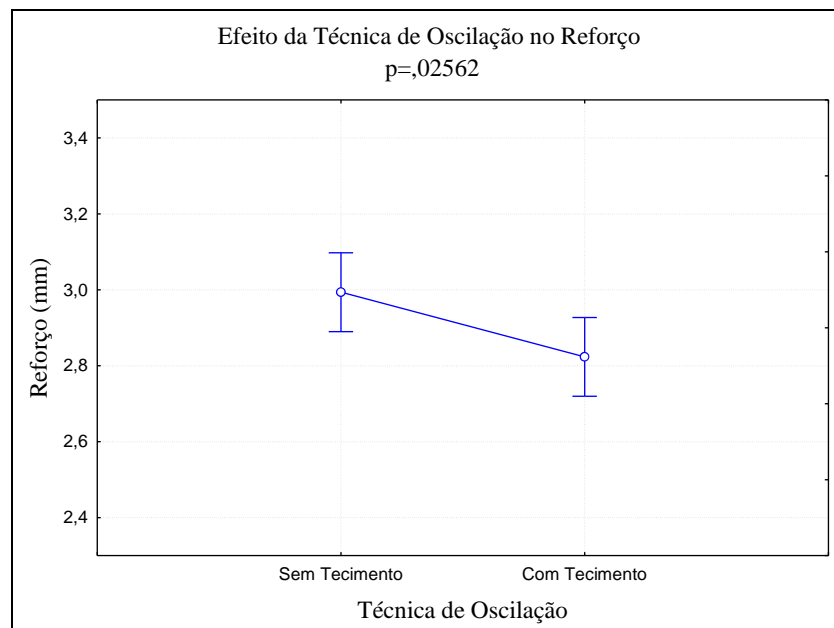
Fonte: Autoria própria.

Figura 34. Efeito da técnica de oscilação no ângulo de molhamento.



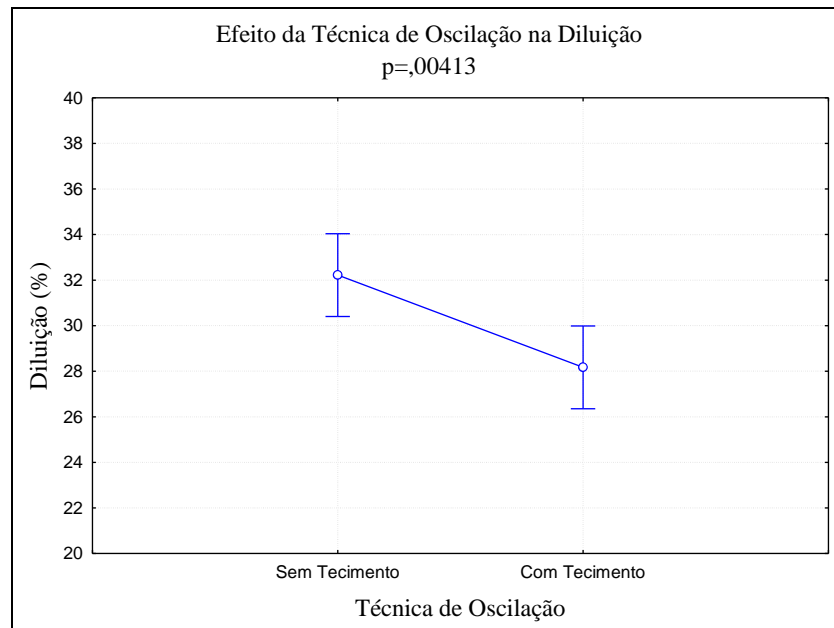
Fonte: Autoria própria.

Figura 35. Efeito da técnica de oscilação no reforço.



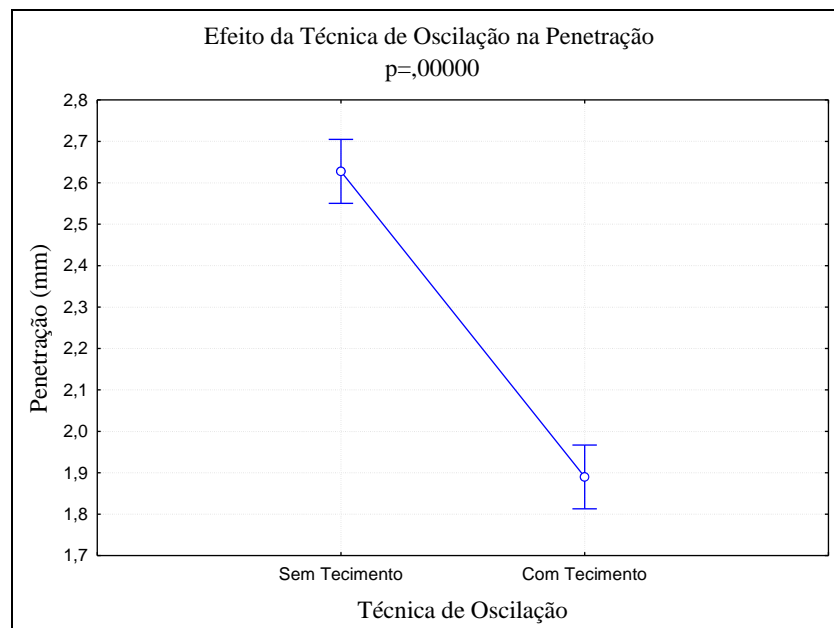
Fonte: Autoria própria.

Figura 36. Efeito da técnica de oscilação na diluição.



Fonte: Autoria própria.

Figura 37. Efeito da técnica de oscilação na penetração.



Fonte: Autoria própria.

Quanto ao efeito do gás de proteção e do metal de adição, não houve necessidade da realização de ensaios exploratórios em todos os níveis, pois estes são fatores de controle que não podem ser desconsiderados para a etapa seguinte. Ambos os metais de adição têm características exigidas para a zona fundida independente da aplicação (reparo externo ou reparo para revestimento). No caso do gás de proteção, este também é um fator que não pode



ser desconsiderado, uma vez que a qualidade dos cordões soldados com os metais de adição utilizados tende a ser inferior ou superior dependendo, dentre outros fatores, da escolha do gás de proteção para cada metal de adição. Assim, esses quatro fatores de controle seguiram em estudo para a etapa em que os critérios de dureza e de microestrutura são aplicados.

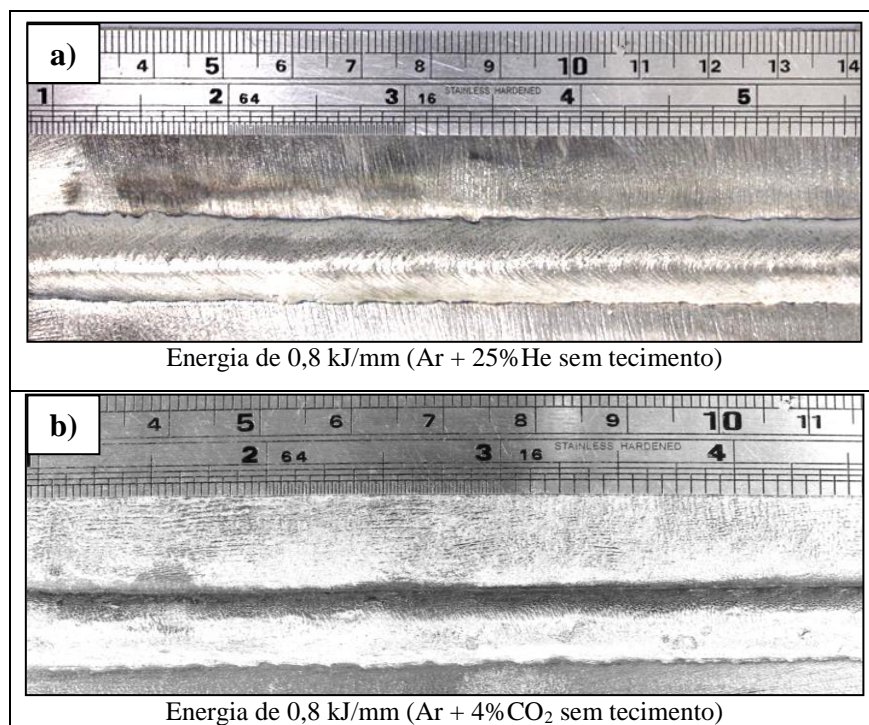
### 4.3 Aplicação do Critério de Dureza e de Microestrutura

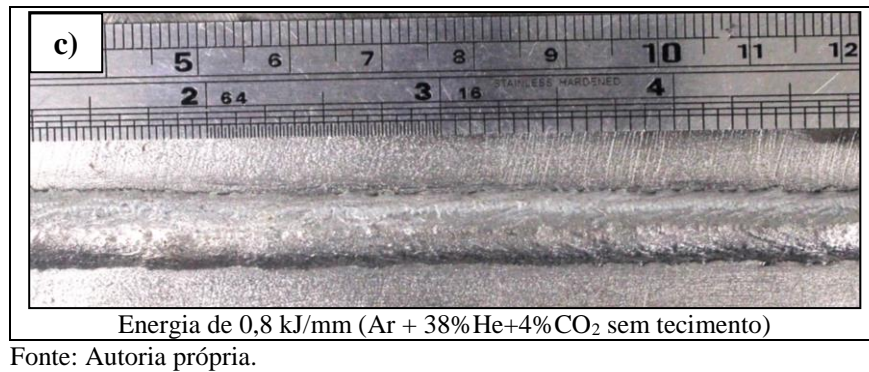
Antes da análise propriamente dita dos resultados referentes à aplicação dos critérios de dureza e de microestrutura, foi realizada uma análise qualitativa do aspecto superficial dos cordões. Tal análise é apresentada a seguir.

#### 4.3.1 Aspecto Superficial dos Cordões

De maneira geral, o aspecto superficial dos cordões de solda com a liga AWS ERNiCrMo-3 foi aceitável já que foram mantidas a transferência metálica goticular e a estabilidade do arco. Na Figura 38 estão mostrados alguns aspectos dos cordões soldados para aplicação do critério de dureza e microestrutura.

Figura 38. Aspecto superficial dos cordões. Liga AWS ERNiCrMo-3.

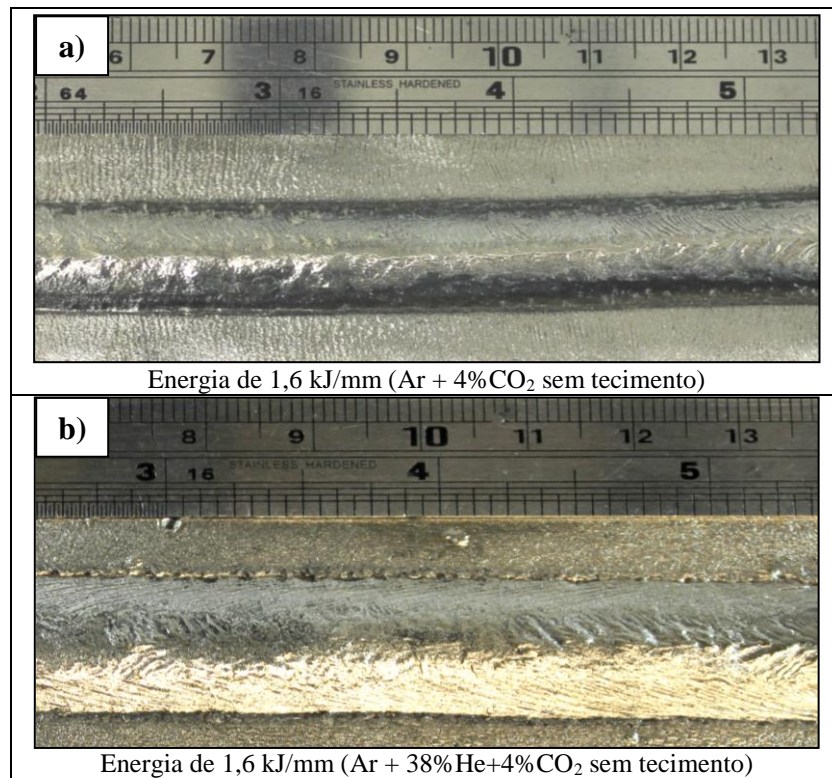




Fonte: Autoria própria.

Na Figura 39 são mostradas macrografias dos cordões para o eletrodo AWS ER80S-B2. Para as misturas gasosas Ar + 4%CO<sub>2</sub> e Ar + 38%He+4%CO<sub>2</sub> aspectos superficiais aceitáveis foram obtidos. No entanto, não foi possível obter cordões com bom aspecto na soldagem desse arame com a mistura gasosa Ar + 25%He. Foi verificada nessas soldagens intensa instabilidade do arco e consequente geração de defeitos. Isso está mostrado na Figura 40.

Figura 39. Aspecto superficial dos cordões. Liga AWS ER80S-B2.



Fonte: Autoria própria.

Figura 40. Exemplo de aspecto superficial defeituoso obtido na soldagem do arame AWS ER80S-B2 com o gás Ar + 25%He.



Fonte: Autoria própria.

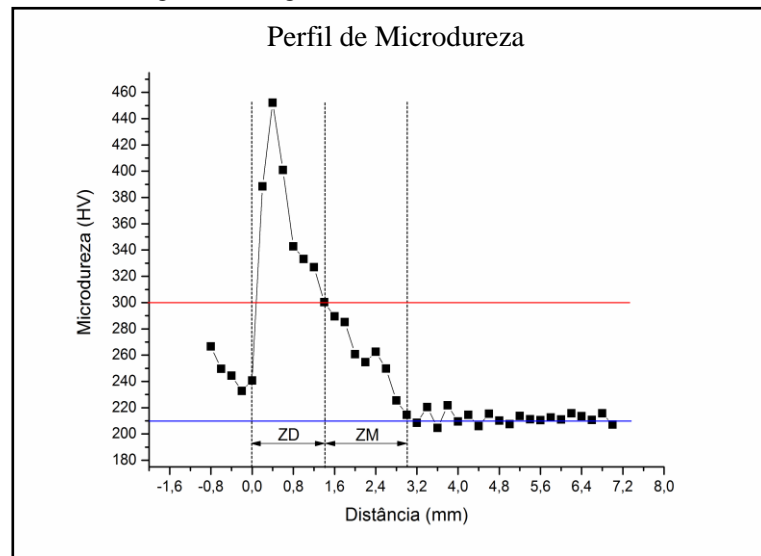
Considerando a natureza da mistura (inerte) era esperado que o resultado da utilização do gás Ar + 25%He para soldagem de aço carbono pudesse gerar defeitos em função da instabilidade do arco. Para esse metal de adição, considerando o mecanismo de emissão de elétrons (emissão por campo), a ausência de gás ativo dificulta a formação da camada de óxido e o arco pode “buscar” erráticamente se estabilizar, mas permanece instável pela falta da renovação da camada de óxido (SCOTTI *et al.*, 2008).

Na soldagem de aços, sabe-se que pequenos teores de gases ativos adicionados ao argônio (como CO<sub>2</sub> ou O<sub>2</sub>) possibilitam transferência goticular mais facilmente e estabilizam o arco. Além disso, a taxa de fusão do arame aumenta e há melhora na molhabilidade e no perfil do cordão de solda. A poça de fusão fica mais fluida, reduzindo defeitos (SCOTTI *et al.*, 2008). Devido à má qualidade dos cordões obtidos com Ar + 25%He, as amostras produzidas com este gás foram descartadas das etapas seguintes.

#### 4.3.2 Microdureza

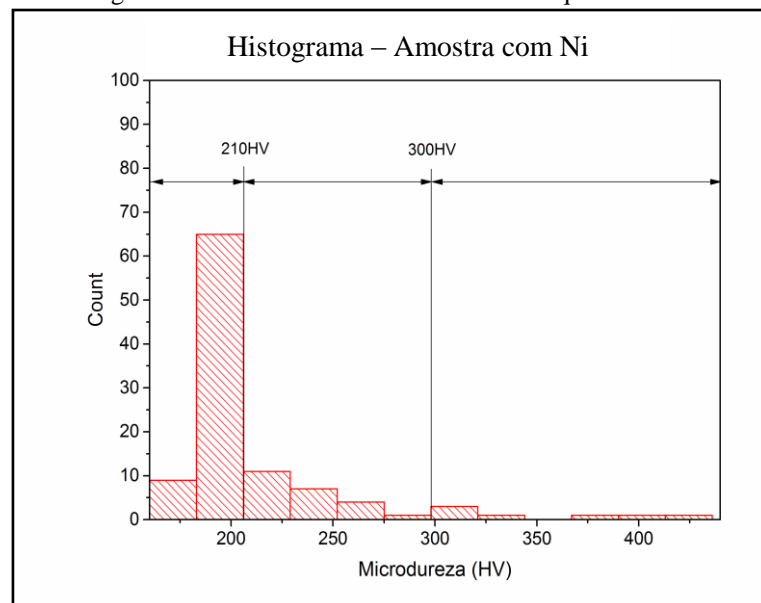
De forma representativa, a Figura 41 mostra um típico perfil de microdureza encontrado nas amostras soldadas para aplicação do critério de dureza e de microestrutura. A ZAC apresentou valores máximos de microdureza da ordem de 460 HV. Os valores de 300 HV (limite inferior da ZD e superior da ZM) e 210 HV (limite inferior da ZM) foram tomados com base em informações combinadas dos perfis de microdureza e, principalmente, dos histogramas construídos analisando os valores microdureza das três linhas medidas em todas as amostras, como mostrado na Figura 42.

Figura 41. Perfil de microdureza para o aço ASTM A387 Gr. 11 soldado com o eletrodo ERNiCrMo-3 com energia de soldagem de 0,8 kJ/mm e sem tecimento.



Fonte: Autoria própria.

Figura 42. Histograma evidenciando os valores de dureza que delimitam as zonas da ZAC.



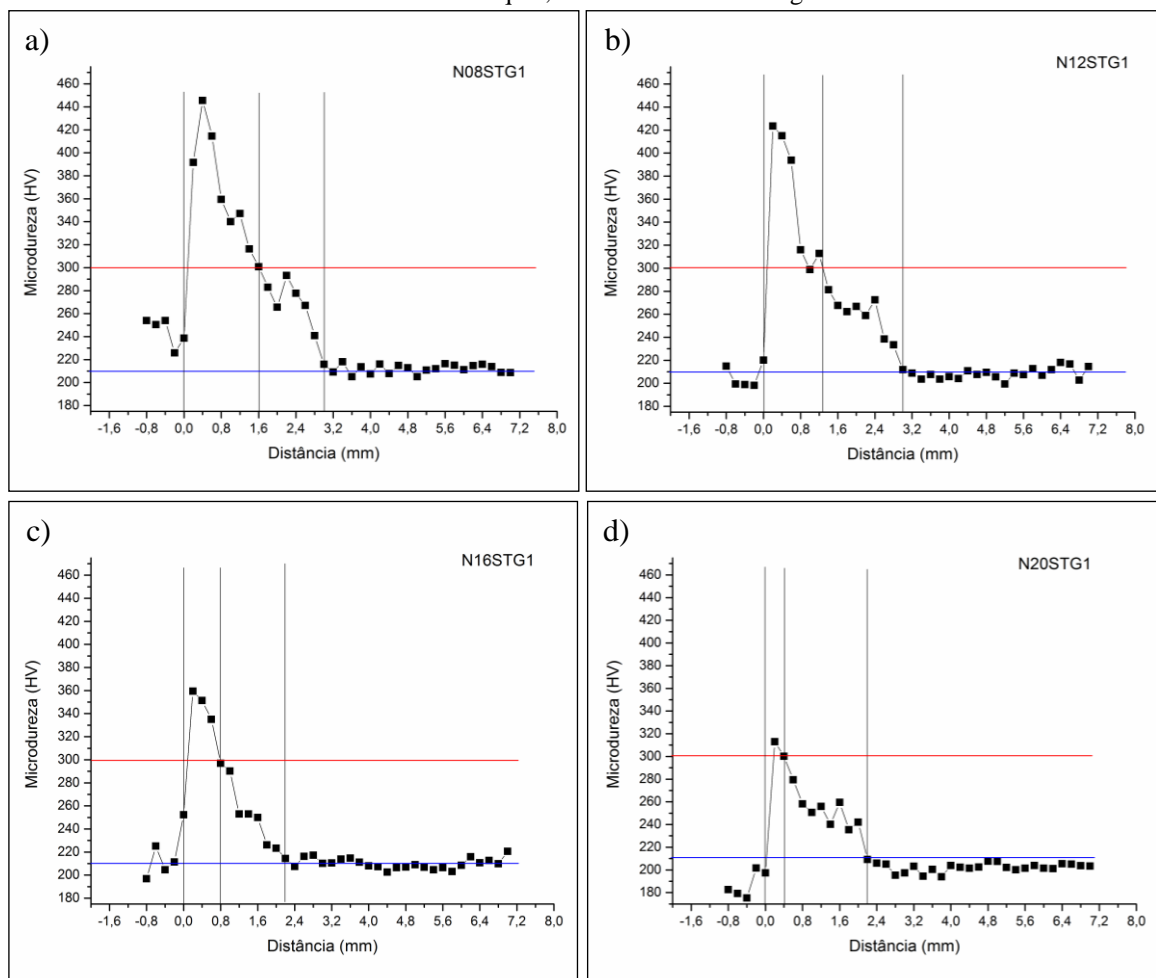
Fonte: Autoria própria.

