

CARACTERIZAÇÃO DE JUNTAS DE AÇO CARBONO REVESTIDAS
COM INCONEL 625 PELO PROCESSO TIG AUTOMATIZADO E PELA
SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

RODRIGO ANDRADE RIBEIRO

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

Março - 2014

MICROESTRUTURAS FORMADAS EM JUNTAS DE AÇO CARBONO
REVESTIDAS COM INCONEL 625 PELOS PROCESSOS TIG AUTOMATIZADO
APÓS CURVAMENTO E DA SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

RODRIGO ANDRADE RIBEIRO

Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos

Campos dos Goytacazes - RJ

Março de 2014

FICHA CATALOGRÁFICA

ANÁLISE COMPARATIVA DE UMA JUNTA API 5L X65 REVESTIDA COM
INCONEL 625 PELOS PROCESSOS: SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO E
SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

RODRIGO ANDRADE RIBEIRO

Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovada em 21 de Março de 2014.

Comissão Examinadora:

Prof^a. Dr^a. Cátia - IFF.

Prof^a. Dr^a. Lioudmila Matlakhova - UENF.

Prof. Dr. Luis Augusto Hernandez Terrones – UENF.

Prof. Dr. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos – UENF.

Talento pode te levar ao topo, mas só o caráter pode te manter lá.

Stevie Wonder

Dedico este trabalho a Deus,
minha esposa, minha filha que está chegando,
meus pais e minhas irmãs.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais Alberto Esteves Ribeiro e Marlene Andrade Ribeiro, que sempre me incentivaram nos estudos.

A minha esposa Renata Barbosa Gonçalves Ribeiro, por toda paciência e apoio.

Ao Professor Orientador Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos, pelo desafio, incentivo e aprendizado durante o curso.

Aos demais professores com os quais realizei as matérias necessárias para obtenção dos créditos.

Aos engenheiros, amigos e colaboradores Leonardo de Souza Cavadas, Ricardo Reppold Marinho, Antônio Marcelo de Meireles, Kássya Guimarães Schunk, Lucas Barbosa de Souza Martins, João Vytor Martins Bicoock, Jorge Ruan Valerio Oliveira da Silva, Daniel Correia Freire Ferreira, Felipe dos Santos Bastos, Eduardo Latge Milward de Azevedo pela ajuda na realização do trabalho.

Aos amigos e companheiros de equipe Paulo Faria, Julio Cesar Sarcinelli Vervloet e Guilherme Boechat Baptista Bastos de Oliveira pela paciência e ajuda durante a ausência necessária para a realização das matérias.

As empresas PETROBRAS, PROTUBO e SCHULZ, pela colaboração na realização do trabalho.

Ao Antônio Amaro dos Santos Peçanha Júnior, pela ajuda na preparação da amostras e micrografias.

Aos membros da Banca examinadora, por tratarem com profissionalismo o trabalho apresentado.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	I
ÍNDICE DE TABELAS	IV
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVO	2
1.2 JUSTIFICATIVAS	2
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 REVESTIMENTOS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO	4
2.1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS	4
2.1.2 AÇOS ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA (ARBL OU HSLA)	5
2.1.3 REVESTIMENTOS METÁLICOS	6
2.1.3.1 METALIZAÇÃO	6
2.1.3.2 GALVANIZAÇÃO	7
2.1.3.3 MATERIAIS UTILIZADOS NO REVESTIMENTO	8
2.1.3.3.1 INCONEL 625	9
2.2 PROCESSOS DE REVESTIMENTO DE TUBULAÇÃO	10
2.2.1 REVESTIMENTO POR SOLDAGEM	10
2.2.1.1 SOLDAGENS CONVENCIONAIS	11
2.2.1.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO	15
2.2.2 REVESTIMENTO POR CO-EXTRUSÃO	18
2.3 REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 EM AÇO CARBONO	20
2.3.1 DILUIÇÃO	20
2.3.2 PROBLEMAS METALÚRGICOS	22
2.4 CURVAMENTO POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA	30
CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1 MATERIAIS	33
3.1.1 SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO	33
3.1.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO	35
3.2 MÉTODOS	36
3.2.1 SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO	36
3.2.1.1 MEDIÇÃO DE ESPESSURA	36
3.2.1.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA	37
3.2.1.3 ENSAIO DE TRAÇÃO	38
3.2.1.4 ENSAIO DE IMPACTO	39
3.2.1.5 ENSAIO DE MICRODUREZA	39
3.2.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO	40
3.2.2.1 MEDIÇÃO DE ESPESSURA	40
3.2.2.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA	41
3.2.2.3 ENSAIO DE MICRODUREZA	41
CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
4.1 SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO	43
4.1.1 METAL DE BASE / ZTA - API 5L X65	44
4.1.1.1 ENSAIO DE TRAÇÃO TRANSVERSAL	44

4.1.1.2 ENSAIO CHARPY	46
4.1.1.3 MICRODUREZAS.....	48
4.1.1.4 MICROESTRUTURA	49
4.1.1.5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	52
4.1.2 REVESTIMENTO - INCONEL 625.....	53
4.1.2.1 CARACTERIZAÇÃO DA ZPD - INTERFACE API 5L X65/ INCONEL 625.....	53
4.1.2.1.1 MICRODUREZAS.....	54
4.1.2.1.2 MICROESTRUTURA	55
4.1.2.1.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	60
4.1.2.2 INCONEL 625: 1ª CAMADA – PÓS ZPD.....	60
4.1.2.2.1 MICRODUREZAS.....	61
4.1.2.2.2 MICROESTRUTURA	62
4.1.2.2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	67
4.1.2.3 INCONEL 625: 2ª CAMADA.....	67
4.1.2.3.1 MICRODUREZAS.....	68
4.1.2.3.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	71
4.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO	72
4.2.1 METAL BASE	73
4.2.1.1 MICRODUREZA.....	73
4.2.1.2 MICROESTRUTURA	75
4.2.1.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	77
4.2.2 INTERFACE - ZONA LOCALMENTE FUNDIDA.....	78
4.2.2.1 MICRODUREZA.....	79
4.2.2.2 MICROESTRUTURA	80
4.2.2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	82
4.2.3 REVESTIMENTO: INCONEL 625	83
4.2.3.1 MICRODUREZA.....	83
4.2.3.2 MICROESTRUTURA	84
4.2.3.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS	87
CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES	88
CAPÍTULO 6: SUGESTÕES	90
CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS	91
ANEXO.....	96
ANEXO I: ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.....	97

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Laser híbrido com GMAW utilizado para revestimento (Cortesia, Alabama Laser, [s.d]).	12
Figura 2: Desenho esquemático de uma tocha para soldagem Plasma-MIG (Resende e Ferraresi, 2007).	13
Figura 3: TIG automatizado (a) e o tubo revestido por este processo (b) (Cortesia Ogramac, 2011).	14
Figura 4: Desenho esquemático da Soldagem por Explosão (Rakesh Adakane, 2012).	15
Figura 5: Arranjo típico dos componentes para Soldagem por Explosão em Tubulações (Adaptado de Loureiro, [s.d]).	16
Figura 6: Corte transversal de uma junta resultante da Soldagem por Explosão (Bracarense, 2000).	17
Figura 7: Esquema da primeira fase da soldagem por co-extrusão, montagem do billet (expansão a frio) (Cortesia Schulz, 2010).	18
Figura 8: Esquema da segunda fase do processo de soldagem por co-extrusão (Cortesia Schulz, 2010).	18
Figura 9: API 5L X-65 com INCONEL 625 co-extrudado (Cortesia Schulz, 2010).	19
Figura 10: API 5L X-65 com INCONEL 625 co-extrudado, após teste de achatamento (Cortesia Schulz, 2010).	19
Figura 11: Micrografia de solda com INCONEL 625 em Aço Carbono, identificando a ZPD (Kejelin, 2012).	23
Figura 12: Medidas de dureza confirmando a presença de uma ZPD “praia”. H=1170kJ/m. Diluição: 6,73%. 200x. Nital (1,5%), por 20s. (Silva et al., 2010).	24
Figura 13: ZPD tipo baía ou península ZPD para H=1530kJ/m. Diluição: 10,72%. 200x. Nital (1,5%), por 20s (Silva et al., 2010).	25
Figura 14: ZPD tipo Ilha (porções do MB cercadas pelo MS). H=1530kJ/m. Diluição: 10,72%. 100x. Nital (1,5%), por 20s. (Silva et al., 2010).	25
Figura 15: Diagrama qualitativo proposto por Omar (1998) mostrando a influência da taxa de resfriamento sobre a formação de ZPD.	26
Figura 16: Evolução microestrutural das superligas de níquel ao logo dos anos (Pinto, 2001 apud Koul, 1994).	28
Figura 17: Diagrama TTT (tempo, temperatura e transformação) de segundas fases em alta temperatura no INCONEL 625 (Floreen, 2002).	29
Figura 18: Ilustração esquemática da bobina de indução.	31
Figura 19: Esquema do Curvamento por indução.	32
Figura 20: Processo de curvamento por indução.	32
Figura 21: Seção do tubo da soldagem TIG automatizado.	33
Figura 22: Retirada das amostras do intradorso e extradorso.	35
Figura 23: Seção do tubo da soldagem por explosão.	35
Figura 24: Retirada da amostra da Soldagem por explosão.	36
Figura 25: Corpo de prova de tração (ASTM A370-11a).	38
Figura 26: Medidas da amostra para ensaio de impacto de acordo com	39
Figura 27: Esquema da impressão de microdurezas na junta, obtido no Microdurômetro LECO LM 247 AT para a amostra do Intradorso.	40
Figura 28: Esquema das impressão de microdurezas na junta, obtido no Microdurômetro LECO LM 247 AT para a amostra da soldagem por explosão (a) Impressões vertical e (b) impressões horizontais.	42

Figura 29: Regiões de interesse na amostra da Soldagem TIG-Automatizado.....	43
Figura 30: Comparação entre os valores de microdurezas no MB, da amostra intradorso e extradorso.....	48
Figura 31: Comparação entre os valores de microdurezas na ZTA, da amostra intradorso e extradorso.....	49
Figura 32: Limites da ZTA no aço API 5L X65 amostra a) intradorso, 216x,.....	49
Figura 33: ZTA no intradorso, 1075x, MO: Confocal.....	50
Figura 34: Microestrutura do MB no ID 430x, MO: Confocal.....	51
Figura 35: Microestrutura do MB no ED 2136x, MO: Confocal.....	52
Figura 36: ZPD no Intradorso, MO: 500x, ataque eletrolítico com Nital 5%, 2V, 13 segundos.....	53
Figura 37: ZPD no MEV, amostra intradorso , ataque eletrolítico com Nital 5%, 2V, 13 segundos.....	54
Figura 38: Comparação entre os valores de microdurezas na ZPD, da amostra intradoso e extradorso.....	55
Figura 39: Micrografia e análise EDS por linha na junta a) intradorso, b) extradorso. Ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.....	56
Figura 40: Micrografia e análise por EDS na matriz da ZPD (região 1), amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.....	58
Figura 41: Micrografia e análise por EDS em precipitados e na matriz da ZPD (região 2), amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.....	59
Figura 42: Micrografia da soldagem TIG por MO: confocal, aumento 108x, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.....	61
Figura 43: Comparação entre os valores de microdurezas na 1ª camada do revestimento, amostra intradoso e extradorso.....	61
Figura 44: Micrografia no MEV da 1ª camada do revestimento, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.....	62
Figura 45: Micrografia no MEV na 1ª camada do revestimento e análise EDS, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 5%, 2V, 13 segundos.....	63
Figura 46: Micrografia e análise EDS na 1ª camada do intradorso, região de crescimento colunar, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.....	64
Figura 47: Micrografia e análise EDS de precipitados na 1ª camada numa distância próxima da ZPD, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	65
Figura 48: Micrografia e análise EDS de precipitados na 1ª camada numa distância próxima da ZPD, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	66
Figura 49: Micrografia destacando a 1ª e 2ª Camada do revestimento na amostra extradorso, 559x. MO: Confocal, ataque eletrolítico com ácido crômico, 5V, 10 s. ...	68
Figura 50: Comparação entre os valores de microdurezas na 2ª camada do revestimento, amostra intradoso e extradorso.....	69
Figura 51: Micrografia e análise EDS na 2ª camada do revestimento, MEV, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.....	70
Figura 52: Micrografia e análise EDS na 2ª camada do revestimento, MEV, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.....	71
Figura 53: Regiões de interesse na amostra da Soldagem por Explosão: (MB) ataque com nital 2%, 5 segundos; (inconel) ataque eletrolítico com nital 2%, 5V, 13 s.	73
Figura 54: Microdurezas no MB, Soldagem por Explosão.....	74
Figura 55: MB e Zona de encruamento do MB da Soldagem por Explosão. MO: Confocal, 1075x, ataque com Nital 2%, 5 s.	75
Figura 56: Zona de encruamento do MB na Soldagem por explosão. MO: Confocal, 1828x, ataque com Nital 2%, 5 s.	76

Figura 57: Análise por EDS no MB (a) e na zona de encruamento do MBv(b).....	77
Figura 58: MB próximo à interface, Soldagem por Explosão. Mo: Confocal, 1075x, ataque eletrolítico com Nital 5%, 3V, 10 s.....	78
Figura 59: Microdurezas na Zona Localmente Fundida, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	79
Figura 60: EDS em linha abrangendo o MB, a Interface e o Inconel 625, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	81
Figura 61: Possíveis zonas localmente fundidas indicadas pelas setas. MO:confocal 430x, ataque eletrolítico com ácido crômico, 5V, 10 s.	81
Figura 62: Micrografia por MEV na zona localmente fundida e análise por EDS, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.....	82
Figura 63: Síntese do perfil de microdurezas no INCONEL 625 ao longo das distâncias da interface.	84
Figura 64: Microestrutura do INCONEL 625 após Soldagem por Explosão, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	84
Figura 65: Microestrutura e análise EDS feita no INCONEL 625 na região próxima a interface, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	85
Figura 66: Microanálise EDS em outros precipitados no INCONEL 625, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.	86

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do INCONEL 625 (Special Metals, 2006).....	10
Tabela 2: Composição química do tubo API 5L X65.	34
Tabela 3: Composição química do ER NiCrMo-3.	34
Tabela 4: Espessuras antes e após o curvamento.	44
Tabela 5: Resultados do ensaio de tração transversal.	45
Tabela 6: Resultados obtidos através do Ensaio de Impacto Transversal a -26°C com entalhe tipo V2 x 10 x 10.	47
Tabela 7: Microdurezas na Zona de encruamento do MB, Soldagem por Explosão.	74
Tabela 8: Valores das microdurezas na zona localmente fundida.	80

RESUMO

Neste trabalho foram caracterizadas juntas de aço carbono revestidas com inconel 625. Foram utilizados os processos: TIG automatizado com adição de arame quente, tendo a junta sofrido curvamento a quente e em seguida tratamento térmico de têmpera e revenido; e pela soldagem por explosão na condição como soldada. A caracterização metalográfica envolveu o uso de diversos ataques químicos e observação do metal de base (MB), zona parcialmente diluída (ZPD) e o revestimento de inconel 625 por meio de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersa (EDS). Ensaios de microdureza foram realizados em todas as regiões de ambos os processos. Ensaios de Tração e Charpy foram realizados no MB da junta soldada por TIG automatizado. Os resultados mostram que os tratamentos térmicos aplicados na soldagem TIG automatizado alteraram a microestrutura do MB e recrystalizaram os grãos da ZTA. A ZPD apresentou duas regiões distintas: região 1, com microestrutura martensítica, elevado teor de Fe e baixos teores de Ni e Cr, quando comparados ao inconel; e região 2, com microestrutura austenítica/martensítica, e teores de Fe, Ni e Cr, mais próximos do inconel. As microdurezas encontradas na ZPD apresentaram valores acima de 400 HV. A primeira camada de revestimento inconel 625 apresentou solidificação celular e a seguir colunar dendrítica, com microestrutura austenítica e presença de precipitados cuboidais e multiformes além da fase laves. A soldagem da segunda camada normalizou e diminuiu a dureza da primeira camada. A segunda camada de soldagem apresentou uma microestrutura que consiste da matriz austenita, com evidências da fase agulhada δ . Na soldagem por explosão ocorre forte deformação dos grãos na proximidade da interface, tanto do lado do MB quanto do lado do inconel, tendo sido verificado significativo aumento da dureza. Na interface, ocorre o aparecimento de zonas localmente fundidas devido a dissipação de energia no impacto. Estas zonas apresentam microestrutura martensítica como ocorrido com as ZPD encontradas na soldagem TIG. Este trabalho conclui que ambos os processos atingem os níveis de qualidade e produtividade exigidos no segmento offshore.