O histograma, que consiste basicamente em uma distribuição de frequências, representa graficamente a frequência com que se repetiram os níveis de microdureza ao longo da varredura desde a zona fundida até o metal base nos três perfis traçados em cada amostra. A base de cada retângulo representa um nível de microdureza e a altura de cada retângulo representa a frequência com que o valor ocorreu no conjunto de três varreduras. É possível notar patamares onde a frequência foi maior (210HV) e onde a frequência volta a aumentar

depois de uma queda (300 HV). Dessa forma, definiu-se 300 HV como limite inferior da ZD e superior da ZM e 210 HV como limite inferior da ZM.

Como pode ser observado na Figura 43, o comportamento mostrado na Figura 41 é representativo do que ocorreu de modo geral. No entanto, é possível notar que quanto maior a energia de soldagem, menor a dureza máxima alcançada. Isso era esperado uma vez que quanto maior a energia de soldagem, menor a velocidade de resfriamento e, conseqüentemente, menor o valor de dureza máxima alcançada (OLIVEIRA, 2013).

Figura 43. Exemplos dos comportamentos apresentados pelos perfis de microdureza em geral. Amostras soldadas com eletrodo de níquel, sem tecimento e com gás Ar + 25%He.



Fonte: Autoria própria.

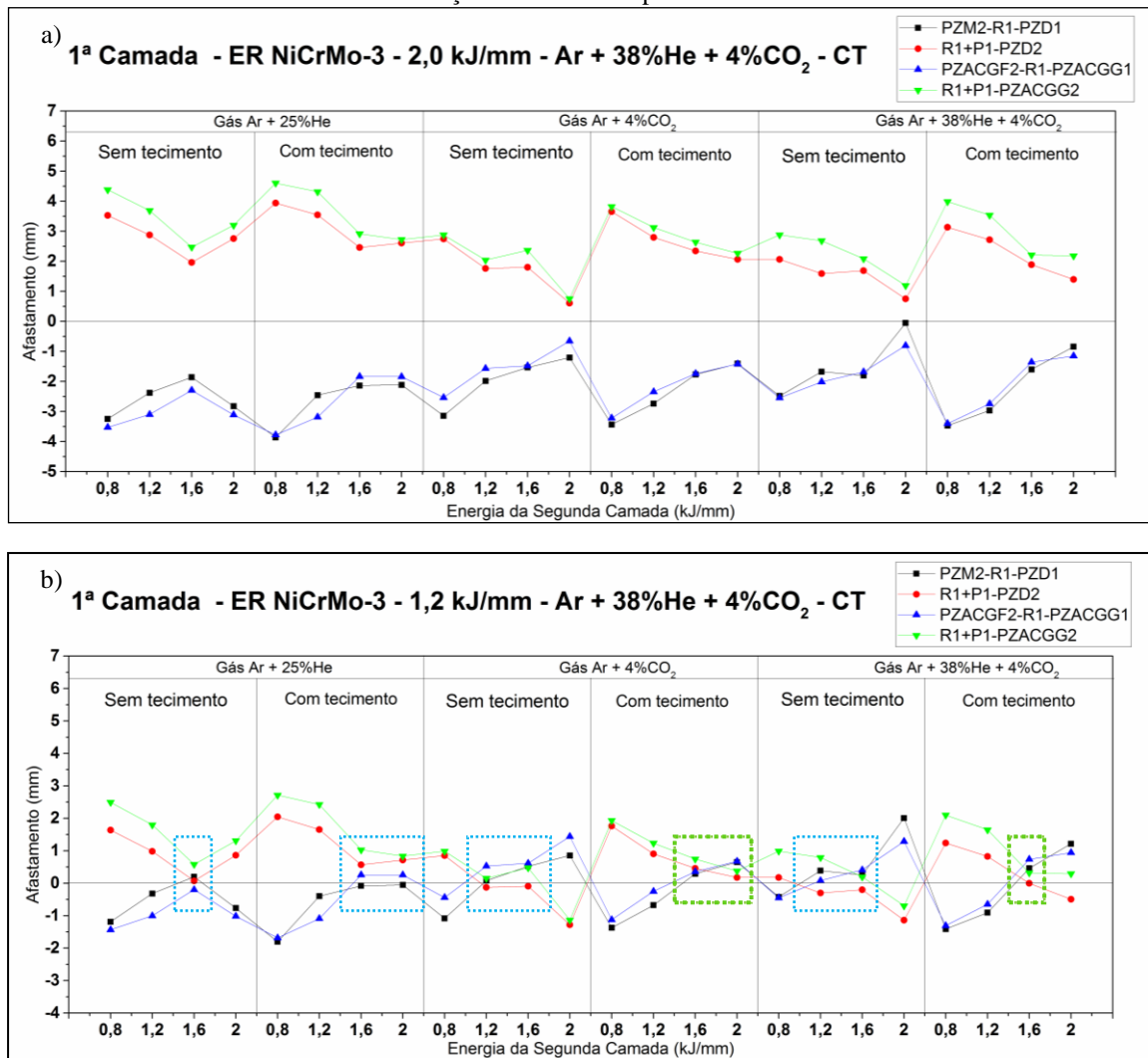
A tendência de obtenção de maiores níveis de microdureza em função de maiores taxas de resfriamento experimentadas por condições com menor aporte térmico, como dito anteriormente é esperada e foi também encontrada em outros trabalhos (OLIVEIRA, 2013 e AGUIAR, 2010).



### 4.3.3. Diagramas de Decisão

A Figura 44 mostra exemplos de diagramas de decisão. A Figura 44a apresenta um diagrama onde nenhuma relação de energia atende aos critérios de dureza e de microestrutura, isto é, todas as relações de energia estão reprovadas em ambos os critérios (afastamento negativo). A Figura 44b mostra um diagrama com três relações de energia aprovadas nos quatro quesitos (afastamento positivo), assinaladas em verde, e outras bem próximas de serem aprovadas (assinaladas em azul).

Figura 44. Exemplos de diagramas de decisão mostrando (a) todas as relações de energia reprovadas e (b) relações assinaladas aprovadas.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 44b apresenta um comportamento comum e que foi percebido na maioria dos diagramas de decisão deste trabalho. De maneira geral, observou-se que, para um

determinado nível de energia da primeira camada, o primeiro quesito do critério de dureza ( $PZM2-R1-PZD1>0$ ) não é satisfeito para condições nas quais a energia da segunda camada é inferior à utilizada na primeira camada. O que de fato ocorre é que as isotermas geradas pelos parâmetros de baixa energia na segunda camada e que são responsáveis por reaver a ZAC do primeiro passe não superam as zonas duras da primeira camada. OLIVEIRA (2013) e BRITO (2014) encontraram resultados semelhantes em seus trabalhos.

Segundo BRITO (2014), o afastamento negativo quando a energia da segunda camada é inferior à energia da primeira camada se justifica pela ação dos ciclos térmicos impostos pela segunda camada, que não conseguem reaver a zona dura da primeira camada, isto é, não são suficientes quando é utilizado um nível de energia inferior ao da primeira camada.

Quando a energia da segunda camada aumenta esse problema é reduzido e esse quesito começa a apresentar valores positivos de afastamento. No entanto, o segundo quesito do critério de dureza ( $R1+P1-PZD2>0$ ), apresenta tendência completamente oposta. Quando a energia da segunda camada em relação à energia da primeira camada é alta, os afastamentos tendem a diminuir em função dos baixos valores de reforço e penetração da primeira camada quando comparados as extensões de zona dura da segunda camada.

Analizando o exemplo da Figura 44b é possível notar que quando a energia da primeira camada (1,2 kJ/mm) é maior que a energia da segunda camada (0,8 kJ/mm), o primeiro quesito do critério de dureza ( $PZM2-R1-PZD1>0$ ) apresenta afastamentos negativos independente do gás de proteção e da técnica de oscilação. Nesse caso, as elevadas profundidades de zona dura da primeira camada não conseguem ser alcançadas pelas isotermas geradas por passes aplicados com energias inferiores na segunda camada. Nota-se uma melhora nesse quesito à medida que a energia da segunda camada aumenta.

Para o segundo quesito do critério de dureza ( $R1+P1-PZD2>0$ ), os afastamentos diminuem à medida que aumenta a energia da segunda camada, isso ocorre devido ao aumento da profundidade das zonas duras da segunda camada proporcionado pelo aumento da energia. Quanto ao critério de microestrutura, ambos os quesitos apresentam as mesmas tendências apresentadas pelos quesitos do critério de dureza.

#### 4.3.3.1 Diagramas de Decisão Ajustados

Como dito anteriormente, deve ser observado que o critério de dureza e o critério de microestrutura não levam em consideração o que de fato ocorre na soldagem com deposição em camadas, o aumento no reforço da primeira camada devido à sobreposição de passes e a mudança de um substrato de aço (soldagem da primeira camada) para um de níquel (no caso da deposição da segunda camada dos revestimentos dissimilares), fatos que justificaram a necessidade de ajustes dos diagramas de decisão. As modificações em termos de medidas de geometria de reforço e penetração que ocorreram nas condições selecionadas para soldagem dos revestimentos são apresentadas na Tabela 17.

É possível notar através da Tabela 17, que compara as medidas de reforço e penetração dos cordões na dupla camada com as medidas dos cordões em simples deposição, que o reforço tendeu a aumentar e a penetração (mesmo com pouca diferença) tendeu a diminuir. As medidas feitas após esse ajuste foram utilizadas para construção dos diagramas de decisão definitivos, que estão apresentados separadamente (Figura 45 a Figura 49) de acordo com o eletrodo (AWS ERNiCrMo-3 ou AWS ER80S-B2). As condições selecionadas para soldagem dos revestimentos estão destacadas em cada diagrama.

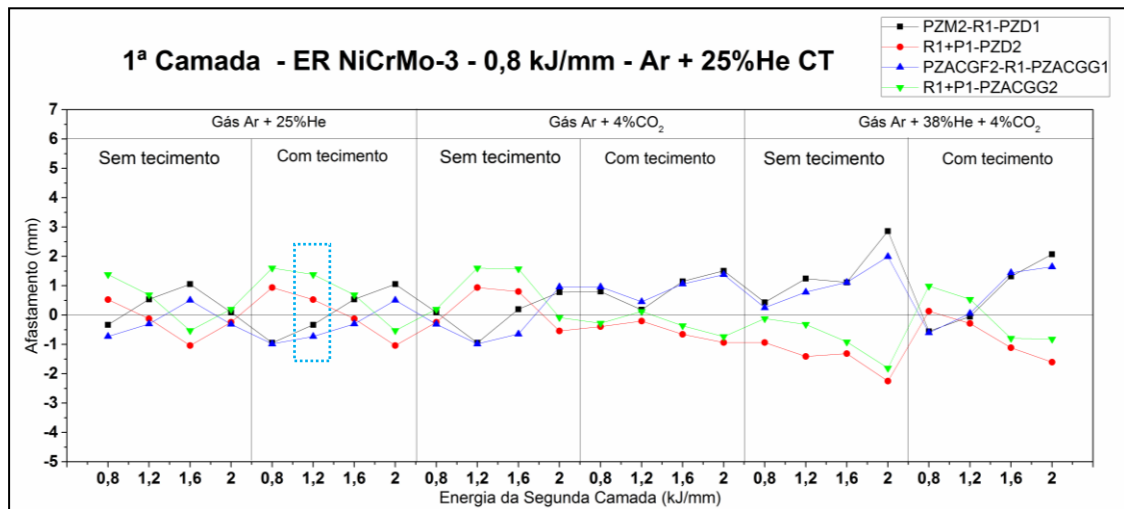
Tabela 17. Medidas de reforço e penetração de cordões isolados comparadas às medidas de cordões soldados com a técnica da dupla camada.

Condição	Reforço cordão (mm)	Reforço camada (mm)		Penetração cordão (mm)	Penetração camada (mm)	
N1	1,9	1 <sup>a</sup>	2,4	0,6	1 <sup>a</sup>	0,5
	2,2	2 <sup>a</sup>	2,6	0,8	2 <sup>a</sup>	0,7
N2	2,2	1 <sup>a</sup>	2,6	1,1	1 <sup>a</sup>	1,0
	2,1	2 <sup>a</sup>	2,4	2,9	2 <sup>a</sup>	2,7
N3	2,1	1 <sup>a</sup>	2,6	1,5	1 <sup>a</sup>	1,4
	2,1	2 <sup>a</sup>	2,1	2,8	2 <sup>a</sup>	2,7
C1	2,0	1 <sup>a</sup>	2,4	1,5	1 <sup>a</sup>	1,3
	2,3	2 <sup>a</sup>	2,4	1,8	2 <sup>a</sup>	1,7
C2	2,0	1 <sup>a</sup>	2,6	2,1	1 <sup>a</sup>	1,9
	2,2	2 <sup>a</sup>	2,7	3,2	2 <sup>a</sup>	3,0

Fonte: Autoria própria.

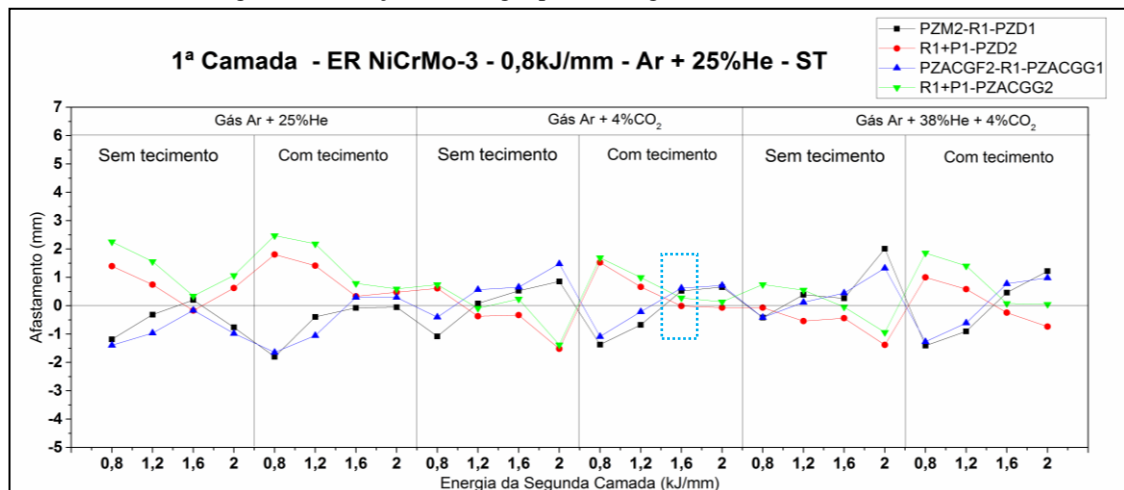


Figura 45. Relação de energia para soldagem do revestimento N1.



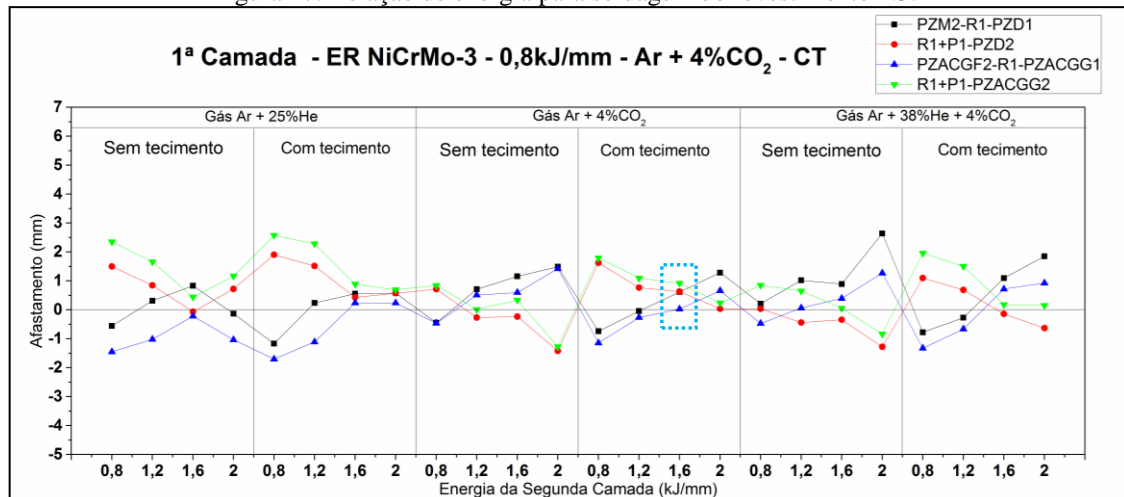
Fonte: Autoria própria.

Figura 46. Relação de energia para soldagem do revestimento N2.



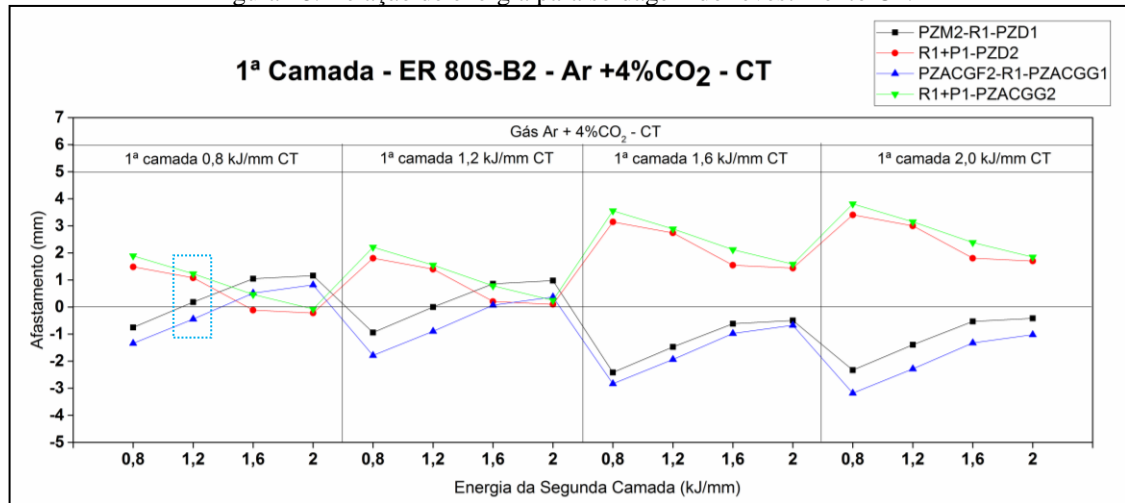
Fonte: Autoria própria.

Figura 47. Relação de energia para soldagem do revestimento N3.



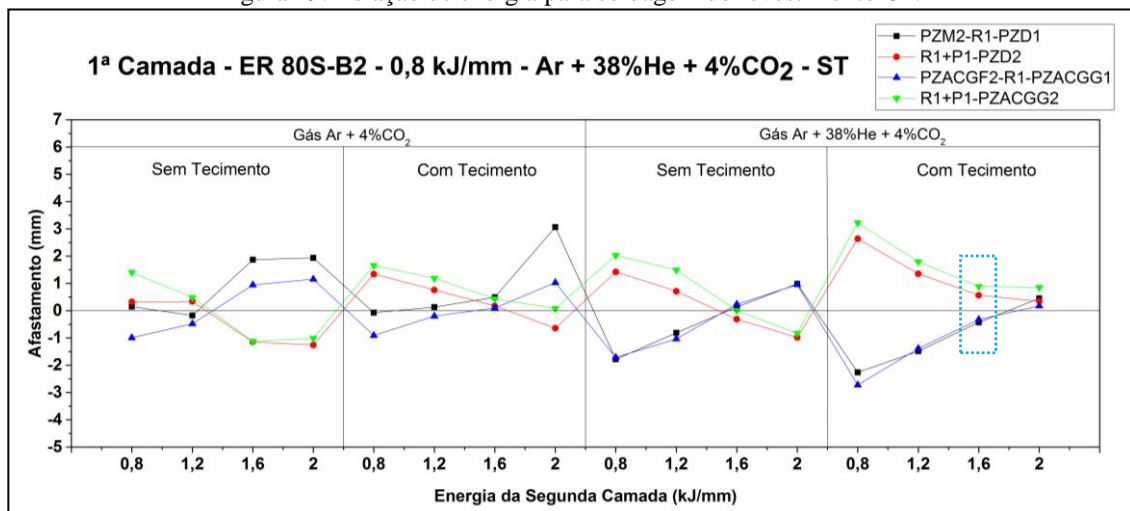
Fonte: Autoria própria.

Figura 48. Relação de energia para soldagem do revestimento C1.



Fonte: Autoria própria.

Figura 49. Relação de energia para soldagem do revestimento C2.



Fonte: Autoria própria.

Após a análise dos diagramas de decisão, 5 relações de energia foram selecionadas para a soldagem dos revestimentos. É importante destacar que, para a escolha de cada relação de energia, por uma questão de praticidade operacional procurou-se manter o mesmo gás de proteção na primeira e na segunda camada (exceto para o revestimento N2, no qual houve mudança entre os gases de primeira e de segunda camada propositalmente para avaliar se essa mudança acarretaria em alguma alteração relevante em termos de geometria dos cordões, fato que não ocorreu). Avaliando o critério de dureza, o quesito apresentado nos diagramas acima na cor vermelho (segundo quesito) foi considerado como quesito prioritário, uma vez que seu atendimento garante a ZD da segunda camada não recaia sobre a ZD da primeira camada. Caso isso ocorresse, seriam obtidas regiões com fragilidade e com medidas

de dureza extremamente elevadas. Assim, quanto maior seu afastamento, melhor. Quanto ao quesito apresentado em preto (o segundo em termos de prioridade), ainda que seu afastamento seja levemente negativo (o que significa que a ZM da segunda camada não “alcançou” totalmente a ZD da primeira camada, como ocorreu no diagrama do revestimento C2), há a ação das isoterma geradas pelos passes de segunda camada, que podem revenir e reduzir a dureza da porção da ZD da primeira camada que não foi totalmente alcançada pela ZM da segunda camada. O mesmo raciocínio foi aplicado para o critério de microestrutura.

A Tabela 18 mostra as relações de energia escolhidas e o valor do afastamento para cada quesito. Como pode ser observado na tabela, uma nomenclatura foi adotada para identificar cada condição de revestimento. Segundo essa nomenclatura, N ou C representam o eletrodo utilizado (AWS ERNiCrMo-3 ou ER80S-B2, respectivamente). O primeiro dígito após a letra apenas indica a ordem em que foram soldados os revestimentos. Os demais números representam as energias utilizadas na primeira e na segunda camada (0,8; 1,2; 1,6; 2,0 kJ/mm).

Tabela 18. Condições selecionadas segundo o diagrama de decisão para soldagem dos revestimentos.

Condições Selecionadas			Critério de Dureza		Critério de Microestrutura	
Revestimento	1ª Camada	2ª Camada	$PZM2-R1-PZD1 > 0$	$R1+P1-PZD2 > 0$	$PZACGF2-R1-PZACGG1 > 0$	$R1+P1-PZACGG2 > 0$
N1 - 0812	N08CTG1	N12CTG1	0,83	0,16	0,00	0,93
N2 - 0816	N08STG1	N16CTG2	0,82	-0,31	0,92	-0,02
N3 - 0816	N08CTG2	N16CTG2	1,09	0,14	0,50	0,43
C1 - 0812*	C08CTG2	C12CTG2	0,93	0,33	0,30	0,47
C2 - 0816	C08STG3	C16CTG3	0,02	0,11	0,12	0,43

\*Único revestimento soldado com temperatura de pré-aquecimento e interpasse de 280°C, para os demais foi adotada a temperatura de 175°C.

Fonte: Autoria própria.

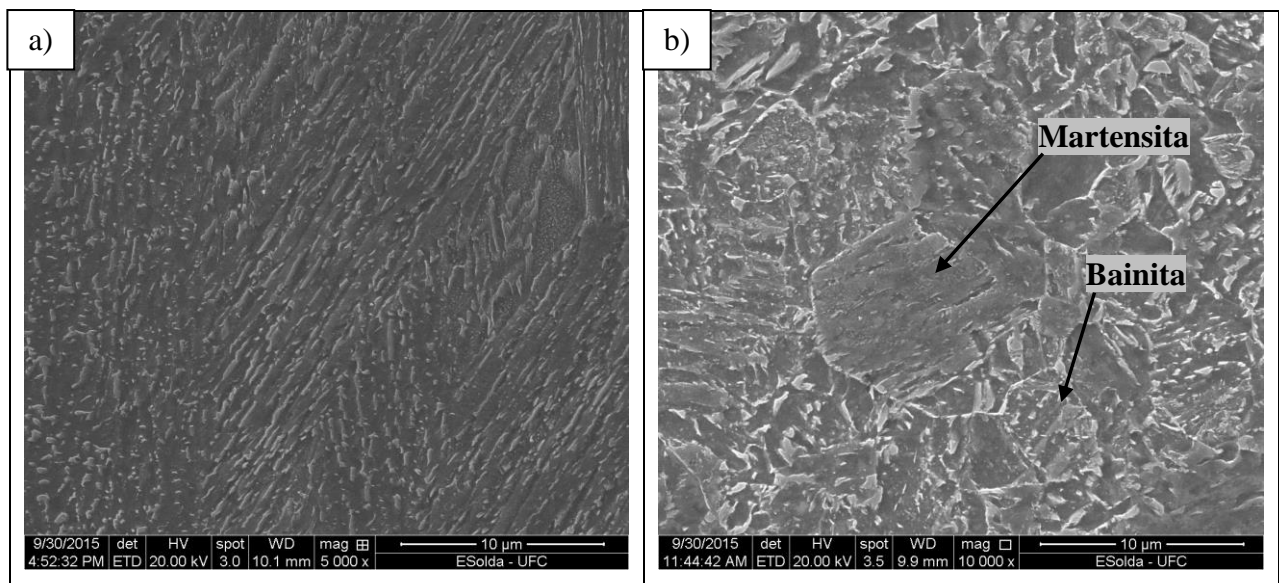
Como pode ser notado, a escolha da relação de energia para soldagem dos revestimentos sempre tem como base a aprovação simultânea dos critérios e, quando não há a possibilidade de afastamento positivo nos quatro quesitos (afastamento negativo, porém próximo de zero), busca-se a relação onde os quesitos aprovados tem o maior afastamento possível. Nos tópicos seguintes os revestimentos soldados serão caracterizados em termos de microestrutura e propriedades.

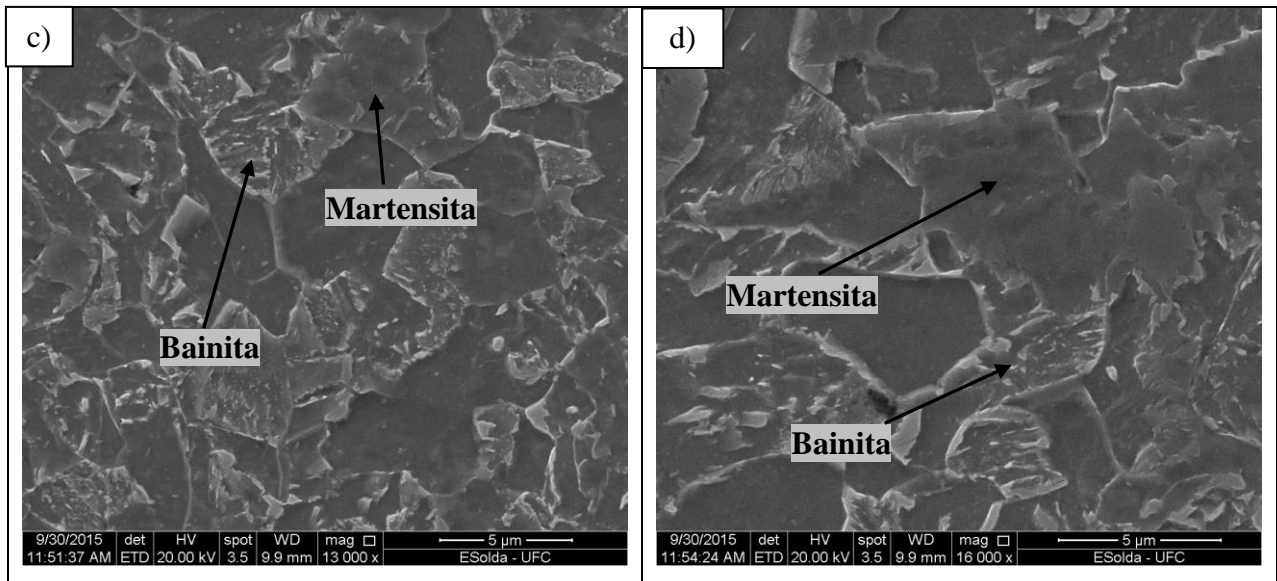
#### 4.4 Caracterização Microestrutural dos Revestimentos e Comprovação da Eficácia da Técnica da Dupla Camada

- **Zona Afetada pelo Calor (ZAC)**

A microestrutura encontrada na ZAC foi composta basicamente por bainita e martensita revenida. Segundo a literatura (OLIVEIRA, 2013; GUIMARÃES, 2011, VISWANATHAN, 1989), a microestrutura bainítica é comumente encontrada na soldagem de aços Cr-Mo e suas propriedades e características variam com a temperatura de transformação e velocidade de resfriamento. A presença da microestrutura martensítica também era esperada, uma vez que as condições de aquecimento e resfriamento fora de equilíbrio proporcionadas pela soldagem bem como a presença de carbono na composição química desse aço criam condições para que esta fase se forme. Exemplos da microestrutura da ZAC encontrada de modo geral nos revestimentos são apresentados na Figura 50.

Figura 50. Microestrutura da ZAC da amostra N1-0812 mostrando bainita e martensita.

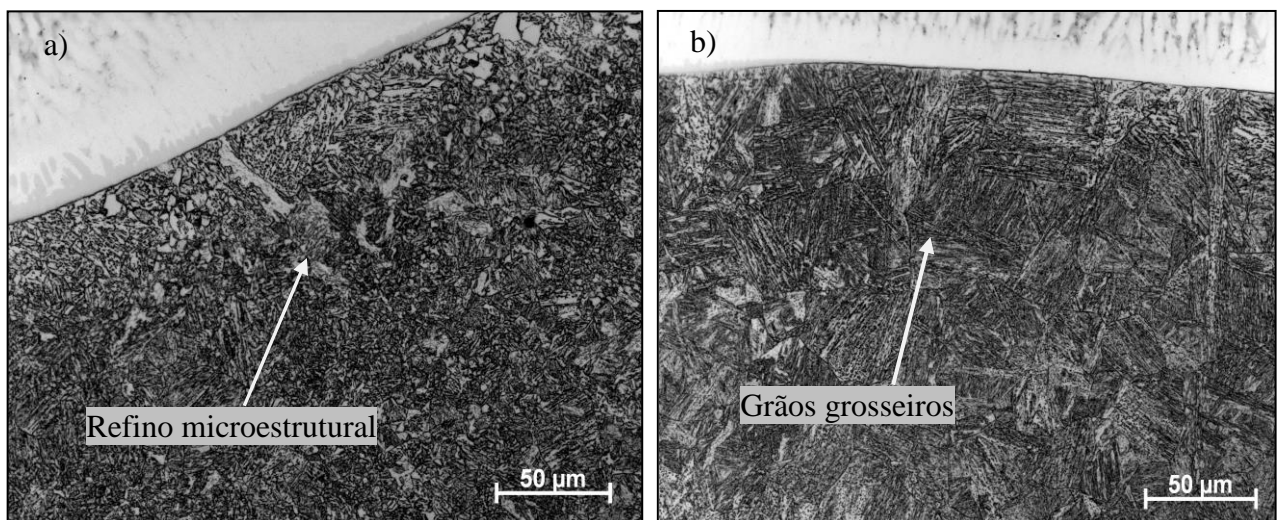




Fonte: Autoria própria.

A Figura 51 mostra a região interfacial do revestimento N1- 0812, soldado com o eletrodo AWS ERNiCrMo-3, com e sem o efeito da técnica da dupla camada, DC, (Figura 51a e b, respectivamente). Na Figura 52 o eletrodo utilizado foi o AWS ER80S-B2. Ressalta-se que as análises comparativas para comprovação da eficácia da técnica da dupla camada serão feitas, a partir deste tópico, entre regiões onde há de fato efeito da técnica, isto é, na região central dos revestimentos e nas extremidades dos revestimentos, onde não há efeito da técnica.

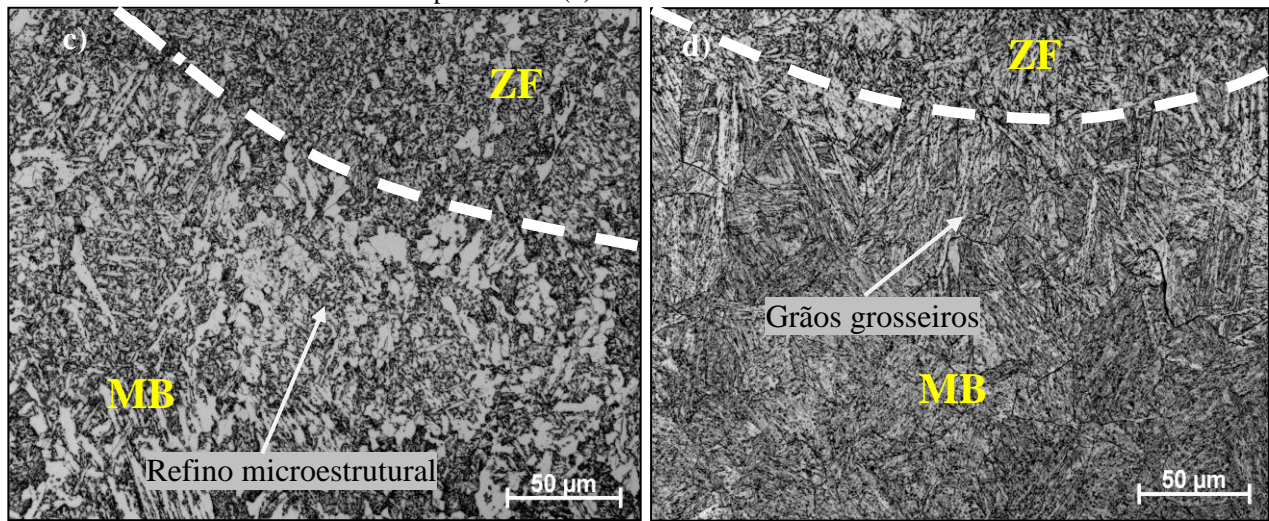
Figura 51. Microestrutura da região da ZAC próxima a interface com efeito da dupla camada (a) e sem efeito da técnica da dupla camada (b). Eletrodo AWS ERNiCrMo-3.



Fonte: Autoria própria.



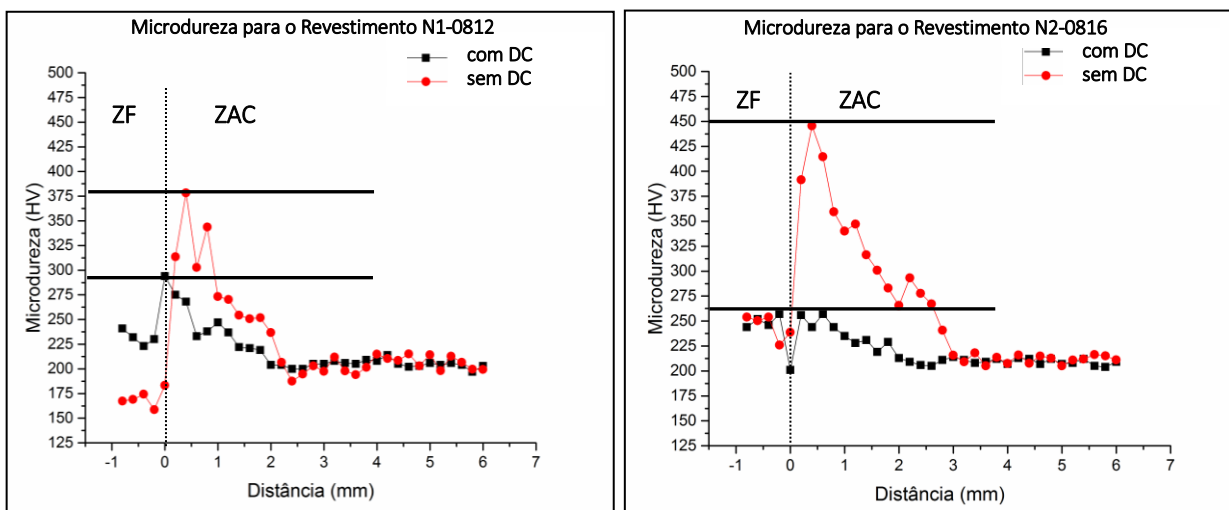
Figura 52. Microestrutura da região da ZAC próxima a interface com aplicação da dupla camada (a) e sem a dupla camada (b). Eletrodo AWS ER80S-B2.

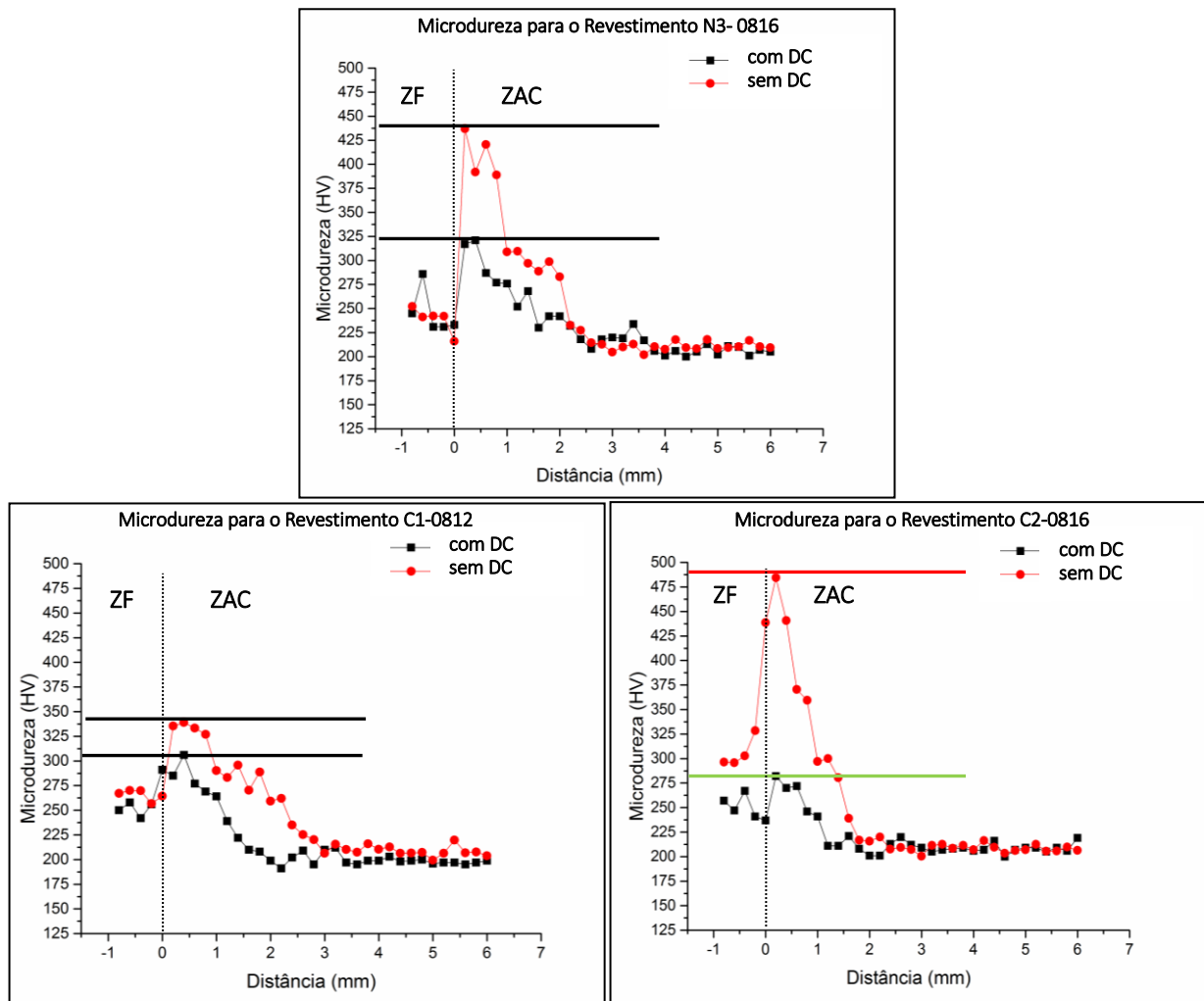


Fonte: Autoria própria.