Palavras-chave: revestimento; inconel 625 e aço carbono; microestruturas.

ABSTRACT

On this work were characterized coated carbon steel joints with Inconel 625. The following processes were used: automated TIG with added hot wire, having suffered the joint hot bending and then heat treatment of quenching and tempering; and welding by explosion in a welded condition. Metallographic characterization involved the use of various chemical attacks and observation of the base metal, partially diluted zone and the Inconel 625 coating by optical microscopy, scanning electron microscopy and spectroscopy scattered energy. Microhardness tests were performed on all regions of both processes. Tensile and Charpy tests were performed on the base metal for automated TIG welded joint. The results show that heat treatments applied in automated TIG welding modified the microstructure of the base metal and recrystallized grains of the heat affected zone. The partially diluted zone showed two different regions: Region 1, with martensitic microstructure, high Fe content and low contents of Ni and Cr compared to Inconel, and region 2, with austenitic / martensitic microstructure, and Fe, Ni and Cr, closer to the Inconel composition. The microhardness measured in the partially diluted zone presented values above 400 HV. The first layer of Inconel 625 coating showed cell solidification and after that columnar dendritic, with austenitic microstructure and the presence of cuboidal precipitates and multiforms in addition to the laves phase. The welding of the second layer normalized and decreased the hardness of the first layer. The second layer welding showed a microstructure consisting of austenite matrix, with evidence of needled phase δ . In the welding by explosion process occurs strong deformation of the grains in the vicinity of the interface, on both the base metal and the side of Inconel, where was observed a significant hardness increasing. At the interface, occurs the appearance of zones locally fused due to dissipation of energy on impact. These areas display martensitic microstructure as demonstrated by the partially diluted zone found in the TIG welding process. This study concludes that both processes reach the levels of quality and productivity required in the offshore segment.

Keywords: coating, Inconel 625 and carbon steel; microstructures.

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de tecnologias para a exploração e produção de petróleo nas plataformas “*offshore*” em águas profundas e ultraprofundas em condições adversas, leva a necessidade de estudos que busquem o desenvolvimento de novos materiais ou a realização de novas avaliações para diferentes situações dos materiais já existentes (Pfingstag *et al.*, 2010).

No caso específico dos poços de petróleo, os equipamentos e tubulações instalados são submetidos a condições diversas de temperatura e pressão, estando inseridos em um ambiente corrosivo e/ou abrasivo. O fluido produzido constitui-se de uma mistura de compostos de petróleo, água salgada, gás natural, gases como o H₂S e o CO₂, e sólidos em suspensão, como areia. À medida que os poços são explorados, uma quantidade maior de areia é produzida juntamente com o óleo, a água e o gás (Santos, 2008).

Os *risers* de produção têm a função de conduzir toda a produção submarina, óleo e/ou gás, de um determinado poço ou determinado conjunto de poços num campo até a superfície (Pereira, 2008).

Atualmente está sendo empregado a nível mundial, o revestimento interno de *risers* de aço C-Mn com ligas a base de níquel para melhoria da resistência a degradação. Essa aplicação está ganhando espaço principalmente por questões econômicas, uma vez que restringe a utilização de materiais nobres somente às regiões que demandam melhores propriedades, nesse caso, à superfície interna dos tubos (Kejelin, 2006).

Diante da crescente expansão da demanda por tubulações com revestimento interno, surge espaço para a identificação de novos processos e procedimentos de soldagem que permitam ampliar as opções já existentes, adicionando novas técnicas que aumentem o nível de produção ou habilitem processos de fácil utilização em ambiente industrial (Baixo e Dutra, 2009).

1.1 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é analisar as microestruturas formadas em juntas de aço carbono revestidas com INCONEL 625 pelos processos TIG automatizado após curvamento e tratamentos térmicos e da soldagem por Explosão tendo em vista a sua influência nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Foram utilizadas as técnicas de preparação metalográfica de amostras, microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersa (EDS), microdureza e ensaios destrutivos.

1.2 JUSTIFICATIVAS

Nos últimos anos, a indústria de petróleo e gás cresceu de maneira considerável no Brasil. A produção nacional de petróleo saiu do patamar de um milhão de barris/dia para dois milhões de barris/dia em pouco mais de uma década. Esse resultado, no entanto, não produziu esgotamento das reservas provadas do país. Ao contrário, como a razão reserva/produção se manteve praticamente inalterada isso significa que o esforço exploratório tem sido extremamente bem sucedido. Maior exemplo disso são as recentes descobertas de grandes reservas no pré-sal.

Nos projetos das plataformas de petróleo e componentes que as ligam aos poços de exploração (componentes submarinos), o estudo da seleção de materiais torna-se cada vez mais necessário, principalmente devido à severidade dos meios em que estes são operados, tanto no aspecto de propriedades mecânicas quanto no da resistência à corrosão nos diferentes meios. É possível observar que, principalmente nos novos projetos, a necessidade de utilizar materiais que combinem altos valores de resistência mecânica e excelentes propriedades de resistência ao desgaste têm sido maior. A exigência de materiais com excelente resistência ao desgaste é principalmente devido à composição e característica das misturas óleo, gás e água encontrados nos poços de exploração, aliados a temperatura necessária para escoar esses fluídos, dentre outros fatores.

Estes são alguns dos motivos pelos quais os donos de projetos de novas plataformas de petróleo e componentes submarinos, como a Petrobras, especificam

cada vez mais aços baixa-liga e alta resistência com revestimento interno ou externo de ligas de níquel resistentes à corrosão (destaque para a liga 625). Isto têm sido usado na fabricação de tubos, flanges e conexões, e estes componentes são aplicados em equipamentos submarinos como árvores de natal, *manifolds*, cabeças de poço, dentre outros. Um exemplo desta utilização está na plataforma P55, onde tubos de aço API 5L (grau X60 à X80), revestidos com a liga inconel 625, foram especificados no flutuante da plataforma.

CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 REVESTIMENTOS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO

A indústria do petróleo vem aumentando continuamente a exigência por novas tecnologias, agregadas aos seus equipamentos, para aumentar sua produção e lucros. Para atender estas altas exigências tecnológicas, estudos de novos processos e investimentos em equipamentos tornam-se essencialmente necessários para esta evolução.

As primeiras estruturas de aço utilizadas em ambiente marítimo foram revestidas com materiais naturais, tais como alcatrão de carvão e asfalto, no século XIX. A partir daí, o rápido desenvolvimento da indústria petrolífera, aliado à exigência permanente por melhorias na resistência à corrosão, tornou a utilização de revestimentos metálicos um dos maiores avanços no campo de revestimentos protetores do século XX (Gomes, 2003).

2.1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Os consertos necessários das unidades de produção de petróleo, construídas na década de 1970, fazem parte dos aproximadamente US\$ 6 trilhões que precisam ser gastos até 2030 para atender às necessidades mundiais de petróleo e gás, segundo a Agência Internacional de Energia (AIE), com sede em Paris (Hemeroteca do Instituto de Eletrotécnica e Energia, 2006).

Nos EUA, o maior campo de petróleo teve sua produção paralisada por motivos de deterioração interna por corrosão dos oleodutos de produção, o que provocou perdas incalculáveis (Mariano *et al.*, 2007).

A deterioração por desgaste e corrosão de equipamentos e componentes metálicos é um sério problema na indústria *offshore* (Freire e Buschinelli, 2003).

A parcela de petróleo perdida, devido à deterioração interna das tubulações, cresceu 78% em 2006, a partir dos 4,7% registrados em 1990 (Hemeroteca do Instituto de Eletrotécnica e Energia, 2006).

A necessidade de proteção contra meios agressivos tem conduzido a um amplo estudo na área de revestimentos (Anjos *et al.*, 2003).

2.1.2 AÇOS ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA (ARBL OU HSLA)

Os Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) ou *High-Strength Low-Alloy* (HSLA), são materiais estruturais que apresentam boa soldabilidade, elevada resistência mecânica e excelente tenacidade. Estes são amplamente empregados nos setores naval, *offshore* e de tubos. Geralmente, são microligados com Ti, Nb e/ou V, que se combinam com C e N para formar carbeto e nitreto ou um complexo destes precipitados, os carbonitretos. Os requisitos de propriedades mecânicas destes aços podem ser alcançados através do refino de grão e do endurecimento por precipitação, que são obtidos pela combinação da adição de elementos microligantes e do processamento termomecânico (Lage e Araújo, 2010).

A adição de elementos de liga no aço ARBL afeta as suas propriedades, de modo que cada elemento tem um papel na alteração de alguma propriedade do aço. Em geral esta adição vai depender de que tipo de propriedade se necessita e de qual aplicação será dada ao aço (Perini, 2008).

A soldagem de segmentos de tubos, fabricados com esse material, é utilizada na fabricação de dutos de transporte. Estes dutos são especialmente empregados no transporte de produtos na indústria de óleo e gás. As boas propriedades desses aços ARBL permitem a fabricação de dutos que sejam utilizados em condições mecânicas mais severas, como por exemplo, em transportes de maiores volumes e a pressões ainda mais elevadas (Lemos, 2009).

A principal norma que especifica requerimentos para fabricação de tubos para uso em transportes de petróleo e gás natural é a API 5L, elaborada pelo Instituto Americano de Petróleo. Os tubos mais frequentemente utilizados para transporte de gás, a alta pressão, são os de aços da classe API 5L de graus X60, X65, X70 e X80 (Meireles, 2009).

Essas tubulações, quando aplicadas na indústria offshore, são submetidas inevitavelmente a carregamentos dinâmicos em operação que pode ser devido à expansão e contração durante operação e desligamento, ou devido ao movimento dos dutos produzidos por vento e pela maré. Em conjunto com o carregamento

mecânico, existe uma preocupação com a exposição do material a meios quimicamente agressivos, principalmente nas soldas circunferenciais dos tubos para uso em águas profundas. Nestas o lado interno (raiz da solda) está em contato com água de produção, petróleo e gases corrosivos. Assim este cenário tecnicamente complexo demanda uma avaliação criteriosa do comportamento em fadiga combinada com um meio agressivo (corrosão e fadiga) dos materiais empregados para a fabricação dos tubos em questão (Lemos, 2009).

2.1.3 REVESTIMENTOS METÁLICOS

O desenvolvimento dos materiais metálicos está intimamente associado aos avanços tecnológicos. A necessidade de materiais mais resistentes ao desgaste, mais tenazes, com maior resistência à corrosão e oxidação, tem sido o impulso para a pesquisa de muitos materiais, com essas características e propriedades. Originalmente, para esses tipos de aplicações, são utilizados os aços inoxidáveis e aços ligados, porém a exigência de temperaturas de operação cada vez maiores, maiores potências e motores mais eficientes, impulsionaram o desenvolvimento das ligas refratárias ou “superligas” (Faria, 2007a).

Atualmente, devido à evolução tecnológica, é possível proteger com alta eficiência, determinado componente ou superfície que eventualmente esteja exposta a qualquer tipo de desgaste, aplicando-se um revestimento metálico.

2.1.3.1 METALIZAÇÃO

Este revestimento pode ser executado por várias técnicas/processos, se destacando na indústria *offshore* a aspersão térmica. Quando o material aspergido é um metal, o processo é chamado de metalização.

Nesta técnica os materiais de deposição são fundidos ou aquecidos em uma fonte de calor gerada no bico de uma pistola apropriada por meio de combustão de gases, de arco elétrico ou por plasma. Imediatamente após a fusão, o material finamente atomizado é acelerado por gases sob pressão contra a superfície a ser revestida, atingindo-a no estado fundido ou semi-fundido. Ao se chocarem contra a

superfície, as partículas achatam-se e aderem ao material base e na sequência sobre as partículas já existentes, originando-se assim uma camada de estrutura típica e diferente de qualquer outra forma metalúrgica. Essas camadas são constituídas de pequenas partículas achatadas em direção paralela ao substrato, com estrutura típica lamelar contendo inclusões de óxidos, vazios e porosidade. (Mariano e Paredes, 2007).

Os revestimentos obtidos por aspensão térmica podem ser encontrados em uma grande variedade de aplicações industriais, com o intuito de proteger superfícies ou recuperar peças manufaturadas (Ashary e Tucker, 1991).

Segundo Maranhão (1992) a maior vantagem dos processos de aspensão é a diversidade de aplicações, uma vez que a seleção de materiais é quase ilimitada.

Esta técnica, apesar de antiga, é a alternativa mais utilizada em processos em que a proteção à corrosão em água do mar e a necessidade de redução de custos de manutenção são os principais requisitos (Gomes, 2003).

No reparo de revestimento da estrutura da lança do flare, no reparo de revestimento de linhas e equipamentos das plataformas *offshore*, é muito utilizada a técnica de metalização.

2.1.3.2 GALVANIZAÇÃO

Outra técnica de revestimento é a zincagem por imersão a quente, também chamada galvanização, que é entre os processos de proteção já desenvolvidos, um dos mais antigos e bem sucedidos.

A galvanização consiste no processo de recobrimento de aços com uma camada de zinco hexagonal ou de suas ligas, principalmente de ferro-zinco. O recobrimento obtido, por esse processo, possui boa resistência à corrosão atmosférica e por isso é amplamente empregado no revestimento de aços, representando mais da metade do consumo mundial de zinco (Paranhos, 2010).

O zinco apresenta maior potencial de oxidação que o ferro. Assim, se os dois forem colocados em contato em meio eletrolítico, o zinco atua como ânodo e o ferro como cátodo. Se a camada de zinco se mantiver contínua, sem qualquer danificação, a mesma atua como uma barreira evitando que o oxigênio e a água entrem em contato com o aço, inibindo, assim, a sua oxidação. Caso a camada

tenha qualquer descontinuidade que permita a entrada do ar atmosférico com umidade, o zinco passa a atuar como ânodo, sofrendo corrosão (Paranhos, 2010).

Destaca-se a aplicação desta técnica nos dutos de circulação de ar, vigas, barreiras de proteção, passarelas, colunas, coberturas, tubos de drenagem, dutos para cabos elétricos, peneiras, equipamentos de segurança, equipamentos de combate a incêndio, corrimão, eletrocalha, tubulações, suporte de tubos, trilhos de guias, rolamentos de equipamentos, escadas.

2.1.3.3 MATERIAIS UTILIZADOS NO REVESTIMENTO

Em vista da enorme e crescente diversificação dos materiais disponíveis para aplicações de engenharia e dos materiais e ligas disponíveis como materiais de adição, a tarefa de selecionar o melhor tipo de material a aplicar sobre um determinado substrato, com uma finalidade específica, torna-se, ao mesmo tempo, árdua e empolgante (Lima *et al.*, 1998).

Entre os materiais amplamente utilizados como revestimentos metálicos, na indústria *offshore*, destacam-se os aços inoxidáveis e as ligas a base de níquel.

Os aços são classificados como inoxidáveis quando apresentam no mínimo 11% de cromo, elemento químico que garante ao material elevada resistência à corrosão. Este distribuído, de forma homogênea, por todo o aço inoxidável ao entrar em contato com o oxigênio do ar, forma uma camada fina, contínua e resistente de óxido sobre a superfície, protegendo-o contra ataques corrosivos do meio ambiente. Estável e com espessura finíssima a camada passiva torna-se muito aderente ao inox e tem sua resistência aumentada à medida que se adiciona mais cromo à mistura. Mesmo quando o aço sofre algum tipo de dano, sejam arranhões, amassamentos ou cortes, o oxigênio do ar imediatamente combina-se com o cromo, formando novamente o filme protetor (Fernandes, 2010).

As ligas à base de níquel têm um papel extremamente importante, por terem uma vasta utilização nesta área da indústria *offshore* devido principalmente ao seu desempenho em altas temperaturas, que é dado por algumas de suas características intrínsecas, como: alta resistência mecânica em temperaturas elevadas, alta resistência a fluidez, alta resistência a fadiga e boa resistência a corrosão (Faria, 2007).

As ligas à base de níquel podem ser classificadas como ligas níquel-cobre (Monel), ligas níquel-molibdênio, ligas níquel-cromo-ferro (INCONEL), ligas níquel-ferro-cromo-molibdênio (Incoloy), ligas níquel-cromo-molibdênio-tungstênio, ligas níquel-silício e ligas endurecidas por precipitação. As séries de ligas INCONEL 600 são ligas austeníticas à base de níquel, as quais contêm 72% Ni (no mínimo), 14%-17% Cr e 6%-9% Fe. A presença de pequenas quantidades de alumínio, titânio, nióbio, molibdênio e tungstênio aumentam a resistência mecânica e a resistência à corrosão (Calvo, 1997).