Como dito anteriormente, a microestrutura encontrada na ZAC foi composta basicamente por bainita e martensita revenida. Observa-se que, para ambos os eletrodos, nas interfaces com efeito da dupla camada, mesmo nas regiões mais próximas a linha de fusão, há um alto grau de refinamento em relação à região interfacial sem efeito da dupla camada (extremidades dos revestimentos). Associados à microestrutura, perfis de microdureza das regiões interfaciais com efeito da dupla camada foram comparados com perfis de microdureza das regiões interfaciais sem efeito da dupla camada nas cinco condições selecionadas a partir do critério de dureza e do critério de microestrutura. A Figura 53 mostra os perfis obtidos.

Figura 53. Perfis de microdureza com e sem aplicação da dupla camada, DC.



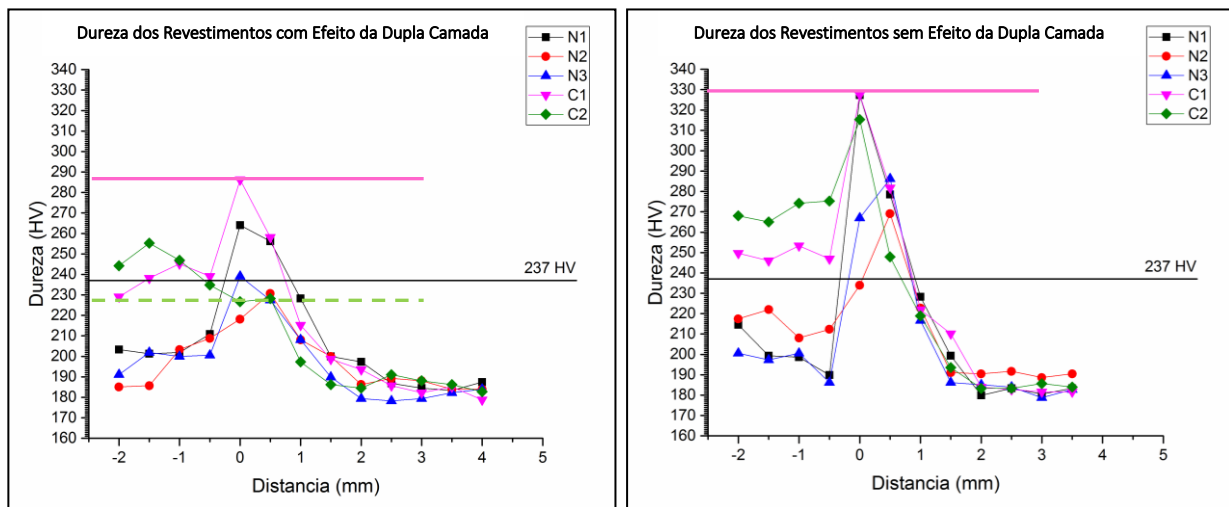


Fonte: Autoria própria.

Os resultados mostrados na Figura 53 comprovam a eficácia da técnica da dupla camada. Como pode ser observado, o pico de microdureza na região interfacial com efeito da técnica da dupla camada é inferior ao pico obtido nas extremidades do revestimento qualquer que seja a condição analisada. Comparando as energias de segunda camada, foi possível observar que, tanto para as condições soldadas com o eletrodo AWS ERNiCrMo-3 quanto para as condições soldadas com o eletrodo AWS ER80S-B2, a diferença entre os picos de microdureza com e sem efeito da dupla camada foram mais relevantes quando a energia da segunda camada foi maior (1,6 kJ/mm). No revestimento C2-0816, por exemplo, os valores máximos de microdureza obtidos na região de interface sem efeito da técnica da dupla camada são da ordem de 480 HV à 0,25 mm da interface (reta em vermelho). Já na região com efeito da dupla camada, os valores máximos obtidos são da ordem de 275 HV (indicado pela reta verde).

Na Figura 54 são apresentados os valores de dureza para todas as condições soldadas e esses valores são comparados aos valores de dureza obtidos para as mesmas condições sem efeito da dupla camada. No que diz respeito à dureza, o valor máximo encontrado sem a dupla camada foi da ordem de 330 HV para o revestimento C1-0812 (reta em rosa). Na região de interface com aplicação da dupla camada, o valor máximo foi da ordem de 290 HV. As diferenças nos valores também evidenciam a eficácia da técnica.

Figura 54. Perfis de dureza encontrados no centro e na extremidade dos revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

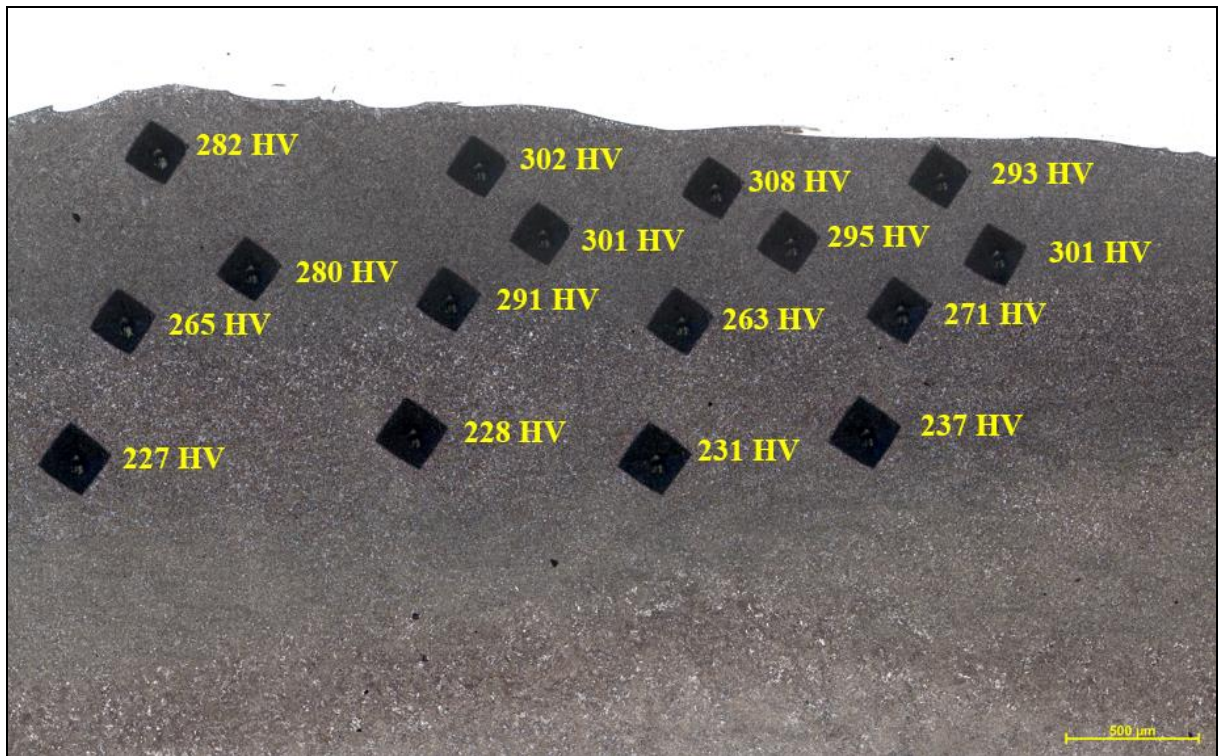
Ainda analisando a dureza, destaca-se o resultado obtido no revestimento C2-0816 (identificado em verde), para o qual o valor máximo sem efeito da dupla camada foi da ordem de 320 HV próximo a interface. Observando o resultado da dureza para esse revestimento com a dupla camada, esse valor foi reduzido para valores da ordem de 230 HV (reta tracejada).

Vale ressaltar que essa condição, juntamente com as condições N3-0816 e N2-0816, obtiveram valores de dureza inferiores a 237 HV à 0,5 mm da interface, valor exigido, por exemplo, para atendimento das normas I-ET-5000.00-0000-500-PPC-001 (*Additional Requirements for CrMo and CrMoV Low Alloy Steels*), N-133 (Norma de Soldagem da Petrobras) e API 934-C (*Materials and Fabrication of 1 1/4Cr-1/2Mo Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-pressure Hydrogen Service Operating at or below 825°F*). Também é importante salientar que, para as demais condições (N1-0812 e C1-0812), embora estas tenham obtido resultados superiores à 237 HV à 0,5 mm da interface, houve redução nos níveis de dureza.



Adicionalmente, uma varredura de dureza em 4 linhas, exemplificada pela Figura 55, com o objetivo de mensurar o limite de amaciamento proporcionado pela técnica da dupla camada apresentou os resultados mostrados na Tabela 19.

Figura 55. Varredura de durezas ao longo da linha de fusão até 1,0 mm de distância. Condição N1-0812.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 19. Medidas de dureza obtidas em varreduras ao longo na linha de fusão para distâncias de até 1,0 mm da interface.

Condição: N1-0812					
Distância da Interface (mm)	Dureza (HV)	Dureza (HV)	Dureza (HV)	Dureza (HV)	Média (HV)
0,0	282,8	302,6	308,8	293,1	296,8
0,2	280,7	301,4	295,4	301,4	294,7
0,5	265,0	291,9	263,0	271,1	272,8
1,0	227,4	228,2	231,4	237,3	231,1
Condição: N2-0816					
0,0	277,4	235,6	259,0	260,0	258,0
0,2	277,4	301,4	263,0	233,1	268,7
0,5	230,6	253,3	245,1	224,3	238,3
1,0	192,3	193,5	219,6	215,2	205,2

Condição: N3-0816					
0,0	301,4	301,4	306,3	262,0	292,8
0,2	306,3	305,1	261,0	261,0	283,4
0,5	239,0	223,5	215,2	218,1	224,0
1,0	221,2	222,7	213,7	199,3	214,2
Condição: C1-0812					
0,0	242,5	241,6	244,2	239,0	241,8
0,2	233,1	226,6	220,4	232,3	228,1
0,5	253,1	247,4	224,3	228,2	238,2
1,0	215,9	212,3	203,9	207,3	209,9
Condição: C2-0816					
0,0	248,7	234,7	240,7	214,4	234,6
0,2	241,6	215,2	221,2	217,4	223,9
0,5	231,4	204,6	222,7	185,0	210,9
1,0	213,0	191,0	185,6	184,4	193,5

Fonte: Autoria própria.

Conforme pode ser observado na Tabela 19, a dureza média tende a cair à medida que a distância da linha de fusão aumenta, fato que é condizente com o crescente refino microestrutural. O amaciamento causado pelo ciclo térmico da segunda camada já reduz significativamente os valores de dureza a partir da distância de 0,5 mm da linha de fusão, conforme a exigência das normas anteriormente citadas. Destaca-se, assim, a importância do efeito das isoterma geradas pelos ciclos térmicos dos passes da segunda camada. À medida que aumenta a distância da fonte de calor (nesse caso o arco voltaico), o gradiente térmico diminui e, dessa forma, a velocidade de resfriamento também diminui, o que proporciona microestruturas mais refinadas e de melhores propriedades em relação à dureza e microdureza.

Como pôde ser observado, os níveis de revenimento e de refinamento encontrados nas ZAC das amostras soldadas com efeito da técnica da dupla camada foram bastante relevantes. Fica evidente a eficácia da técnica da dupla camada na obtenção de microestruturas mais refinadas e com menores valores de dureza e microdureza.

#### 4.4.1 Caracterização microestrutural da zona fundida dos revestimentos

De modo a caracterizar microestruturalmente os revestimentos, foi feita uma avaliação das características da zona fundida (especialmente para a liga de níquel). Destaca-se que a análise da microestrutura encontrada na zona fundida desses revestimentos foi

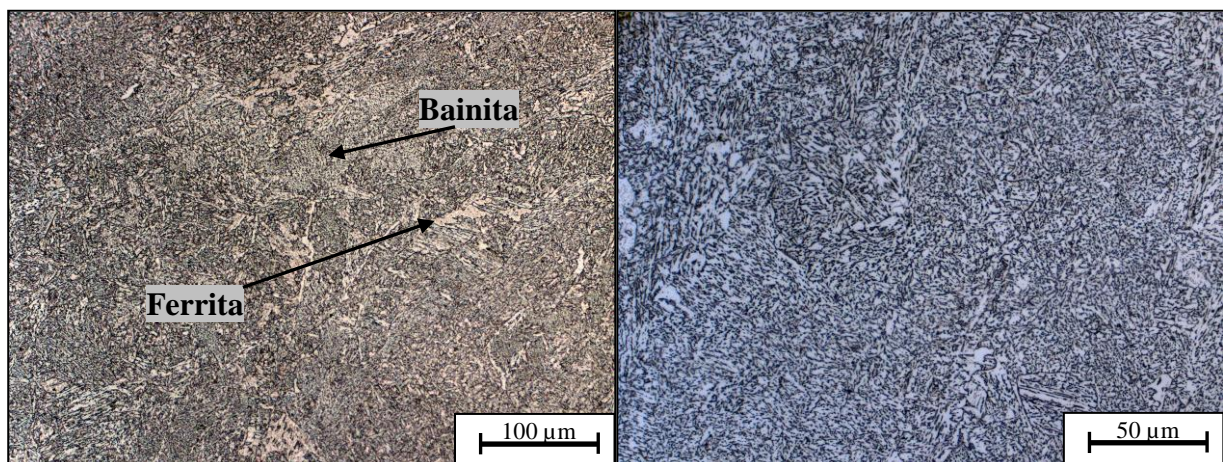
direcionada para os aspectos mais relevantes dentro do contexto deste trabalho. Maiores detalhes poderão ser encontrados na extensa gama de trabalhos que têm sido publicada na literatura (AGUIAR, 2010; SILVA, 2010; OLIVEIRA, 2013, PESSOA, 2014; DUPONT, 1996).

- **Liga ER80S-B2**

A microestrutura encontrada na zona fundida dos revestimentos soldados com o eletrodo AWS ER80S-B2 (similar ao aço ASTM A387 Gr. 11) foi constituída, predominantemente, por bainita (Figura 56). No entanto, ferrita (fase clara) foi também observada. Diferente do que ocorreu na ZAC do revestimento, a estrutura martensítica não foi identificada.

Considerando que a liga AWS ER80S-B2 tem menor teor de carbono (0,08%) que o metal base (0,17%) e que normalmente esses ajustes na composição química do metal de adição são feitos para evitar a formação de zonas duras, era esperado que a microestrutura martensítica não estivesse presente na zona fundida. Nessa região foram encontrados valores de dureza da ordem de 200 a 240 HV, tomando como base o diagrama de resfriamento contínuo para o aço ASTM A387 Gr. 11 (Figura 57) e comparando o nível de dureza obtido com as durezas apresentadas na base do diagrama, constata-se que a microestrutura observada é condizente com o que se esperava encontrar.

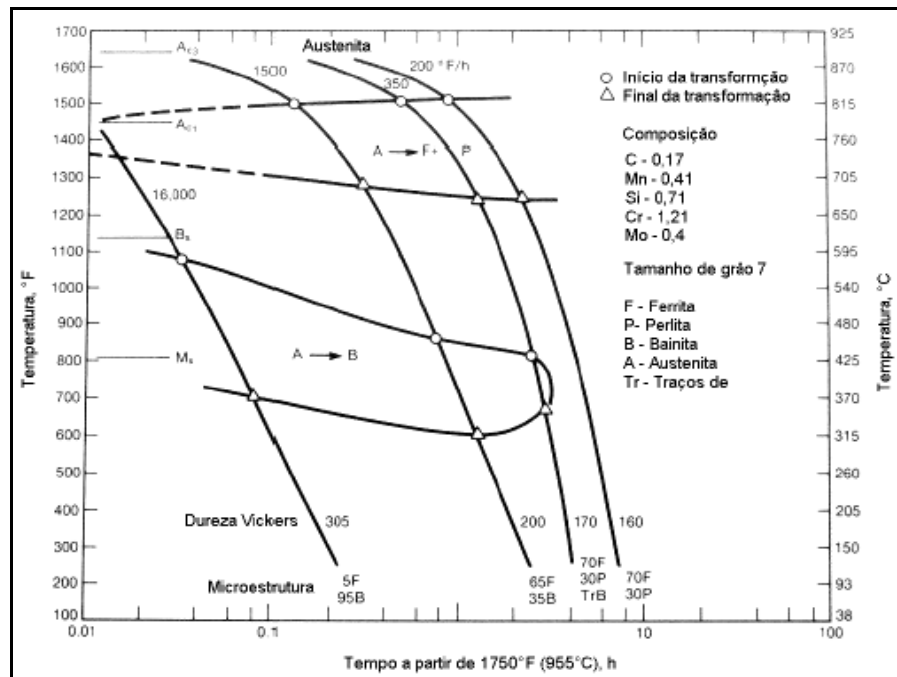
Figura 56. Microestrutura predominantemente bainítica encontrada na ZF dos revestimentos similares. Aumento de 200 e 500x.



Fonte: Autoria própria.



Figura 57. Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço ASTM A387 Gr. 11.

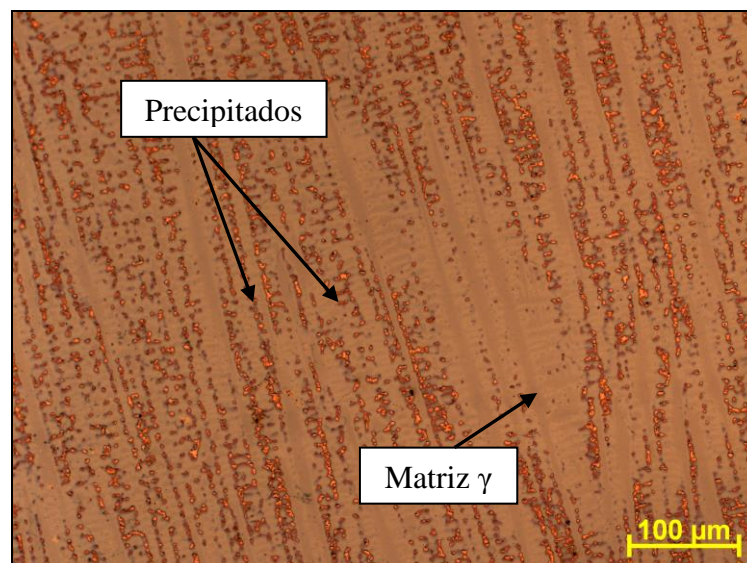


Fonte: (VISWANATHAN, 1989).