2.1.3.3.1 INCONEL 625

O desenvolvimento do INCONEL 625 foi iniciado em 1950, com a finalidade de suprir a demanda por materiais de alta resistência para uso em plantas de energia super crítica e concluído com a venda comercial da liga em 1962 (Eilsentein e Tillack, 1991).

Por vários anos foram estudados, de forma intensa, como os elementos variáveis da liga, Ni-Cr-Mo-Nb, afetavam as propriedades relacionadas à fabricação (Smith *et al.*, 2001).

A liga INCONEL 625 é usada em várias indústrias (aeroespacial, química, nuclear, aplicações com água do mar, etc.), graças a sua grande resistência mecânica, excelente resistência à fadiga, resistência térmica, resistência à oxidação, excelente soldabilidade e brazagem, excelente resistência à corrosão em vários meios e em uma grande faixa de temperatura, pressão e resistência a cloretos. O uso frequente desta liga como material de adição em soldas dissimilares se explica por sua resistência, ductilidade e sua habilidade de tolerar na diluição uma grande quantidade de outros materiais (Eilsentein *et al.*, 1991).

Além do teor mínimo de níquel em 58%, o INCONEL 625 contém de 20 a 23% de cromo, possuindo propriedades de resistência a altas temperaturas e excelente resistência a oxidação e corrosão em ambientes severamente agressivos. Estas propriedades são derivadas das adições de molibidênio (8-10%), nióbio (3,15-4,15%) e ferro (até 5%) (Mathew *et al.*, 2007). A tabela 1 mostra a composição química do INCONEL 625.

Tabela 1: Composição química do INCONEL 625 (Special Metals, 2006).

	Elementos												
	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb +Ta	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Co
Min.	58,0	20,0	-	8,0	3,15	-	-	-	-	-	-	-	-
Máx.	-	23,0	5,0	10,0	4,15	0,10	0,5	0,5	0,015	0,015	0,40	0,40	1.0

A grande desvantagem da utilização destas ligas está no seu alto custo, e desta forma, seu uso como metal base para ligas é limitado, sendo utilizadas somente quando os materiais mais baratos não fornecem as propriedades necessárias de resistência ao desgaste, requeridas para aplicações especiais em engenharia (Pérez, 2005).

2.2 PROCESSOS DE REVESTIMENTO DE TUBULAÇÃO

Na análise para escolha do revestimento ideal e do processo de aplicação deve ser levado em conta fatores de custo e eficiência a médio e longo prazos, tendo em vista as limitações e especificidades de cada processo (Lima e Camargo, 2001).

A eliminação ou redução dos efeitos provocados pelo desgaste nas tubulações é de suma importância na indústria do petróleo. Com a aplicação de revestimentos a vida útil de uma tubulação aumenta significativamente reduzindo custos com a manutenção e substituição.

2.2.1 REVESTIMENTO POR SOLDAGEM

A soldagem de revestimento é um processo no qual uma liga é depositada na superfície de um metal de base para colocá-lo nas dimensões originais ou para obter alguma propriedade desejada tal como, resistência ao desgaste, impacto, corrosão, etc. A soldagem de revestimento é, portanto, um processo de fabricação alternativo

onde se consegue conciliar propriedades diferentes, e muitas vezes opostas entre si, no núcleo e na superfície do material (Costa e Payão, 1994).

Para a execução de soldagem de revestimento, algumas características especiais dos processos e procedimentos devem ser buscadas para atender a determinados requisitos tecnológicos. A penetração e a consequente diluição, por exemplo, devem ter níveis mínimos para atender requisitos inerentes ao que é pretendido de um revestimento (Puhl *et al.*, 2010).

A principal diferença da soldagem de revestimento em relação às aplicações convencionais de soldagem diz respeito à geometria do cordão de solda. Ao contrário das aplicações convencionais, em que é desejável alta penetração para garantir a resistência da junta soldada, na soldagem de revestimento o perfil geométrico desejado se resume a grandes larguras do cordão, altos reforços, baixas penetrações e baixos percentuais de diluição. A obtenção deste perfil geométrico característico é importante para que o processo permita recobrir a maior área possível com o menor número de passes, resultando em economias significativas de materiais e tempo. Assim, um dos maiores desafios da soldagem de revestimento consiste no ajuste adequado dos parâmetros do processo, para que o material depositado adquira a geometria desejada (Gomes, 2010).

2.2.1.1 SOLDAGENS CONVENCIONAIS

Na execução do revestimento de tubulações por soldagem algumas características especiais dos processos e procedimentos devem ser buscadas para atender a determinados requisitos, como mencionados anteriormente. Visando uma melhor adequação ao trabalho proposto serão mencionados apenas os processos de soldagens convencionais, aplicados na indústria, como recentes avanços tecnológicos.

Uma explicação detalhada a respeito dos processos de soldagem convencionais pode ser, por exemplo, encontrada nas literaturas: ASM Handbook Volume 6, (1993), Modenesi e Marques, (2006), Jeffus, (2004), Weman, (2003), Wainer, (1992) e diversas outras.

Com os avanços das novas tecnologias disponíveis para o desenvolvimento de processos de soldagem, e a procura por processos com maior capacidade de

produção e produtividade, surgiram nos últimos anos os chamados “Processos Híbridos de Soldagem” (Reis e Scotti, 2007). Nestes tem-se a associação física de dois processos, como o MIG-Laser, TIG-Laser, Plasma-Laser, dentre outros, com o intuito de aproveitar as características mais atrativas de cada processo individualmente (Resende e Ferraresi, 2007).

Um dos processos híbridos mais utilizados combina o laser com o processo GMAW, chamado Laser Híbrido com GMAW (figura 1), que é utilizado para a deposição de um fio consumível. Tipicamente, este processo é usado para reparar uma superfície desgastada ou danificada, combinando a química do substrato ou do material a ser depositado para adaptar a superfície da peça e melhorar a resistência a corrosão e/ou resistência ao desgaste. A indústria Alabama Laser utiliza o processo para revestimento de grandes superfícies com material resistente a corrosão e desgaste, com menos diluição e melhores condições da superfície do que pode ser conseguido por processos GMAW convencionais (Denney, [s.d.]).



Figura 1: Laser híbrido com GMAW utilizado para revestimento (Cortesia, Alabama Laser, [s.d.]).

De acordo com Harris (1994), outro processo que oferece a possibilidade de uniões e revestimentos com elevadas velocidades de soldagem, isto é, elevada produtividade, é o Plasma-MIG. Este une as vantagens de alta produtividade, dos processos de soldagem a arco, aos menores custos dos equipamentos, proporcionados pelas possibilidades de combinação entre as fontes de corrente

comercialmente disponíveis para a soldagem a Plasma e MIG/MAG (Mattles e Kohler, 2006).

No processo MIG/MAG e nos outros processos baseados em eletrodos consumíveis, a corrente de soldagem, a taxa de alimentação do metal de adição e o comprimento do eletrodo estão estreitamente interligados. Este fato expressa a forte dependência existente entre o aporte de energia e o aporte de material dos processos que trabalham com eletrodos consumíveis. Uma das principais consequências desta dependência é a dificuldade em se atuar na geometria do cordão de solda (Oliveira, 2006). No processo Plasma-MIG, o controle independente do arco Plasma e da corrente que flui através do arame, permite melhor controle sobre o metal depositado, melhorando a produtividade, e dando flexibilidade no controle do calor que é transferido a peça (Harris, 1994). No esquema da tocha para soldagem deste processo, mostrado na figura 2, são destacados os principais componentes.

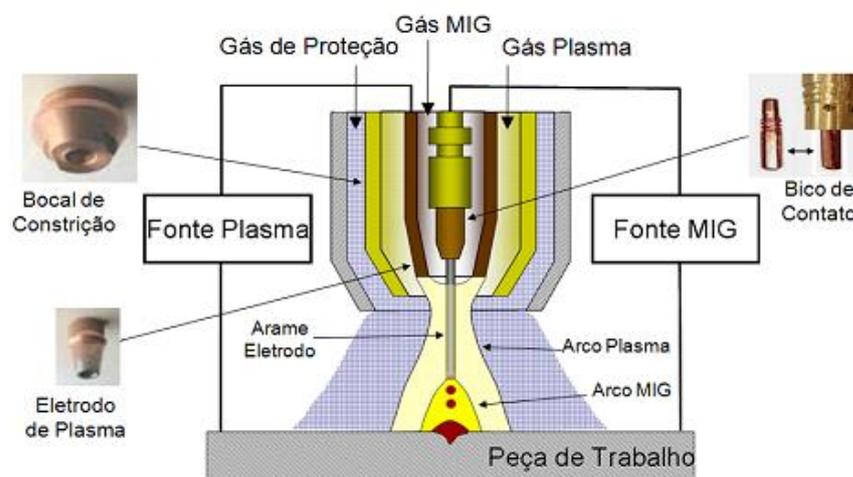


Figura 2: Desenho esquemático de uma tocha para soldagem Plasma-MIG (Resende e Ferraresi, 2007).

Na soldagem de revestimento, algumas características dos cordões de solda são desejadas, como a mínima penetração e um perfil adequado à união com cordões adjacentes, além da condição almejada de alta produtividade. O processo de soldagem MIG/MAG é bastante utilizado em revestimentos por ser considerado de alta produtividade e facilmente automatizado.

Visando a obtenção de melhores resultados na soldagem de revestimento é proposto um novo processo, derivado do processo MIG/MAG convencional e nomeado de MIG/MAG-PS (em que o PS significa polaridade sincronizada). No processo MIG/MAG-PS ocorre a soldagem com a polaridade positiva (CC+) e também com a polaridade negativa (CC-), sincronizadas com a trajetória de tecimento do cordão de solda, somando assim os aspectos positivos de ambas polaridades. Na região central do tecimento, aplica-se polaridade negativa para se obter alta produtividade com mínima penetração e diluição. Enquanto a polaridade positiva é empregada somente nas extremidades do tecimento com o objetivo de se obter geometria adequada à união com cordões de solda adjacentes, evitando descontinuidades por falta de fusão. O novo processo, MIG/MAG-PS, se revelou bastante eficaz e robusto, tornando-se uma boa opção de quebra de paradigma para a soldagem de revestimentos (Puhl *et al.*, 2010).

Em geral, os equipamentos automatizados garantem maior controle do processo e repetibilidade, fornecendo um revestimento com a mínima diluição do metal base (inferior a 4%) e a máxima qualidade. O arco elétrico na soldagem TIG é estável e produz soldas com bom acabamento, exigindo pouca ou nenhuma limpeza após a operação. Na figura 3 pode ser observado o equipamento para o processo TIG automatizado e o tubo revestido por este processo.



(a)

(b)

Figura 3: TIG automatizado (a) e o tubo revestido por este processo (b)
(Cortesia Ogramac, 2011).

2.2.1.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

A Soldagem por Explosão é um processo de soldagem no estado sólido, que é obtido a partir da deformação plástica superficial dos metais ocorrida após a colisão de uma peça acelerada, lançada em alta velocidade, contra outra através da detonação calculada de um explosivo. Nesta a colisão entre os dois materiais provoca uma deformação plástica superficial, suficientemente grande, para promover a união dos dois metais (Antunes, 2008). Na figura 4 é mostrado um desenho esquemático deste processo de soldagem.

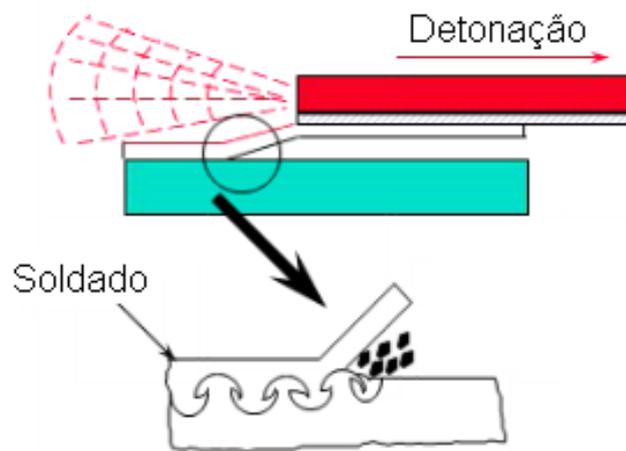


Figura 4: Desenho esquemático da Soldagem por Explosão (Rakesh Adakane, 2012).

Nesse processo a solda é produzida em uma fração de segundo sem adição de metal. É essencialmente realizado a temperatura ambiente, no qual as peças de trabalho não são muito aquecidas. As superfícies em contato, entretanto, são aquecidas pela energia da colisão e a soldagem é conseguida pelo fluxo plástico do metal em suas superfícies (Bracarense, 2000).

A junta soldada resultante apresenta uma ligação de alta qualidade metalúrgica. Durante o processo de soldagem, várias camadas de átomos na superfície de cada metal tornam-se plasma. O ângulo de colisão entre as duas superfícies (tipicamente menor que 30°) força o plasma para frente da parte de colisão, de forma eficaz esfregando ambas as superfícies do metal e deixando-as unidas (Souriau PA&E, 2012).

Esta técnica de soldagem é mais comumente utilizada para unir chapas de aço de carbono com uma fina camada de material resistente à corrosão, tal como aço inoxidável, liga de níquel, titânio ou zircônio. Por causa da natureza do presente processo de soldagem, a sua capacidade de produzir diferentes geometrias é muito limitada. As soldas executadas devem ser simples em desenho geométrico. As geometrias de base que podem ser produzidos utilizando este método incluem placas e tubos (Welding Resources and Tips, 2012).

As deformações resultantes do processo de soldagem variam com o tipo da junta. Com este processo são conseguidas deformações imperceptíveis em várias soldas, e sem perda mensurável de metal. A soldagem é normalmente executada ao ar livre, mas também pode ser executada em outras atmosferas ou a vácuo quando as circunstâncias o exigirem. A maioria das soldas são executadas em seções relativamente grandes em área, porém existem aplicações de sucesso com pequenas superfícies (Bracarense, 2000).

Um típico arranjo dos componentes para Soldagem por Explosão em tubulações é mostrado na figura 5.

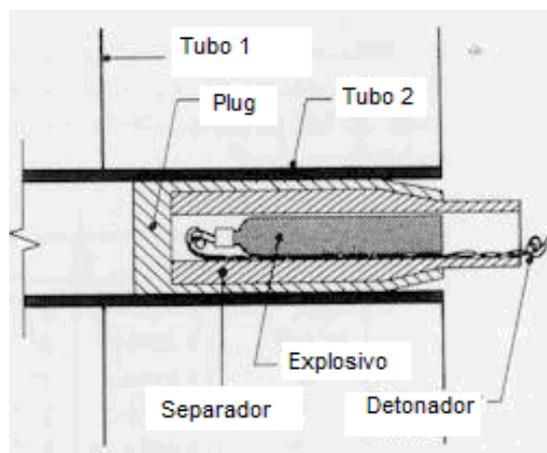


Figura 5: Arranjo típico dos componentes para Soldagem por Explosão em Tubulações (Adaptado de Loureiro, [s.d]).

No processo de Soldagem por Explosão os três componentes principais são: metal base, metal primário ou de caldeamento e o explosivo.

O explosivo, normalmente em forma granular, é distribuído uniformemente sobre a superfície do componente primário. A força que a explosão exerce sobre o componente primário depende das características da detonação e da quantidade de

explosivo. Um separador de um material tipo neoprene, entre o componente primário e o explosivo, pode ser necessário para proteger o componente da erosão provocada pela detonação do explosivo.

A interface entre os dois componentes de uma soldagem a explosão é normalmente como uma onda em uma microescala, o tamanho da onda depende das condições de colisão, encontradas na soldagem. Uma onda típica na explosão é mostrada na figura 6 (Bracarense, 2000).

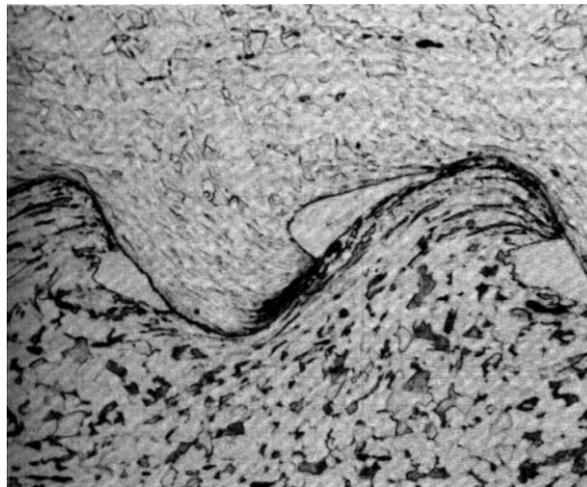


Figura 6: Corte transversal de uma junta resultante da Soldagem por Explosão (Bracarense, 2000).

A aplicação de revestimento com Soldagem por Explosão oferece vantagens sobre outros processos. Após o material ser soldado, este retém essencialmente 100% da sua densidade teórica. Técnicas de revestimento, que empregam a pulverização ou deposição com vapor, apresentam muito maior porosidade do que este processo (Souriau PA&E, 2012). Outra vantagem deste processo é que pode soldar grandes áreas em uma única operação de soldagem (Rakesh Adakane, 2012).

Esse processo pode ser utilizado na união de praticamente todos os metais e ligas que possuam ductilidade suficiente para não se romper durante a explosão. Industrialmente a Soldagem por Explosão tem sido muito empregada na fabricação de revestimentos internos de tubos (Modenesi e Marques, 2006).

2.2.2 REVESTIMENTO POR CO-EXTRUSÃO

O revestimento por co-extrusão é um processo recente, por isso as publicações sobre esse assunto são quase inexistentes. Neste ocorre a extrusão simultânea de dois ou mais materiais emergindo de uma matriz.

Na medida em que se aplica calor e pressão aos materiais, eles são metalurgicamente ligados. Isto elimina a necessidade de processos tais como soldagem por fusão ou união mecânica, no entanto, a co-extrusão pode ser utilizada apenas em determinadas geometrias (Epler e Misiolek, 2006).

O revestimento por co-extrusão é feito em duas fases, na primeira os tubos são posicionados e é aplicada uma pressão que provoca uma expansão a frio, como que é mostrada na figura 7.

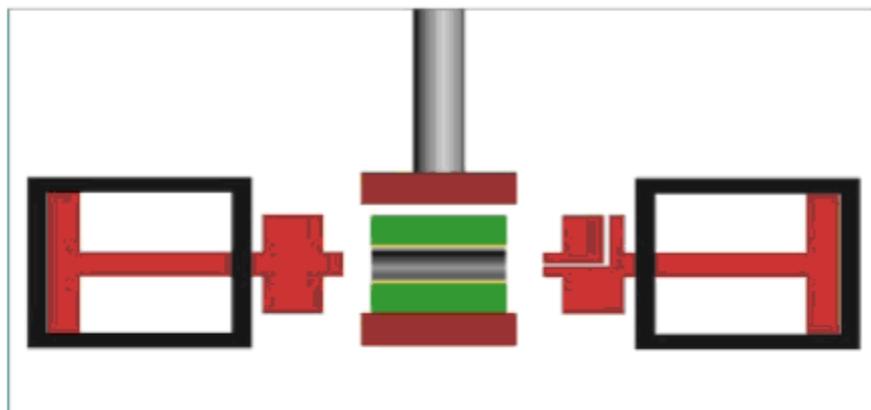


Figura 7: Esquema da primeira fase da soldagem por co-extrusão, montagem do billet (expansão a frio) (Cortesia Schulz, 2010).

Na segunda fase, desse processo, são utilizadas temperaturas e pressões elevadas para que os tubos sejam co-extrudados. Na figura 8, esta fase pode ser observada.



Figura 8: Esquema da segunda fase do processo de soldagem por co-extrusão (Cortesia Schulz, 2010).

Na seleção de materiais muitas vezes uma liga ou material é escolhido devido a uma propriedade específica, tal como resistência à corrosão. Posteriormente este é associado a outro material que pode apresentar menor densidade, menor custo ou ter outras propriedades desejáveis para o produto final (Epler e Misiolek, 2006).

Devido à exposição térmica rápida, porém em altas temperaturas, durante a extrusão das superligas de níquel, a microestrutura resultante possui grãos finos e recristalização plena. O produto final pode até apresentar superplasticidade caracterizada por elevados alongamentos percentuais (Infomet, 2011). Na figura 9 pode ser observada uma tubulação API 5L X-65 com INCONEL 625, co-extrudada.



Figura 9: API 5L X-65 com INCONEL 625 co-extrudado (Cortesia Schulz, 2010).

A ligação metalúrgica entre os materiais co-extrudados não apresenta descolamento, como observado na figura 10.



Figura 10: API 5L X-65 com INCONEL 625 co-extrudado, após teste de achatamento (Cortesia Schulz, 2010).

2.3 REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 EM AÇO CARBONO

Quando um revestimento de INCONEL 625 é depositado em um aço carbono podem surgir, na interface e em áreas próximas, regiões com grande alteração microestrutural e elevado gradiente químico. Nestas podem ocorrer alterações de propriedades mecânicas provocando o aumento da dureza e a queda da tenacidade devido à presença da fase martensítica, aumento da corrosão sob tensão devido à presença de partículas de segunda fase, fragilização por hidrogênio e redução na resistência a corrosão geral (Cantarim, 2011).

Durante os processos de revestimentos do INCONEL 625 em aço carbono devem ser observados principalmente a diluição, os problemas metalúrgicos a linha de fusão e as zonas parcialmente diluídas assim como a fragilização pelo Hidrogênio.

2.3.1 DILUIÇÃO

A diluição é definida como a relação entre área de penetração e área total da seção transversal do cordão de solda. Assim, o aumento da penetração provoca o aumento da área de penetração e esta, conseqüentemente, aumenta o nível de diluição. No caso da união de metais dissimilares, o aumento da diluição faz com que exista uma maior difusão entre os elementos presentes na composição química dos respectivos materiais (Gomes, 2010).

A soldagem dissimilar pode favorecer a existência de problemas de elevada diluição, sendo determinante no desempenho do componente, podendo inclusive favorecer a ocorrência de falhas durante a operação do equipamento (Zeemann, 2003). A região crítica associada com o início destes eventos é aquela adjacente à linha de fusão (Welding Handbook, 2001).

A taxa de deposição e diluição são os fatores que mais afetam as propriedades do revestimento. Estes fatores são dependentes das variáveis do processo que controlam o potencial de soldagem, como tensão, corrente elétrica, velocidade de soldagem. Para se obter uma alta produtividade, é importante que se tenha uma alta taxa de deposição com baixa diluição e penetração uniforme (Ribeiro, 2004).

De acordo com Palani *et al.*, (2006) o nível de diluição depende da diferença entre as composições químicas do metal base e metal de adição, da diluição inerente ao processo de soldagem utilizado e da técnica de soldagem. Além disso, independentemente do processo de soldagem escolhido, as variações na diluição são fortemente influenciadas pelas variáveis do processo, tais como corrente, tensão e velocidade de soldagem.

Segundo Irving (1992), a diluição do processo a arco elétrico com eletrodo revestido, pode variar de 25% a 30%. O processo MIG-MAG, aparece com uma menor diluição, na transferência por curto-circuito é de 5 a 15%, no arco pulsado de 8 a 16%, na transferência globular de 20 a 30% e na transferência por spray de 30 a 50%. O processo TIG pode ser o menor de todos, com 0%, mas também pode alcançar um máximo de 100% em alguns casos. O processo arco-submerso situa-se entre 20 a 25%.

De acordo com os trabalhos de Kannan e Murugan (2006); Shahi e Pandey (2008) o aumento da diluição reduz os elementos de liga e aumenta o conteúdo de carbono da camada revestida, reduzindo as propriedades de resistência à corrosão além de causar outros problemas metalúrgicos.

O favorecimento de uma grande diluição faz com que o ferro do metal de base entre no revestimento, reduzindo o teor de manganês, o que causa uma desestabilização da austenita, transformando-a em martensita e favorecendo a formação de pontos localizados, de estrutura endurecida e fragilizada (Zeemann, 2003).

A resistência ao desgaste e outras propriedades desejáveis da liga de revestimento, geralmente se degradam com o aumento da diluição. A máxima porcentagem de diluição depende dos requerimentos específicos de serviço (Clara, 2002).

A existência de todas essas características tem contribuído para que o estudo e desenvolvimento de procedimentos capazes de oferecer uma diluição ótima se tornassem de grande importância nos últimos anos. Entretanto, apesar de valores mínimos de diluição serem desejados, Murugan e Parmar (1997) sugerem que esta diluição mínima deve variar entre 10% e 15%, para satisfazer a resistência da união entre o metal base e o metal de adição.

A soldagem do INCONEL 625 em aço baixo carbono tem como resultado um metal de solda austenítico inclusive para diluições altas (até 70%). Uma

microestrutura mista de austenita e martensita para diluições entre 70 e 80% e uma microestrutura exclusivamente martensítica para diluições superiores a 80%, de acordo com o diagrama de Schaeffler (Kejelin, 2006).

2.3.2 PROBLEMAS METALÚRGICOS

Frequentemente, a união de materiais metálicos está associada a problemas metalúrgicos, isto devido à composição química dos materiais e ao ciclo térmico aplicado (Araújo e Vilarinho, 2007).

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares austeníticos/ferríticos é inerente à formação de pequenas zonas descontínuas, duras e frágeis ao longo da interface definida pela linha de fusão.

Estas regiões, de dimensões da ordem de dezenas de micrometros, possuem composições químicas diferentes entre si, intermediárias entre a do metal de solda (MS) e a do metal de base (MB), as quais não podem ser estimadas por cálculos de diluição e são conhecidas como Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD). A composição química destas pode ser conhecida somente por técnicas de microanálise (Kejelin, 2006).

Quando o MB líquido é impulsionado para dentro da poça de fusão através da convecção que age nesta poça ocorre a formação da ZPD. Esta situação ocorre se a temperatura *líquidus* do Metal de Solda (T_{ms}) for menor que a temperatura *líquidus* do MB (T_{mb}). Por outro lado, com $T_{ms} > T_{mb}$, a convecção gerada pelo arco elétrico é capaz de empurrar o MS líquido para dentro da camada do MB líquido gerando inclusões e, conseqüentemente, formando regiões de orientações aleatórias (Silva *et al.*, 2010).

Kejelin (2012) mostra que a temperatura *líquidus* do metal de base (1530°C para o aço) com estrutura de solidificação CCC é significativamente superior à do metal de adição níquel (entre 1290°C e 1350°C), que por sua vez possui estrutura de solidificação CFC.

As discrepâncias envolvendo as temperaturas *líquidus* e as estruturas de solidificação faz com que na soldagem dissimilar de aços C-Mn com INCONEL 625 ocorram eventos relacionados à segregação de soluto durante o início da solidificação, a partir da camada estagnada, resultando assim na formação de ZPD

com aspecto contínuo e em maiores espessuras, conforme retratado por Yang e Kou, (2007).

Os valores de dureza destas zonas situam-se muitas vezes acima dos 400 HV, ou seja, na faixa de dureza característica das microestruturas martensíticas que são acima de 340 HV (Kejelin, 2006).

As características metalográficas da ZPD observadas por microscopia ótica em soldas de revestimento de aços C-Mn com liga de níquel 625 aparecem como regiões com tonalidades mais claras (figura 11) após o ataque com reagentes convencionais para revelação de estruturas de aço carbono, como Nital 2% por exemplo (Kejelin, 2012).

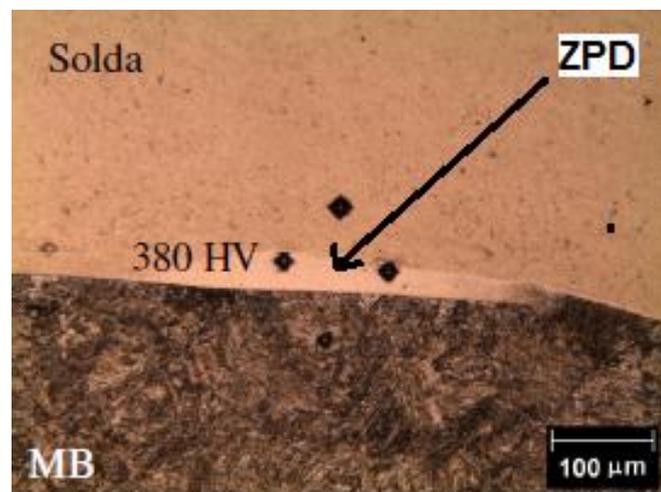


Figura 11: Micrografia de solda com INCONEL 625 em Aço Carbono, identificando a ZPD (Kejelin, 2012).

A dureza elevada observada nos contornos das ZPD's está associada aos gradientes de composição química existente ao longo da interface revestimento/substrato. As ZPD podem ser constituídas de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas tais como, sigma (σ) e chi (χ). Devido a estas características, as ZPD's tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por pitting, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão, podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato (Silva *et al.*, 2010).

As ZPD são compostas de várias formas e tamanhos e ocorrem de forma irregular, Doody (1992) as classificou como: estruturas de “praias”, estruturas de “baías” e estruturas de “ilhas”.

As estruturas de “praias” são identificadas como pequenas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão ou em regiões dispersas na linha de fusão, conforme figura 12.

Suas dimensões típicas ficam entre 10-60 μm de espessura e 500-1000 μm de comprimento. A dureza de uma estrutura do tipo praia pode variar e pode se tornar muito difícil a sua medição devido à sua espessura muito fina.

A largura de uma zona parcialmente diluída pode ser comparada ao indentador Vickers, correspondente à microdureza de 400 HV (0,5 kg), ou seja, com uma diagonal da ordem de 50 μm .

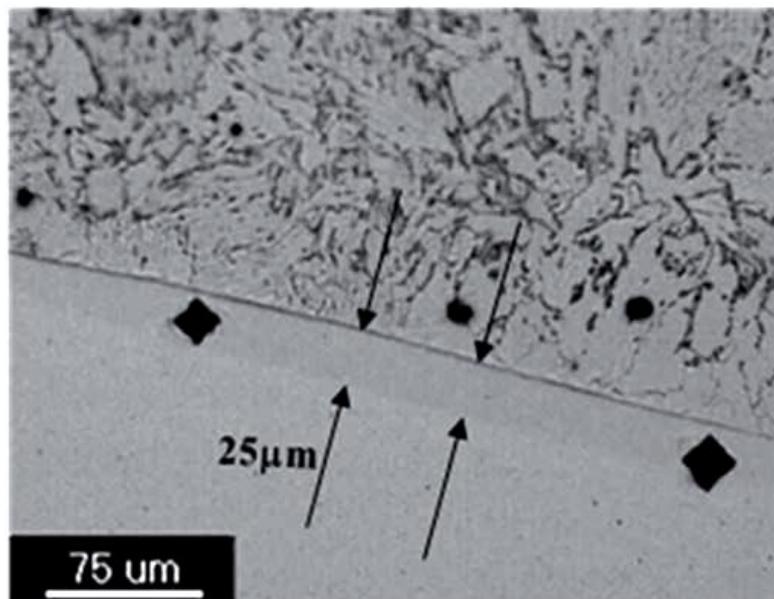


Figura 12: Medidas de dureza confirmando a presença de uma ZPD “praia”. $H=1170\text{kJ/m}$. Diluição: 6,73%. 200x. Nital (1,5%), por 20s. (Silva et al., 2010).

As estruturas de “baías” são áreas parcialmente circundadas pelo metal de base e tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo praia.

As baías geralmente são acompanhadas de praias estendendo-se para um ou ambos os lados, conforme figura 13. Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores valores de dureza nas baías em relação às praias, devido também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza.

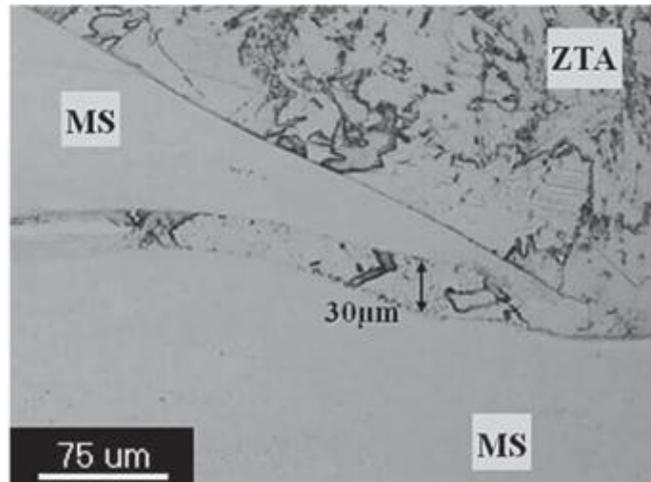


Figura 13: ZPD tipo baía ou península ZPD para $H=1530\text{kJ/m}$. Diluição: 10,72%. 200x. Nital (1,5%), por 20s (Silva et al., 2010).