- **Liga AWS ERNiCrMo-3**

Quanto à análise da zona fundida dos revestimentos soldados com a liga de níquel, as microestruturas encontradas foram bastante semelhantes. As durezas obtidas foram da ordem de 200 HV. De forma geral, verificou-se uma matriz  $\gamma$  com fases secundárias precipitadas nas regiões interdendríticas (Figura 58).

Figura 58. Microestrutura da ZF dos revestimentos soldados com a liga de níquel.



Fonte: Autoria própria.

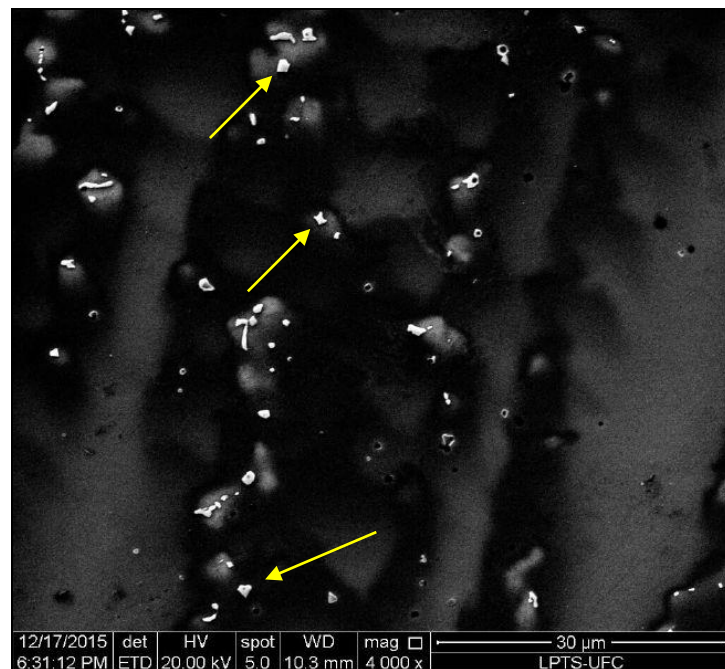
Segundo a literatura, a formação das fases secundárias durante a soldagem está associada à ocorrência de microsegregação de elementos químicos para o líquido remanescente (CIESLAK, 1991; OGBORN *et al.*, 1995; DUPONT, 1996; BANOVIC *et al.*, 2002).

Com o processo de solidificação fora do equilíbrio, a segregação de certos elementos para o líquido pode ocasionar uma supersaturação do líquido no final da solidificação. Quando o limite de solubilidade de determinado elemento na fase líquida é excedido, há precipitação de outras fases. Foram amplamente encontrados nos revestimentos três tipos de precipitados diferindo em morfologia. Esses precipitados são similares aos obtidos por AGUIAR (2010) e SILVA (2010) e serão descritos a seguir.

- **Precipitados Cúbicos**

De forma bastante frequente foram encontrados pequenos precipitados com aspecto cúbico (indicados pelas setas), especialmente na região interdendrítica (Figura 59).

Figura 59. Precipitados cúbicos encontrados no revestimento N3-0816.



Fonte: Autoria própria.

SILVA (2010), que realizou soldagens de revestimentos com a liga Inconel 625 e também verificou a presença desse tipo de precipitado, investigou sua composição química e

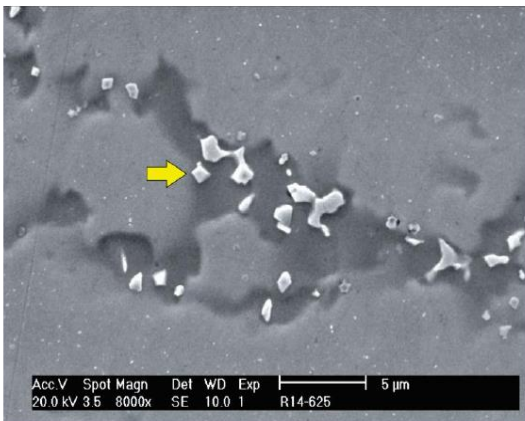
concluiu que eles são ricos em Mo e, principalmente, em Nb. Segundo o autor, os carbonetos mais frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os carbonetos MC,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ , onde M é um ou mais elementos metálicos formadores de carbonetos. Mesmo em pequenas quantidades, o carbono presente nas ligas de níquel, se combinará durante a solidificação com determinados elementos como Titânio, Tântalo e Nióbio, formando carbonetos do tipo MC. Este carboneto, de estrutura cristalina cúbica (CFC), possui morfologia que pode variar entre globular, cúbica e placas irregulares, geralmente isoladas (AGUIAR *et al.*, 2007).

A análise de composição química dos precipitados cúbicos encontrados no presente trabalho, realizada através de EDS, apontou teores semelhantes aos encontrados por AGUIAR (2010), que utilizou EDX para averiguar a composição química dos precipitados cúbicos encontrados em seu trabalho. Isso está mostrado na Tabela 20.

Tabela 20. Composição química dos precipitados cúbicos encontrados (à esquerda) em comparação aos encontrados por AGUIAR (2010) (à direita).

Elemento	% em peso
Nb	24,4
Mo	12,8
Ti	1,7
Cr	13,8
Fe	4,6
Ni	42,7

Composição química da fase em bloco	
Elemento	% em peso
Nb	21,62
Mo	11,85
Ti	2,37
Cr	16,66
Fe	3,90
Ni	43,59
Total	100,00

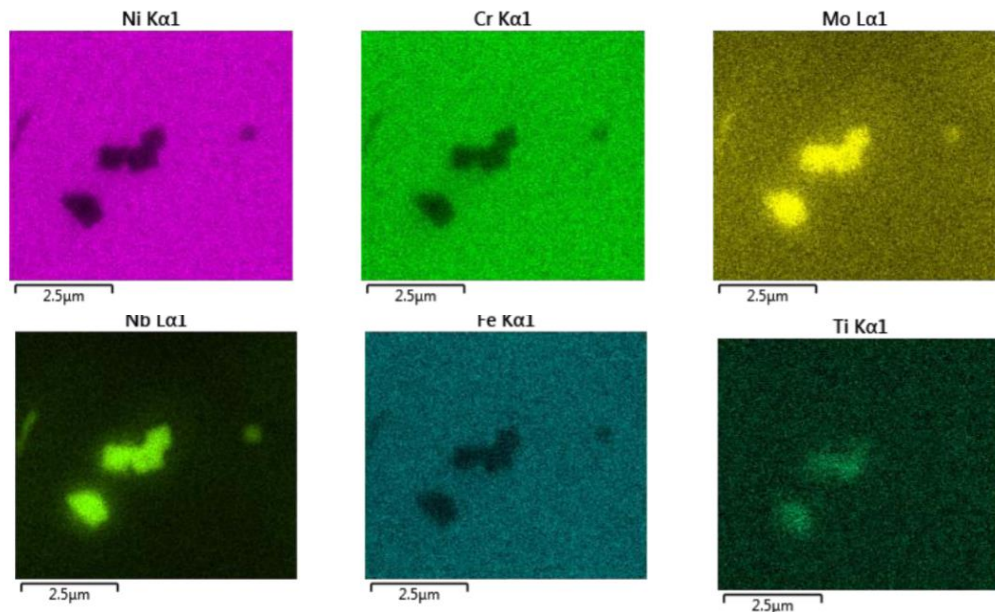


Fonte: Autoria própria.

AGUIAR (2010) verificou elevados teores de Ti e Nb. O teor de nióbio normalmente encontrado na liga Inconel 625 é de aproximadamente 4% e o de titânio, inferior a 1%. Este último é formador de carbonetos e nitretos. Assim, esses precipitados foram por ele classificados como carbonetos de Nb ou Ti.

Foi também realizada uma avaliação qualitativa, através de mapeamento químico dos precipitados cúbicos encontrados no presente trabalho, os resultados mostraram um enriquecimento em Nb, Mo e Ti, como mostrado na Figura 60.

Figura 60. Mapeamento químico dos precipitados cúbicos na ZF do revestimento N1.



Fonte: Autoria própria.

Dada a semelhança morfológica e de composição química desses precipitados em relação aos precipitados reportados pelos autores mencionados, estes foram classificados como carbonetos de Ti, Mo e/ou Nb.

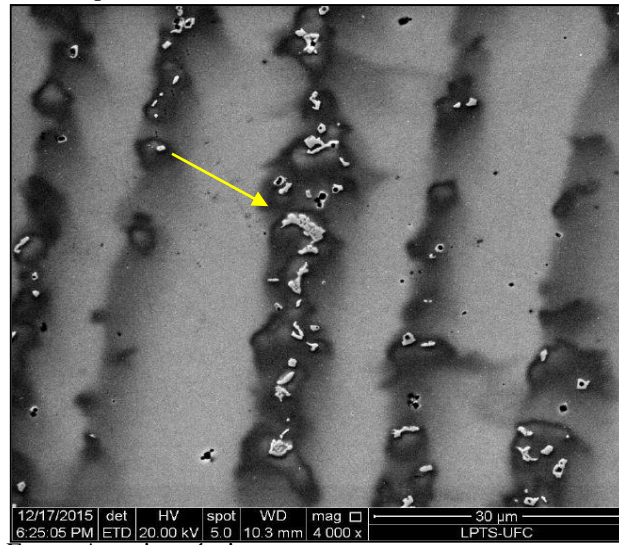
Registros da presença de carbonetos do tipo MC são frequentemente reportados na literatura que trata da soldagem da liga Inconel 625 (DUPONT *et al.*, 2003; CIESLAK *et al.*, 1988). Tais carbonetos presentes nas ligas de níquel podem ser benéficos ou maléficos, dependendo do tipo, da composição química, da morfologia, do tamanho e da distribuição dos mesmos. Os carbonetos podem estar presentes na microestrutura de maneira intencional, objetivando o endurecimento da liga, ou como impureza, pela dificuldade de remoção do carbono durante o refino da liga (AGUIAR, 2010).

A resistência à fluência, por exemplo, pode ser melhorada com a precipitação de carbonetos dispersos nos contornos de grão, pois estes restringem o movimento dos contornos de grãos em altas temperaturas. Já o efeito deletério desses carbonetos pode ocorrer pela remoção de significativa quantidade de átomos de Cr da matriz (quando formam-se carbonetos de Cr), tornando a liga localmente susceptível à corrosão intergranular e corrosão sob tensão (MATHEW *et al.*, 2008; AGUILAR *et al.*, 2007).

- **Precipitados Eutéticos**

Também foram encontrados precipitados com morfologia semelhante à eutética, Figura 61. Também reportados por AGUIAR (2010), esses precipitados são ricos em níquel, nióbio, cromo e molibdênio, que são os principais componentes da liga.

Figura 61. Precipitados eutéticos encontrados no revestimento N3-0816.



Fonte: Autoria própria.

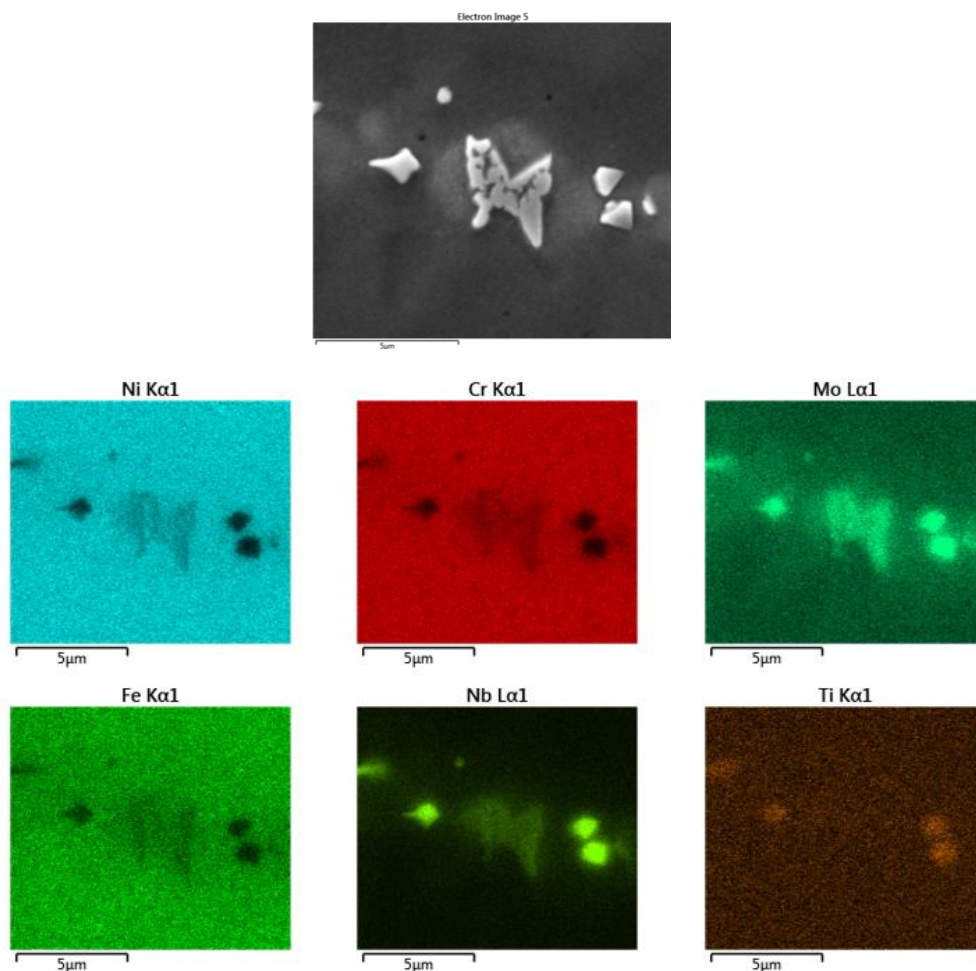
Muitos trabalhos abordando a caracterização de fases secundárias na liga Inconel 625 (CIESLAK, 1991; DUPONT, 1996; BANOVIC *et al.*, 2002) têm mostrado que estas fases secundárias são normalmente constituídas por fase Laves. Segundo os autores, esta fase forma eutéticos com a matriz austenítica. Com estrutura cristalina que pode variar entre cúbica e hexagonal, as principais fases Laves presentes nas ligas de Ni são  $\text{Fe}_2\text{Nb}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ,  $\text{Co}_2\text{Ti}$ , ou mais complexas como  $(\text{Ni}, \text{Cr}, \text{Fe})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{W})$ .

A fase Laves possui ponto de fusão menor do que o de algumas ligas de níquel nas quais estão presentes e são formadas, quando a liga é soldada, a partir da microsegregação de elementos de liga em regiões interdendríticas, durante a solidificação da solda.

O mapeamento químico de um precipitado com morfologia semelhante à eutética (Figura 62) apontou enriquecimento de Nb e Mo. Os teores desses elementos no precipitado eutético aparentam ser menores que nos precipitados cúbicos ao redor.



Figura 62. Mapeamento químico dos precipitados com morfologia cúbica e eutética.



Fonte: Autoria própria.

Analisando a composição química apresentada na Tabela 21 e comparando-a com a composição encontrada para esse precipitado por AGUIAR (2010), verifica-se que os valores também foram próximos.

Tabela 21. Composição química dos precipitados eutéticos encontrados (à esquerda) em comparação aos encontrados por AGUIAR (2010) (à direita).

Elemento	% em peso	Composição química do eutético		
		Elemento	% em peso	% atômico
Si	0,03	Si	0,08	0,19
Nb	17,2	Nb	15,58	10,96
Mo	10,6	Mo	17,76	12,10
Cr	15,2	Cr	16,02	20,13
Fe	4,4	Fe	6,48	7,58
Ni	51,3	Ni	44,07	49,04
Total		Total	100,00	100,00

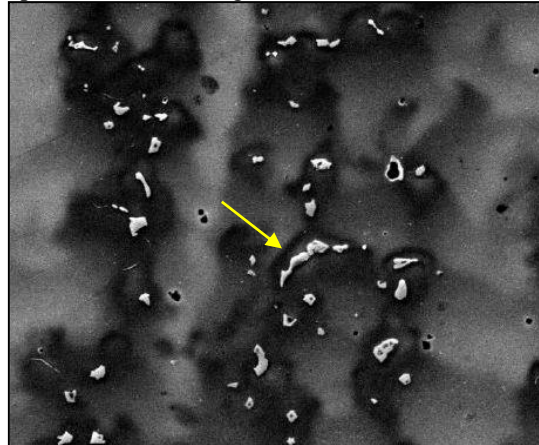
Fonte: Autoria própria.

Assim, é possível que os precipitados com morfologia eutética sejam constituídos por fase Laves e os precipitados cúbicos ao redor na Figura 62 sejam carbonetos de Nb, Mo e/ou Ti.

- **Precipitados com Morfologia Variada**

Segundo a literatura (CIESLAK, 1991; DUPONT, 1996, SILVA, 2010), a fase Laves, mencionada no tópico anterior, também pode apresentar-se com morfologia variada, como na Figura 63. Considerando o baixo ponto de fusão da fase Laves, essa morfologia resulta da forma como o líquido remanescente solidifica durante o resfriamento.

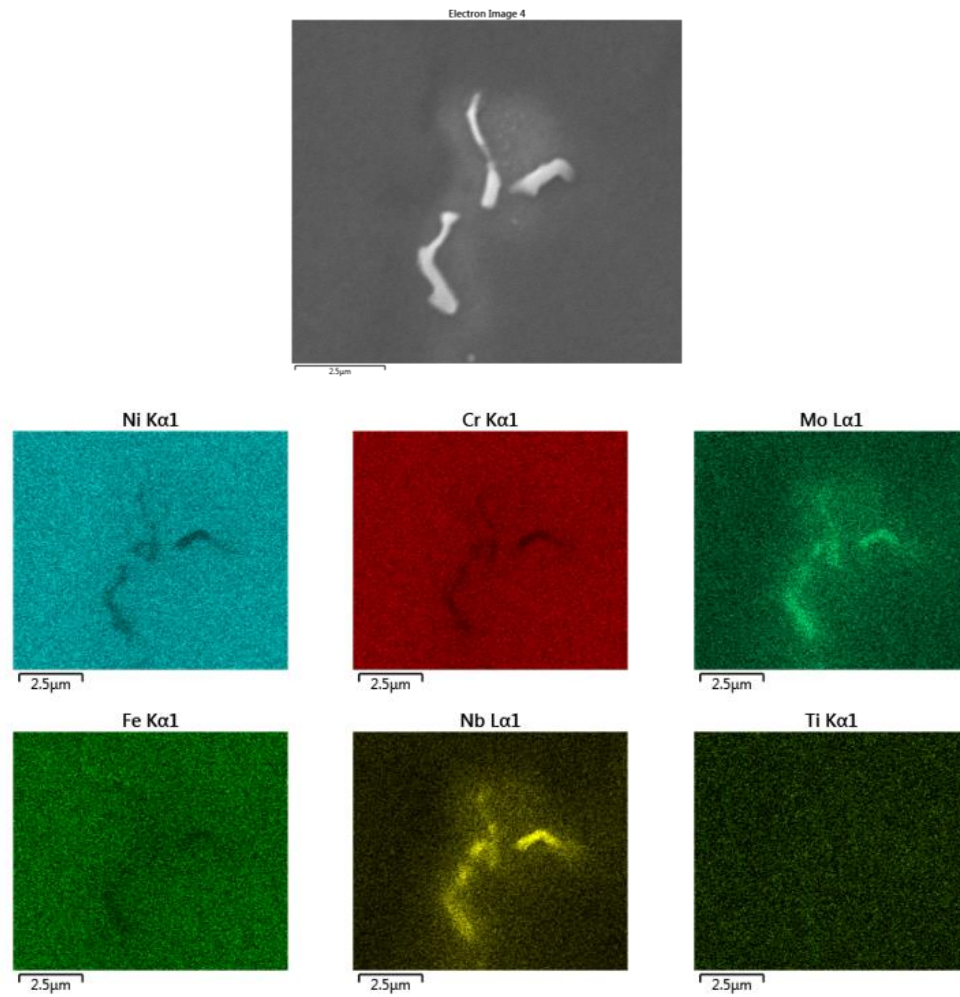
Figura 63. Precipitado com morfologia variada encontrado no revestimento N1-0812.