As estruturas de “Ilhas” são regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas, figura 14. Essas estruturas são muito maiores e menos comuns que os outros dois tipos, ocorrem principalmente nos passes de raiz. Especula-se que as ilhas sejam formadas nos passes de raiz pelo fato de ocorrerem variações mais pronunciadas na poça de fusão e nas características do arco, propiciando um movimento hidrodinâmico mais turbulento.

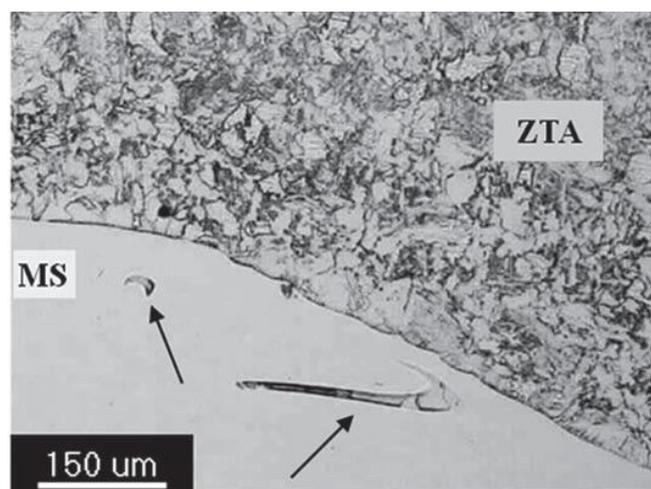


Figura 14: ZPD tipo Ilha (porções do MB cercadas pelo MS). $H=1530\text{kJ/m}$. Diluição: 10,72%. 100x. Nital (1,5%), por 20s. (Silva et al., 2010).

No trabalho de Omar (1998) sobre a formação das ZPD em soldas de metais dissimilares, verificou-se que todos os parâmetros de soldagem podem tanto aumentar como reduzir a extensão das ZPD formadas. Em soldas dissimilares

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

Encontrou-se ainda no trabalho de Omar (1998) que a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem provoca alguns efeitos prejudiciais, tais como: redução no teor de carbono (migração), crescimento dos grãos ferríticos e amolecimento excessivo da microestrutura da ZTA no API 5L X 60. Soldas dissimilares envolvendo metais de base com espessuras inferiores a 4,8 mm apresentaram a menor quantidade de ZPD's formadas quando comparadas com soldas dissimilares em metais de base mais espessos, para os mesmos parâmetros de soldagem. Similarmente, um aumento da velocidade de resfriamento, além da especificada, irá promover um aumento na formação de ZPD devido à formação de uma estrutura martensítica, conforme mostra a figura 15.

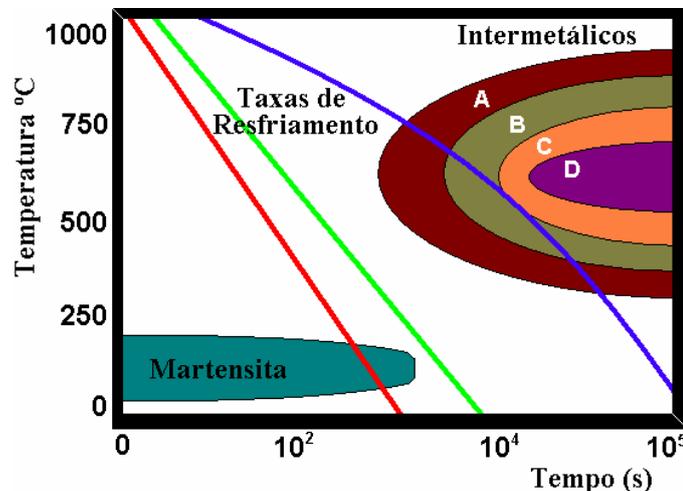


Figura 15: Diagrama qualitativo proposto por Omar (1998) mostrando a influência da taxa de resfriamento sobre a formação de ZPD.

No trabalho de Rhaghavan *et al.*, (1989), foram analisados corpos de prova com revestimento de INCONEL 625 realizado por depósito de solda e por prensagem isostática a quente (HIP – Hot Isostatic Pressing) sobre aço AISI 4139 e 2,25Cr-1Mo. Devido às grandes diferenças na composição química entre as ligas, um transporte considerável de elementos ocorre na interface, podendo resultar na precipitação de fases intermetálicas e carbetos. A formação destas fases é também

dependente dos tratamentos térmicos que podem preceder ou acompanhar o processo de revestimento.

No trabalho de Mankins *et al.*, (1990) sobre o Ni e suas ligas discute-se a microestrutura que consiste de uma matriz austenítica (fase γ) e algumas outras fases. As mais comuns são os carbeto (MC , $M_{23}C_6$, M_6C) e a fase γ' , endurecível por precipitação ($Ni_3(Al,Ti)$), encontradas em superligas de base Ni e Fe-Ni. Em ligas contendo Nb ou Ta, o endurecimento primário se dá pela fase γ'' . Outras fases indesejáveis podem ser observadas devido à variação na composição, processamento ou exposição à alta temperatura. Incluídas neste grupo estão as fases delta (δ), fase sigma (σ), fase Laves, fase eta (η), nitretos e boretos.

As partículas de $M_{23}C_6$ influenciam fortemente as propriedades das ligas de Ni. A resistência à ruptura é aumentada pela presença de partículas discretas. Eventualmente, entretanto, falhas poderiam se iniciar tanto pela fratura da partícula como pela decoesão da interface carbetto/matriz. Em algumas ligas, estrutura celular de $M_{23}C_6$ tem sido notada. Esta estrutura poderia causar falha prematura, mas pode ser evitado por um processamento apropriado e/ou tratamento térmico (Stollof, 1990).

Smith (1993) classifica as fases que possuem uma composição química não apropriadamente controlada como TCP - fases de arranjo topologicamente fechado. Estas podem se formar durante o tratamento térmico e/ou durante o serviço. As fases TCP mais importantes são σ , μ , Laves. Estas fases usualmente formam placas finas paralelas podendo diminuir a resistência mecânica e a ductilidade. Outro efeito indesejável é que podem ocasionar mudança na composição química da matriz da liga pela remoção de elementos como Cr, Mo, W, diminuindo o endurecimento por solução sólida.

No trabalho de Raet *et al.*, (2001) é mostrado que os precipitados TCP podem quebrar e abrir, em alta temperatura, favorecendo a formação de vazios que são potenciais iniciadores de fraturas.

Voort (1985) discutindo o formato das fases TCP mostra que estas aparecem na forma de placas longas ou agulhas, frequentemente nucleando sob contorno de grão de carbetto. No INCONEL 718 o Si e o Nb promovem a formação de fase Laves.

A figura 16 mostra um diagrama da evolução microestrutural das superligas de níquel ao longo dos anos. As fases desejáveis estão acima do diagrama e as

indesejáveis, na sua maioria fases TCP, identificadas abaixo do diagrama (Pinto, 2001 apud Koul, 1994).

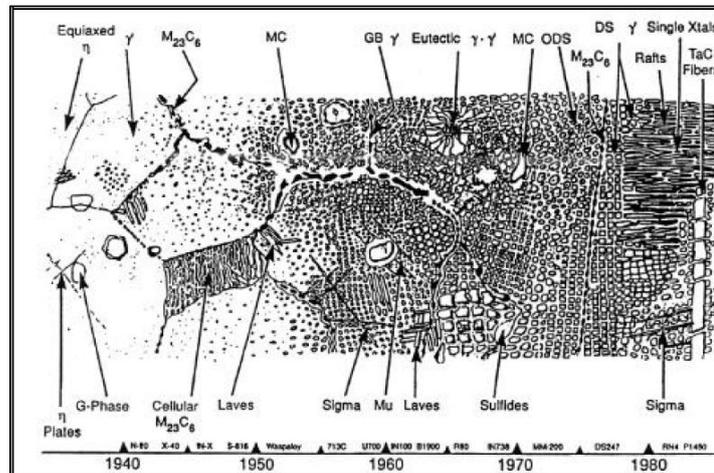


Figura 16: Evolução microestrutural das superligas de níquel ao longo dos anos (Pinto, 2001 apud Koul, 1994).

Nos trabalhos de Osgborn *et al.*, (1995) e Floreen, (2002) verifica-se que na condição recozida a microestrutura típica do INCONEL 625 não possui qualquer fase do tipo TCP. Após soldagem, fases TCP podem aparecer na microestrutura da solda como resultado de uma condição de solidificação meta-estável ou depois de prolongada exposição em elevada temperatura. Estas fases podem afetar negativamente as propriedades mecânicas e de resistência a corrosão.

Cieslak *et al.*, (1988) estudaram a solidificação de amostras comerciais da liga 625 (Ni-22Cr-9.5Mo-2Fe%peso) com variações dos elementos C, Si e Nb. Os resultados mostraram a presença de constituintes interdendriticos eutéticos do tipo $\gamma/MC(NbC)$, $\gamma/Laves$ e γ/M_6C . Quando o C era baixo e nenhum Si havia sido adicionado intencionalmente poucos constituintes foram notados e a fase predominante era $\gamma/Laves$. Com teor de C mais alto e Si não adicionado intencionalmente, o constituinte $\gamma/MC(NbC)$ foi favorecido, eliminando a formação do constituinte $\gamma/Laves$. Com adições de Si e C mais baixos, foram favorecidos os constituintes $\gamma/Laves$ e γ/M_6C . Quando ambos constituintes foram adicionados intencionalmente, os constituintes formados preferencialmente foram $\gamma/MC(NbC)$, $\gamma/Laves$.

No INCONEL 625, a precipitação de fases intermetálicas e carbeto ocorre na liga quando envelhecida na faixa de temperatura 550°C a 750°C (Eiseinten *et al.*, 1991, Sundaraman *et al.*, 1999, Vani *et al.*, 2001).

A precipitação de fases em alta temperatura nas ligas de INCONEL 625 pode ser prevista com a utilização de diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) conforme pode ser observado na figura 17 (Floreen, 2002).

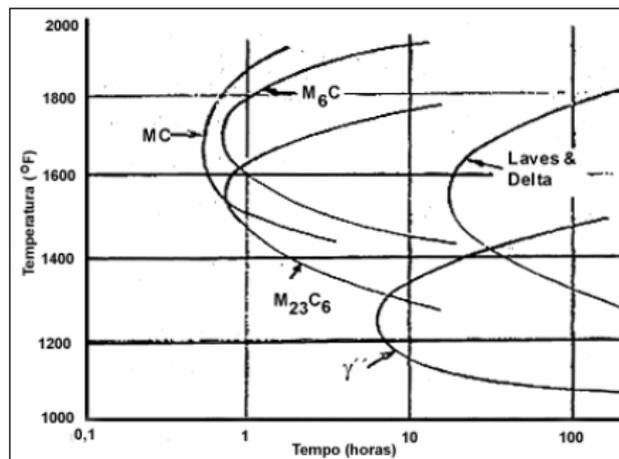


Figura 17: Diagrama TTT (tempo, temperatura e transformação) de segundas fases em alta temperatura no INCONEL 625 (Floreen, 2002).

No estudo do processo de solidificação realizado por Dupont (1996) na soldagem de um overlay da liga 625 sob aço Cr-Mo de 2,25Cr e 1Mo, conclui-se que o comportamento do overlay entre a liga 625 e aço Cr-Mo foi similar ao da liga 718. A austenita é a primeira fase a solidificar e, do líquido remanescente, surge a fase Laves na forma de eutético com a fase austenita.

Uma análise que deve ser vista na soldagem dissimilar entre materiais que apresentam uma grande diferença de composição química é o transporte de elementos de liga que pode ocorrer na interface na solda, o qual pode potencializar a precipitação de carbeto e presença de fases intermetálicas. A formação destas fases também é criticamente dependente dos tratamentos térmicos que poderia preceder ou seguir o processo de revestimento como por exemplo em casos de curvamento.

Olden (2003) investigou uma junta de topo soldada, utilizando processo TIG automático com múltiplos passes, entre um aço AISI 8630 e material de solda de INCONEL 625, as conclusões encontradas no trabalho são que após o tratamento

térmico realizado entre 665 e 690°C durante 4,5 horas, houve um efeito prejudicial na tenacidade da linha de fusão na solda realizada com INCONEL. A queda de tenacidade foi devido à presença de descarbonetação, formação de ferrita e crescimento de grão na região de grãos grosseiros da ZTA.

O hidrogênio quando presente nos metais e ligas metálicas prejudica as propriedades, mesmo em pequenas quantidades, pois apresenta uma tendência a segregar em defeitos, com concentrações localmente elevadas.

De acordo com Santos (2009), o acúmulo do hidrogênio nos sítios da rede cristalina pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca, que em condições apropriadas, se propaga e leva à fratura dos componentes. Como resultado ocorre a falha catastrófica e prematura de componentes em serviço com tensões aplicadas inferiores às de projeto, ou seja, a fragilização pelo hidrogênio.

Rowe *et al.*, (1999) estudaram se a fissuração na linha de fusão de metais dissimilares poderia ser causada pelo hidrogênio absorvido durante a soldagem TIG, com o consumível a base de níquel ERNiCr-3 em um aço ASTM A36. Para isso utilizou-se como gás de proteção Ar puro e Ar + 6% de H₂. Nas amostras com Ar puro não foi observada trincas. Nas amostras com Ar + 6% de H₂ foram observadas trincas microscópicas de 100 a 150 µm, no limite da linha de fusão, reveladas por metalografia.

2.4 CURVAMENTO POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA

O curvamento por indução eletromagnética, também conhecido como curvamento a quente, é largamente usado em tubulações de equipamentos de plantas petroquímicas, gasodutos, oleodutos, tubulações especiais para plataformas, tubulações de vapor à alta pressão, equipamentos de utilização elétrica, tubos de transporte de pó e granulados, perfis de aço para edifícios, construções e monumentos, ou seja, abrange um vasto campo de aplicações (Teiga, 2009).

Hu *et al.*, (1999) comentaram que é um processo eficiente, de baixo custo, capaz de produzir curvas de altíssima qualidade desde que foi desenvolvido no Japão, pela Dai-ichi High Frequency Co. LTD (DHF), em 1961.

O método de aquecimento por indução eletromagnética consiste em fazer gerar um campo magnético pela passagem de uma corrente elétrica alternada **ib**, de

alta frequência, através de um anel (bobina) de cobre que envolve o tubo metálico sem tocá-lo, como apresentado na figura 18. Pela indução eletromagnética aplicada ao tubo, uma corrente elétrica secundária i_t nele é gerada. Esta corrente gerada é conhecida como corrente parasita ou corrente de Foucault, que por sua vez promove o aquecimento na seção do tubo por efeito Joule. Porém, a corrente parasita não compreende toda a espessura do tubo de forma uniforme, mas sim, concentra-se numa camada da superfície externa do tubo.

O aquecimento da superfície interna ao tubo se dá simplesmente pela condução de calor da camada externa aquecida. Portanto, é de se esperar que a temperatura da superfície interna do tubo seja inferior à externa. Esta diferença de temperatura depende da profundidade alcançada pela corrente parasita e da velocidade que o tubo passa pela bobina de indução.

Segundo a norma ASME B31.8 (2007), por ser um aquecimento local e por um período de tempo curto, este tipo de curvamento não ocasiona prejuízo para o material, seja por oxidação, seja por alterações metalúrgicas.

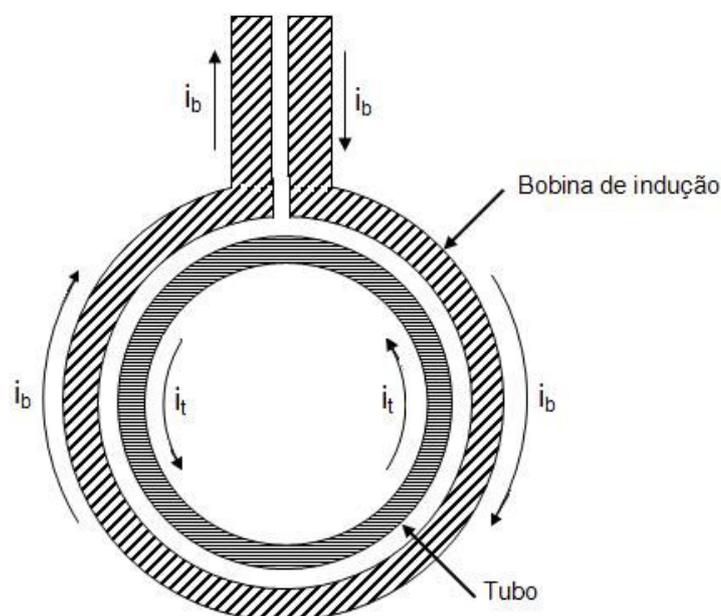


Figura 18: Ilustração esquemática da bobina de indução.