Fonte: Autoria própria.

O mapeamento químico de um precipitado com morfologia variada (Figura 64) também mostrou enriquecimento em Nb e Mo, assim como para a fase Laves com morfologia eutética. O resultado de composição química desses precipitados também foi semelhante ao encontrado para a fase Laves com morfologia eutética, conforme a Tabela 22. Assim, concluiu-se que esse precipitado possa também ser constituído por fase Laves.

Figura 64. Mapeamento químico dos precipitados com morfologia variada.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 22. Composição química do precipitado com morfologia variada.

Elemento	% em peso
<b>Nb</b>	19,9
<b>Mo</b>	11,2
<b>Cr</b>	13,5
<b>Fe</b>	3,8
<b>Ni</b>	50,7
<b>Si</b>	0,02

Fonte: Autoria própria.

A literatura reporta que a fase Laves apresenta boa resistência mecânica à temperaturas elevadas, porém torna-se extremamente frágil em temperatura ambiente. Apesar das boas propriedades sob elevadas temperaturas, como já mencionado, seu baixo ponto de fusão em relação às ligas nas quais se encontra torna a presença dessa fase um fator crítico para a formação de trincas de solidificação (LUKIN *et al.*, 2001).

A liga Inconel 625 já foi amplamente caracterizada em diversos trabalhos (AGUIAR, 2010; CIESLAK, 1991; DUPONT, 1996; MATHEW *et al.*, 2004; SILVA, 2010). Esse, no entanto, não é o foco do presente trabalho. Assim, esse tópico trata apenas de uma caracterização básica. É importante destacar que mais técnicas de investigação são necessárias para afirmar o que de fato é cada um dos precipitados encontrados.

#### **4.4.2. Caracterização microestrutural das interfaces revestimento/substrato**

A seguir será apresentada a caracterização das regiões de interface revestimento/substrato. Como dito anteriormente, a interface revestimento/substrato constitui uma região de transição de grande interesse nas soldagens dissimilares, uma vez que está propensa ao surgimento de diversos problemas frequentemente reportados como fragilização por hidrogênio, perda de tenacidade, descolamento e corrosão (SAVAGE *et al.*, 1976; ROWE *et al.*, 1999; BAESLACK III *et al.*, 1979). Na literatura são encontrados alguns trabalhos que objetivam explicar a formação dessa região de transição que recebe diferentes denominações a depender do autor: Zonas Parcialmente Misturadas (ZPM), Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD), Zonas Frágeis, entre outras. OLIVEIRA (2013) propôs o termo “zona de alta diluição” (ZAD) e este será utilizado no presente trabalho para nomear a interface revestimento/substrato.

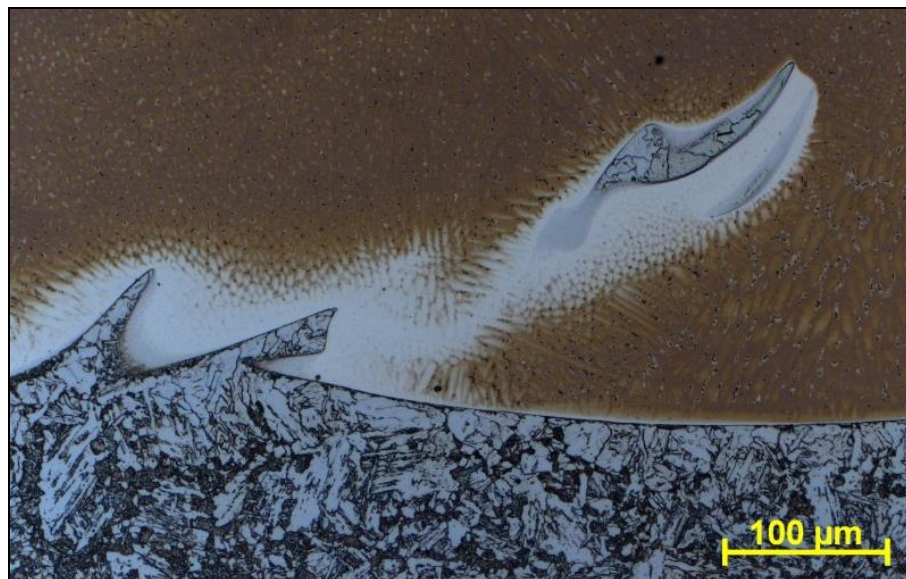
SAVAGE *et al.* (1976), pioneiros na observação dessas regiões, associaram sua formação à incompleta mistura entre o volume líquido do metal de solda e o metal de base fundido no contorno da poça de fusão. Na poça de fusão, apesar da intensa agitação, a porção de metal líquido adjacente à interface encontra-se estagnada. Isso explica a incompleta mistura entre volume líquido do metal de solda e o metal de base fundido e acarreta, portanto, um gradiente de composição química (OMAR, 1998).

DOODY (1992) propôs uma classificação para as morfologias encontradas na região de interface revestimento/substrato. Essa classificação tem como base conceitos geográficos:

- Praias: faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão;
- Ilhas: regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda;
- Baías: região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base;
- Península: região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda).

De acordo com a classificação proposta por DOODY (1992), diversas morfologias poderiam ser identificadas na interface dos revestimentos soldados no presente trabalho, como mostrado na Figura 65. Tal estrutura poderia ser classificada como uma “ilha”. Porém, AGUIAR (2010) propôs em sua tese de doutorado que essas morfologias identificadas como “ilhas” seriam apenas um resultado da posição em que foi feito o corte da seção transversal dos revestimentos em análise, isto é, essa “ilha” poderia ser uma península seccionada em uma região onde sua ligação com o metal base não aparece em função da posição do corte.

Figura 65. Ilha de metal base segundo a classificação de DOODY (1992).

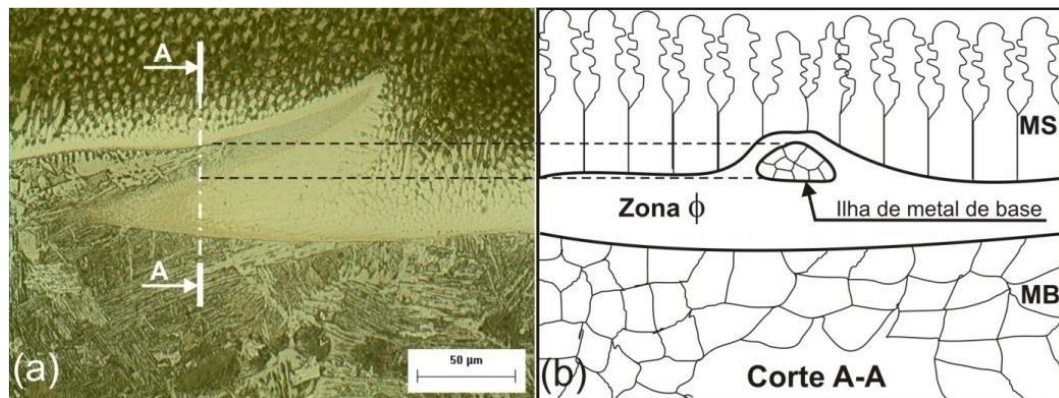


Fonte: Autoria própria.

Isso pode ser melhor compreendido através da Figura 66, que mostra o modelo criado por AGUIAR (2010) para explicar o surgimento das “ilhas”. Dessa forma, acredita-se que a possível “ilha” da Figura 65 seja, na verdade, uma “península”.



Figura 66. Modelo proposto por AGUIAR (2010) para explicar a formação das “ilhas”.



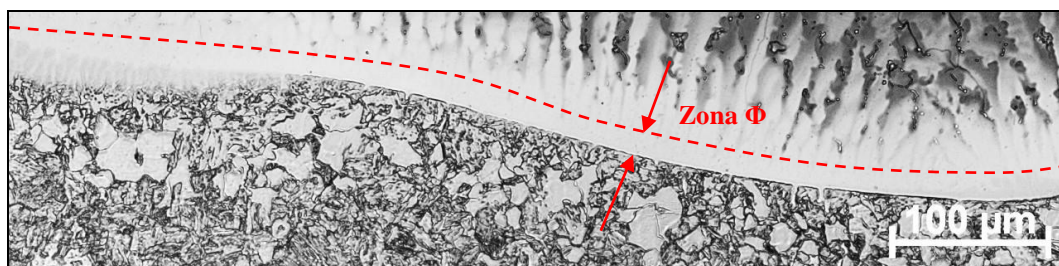
Fonte: (AGUIAR, 2010).

Outra forma de classificar as ZAD's leva em conta sua subdivisão em diferentes zonas. Proposto por BEAUGRAND *et al.* (2009) esse sistema de classificação tem significativa aceitação na literatura e será adotado no presente trabalho.

Considerando a classificação das zonas encontradas na interface revestimento/substrato proposta por BEAUGRAND *et al.* (2009) algumas semelhanças foram encontradas. Cada uma das zonas identificadas será discutida nos parágrafos seguintes e as características mais relevantes de algumas delas serão apresentadas nos tópicos subsequentes.

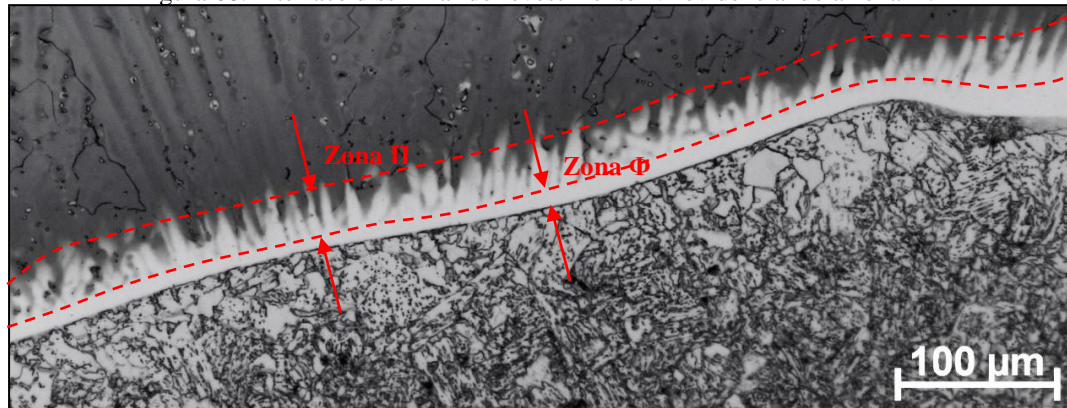
No interior do metal de solda, a presença de uma zona constituída por uma faixa clara de extensão de algumas dezenas de microns subdividida em outras duas zonas foi frequentemente percebida. A primeira dessas zonas é monofásica, livre de precipitados e com estrutura de solidificação aparentemente planar e foi denominada como zona  $\Phi$  (Figura 67). A segunda zona pertencente à região clara não é livre de precipitados e apresenta estrutura de solidificação aparentemente celular. No presente trabalho esta zona foi chamada de zona II (Figura 68) e foi encontrada em todas as condições de revestimentos dissimilares.

Figura 67. Interface dissimilar do revestimento N1 evidenciando a zona  $\Phi$ .



Fonte: Autoria própria.

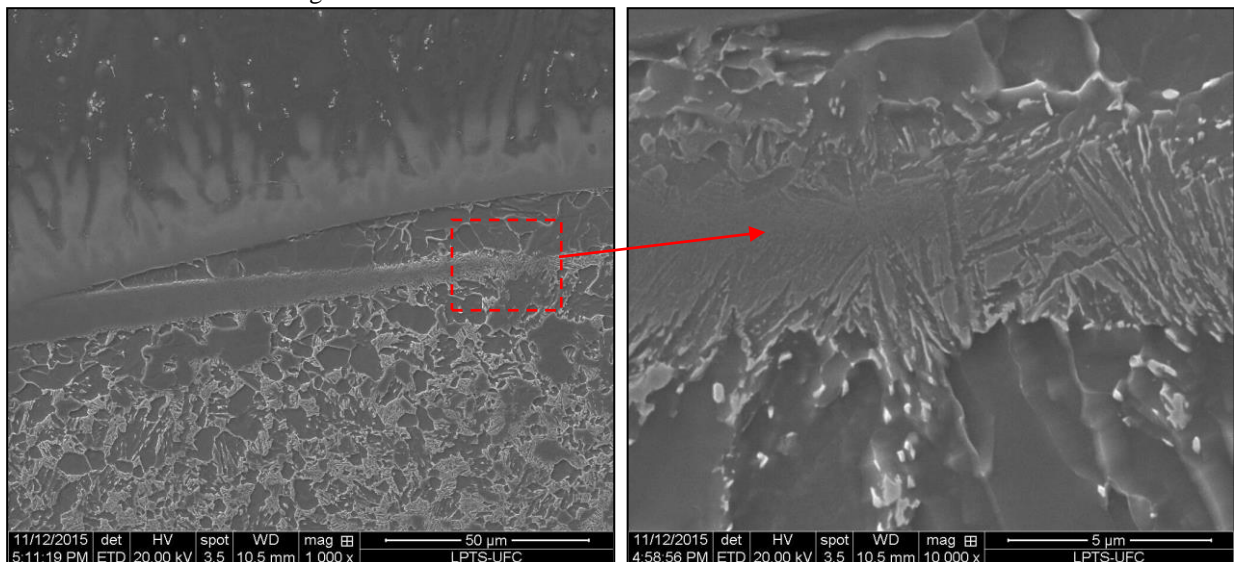
Figura 68. Interface dissimilar do revestimento N1 evidenciando a zona II.



Fonte: Autoria própria.

Embora não tenha sido observada ao longo de toda a extensão da linha de fusão, uma zona de elevada dureza constituída por estrutura martensítica também foi eventualmente percebida. Essa zona assemelha-se à zona M também destacada por BEAUGRAND *et al.* (2009), conforme apresentado na Figura 69. Alguns trabalhos têm reportado efeitos prejudiciais desta zona sobre a resistência de juntas dissimilares à corrosão sob tensão em meio ácido (DOODY, 1992).

Figura 69. Zona M identificada via MEV no revestimento N1-0812.



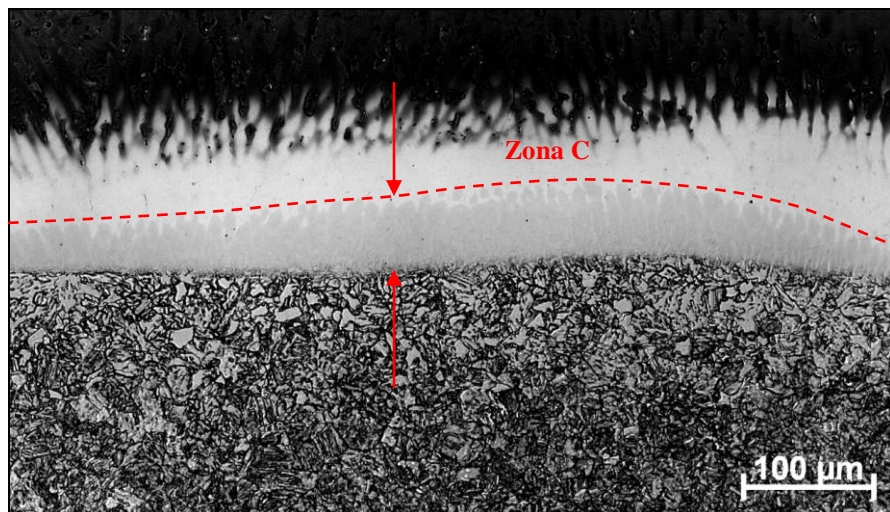
Fonte: Autoria própria.

SAVAGE *et al.*, (1976) propuseram que, embora o movimento convectivo da poça não seja suficiente para garantir a completa mistura entre o metal de solda líquido e a porção líquida do metal de base adjacente à linha de fusão, esse movimento é capaz de

enriquecer a região interfacial de soldas dissimilares com elementos de liga, aumentando sua temperabilidade, o que justifica o aumento de dureza e a existência de um gradiente químico.

Como esperado, em função da microestrutura martensítica, a zona M apresentou elevada dureza (cujos valores serão apresentados em tópico subsequente). No entanto, essa zona não foi a única a apresentar esse resultado. Outra zona no interior da faixa clara anteriormente citada (localizada na adjacência da ZAC) apresentou um tom mais “acinzentado” foi eventualmente encontrada. SILVA (2010) em sua tese também identificou essa zona que foi por ele denominada como “zona parcialmente misturada enriquecida em carbono” ou ZPM-C. No presente trabalho, essa zona foi simplesmente denominada como zona C. A Figura 70 mostra essa zona.

Figura 70. Interface dissimilar do revestimento N1 evidenciando a zona C.

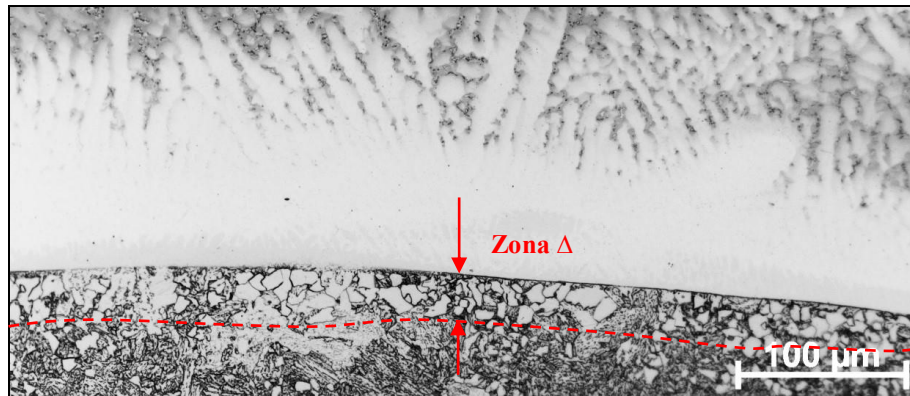


Fonte: Autoria própria.

Finalmente, a última zona identificada no presente trabalho e também encontrada por BEAUGRAND *et al.* (2009), consiste em uma faixa adjacente à linha de fusão com intensa descarbonetação. Essa zona, denominada como zona  $\Delta$ , está apresentada na Figura 71 e na Figura 72.

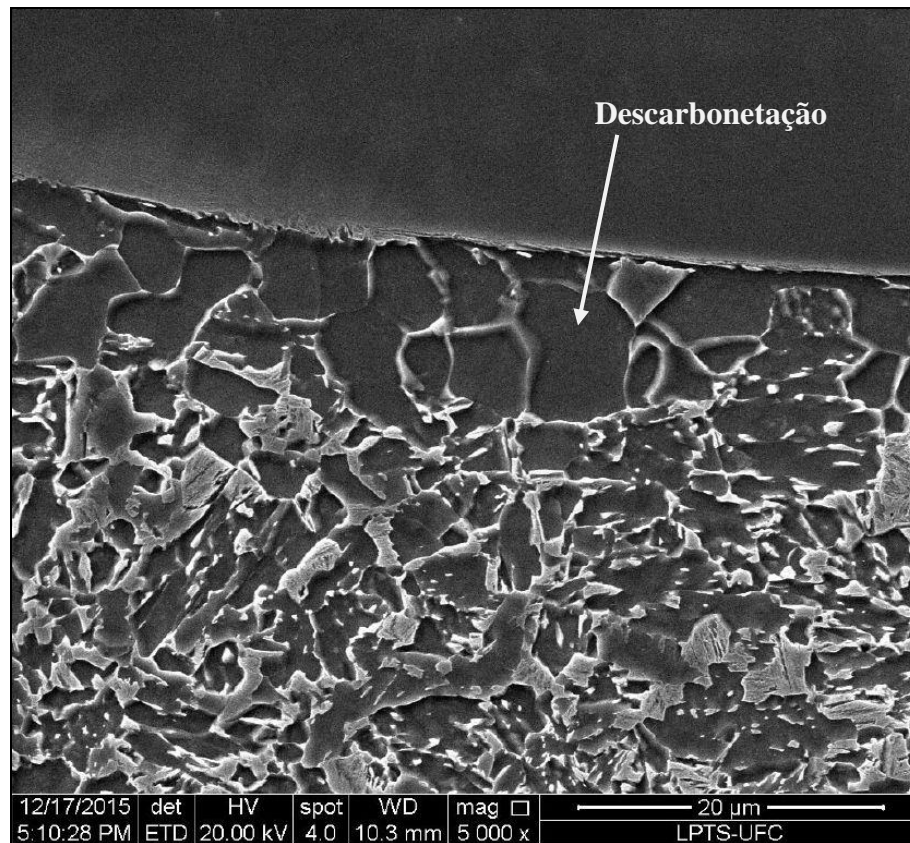


Figura 71. Interface dissimilar do revestimento N1 evidenciando a zona  $\Delta$ .



Fonte: Autoria própria.

Figura 72. Imagem obtida via MEV evidenciando a zona  $\Delta$ .

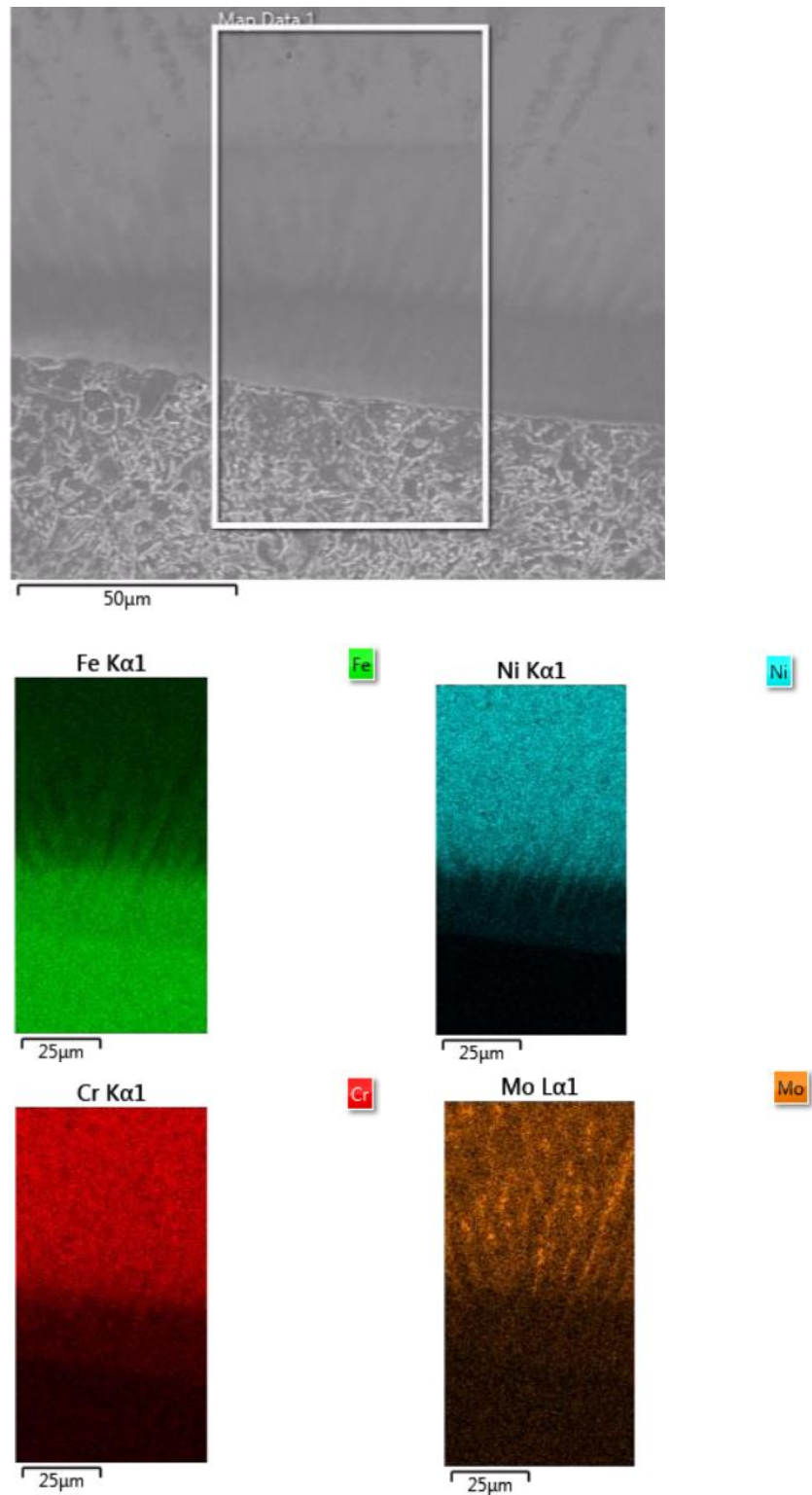


Fonte: Autoria própria.

Regiões com intensa decarbonetação são frequentemente associadas na literatura com regiões em que há prejuízo de propriedades mecânicas. GITTOS e GOOCH (1992) e OLDEN *et al.*, (2003) reportaram redução da resistência mecânica em juntas dissimilares. O carbono ausente nessa região é o mesmo que se difunde para a zona C, que por essa razão fica endurecida.

Considerando as zonas anteriormente citadas que compõem a ZAD e com o objetivo de caracterizá-la em termos de composição química, foi feito um mapeamento químico por EDS, como apresentado na Figura 73.

Figura 73. Mapeamento química da ZPM.

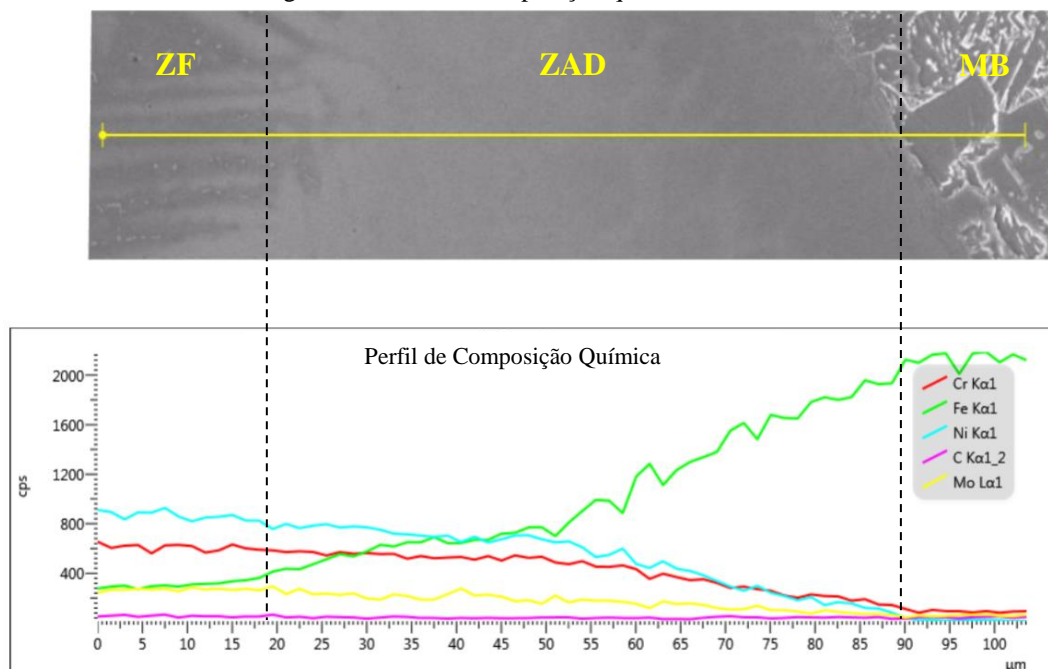


Fonte: Autoria própria.

Pela mudança gradual de tons para cada elemento é possível inferir que a composição da região interfacial (ZAD) é intermediária, isto é, uma transição entre a composição química do metal de adição e do metal base.

Analisando o mapa químico da Figura 73 para o Fe (de baixo para cima), tem-se que inicialmente a composição é praticamente constituída por Fe. Caminhando em direção à ZF, passando pela ZAD, há um contínuo empobrecimento de Fe. Em contrapartida, o contrário ocorre com os mapas de Ni, Cr e Mo. Isso se torna mais evidente com a análise do perfil de composição química traçado através dessa região (Figura 74).

Figura 74. Perfil de composição química através da ZAD.



Fonte: Autoria própria.

Observando novamente a variação da composição química da direita para a esquerda, tem-se um teor muito elevado de Fe, característico do metal base. Em seguida, é possível notar uma queda acentuada desse teor, que se estabiliza ao sair da ZAD. Em contrapartida, o teor de Ni cresce rapidamente e se estabiliza ao entrar na ZF. Os demais elementos como Cr e Mo também aumentam, porém há uma taxa não tão acentuada.

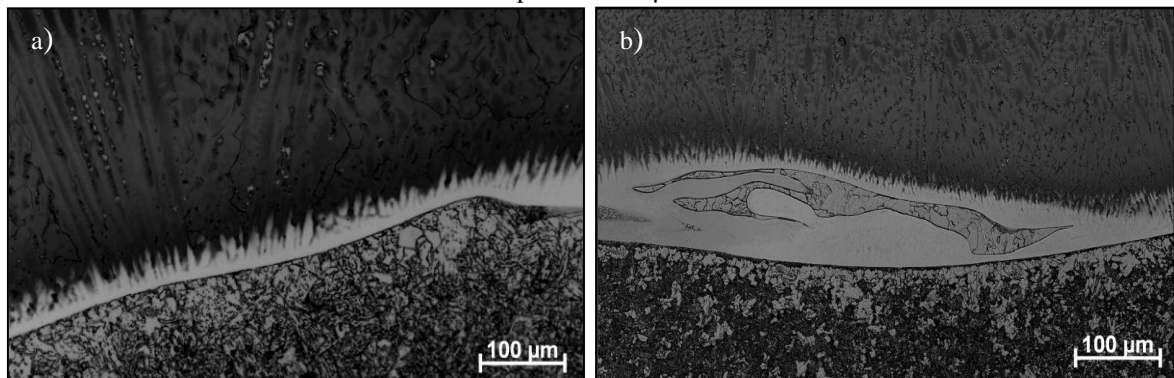
Esse comportamento comprova a hipótese proposta por BAESLACK III *et al.*, (1979) que diz que, embora o movimento convectivo da poça não seja suficiente para garantir a completa mistura entre o metal de solda líquido e a porção líquida do metal de base adjacente à linha de fusão, é suficiente para promover, devido ao fenômeno da difusão, a

existência de um gradiente de composição química. KOU & YANG (2007) também atribuem esse gradiente à segregação de elementos durante a solidificação e ao processo de difusão entre as porções líquidas do metal de adição e do metal base adjacente à linha de fusão.

#### 4.4.2.1. Zona $\Phi$

Como dito anteriormente, a faixa clara livre de precipitados e com estrutura de solidificação aparentemente planar, identificada como zona  $\Phi$ , foi encontrada frequentemente ao longo da linha de fusão para todas as condições soldadas. No entanto, percebeu-se que sua extensão em um mesmo revestimento variou a depender de sua localização. Zonas  $\Phi$  localizadas em regiões entre passes tenderam a uma extensão de poucas dezenas de microns, já as zonas  $\Phi$  encontradas no centro dos cordões tiveram extensões superiores a 100  $\mu\text{m}$  (Figura 75).

Figura 75. Variação da extensão da Zona  $\Phi$  revestimento N1-0812. (a) extensão de poucos  $\mu\text{m}$ . (b) extensão superior a 100  $\mu\text{m}$ .



Fonte: Autoria própria.

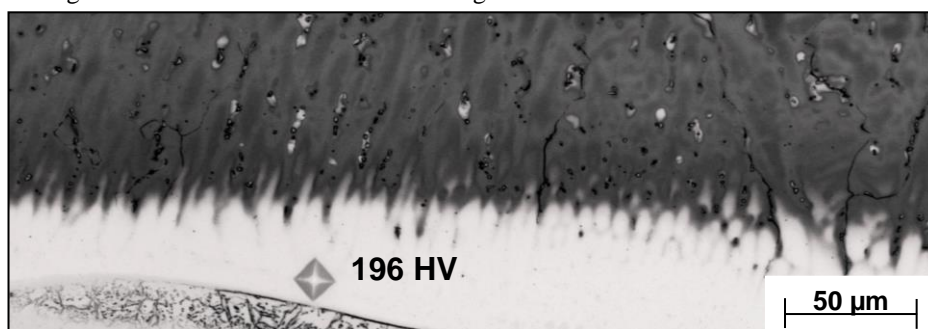
PESSOA (2014) também verificou esse resultado em sua tese de doutorado. Analisando a interface dissimilar de revestimentos de aço ASTM A516 Gr. 60 com metal de adição AWS ERNiCrMo-3 ele encontrou zonas  $\Phi$  com extensões que variaram de alguns  $\mu\text{m}$  até mais de 200  $\mu\text{m}$ . Segundo o autor, esse resultado pode ser atribuído aos movimentos de convecção da poça de fusão. Na região entre passes, onde a zona  $\Phi$  tende a ter menor extensão, os movimentos de convecção não são tão intensos, tendem a ser mais brandos. No entanto, o centro dos cordões (fundo da poça de fusão) está diretamente sob a ação da pressão do arco de soldagem (região de maior penetração), isso implica em maior agitação da poça e,



consequentemente, em maiores extensões de zona  $\Phi$  e possível formação das “ilhas” de zona  $\Phi$ , de acordo com a nomenclatura proposta por DOODY (1992).

De maneira geral, as zonas  $\Phi$  (Figura 76) não apresentaram variação de microdureza em relação ao metal de base e ao metal de adição (regiões nas quais a microdureza foi da ordem de 200 a 220 HV), não foram encontrados nesta zona indícios de formação de estrutura martensítica. Resultados semelhantes foram reportados por SILVA (2010). Em seu trabalho as variações nos valores de microdureza entre zona  $\Phi$  e regiões adjacentes do metal base e do metal de adição foram pequenas, indicando ausência de formação de martensita.

Figura 76. Medida de microdureza na região da zona  $\Phi$ . Revestimento N3-0816.

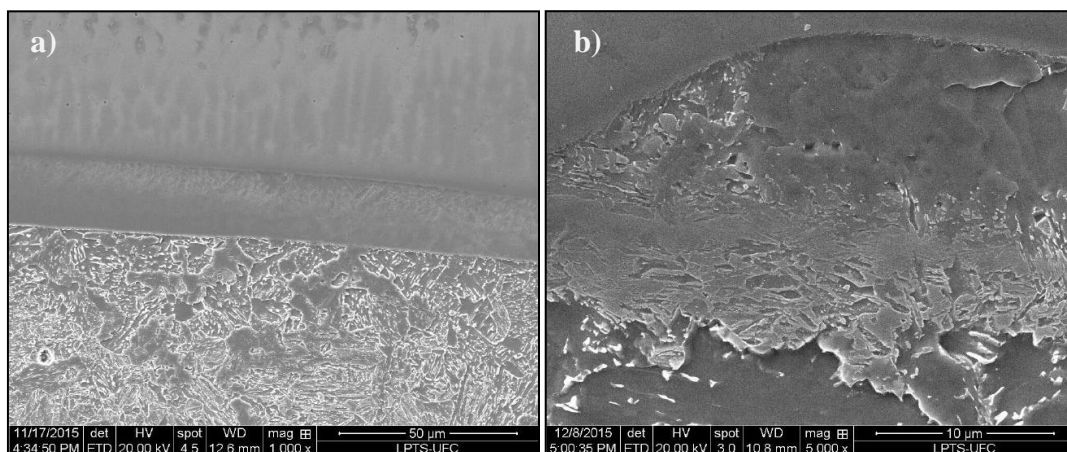


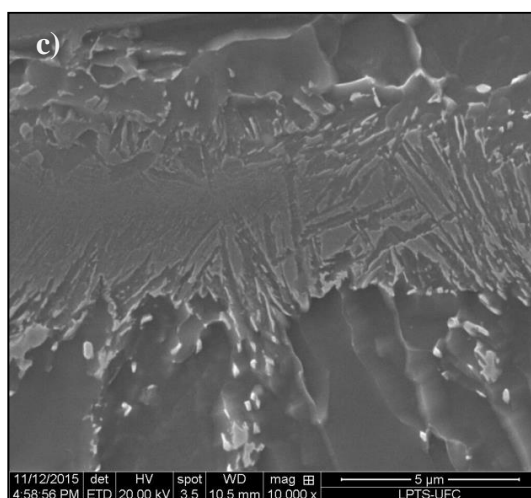
Fonte: Autoria própria.

#### 4.4.2.2. Zona M

Diferente do que foi observado para a zona  $\Phi$ , a zona M não foi encontrada de forma contínua ao longo da linha de fusão, mas foi eventualmente percebida sob a forma de faixas estreitas em todos os revestimentos (Figura 77).

Figura 77. Exemplos de zona M encontradas no revestimento N1-0812 em (a) 1000x, (b) 5000x e (c) 10000x.

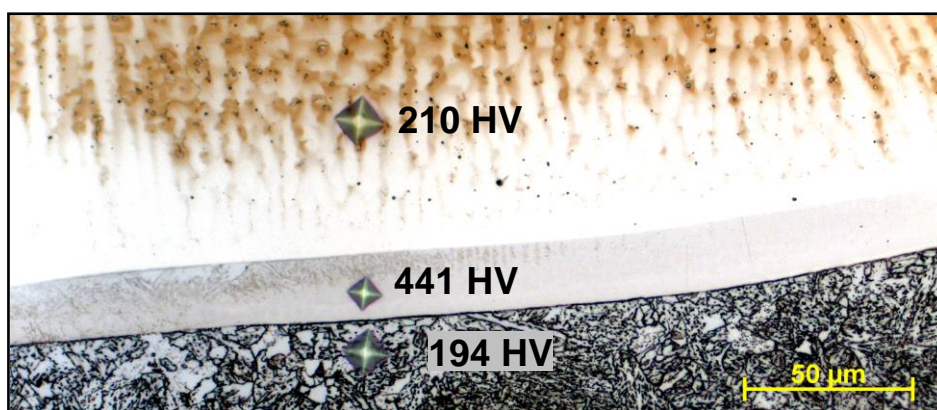




Fonte: Autoria própria.

Foram feitas medidas de microdureza nas zonas M e, como esperado, constatarem-se elevados valores. É possível ver impressões de menores dimensões na zona M em relação às adjacências (Figura 78), valores da ordem 440 HV foram encontrados nessas regiões.

Figura 78. Medida de microdureza na região da zona M em comparação às regiões adjacentes. Revestimento N1-0812.



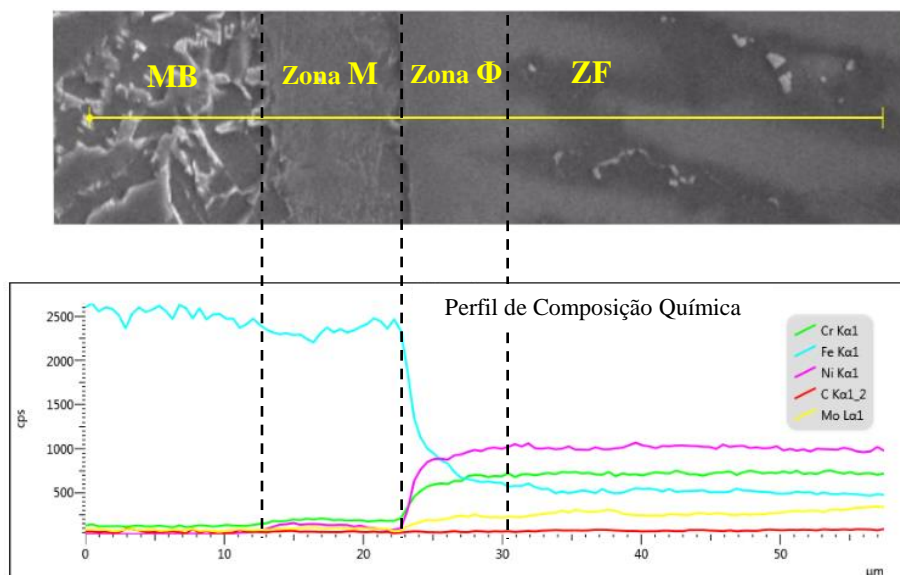
Fonte: Autoria própria.