A primeira etapa do processo é a colocação do tubo a ser curvado pela parte posterior da máquina, fazendo-se passar pelos pares de rolos guia e pelo indutor. Depois o tubo é agarrado, ficando assim, rigidamente ligado ao braço giratório, já previamente regulado com o raio de curvamento que se pretende obter. A outra

extremidade do tubo é acoplada ao carrinho impulsor, que proporciona a forma necessária ao curvamento. Inicia-se, então, o aquecimento que por ser indutivo, atinge quase instantaneamente a temperatura ideal de curvamento, neste instante, o carro impulsor é acionado e inicia-se o curvamento a uma velocidade constante. A seção aquecida, ao sair da bobina, sofre resfriamento forçado. Graças ao transferidor de grau, acoplado na base de giração do braço, o ângulo de curvamento pode ser visualizado e, ao se atingir o ângulo requerido, interrompe-se o processo (figuras 19 e 20).

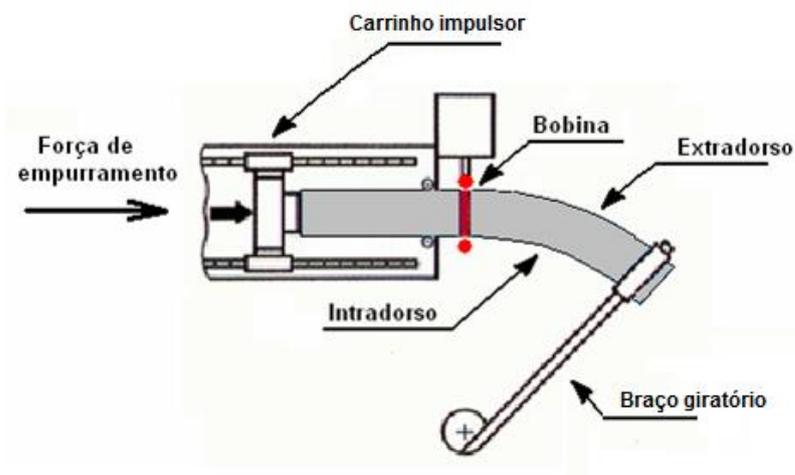


Figura 19: Esquema do Curvamento por indução.



Figura 20: Processo de curvamento por indução.

CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, são apresentados os materiais e as técnicas empregadas para alcançar o objetivo proposto.

3.1 MATERIAIS

Neste estudo foram utilizados materiais provenientes de amostras retiradas de forma transversal ao cordão de solda de dois processos de soldagem.

3.1.1 SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO

A seção do tubo da soldagem TIG automatizado, mostrado na figura 21, foi fornecida pela empresa PROTUBO. Foi utilizado como metal de base o material API 5L X-65 com a espessura de 22,2 mm e como revestimento o eletrodo ER NiCrMo-3 de 1,2 mm de diâmetro. A tabela 2 mostra a composição química do tubo API 5L X-65 e a tabela 3 mostra a composição química do eletrodo ER NiCrMo-3.



Figura 21: Seção do tubo da soldagem TIG automatizado.

Tabela 2: Composição química do tubo API 5L X65.

	Elementos							
	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb+Ti+V	N
Tubo	0,095	1,49	0,019	0,002	0,23	0,044	0,1 máximo	0,005

Tabela 3: Composição química do ER NiCrMo-3.

	Elementos							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe
ER	0,04	0,50	0,60	22,0	9,0	61,6	3,30	3,0

A soldagem foi realizada sem pré-aquecimento, com corrente contínua, polaridade direta, a velocidade de alimentação do arame foi de 1,8 m/min, a velocidade da soldagem foi de 340 mm/min, com uma tensão de 11 a 13 V e corrente pulsada de 170 a 260 A na posição plana, com o tubo girando e teve a aplicação de duas camadas, sendo o mínimo aceitável para as duas camadas somadas igual a 3 mm. Demais parâmetros de soldagem são mostrados no anexo I - Especificação de Procedimento de Soldagem.

Foi utilizado na soldagem, uma das variantes do processo TIG conhecida como arame quente ou "hot wire", onde o metal de adição é aquecido até atingir uma temperatura próxima de seu ponto de fusão, ainda antes de entrar em contato com a poça de fusão.

O processo "hot wire" tem como objetivo possibilitar um aumento da taxa de fusão do arame e, conseqüentemente, um aumento de sua taxa de deposição. Richardson (1995), Sykes e Digiacomio (1995), Sun *et al.*, (1999), Lambert e Gilston (1990) apresentam resultados que confirmam este aumento de produtividade, obtendo-se cordões com qualidade semelhante aquela obtida pelo processo arame frio.

Após a soldagem, o tubo foi curvado pelo processo de Indução (curvamento a quente), atingindo uma temperatura no curvamento de 1000°C, com posterior resfriamento em água. Em seguida foi feito tratamento térmico de têmpera a 960°C por 1 h em forno convencional e resfriamento com água agitada. Após a têmpera foi feito tratamento térmico de revenimento a 600°C por 1,5 h em forno convencional e

resfriamento ao ar. A figura 22 mostra a região de onde foram retiradas as amostras para os ensaios do extradorso e do intradorso.

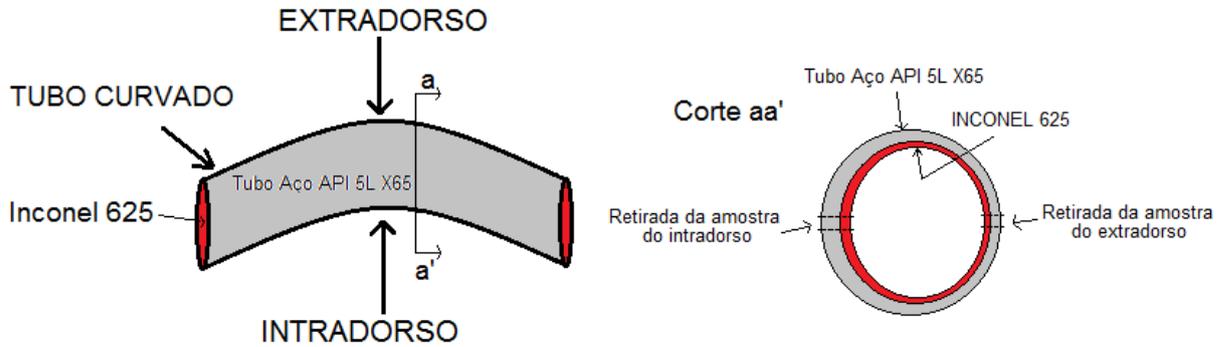


Figura 22: Retirada das amostras do intradorso e extradorso.

3.1.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

A seção do tubo da Soldagem por Explosão, mostrado na figura 23, foi fornecido pela SCHULZ. Foi utilizado como metal de base uma chapa de aço carbono API 5L X-60 de 12 mm de espessura e como revestimento uma chapa de inconel 625 de 4 mm de espessura.



Figura 23: Seção do tubo da soldagem por explosão.

Após a Soldagem por Explosão a peça foi calandrada e soldada, obtendo diâmetro externo de 280 mm. A amostra foi retirada da mesma forma que a da TIG, conforme a figura 22, porém essa não apresentava curvamento, somente trecho reto. A figura 24 mostra a retirada da amostra da soldagem por explosão.

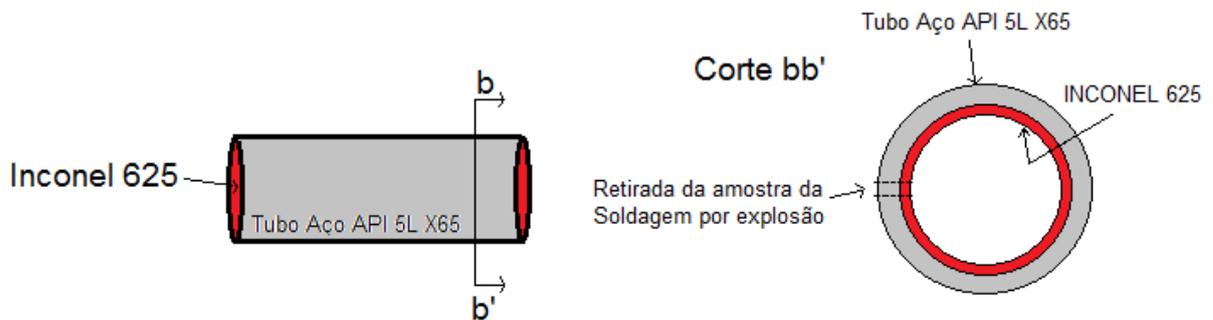


Figura 24: Retirada da amostra da Soldagem por explosão.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO

Os principais métodos empregados neste estudo da junta soldada foram: medição de espessura do MB e do revestimento, análise microestrutural, análise química, ensaio de tração transversal, ensaio de impacto transversal e ensaio de microdureza para verificar as possíveis alterações nas propriedades mecânicas.

3.2.1.1 MEDIÇÃO DE ESPESSURA

A medição de espessura do MB e do revestimento de inconel foram feitas manualmente, com paquímetro devidamente calibrado.

3.2.1.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A análise metalográfica tem como objetivo identificar as mudanças microestruturais resultantes do processo de soldagem TIG nas regiões do extradorso e do intradorso.

A preparação das amostras para análise metalográfica, passou pelas etapas de: corte, lixamento, polimento e ataque. Foram feitos diversos ataques, com diversos reagentes, a fim de uma melhor revelação da microestrutura.

Na avaliação do MB foi realizado ataque por imersão e para revelação do inconel 625 foi realizado ataque eletrolítico. Foi utilizado o reagente Nital 2%, com tempo do ataque eletrolítico de 10 segundos sob aplicação de uma tensão de 5V. No ataque por imersão o tempo foi de 5 segundos. Com o reagente Nital 5%, o tempo do ataque eletrolítico foi de 13 segundos sob uma tensão de 2V e o tempo do ataque por imersão foi de 3 segundos. Com o reagente ácido crômico, o tempo do ataque eletrolítico foi de 10 segundos com uma tensão de 5V e o tempo do ataque por imersão foi de 3 segundos. Com o reagente ácido oxálico, o tempo do ataque eletrolítico foi de 13 segundos com uma tensão de 5V e o tempo do ataque por imersão foi de 5 segundos. Com o reagente água régia, foi realizado apenas ataque por imersão por diversos tempos. Os ataques que obtiveram as melhores revelações foram com os reagentes Nital 2% e Nital 5%. Com o reagente água régia não foi possível atacar o inconel 625.

Após o ataque, as amostras foram observadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Foram analisadas na amostra do intradorso e do extradorso as regiões: o metal de base; o metal de solda e principalmente a interface ZPD (onde se verifica a maior ocorrência de alterações).

Na observação por microscopia ótica (MO), foi utilizado o microscópio ótico Neophot 32. Amostras também foram observadas no microscópio Confocal de varredura a laser, modelo Lext 3D OLS 4000, do fabricante Olympus, para a obtenção das micrografias. Estes equipamentos possibilitam vários aumentos, com diferentes métodos para observação assim como a obtenção de micrografias digitais e estão disponíveis no LAMAV/UENF.

Na observação por microscopia eletrônica de varredura, foram utilizados: o MEV modelo CS 3200 LV, do fabricante CamScan; o MEV fabricado pela Shimadzu, modelo SSX-550 Super Scan e o MEV fabricado pela Zeiss, modelo EVO LS15. Em

todos os modelos foi utilizada a técnica de elétrons secundários. Utilizando estes microscópios, também foi possível a realização de análise química, pelo método de espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS – energy disperse X-ray spectroscopy). Foram feitas análises quantitativas pontuais e de linha que permitem identificar na microestrutura a composição química dos precipitados, que apresentam composição diferente da matriz. Os equipamentos (MEV) utilizados pertencem ao CEFET/RJ, a UENF e ao CENPES, respectivamente.

Para obtenção dos tamanhos de ZTA e ZPD identificados nas micrografias, verificou-se os valores obtidos em μm da micrografia e o tamanho em cm visualizado no programa Word, depois calculou-se o tamanho correspondente.

3.2.1.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi fornecido pela PROTUBO e realizado na TORK Controle Tecnológico de Materiais Ltda. Entre os ensaios mecânicos de materiais o ensaio de tração é considerado o mais comum, pois proporciona as informações básicas sobre a resistência de um material.

O local da retirada dos corpos de prova para o ensaio de tração foi no meio da espessura do metal de base e na direção transversal do tubo. Após a retirada, foi feito desempenho devido a curvatura do diâmetro, seguindo orientação da norma ASTM A370 (2011). A figura 25 mostra as dimensões dos corpos de prova usinados. Foram preparados e ensaiados três corpos de prova para a região do intradorso e três corpos de prova para a região do extradorso. Os ensaios foram realizados na máquina universal de ensaios da marca Losenhausen com capacidade de 60 toneladas.

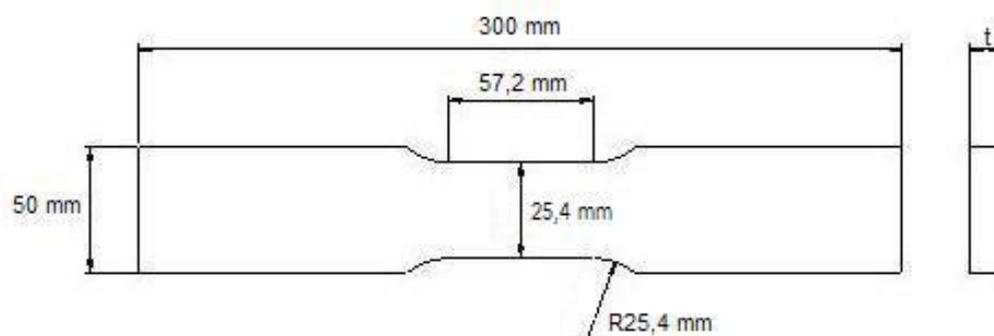


Figura 25: Corpo de prova de tração (ASTM A370-11a).

3.2.1.4 ENSAIO DE IMPACTO

Os ensaios por impacto permitem que sejam determinadas as características de fratura dos materiais.

O ensaio de Impacto Transversal foi fornecido pela PROTUBO e realizado na TORC Controle Tecnológico de Materiais Ltda.

O local da retirada dos corpos de prova para o ensaio de impacto foi no meio da espessura do metal de base e na direção transversal do tubo. A figura 26 mostra as dimensões dos corpos de prova. Foi realizado na temperatura de 0° C. Foram preparados e ensaiados três corpos de prova para a região do intradorso e três corpos de prova para a região do extradorso. Os ensaios foram realizados na máquina de impacto do fabricante WPM.

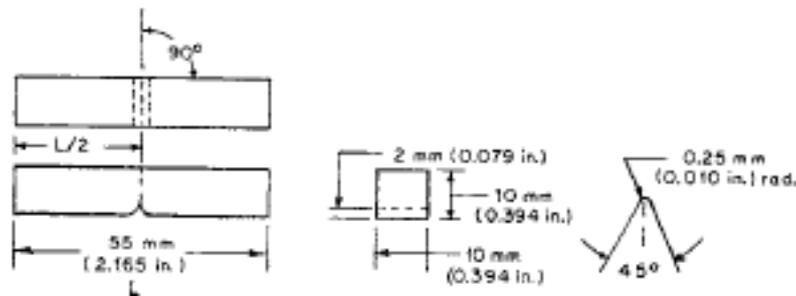


Figura 26: Medidas da amostra para ensaio de impacto de acordo com ASTM A370-11a.

3.2.1.5 ENSAIO DE MICRODUREZA

Foram feitas medições de microdureza nas regiões do metal de base, metal de solda e ZPD da amostra do intradorso e do extradorso. O objetivo foi avaliar alterações da microdureza nas diversas regiões da junta soldada.