PESSOA (2014) atribuiu a formação de estrutura martensítica nas zonas M à elevada quantidade de elementos de liga presentes no metal de adição que, por difusão, migram juntamente com o carbono aumentando a temperabilidade dessas zonas.

SILVA (2010), AGUIAR (2010) e OLIVEIRA (2013) em seus trabalhos investigaram as regiões onde a martensita era formada e verificaram a presença de elementos de liga em quantidade significativa para que houvesse um aumento da temperabilidade nas

zonas M. Esta verificação também foi feita neste trabalho através de análise de EDS em uma das zonas M, como mostrado na Figura 79.

Figura 79. Perfil de composição química através da zona M. Revestimento N1-0812.



Fonte: Autoria própria.

Analizando o perfil de composição química da esquerda para a direita (partindo do metal base em direção à ZF), o teor de Fe é bastante elevado. Atravessando a zona M, há uma leve redução desse teor bem como algum enriquecimento de elementos, principalmente Cr e Ni. Acredita-se que essa mudança da composição química deve ser suficiente para alterar a temperabilidade local, permitindo assim a transformação martensítica. Dentro de toda extensão da zona M o teor desses elementos tende a ser constante. Saindo da zona M em direção à ZF, há aumento da quantidade de elementos de liga e redução da quantidade de Fe, isto é, a composição química se aproxima da composição do metal de adição e tende a se estabilizar.

Um fato importante a ser destacado é a frequência com que as zonas M foram encontradas nas três condições de revestimentos dissimilares. Na condição N1-0812, na qual a energia da primeira camada foi de 0,8 kJ/mm e a energia da segunda camada foi de 1,2 kJ/mm, a zona M foi identificada ao longo da linha de fusão pelo menos 25 vezes. Nas condições N2-0816 e N3-0816, nas quais a energia da primeira camada foi de 0,8 kJ/mm e a energia da segunda camada foi de 1,6 kJ/mm, a zona M foi identificada 8 e 11 vezes, respectivamente. Considerando o efeito que a energia de soldagem pode ter sobre a formação de estruturas martensíticas, é razoável supor que maiores energias de soldagem tendem a atuar

na redução de formação das zonas M devido à redução da taxa de solidificação e da velocidade de resfriamento.

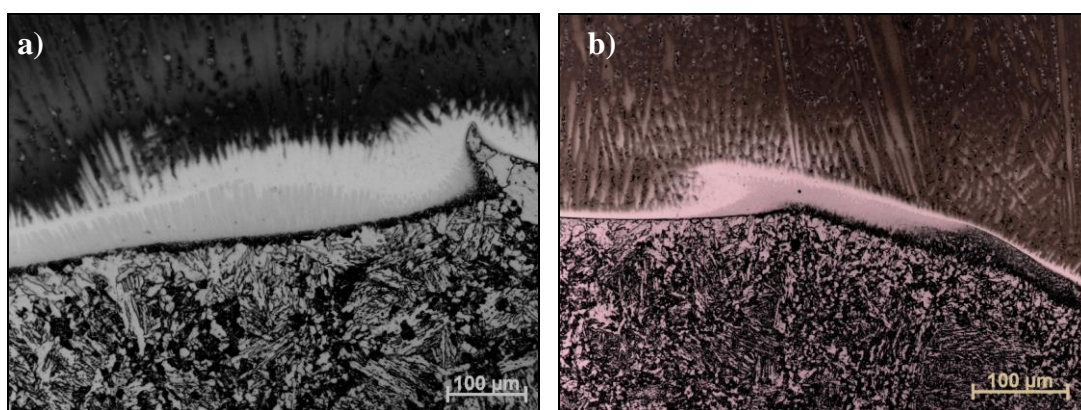
SILVA (2010) também reportou esse resultado. Segundo o autor, a redução da taxa com que o material solidifica, permite uma maior permanência de ambos, metal de base e metal de solda, na fase líquida. Este maior tempo de permanência na fase líquida favorece uma maior difusão entre os líquidos, diminuindo o gradiente e permitindo que a quantidade de Ni adicionada ao metal de base rico em Fe seja suficiente para proporcionar redução da temperatura  $M_i$ , favorecendo a formação de uma microestrutura austenítica ao invés de martensita.

Com relação à velocidade de resfriamento, quanto mais alta a energia de soldagem, mais lenta esta será e, conseqüentemente, menor a possibilidade de formação de martensita. Assim, conclui-se que a energia de soldagem pode ter efeito na formação das zonas M.

#### 4.4.2.3. Zona C

As regiões de coloração acinzentada no interior da zona  $\Phi$ , denominadas como zonas C, foram encontradas na adjacência da linha de fusão em todos os revestimentos, como mostrado na Figura 80.

Figura 80. Exemplos de zona C encontrada nos revestimentos N2-0816 e N3-0816.

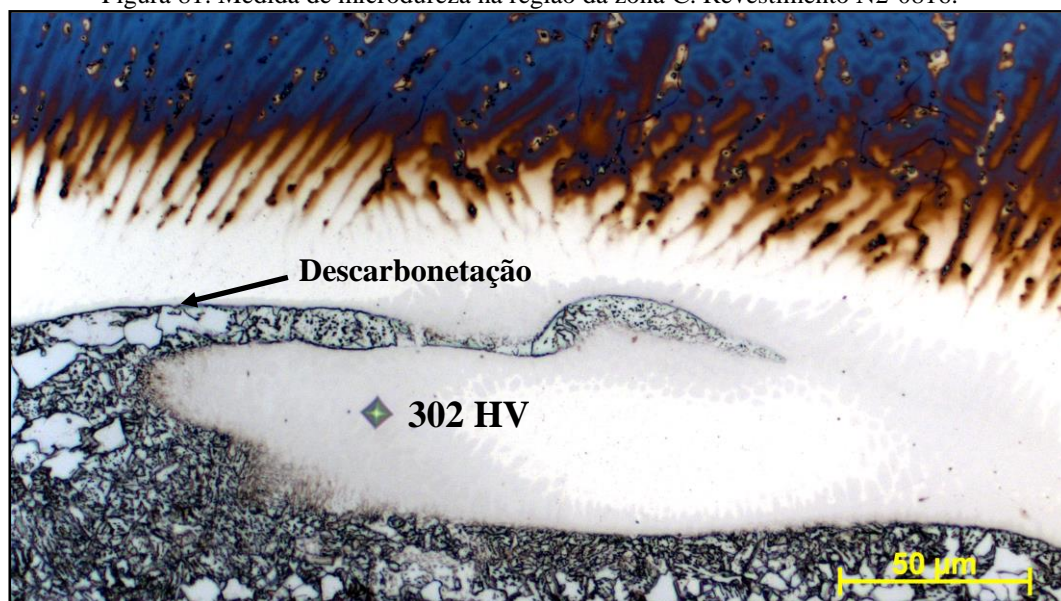


Fonte: Autoria própria.

Essas zonas apresentaram significativo aumento de dureza em relação às regiões adjacentes (Figura 81). No entanto, indícios de estrutura martensítica não foram observados. O que levantou a hipótese de que o endurecimento dessa região pudesse estar atribuído a outros fatores.



Figura 81. Medida de microdureza na região da zona C. Revestimento N2-0816.



Fonte: Autoria própria.

Observou-se que, associadas às zonas C, foram encontradas faixas com intensa decarbonetação. O que sugere que uma migração de carbono para a zona C contribui para esse endurecimento. De fato, diversos autores têm reportado que essa decarbonetação está associada ao endurecimento das zonas de coloração escura no interior da zona  $\Phi$  (ALEXANDROV *et al.*, 2013; FENSKE, 2010; OLDEN *et al.*, 2003).

SILVA (2010) identificou em seu trabalho essa zona denominando-a como ZPM-C. Segundo o autor, o endurecimento está associado à saturação de C na zona  $\Phi$ , sem que haja precipitação de carbonetos. Para outros autores, LUDIN (1982), DOODY, GITTOS E GOOCH (1992), o surgimento das zonas C está relacionado com tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS), o que não ocorreu no presente trabalho. As zonas C foram encontradas em todas as condições dissimilares, não houve neste trabalho a realização de TTPS. Uma possível explicação para esse fato seria a sucessiva exposição à vários ciclos térmicos, possibilitando a difusão do carbono da ZAC do metal de base para a zona  $\Phi$  e a consequente formação da zona C.

De forma contrária ao que ocorreu nas zonas M, as zonas C foram encontradas com maior frequência nos revestimentos N2-0816 e N3-0816, que foram soldados com maior aporte térmico. É possível que a utilização de maior aporte térmico (com consequente redução da taxa de solidificação e da velocidade de resfriamento) permita a difusão do carbono por mais tempo. Resultados semelhantes foram encontrados por SILVA (2010).

## 5 CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos e discutidos neste trabalho, concluiu-se que:

- ✓ Foi possível, com a aplicação do critério de dureza e de microestrutura, e por meio da técnica de deposição controlada com dupla camada obter relações de parâmetros, utilizando ambos os eletrodos (AWS ERNICRMO-3 e AWS ER80S-B2), que proporcionaram zonas afetadas pelo calor (ZAC) refinadas e com dureza máxima de 237 HV, conforme requerido pelas normas de soldagem. Os revestimentos soldados com essas relações de parâmetros foram: N2-0816, N3-0816 e C2-0816.
- ✓ A ZAC do aço ASTM A387 Gr.11 foi composta basicamente por martensita revenida e bainita. Foi observado um intenso refino de grão em todas as condições soldadas com as relações de energia aprovadas pelos critérios de dureza e de microestrutura.
- ✓ A caracterização das zonas fundidas de ambos os eletrodos revelou microestruturas semelhantes às reportadas pela literatura, matriz austenítica com possíveis precipitados de fase Laves e carbonetos para a liga de níquel e microestrutura com bainita e ferrita para o aço baixo carbono.
- ✓ A interface dissimilar apresentou a formação de zonas de alta diluição (ZAD) com composição química intermediária entre o metal de base (ASTM A387 Gr. 11) e a liga de níquel (AWS ERNiCrMo-3).
- ✓ A zona  $\Phi$  foi identificada ao longo de toda a interface dissimilar independente dos parâmetros de soldagem utilizados. A microdureza apresentada por essa zona não apresentou grandes variações em relação ao metal base.
- ✓ A zona M também foi encontrada em todas as interfaces dissimilares. No entanto, essa zona se apresentou de forma descontínua e com maior frequência na condição cujo aporte térmico na segunda camada foi menor (revestimento N1-0812). A microdureza dessa zona apresentou valores elevados, da ordem de 440 HV, em relação ao metal base.
- ✓ A zona C, presente em todas as interfaces dissimilares de forma descontínua, foi mais frequentemente percebida nas condições cujo aporte térmico na segunda camada foi maior (revestimentos N2-0816 e N3-0816). A microdureza dessa zona também apresentou valores elevados, da ordem de 300 HV, porém não tão elevados quanto os da zona M.

## 6 REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M. **Revestimento por Soldagem MIG/MAG Empregando Ligas de Níquel para Aplicações em Componentes do Setor Petróleo e Gás Natural**. 2010. (Doutor). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

AGUILAR, A., ALBARRAN, J. L., LOPEZ, H. F., MARTINEZ, L. **Microstructural Response on the Cracking Resistance of Alloy 600**. *Materials Letters*. v. 61, p. 274-277, 2007.

ALBUQUERQUE, V. H. SILVA, C. C., MOURA, C. R. O., AGUIAR, W. M., FARIAS, J. P.. **Effect of Nonmetallic Inclusion and Banding on the Success of the Two-layer Temper Bead Welding Technique**. *Materials & Design*, v. 30, n. 4, p. 1068-1074, 2009.

ALEXANDROV, B. T. *et al.* **Fusion Boundary Microstructure Evolution Associated with Embrittlement of Ni-base Alloy Overlays Applied to Carbon Steel**. *Welding in the World*, v. 57, p. 39-53, 2013.

API RP 934-C. **Materials and Fabrication of 1 1/4Cr-1/2Mo Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-pressure Hydrogen Service Operating at or below 825 degrees F (441 degrees C)**, New York. American Petroleum Institute, 2008.

ASM. **Corrosion of Nickel-base Alloys**. In: *Corrosion*. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v.13, 10th ed., p. 641-657, 1993a.

ASTM - American Society for Testing and Materials A387. **Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum**. West Conshohocken, 1999.

AWS A5.14/A5.14M. **Specification for Nickel and Nickel-Alloy Bare Welding Electrodes and Rods**. Miami: American Welding Society, 2005.

AWS A5.28/A5.28M. **Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding**. Miami: American Welding Society, 2005.

AWS. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part 1**. 8.ed. Miami: American Welding Society, 1996.

BAESLACK III, W. A., LIPPOLD, J. C., SAVAGE, W. F. **Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Steel**. *Welding Journal*. v. 58, n. 6, p. 169-176, jun. 1979.

BANOVIC, S. W., DUPONT, J. N., MARDER, A. R. **Dilution and Microsegregation in Dissimilar Metal Welds Between Super Austenitic Stainless Steel and Nickel Base Alloys**. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 7, n. 6, p. 374-383, 2002.

BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., GITTO, M. F. **Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation**. In: *Corrosion 2009*. Atlanta, USA. NACE International, 2009.

BHADURI, A. K. *et al.* **Evaluation of Repair Welding Procedures for 2.25Cr-1Mo and 9Cr-1Mo Steel Welds.** Science and Technology of Welding and Joining., v. 6. , n. 2., 2001.

BRITO, F. F. G., **Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22.** 2014. 139 f. (Mestre). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

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

CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., KOLLIE, T., ROMIG, A.D. **A Melting and Solidification Study of Alloy 625.** Metallurgical Transactions A. v. 19A, p.2319-2331, set. 1988.

COSTA, L. R. O., **Susceptibilidade à Fragilização pelo Hidrogênio da Junta Soldada do Aço 2,25Cr-1Mo.** 2011. 87 f. (Mestre). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COOPE, Universidade Federal de Rio de Janeiro, 2011.

DOODY, T. **Intermediate Mixed Zone in Dissimilar Metal Welds for Sour Service.** Welding Journal. v. 71, n. 3, p. 55-60, mar, 1992.

DUPONT, J. N. **Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay.** Metallurgical and Material Transactions A, v. 27A, p. 3612-3620, 1996.

DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. **Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys.** Welding Journal, v. 82, n. 6, p. 125-56, 2003.

DUPONT, J. N., ROBINO, C. V., MICHAEL, J. R., NOTIS, M. R., MARDER, A. R. **Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part I. Reaction Sequences.** Metallurgical and Materials Transactions A, v.29A, p.2785-2796, nov. 1998.

FENSKE, J. A. *et al.* **Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 43, n. 9, p. 3011-3022, 2012.

FENSKE, J. A. **Microstructure and Hydrogen Induced Failure Mechanisms in Iron-nickel Weldments.** 2010. f. (Doctor). Philosophy in Materials Science and Engineering). University of Illinois, Urbana, Illinois, 2010.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. **The Interface Below Stainless Steel and Nickel-Alloy Claddings.** Welding Research Supplement, p. 461S-472S, 1992.

GUIMARÃES, A. F., **Caracterizações Microestrutural e Mecânica do Aço 1,25Cr-0,5Mo Submetido por Longo Período a Alta pressão e Elevada Temperatura.** 2011. 151 f. (Mestre). Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

I-ET-5000.00-0000-500-PPC-001. REV. D. **Additional Requirements for CrMo and CrMoV Low Alloy Steels.** 2014.

JONES R L: **Development of Two-layer Deposition Techniques for the Manual Metal Arc Repair Welding of Thick C-Mn Steel Plate Without Post-weld Heat Treatment**, The Welding Institute Research Report 335/1987, April 1987.

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

KRAUSS, G., **Solidification, Segregation and Banding in Carbon and Alloy Steels**, Metallurgical and Material Transactions B, Volume 34B, December, 2003.

LANT, T. E. A. **Review of Weld Repair Procedures for Low Alloy Steels Designed to Minimize the Risk of Future Cracking.** International Journal of Pressure Vessels and Piping., v. 78, p. 813 - 818, 2001.

LUKIN, V. I., SEMENOV, V. N., STAROVA, L. L., SOROKIN, L. I., ZHEGINA, I. P., GOLEV, E. V. **Formation of Hot Cracks in Welding of Refractory Alloys.** Metal Science and Heat Treatment. v. 43, n. 11-12, p 476-480, nov. 2001.

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

MATHEW, M. D., PARAMESWARAN, P., RAO, K. B. S. **Microstructural Changes in Alloy 625 During High Temperature Creep.** Materials Characterization, v. 59, p. 508 - 513, 2008.

MATHEW, M. D.; RAO, K. B. S.; MANNAN, S. L. **Creep Properties of Service-Exposed Alloys 625 After Re-solution Annealing Treatment.** Materials Science and Engineering A, v. 372, p. 327-333, 2004.

MIRANDA, H. C. **Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem dos Aços ABNT 516 Gr. 70.** Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, p. 128, 2009.

N-133 REV. L. **Soldagem.** Norma Técnica Petrobras. JUN. 2014.

OGBORN, J. S.; OLSON, D. L.; CIESLAK, M. J. **Influence of Solidification on the Microstructural Evolution of Nickel Base Weld Metal.** Materials Science and Engineering, v. A 203, p. 134-139, 1995.

OLDEN, V. *et al.* **The Effect of PWHT on the Material Properties and Microstructure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joints.** In: The 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering, Cancun, Mexico, 2003.

OLIVEIRA, G. L. G., **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas.** 2013. 205 f. (Doutor). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

OLIVEIRA, S. P., MIRANDA, P. E. V., 2000. **Caracterização Crítica de Hidrogênio para a Fragilização de Hidrogênio em aços**, Revista Matéria, v. 5, pag. 1-14.

OMAR, A. A. **Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds**. Welding Journal. v. 87, n. 2, p 86-93, feb. 1998.

PESSOA, E. F., **Soldagem de Revestimento com Ligas de Níquel Empregando o Processo MIG/MAG com Duplo Arame para Aplicações em Componentes do Setor de Petróleo e Gás Natural**. 2014. 196 f. (Doutor). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

RAO, M. N. **Pitting Corrosion of Sheets of a Nickel-base Superalloy**. Materials and Corrosion, v. 60, p. 49-52, 2009.

ROWE, M. D., NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. **Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds**. Welding Journal. pp. 31-37, 1999.

SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S. **A Study of Fusion Boundary Phenomena in a Low Alloy Steel**. Welding Journal. v. 55, p. 260-268, 1976.

SAVAGE, W. F., SZEKERES, E. S. **A Mechanism for Crack Formation in HY-80 Steel Weldments**. Welding Journal. v. 46, p. 94-96, 1967.

SCHLO, S. M., SVOBODA, J., GIESSEN E. V. D., 2001, **Evolution of the Methane Pressure in a 2.25Cr–1Mo Steel During Hydrogen**. Acta Materialia. v. 49, pag. 2227–2238. 2001.

SCOTTI, A. PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG**. Artliber Ltda, São Paulo, 2008.

SILVA, C. C., **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. 326 f. (Doutor). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA, C. C. *et al.* **Influence of Welding in Operational Conditions on the Partial Mixed Zone Formation in Ni-Based Dissimilar Weld Overlay**. In: Trends in Welding Research, Proceedings of the 9th International Conference, 2013, Chicago, Illinois, USA.

SILVA, D. C., **Influência do Tratamento de Homogeneização Sobre o Bandejamento Microestrutural em Aços de Construção Mecânica**. 1995. 94 f. (Mestre). Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1995.

SIMS, C. T. Superalloys: Genesis and Character. In: Sims, C. T., Stoloff, N. S. e Hagel, W. C. (Ed.). Superalloys II: John Wiley & Sons Inc., Superalloys: Genesis and Character, p. 3-25. 1987.

STEWART, C. W., *et al.*, **Coke Drum Design**. Chicago Bridge & Iron. 2006.

VISWANATHAN, R. **Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components**. Metals Park: ASM International, 1989.

YANG, Y. K., KOU, S. **Weld-Bottom Macrosegregation Caused by Dissimilar Filler Metals.** Welding Journal. v. 86, n. 11, p 379-387, 2007.