A figura 27 mostra os locais das medições da microdureza. As impressões horizontais foram feitas de acordo com as regiões de interesse da seguinte forma: 10 impressões na ZTA (linha amarela), 10 impressões na ZPD (linha verde), 10 impressões na primeira camada (linha azul escuro) e 10 impressões na segunda camada (linha azul claro). A distância entre as impressões foi de 150 μm . Na impressão vertical (linha vermelha no sentido vertical), foram feitas impressões a partir do MB, passando pela ZTA, ZPD, 1ª camada e 2ª camada, com um total de 50 impressões. A distância entre essas impressões também foi de 150 μm . A carga

utilizada foi de 100 gramas em todas as medições realizadas. Foi utilizado o microdurômetro LECO LM 247 AT, disponível no CENPES.

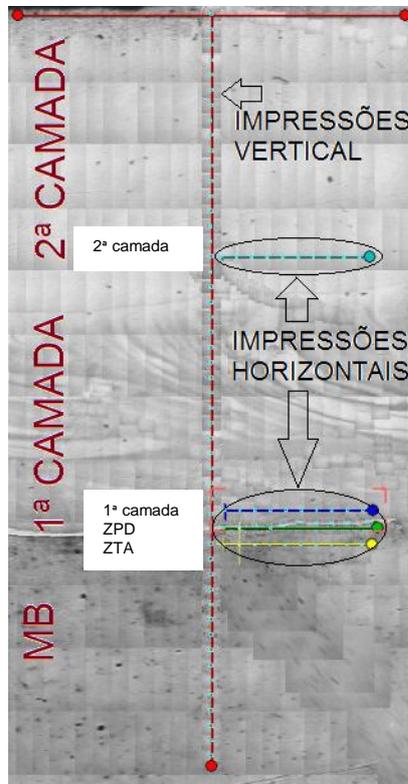


Figura 27: Esquema da impressão de microdurezas na junta, obtido no Microdurômetro LECO LM 247 AT para a amostra do Intradorso.

3.2.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

Os principais métodos empregados neste estudo da junta soldada foram: medição de espessura do MB e do revestimento, análise microestrutural, análise química e microdureza para verificar as possíveis alterações nas propriedades mecânicas.

3.2.2.1 MEDIÇÃO DE ESPESSURA

A medição de espessura do MB e do revestimento de inconel foram feitas manualmente, com paquímetro devidamente calibrado.

3.2.2.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A preparação das amostras para análise metalográfica, passou pelas etapas de: corte, lixamento, polimento e ataque. Foram feitos diversos ataques, realizados da mesma maneira que na soldagem TIG, item 3.2.1.2.

Após o ataque, as amostras foram observadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Foram analisadas as regiões: o MB; a zona de encruamento do MB, a interface (zona localmente fundida), da zona de encruamento do inconel 625 e o inconel 625.

A observação por MO, MEV e análise química pelo método EDS, foram realizadas da mesma forma que na soldagem TIG, item 3.2.1.2.

3.2.2.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

Foram feitas medições de microdureza nas regiões do metal de base, do revestimento e da zona localmente fundida da amostra. O objetivo da microdureza foi avaliar as mudanças de propriedade mecânica.

A figura 28 mostra os locais das medições da microdureza. As impressões horizontais, figura 28 b, foram feitas de acordo com as regiões de interesse da seguinte forma: 10 impressões no MB, 10 impressões na interface, 10 impressões no inconel 625 com distância de 150 μm da interface, 10 impressões no inconel 625 com distância de 300 μm da interface, 10 impressões no inconel 625 com distância de 450 μm da interface, 10 impressões no inconel 625 com distância de 600 μm da interface e 10 impressões no inconel 625 com distância de 750 μm da interface. A maior quantidade das microdurezas realizadas no inconel 625, teve o propósito de analisar a dimensão da zona de encruamento do inconel. A distância foi de 150 μm entre as impressões. Na impressão vertical, figura 28 a, foram feitas impressões a partir do MB, passando pela zona de encruamento do MB, zona de encruamento do inconel 625 e inconel 625, com um total de 50 impressões. A distância entre essas impressões também foi de 150 μm . A carga utilizada foi de 100 gramas em todas as medições realizadas. Foi utilizado o microdurômetro LECO LM 247 AT, disponível no CENPES.

Para as microdurezas nas zonas de encruamento do MB e zonas localmente fundidas, regiões com pequenas dimensões, foi necessário realizar impressões individuais, sendo utilizado o microdurômetro modelo 422 MVD, do fabricante Wilson Instruments disponível no CEFET/RJ.

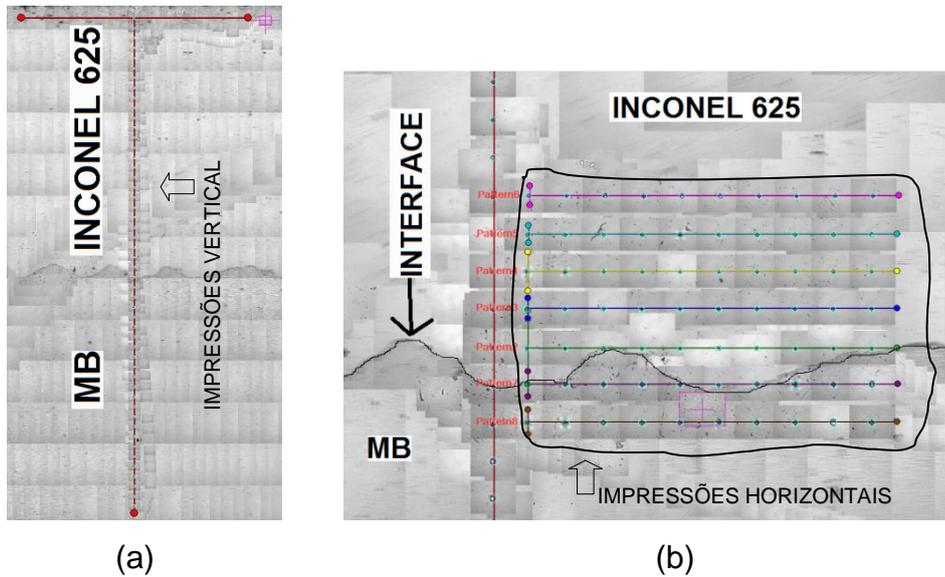


Figura 28: Esquema das impressões de microdurezas na junta, obtido no Microdurômetro LECO LM 247 AT para a amostra da soldagem por explosão (a) Impressões vertical e (b) impressões horizontais.

CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO

A figura 29 mostra o MB, a ZTA do MB, a interface revestimento/substrato (Interface - R/S), a zona fundida da 1ª camada (ZF-1) e a zona fundida da 2ª camada (ZF-2). Estas regiões são típicas da soldagem de revestimento de materiais dissimilares (Kejelin, 2006). A seguir, os resultados de cada uma destas regiões serão apresentados em detalhes.

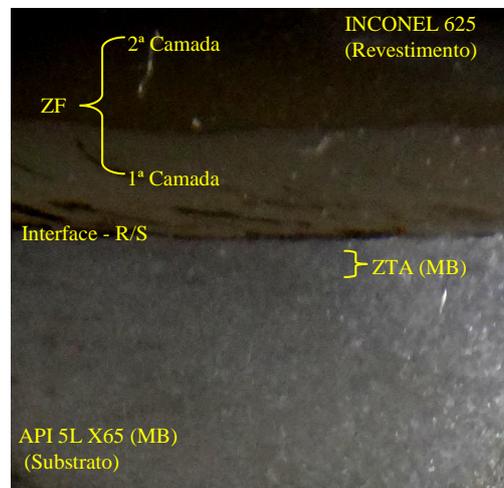


Figura 29: Regiões de interesse na amostra da Soldagem TIG-Automatizado.

A tabela 4 mostra as espessuras das amostras antes e após o curvamento. A espessura inicial do MB era de 22,2 mm e do revestimento em torno de 4,8 mm. No intradorso a espessura do MB foi de 24,3 mm e do revestimento foi de 5,4 mm. No extradorso a espessura do MB foi de 18,8 mm e do revestimento foi de 4,4 mm. Assim, após curvamento, o MB apresentou diferença de espessura da ordem de 5,5 mm entre a região comprimida (intradorso) e a região tracionada (extradorso).

As alterações na espessura do MB foram atribuídas ao processo de curvamento. No intradorso, que corresponde à região interna da curva, ocorreram deformações de compressão, por isso apresenta uma espessura mais elevada. No extradorso, região externa da curva, ocorrem deformações de tração, que causaram uma diminuição da sua espessura.

A diferença na espessura final do revestimento foi menos influenciada pelo curvamento que o MB. De fato, na temperatura de 1000°C que foi feita o curvamento, supõe-se que o LE do MB seja bastante inferior ao do revestimento de inconel, fazendo que o MB se deforme mais facilmente que a liga de Ni.

Tabela 4: Espessuras antes e após o curvamento.

Regiões da amostra	Antes do curvamento (mm)	Intradorso (mm)	Extradorso (mm)
Espessura do MB	22,2	24,3	18,8
Espessura do revestimento	4,8	5,4	4,4

4.1.1 METAL DE BASE / ZTA - API 5L X65

O tubo em estudo foi submetido a uma temperatura de 1000°C durante o processo de curvamento e resfriado em água agitada. Após, foi realizado tratamento térmico de têmpera a 960°C por 1h e revenimento a 600°C por 1,5h. A realização do curvamento, do resfriamento e dos tratamentos térmicos, pode ter promovido alterações nas propriedades mecânicas do MB.

4.1.1.1 ENSAIO DE TRAÇÃO TRANSVERSAL

A tabela 5 mostra que, no intradorso o limite de escoamento foi de 465 MPa, o limite de resistência de 566 MPa e um alongamento de 26,9%. No extradorso, o limite de escoamento foi de 513 Mpa, o limite de resistência de 610 MPa e o alongamento de 23,7%. Observa-se que o extradorso apresentou limite de escoamento e resistência cerca de 10% superior ao intradorso, enquanto o alongamento foi 11,9% inferior. Em ambos os casos, é possível verificar na tabela 5 que os valores obtidos no ensaio de tração estão de acordo com a faixa estabelecida para os API 5L X65, que são: de 450 até 600 MPa de limite de

escoamento, limite de resistência de 535 até 760 MPa e alongamento mínimo de 18,3%.

Tabela 5: Resultados do ensaio de tração transversal.

CP	Escoamento Limite MPa	Resistência Limite MPa	Alongamento %
API 5L X65 (ANSI/API Specification 5L, 2007)	450- 600	535-760	18,3 mín.
Curva Extradorso	513	610	23,7
Curva Intradorso	465	566	26,9

O aumento da resistência mecânica e a redução do alongamento na região do extradorso foram atribuídos ao processo de curvamento. Alguns aspectos podem justificar este aumento da resistência mecânica. Primeiro, a diferença da espessura entre o extradorso e intradorso, cerca de 5,5 mm, pode ter ocasionado um aumento na taxa de resfriamento do extradorso durante o resfriamento após o curvamento e no tratamento térmico subsequente. Ainda, o encruamento ocorrido no extradorso devido aos esforços de tração poderia promover uma intensa deformação plástica para alongar a seção externa do tubo, conseqüentemente deformando e alongando os grãos do MB, contribuindo para o aumento da resistência mecânica do extradorso quando comparado ao intradorso.

Meireles (2009), atribui à taxa de resfriamento como um dos principais parâmetros no processo de curvamento, pois influencia fortemente na resistência do aço. A microestrutura e as propriedades mecânicas de um tubo curvado por indução eletromagnética se alteram em cada posição da região curvada do tubo. Meireles (2009) também conclui que o intradorso, região interna da curva onde ocorrem deformações de compressão, sofre menor taxa de resfriamento por possuir espessura mais elevada. O oposto ocorre no extradorso, região externa da curva onde ocorrem deformações de tração, sofre maior taxa de resfriamento por possuir espessura reduzida em relação às demais regiões.

As amostras em estudo após os tratamentos de têmpera a 960°C e revenimento a 600°C apresentaram propriedades mecânicas adequadas, semelhante ao relatado por Kondo *et al.*, (1994) no qual um aumento na velocidade

de resfriamento, através da aplicação do resfriamento por fora e por dentro do tubo, pode ser eficiente para permitir a utilização dos tubos.

Os parâmetros utilizados para tratamento térmico do material em estudo são os tradicionalmente utilizados no curvamento a quente de tubos API 5L. O objetivo é recuperar o limite de escoamento que foi reduzido devido ao ciclo térmico aplicado no curvamento.

Batista *et al.*, (2007) em seu trabalho com o aço API 5L X80 curvado, mostrou que o aquecimento na faixa de 900 a 1000°C seguido de resfriamento em água e revenido (500°C/1h) é adequado para se obter elevados níveis de resistência mecânica sem prejuízo de alongamento e tenacidade.

Gündüz e Cochrane (2004) analisando a influência da taxa de resfriamento e têmpera num aço microligado mostram que uma fina e dispersa precipitação gera barreiras que impedem a movimentação das discordâncias, promovendo assim um considerável aumento do limite de escoamento do aço.

4.1.1.2 ENSAIO CHARPY

A tabela 6 apresenta os resultados obtidos através do ensaio de impacto. A região do intradorso teve média na energia absorvida de 150 J e média de expansão lateral de 2,065 mm. A região do extradorso teve média na energia absorvida de 73J e média de expansão lateral de 1,226 mm. Observa-se que os valores de energia absorvida média e expansão lateral média do intradorso estão aproximadamente duas vezes maiores que os valores encontrados no extradorso.

Os elevados valores de energia absorvida no ensaio Charpy, indicam que não houve fragilização com o tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento, apresentando valores superiores ao especificado pela norma API 5L, mesmo sendo realizado em temperaturas inferiores.

Atribui-se a diminuição da energia absorvida e expansão lateral ocorridos no extradorso, ao aumento da resistência mecânica e diminuição do alongamento, quando comparado com o intradorso.

Tabela 6: Resultados obtidos através do Ensaio de Impacto Transversal a -26°C com entalhe tipo V2 x 10 x 10.

CP	Energia Absorvida (J)	Média (J)	Expansão Lateral (mm)	Média (mm)
Curva Extradorso / 1A	59		1,209	
Curva Extradorso / 1B	97	73	1,494	1,226
Curva Extradorso / 1C	63		0,976	
Curva Intradorso / 2A	136		1,927	
Curva Intradorso / 2B	152	150	2,121	2,065
Curva Intradorso / 2C	162		2,148	

Observação: a energia mínima de impacto para o API 5L X65 a 0°C é de 27J.

Hashinomoto (1986), em seu trabalho sobre tubos curvados, apresentou como justificativa para os valores mais altos de energia Charpy o refinamento de grão que acontece devido à presença de precipitados de Nb (C, N). Estes inibem o crescimento do grão austenítico na elevada temperatura do processo de curvamento.

Kondo et al., (1994) mencionaram que a alta energia absorvida em impacto na região curvada ocorre pela presença de microestruturas extremamente refinadas.

Meireles (2009), relatou que o ganho de energia absorvida em impacto Charpy na região curvada quando comparada ao tubo como recebido se dá pela combinação dos diversos fatores. No caso em questão, destaca-se a substituição da microestrutura ferrita/perlita encruada e bandeada oriunda do processo de fabricação do tubo como recebido por uma mais refinada e homogênea, com forte predominância da fase ferrita acicular resultante do ciclo térmico do processo de curvamento.

Meireles (2009), também encontrou maiores valores para energia absorvida e expansão lateral na curva do intradorso após tratamento térmico de revenimento a 600°C .

4.1.1.3 MICRODUREZAS

Na figura 27 pode-se observar como foram obtidos os perfis de microdurezas na amostra do intradorso, abrangendo a região do API 5L X65, INCONEL 625 na ZPD, 1ª e 2ª camada. Esse mesmo esquema foi feito para a amostra do extradorso.

Na figura 30, encontra-se os resultados de impressão das microdurezas no MB com carga de 100 g. As medidas foram feitas em intervalos de 150 μm , a partir de 600 μm da linha de fusão, na direção da superfície da chapa. Os valores obtidos ficaram entre 159 e 206 HV para o intradorso, apresentando média de 182 HV. Para o extradorso os valores ficaram entre 162 e 212 HV, com média de 188 HV. Observa-se que os valores médios de microdureza do intradorso e extradorso ficaram muito próximos.

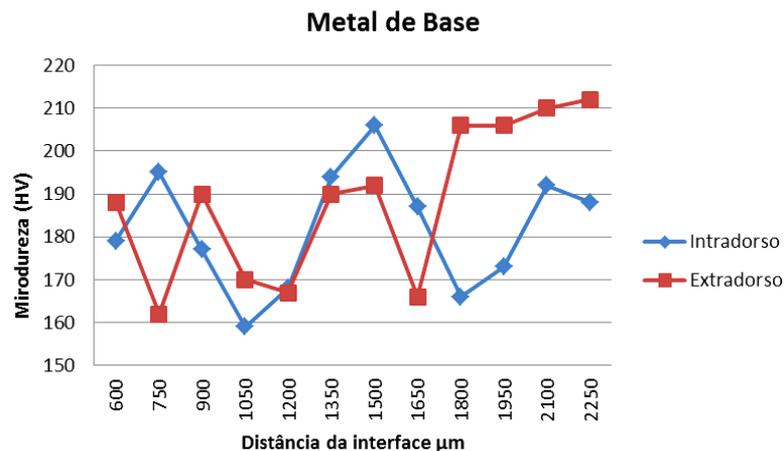


Figura 30: Comparação entre os valores de microdurezas no MB, da amostra intradorso e extradorso.

Na ZTA os valores de microdureza encontrados, mostrados na figura 31, foram na maioria menores do que no metal de base. Estes valores estão na faixa de 144 a 162 HV para o intradorso, com média de 153 HV e para o extradorso de 143 a 160 HV, com média de 150 HV. Mais uma vez, entre o intradorso e o extradorso, não foram encontradas diferenças significativas.

Omar (1998), em seu estudo sobre soldas em metais dissimilares, relatou que os tratamentos térmicos pós-soldagem resultaram em amolecimento excessivo da microestrutura da ZTA (API 5L X 60) ao longo da linha de fusão no lado do metal de

base, e a formação de uma pronunciada faixa rica em carbeto no metal de solda ao longo da interface devido à difusão de carbono.

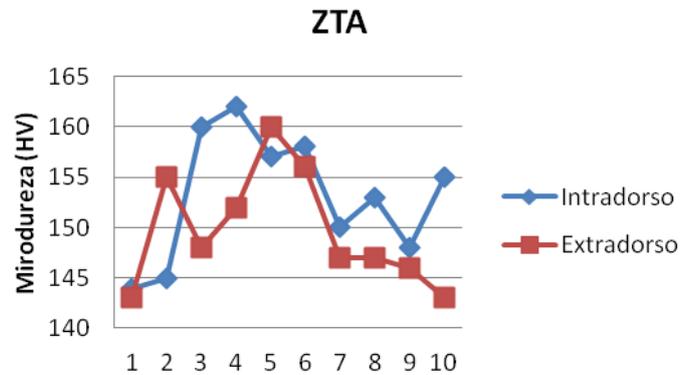
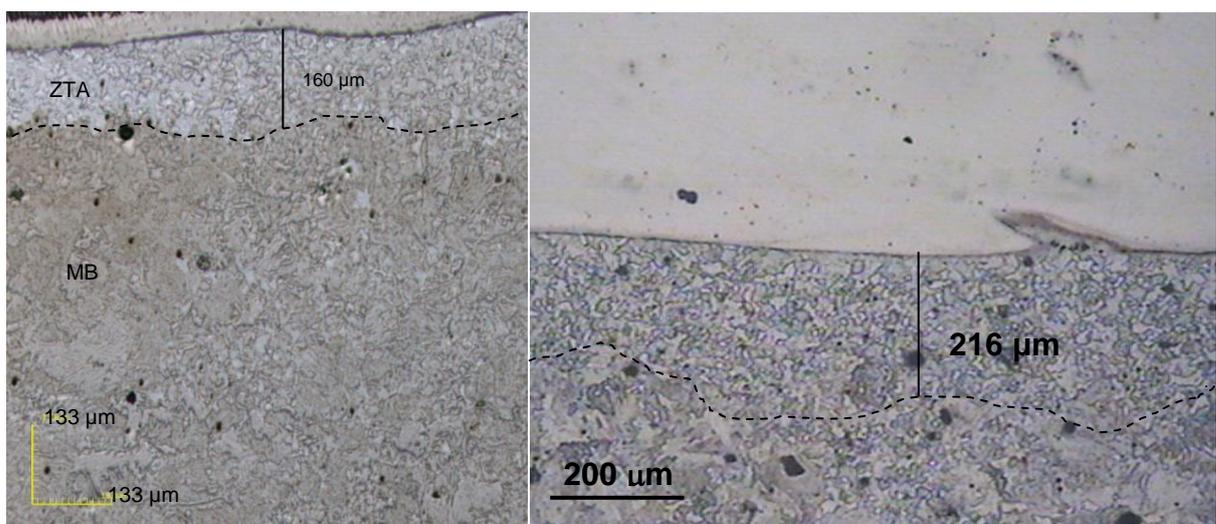


Figura 31: Comparação entre os valores de microdurezas na ZTA, da amostra intradorso e extradorso.

4.1.1.4 MICROESTRUTURA

A figura 32 mostra, com baixo aumento, o aspecto da microestrutura observada por MO. É possível distinguir os limites entre a ZTA e o MB, através da linha tracejada. No intradorso, figura 32(a), a extensão da ZTA é cerca de 160 μm . No extradorso, figura 32(b), a extensão da ZTA é em torno de 216 μm .



(a)

(b)

Figura 32: Limites da ZTA no aço API 5L X65 amostra a) intradorso, 216x, MO: Confocal, b) extradorso, MO.

A figura 33 apresenta a microestrutura na ZTA da amostra do intradorso. Esta consiste de grãos ferríticos distribuídos com tamanhos variados em toda a extensão da ZTA. Na amostra do extradorso, a ZTA também apresentou grãos ferríticos de tamanhos variados distribuídos da mesma forma que apresentado no intradorso.

A literatura (Modenesi *et al.*, 2012), informa que devido a influência dos ciclos térmicos, a ZTA de aços C-Mn, é previsto o aparecimento de uma região com granulação grosseira, próxima a linha de fusão. Também ocorre na ZTA, mais afastado da linha de fusão, uma região com granulação fina.

Neste trabalho, diferente do previsto por Modenesi (2012), provavelmente devido as temperaturas empregadas no curvamento e nos tratamentos térmicos subsequentes, houve recristalização dos grãos na ZTA tendo em vista a presença de grãos com tamanhos bem menores associados à interface dos grãos maiores.

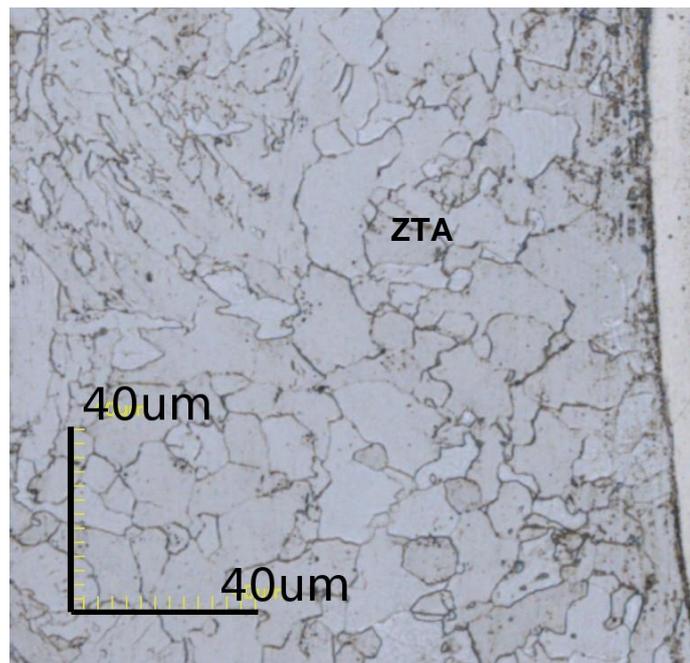


Figura 33: ZTA no intradorso, 1075x, MO: Confocal.

A figura 34 mostra a microestrutura obtida por MO do MB na amostra do intradorso. Pode ser observada a ferrita com diferentes morfologias: ferrita acicular (FA) e predominantemente, a ferrita poligonal (FP).

A ferrita poligonal tem como características a baixa densidade de discordâncias e ausências de subestruturas, sendo facilmente identificada na microscopia ótica.

Segundo Zhao *et al.*, (2003) a justificativa para o maior teor de ferrita poligonal no metal base em relação à ferrita acicular é que a deformação a quente promove uma aceleração das transformações de fases difusionais no aço.

Zhao *et al.*, (2003) definem a ferrita acicular como uma fase não equiaxial de alta densidade de subestruturas, formada no resfriamento contínuo através de uma mistura de transformações difusionais e cisalhantes em intervalos de temperaturas ligeiramente superiores ao da bainita.

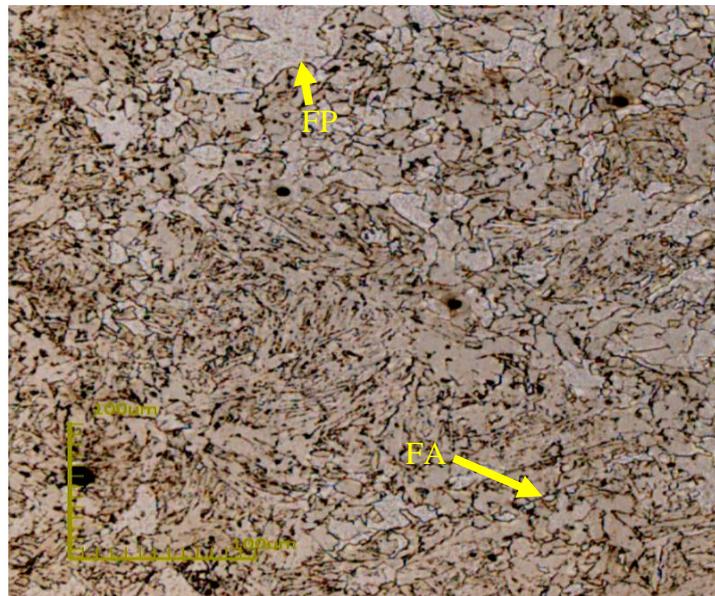


Figura 34: Microestrutura do MB no ID 430x, MO: Confocal.

A figura 35 mostra em aumento de 2136x, a microestrutura do MB na amostra do extradorso, onde pode ser observado a presença de bainita, além da ferrita poligonal e da ferrita acicular. A bainita também foi encontrada na amostra do intradorso, porém, em menor quantidade que no extradorso.

A presença de bainita na microestrutura do MB também foi obtida por Meireles (2009), que constatou na parte externa da parede do extradorso, onde houve resfriamento rápido devido aos jatos de água, foi possível observar uma microestrutura tipicamente bainítica devido, principalmente, à alta taxa de resfriamento.

Neste trabalho, a presença maior da fase bainita no extradorso em relação ao intradorso, justifica o aumento da resistência mecânica (veja tabela 5) e a redução da tenacidade ao impacto (veja tabela 6) obtida. De fato, Meireles (2009) afirma que,

estas microestruturas, quando revenidas, resultam em um elevado limite de escoamento sem prejudicar o alongamento.

Zhao *et al.*, (2003), definem a bainita como uma estrutura de ripas paralelas com numerosa precipitação de cementita na forma de grânulos no interior ou entre as ripas. Caracteriza-se por nuclear a partir dos contornos de grão da austenita e avançar para o interior do grão, delineando os contornos de grão da austenita prévia.

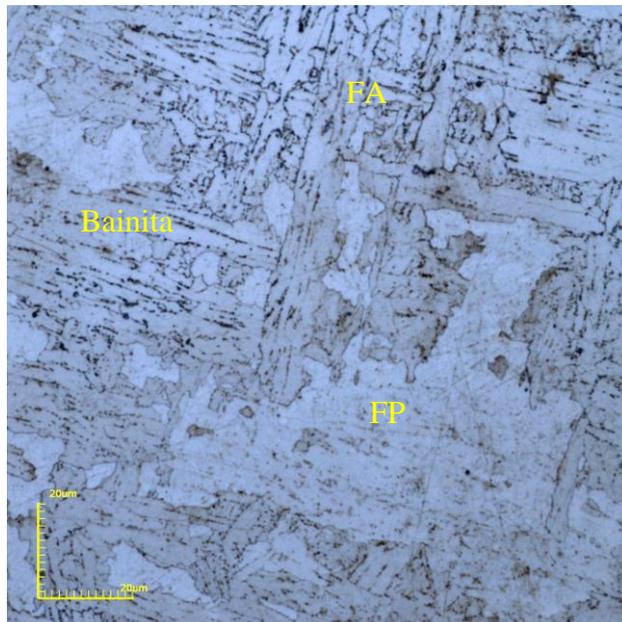


Figura 35: Microestrutura do MB no ED 2136x, MO: Confocal.

4.1.1.5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Devido as temperaturas empregadas no curvamento e nos tratamentos térmicos subsequentes, houve recristalização dos grãos na ZTA e consequentemente redução da dureza quando comparado ao MB.

No MB a operação de curvamento produziu no extradorso significativa redução de espessura. Após o TT, houve aumento da resistência mecânica e redução da tenacidade no extradorso quando comparado ao intradorso.

A microestrutura do MB é composta por: ferrita poligonal, em maior quantidade; ferrita acicular; e bainita, encontrada em maior quantidade no extradorso, amostra onde o resfriamento foi mais rápido.

As propriedades estão de acordo com os requisitos do API 5L.

4.1.2 REVESTIMENTO - INCONEL 625

A soldagem do inconel 625 é caracterizada por distintas regiões de estudo neste trabalho: a ZPD, a 1ª camada do revestimento e a 2ª camada do revestimento. Assim como no MB, a realização do curvamento, do resfriamento e dos tratamentos térmicos, podem ter promovido alterações nas propriedades microestruturais do revestimento.

4.1.2.1 CARACTERIZAÇÃO DA ZPD - INTERFACE API 5L X65/ INCONEL 625

A figura 36 mostra a zona de ligação entre o MB e o revestimento, onde se observa: os grãos ferríticos da ZTA; a linha de fusão; a ZPD, área com tonalidade mais clara; a primeira camada do revestimento com inconel 625, com tonalidade mais escura. A ZPD, como indicado na figura 35, apresentou uma largura de cerca de 42 μm . Este valor está de acordo com os encontrados por Kejelin (2006), da ordem de dezenas de micrometros. A ZPD formada na amostra do extradorso não apresentou diferenças na largura, quando comparado aos valores encontrados na amostra do intradorso.

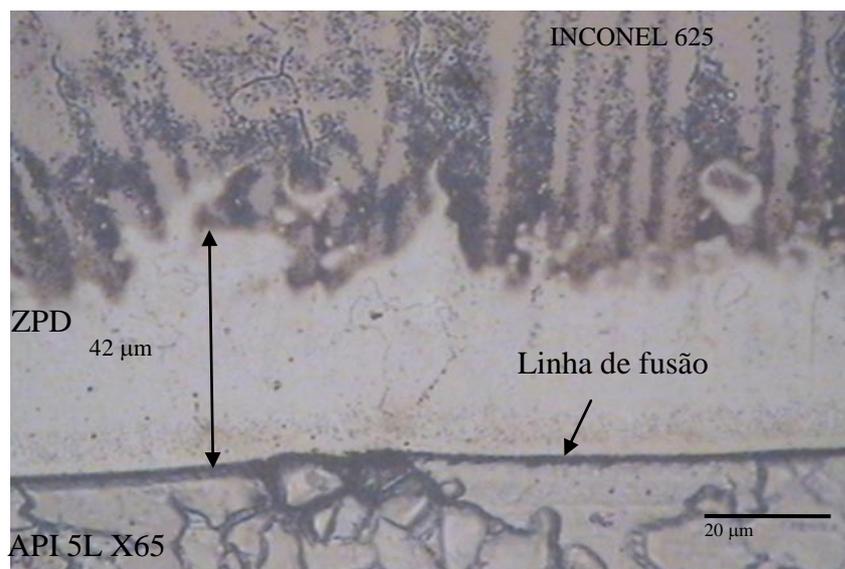


Figura 36: ZPD no Intradorso, MO: 500x, ataque eletrolítico com Nital 5%, 2V, 13 segundos.

A figura 37, obtida por MEV com aumento de 1000x, mostra a ZPD formada entre o API 5L X65 e o Inconel 625. Com este aumento, observa-se o aparecimento de duas regiões dentro da ZPD: a região 1, mais próxima a linha de fusão, com largura menor que 10 μm , de tonalidade cinza escuro e aparentemente lisa; a região 2, mais afastada da linha de fusão, com largura de dezenas de micrometros, de tonalidade cinza claro e contornos de grão característicos de matriz austenítica.

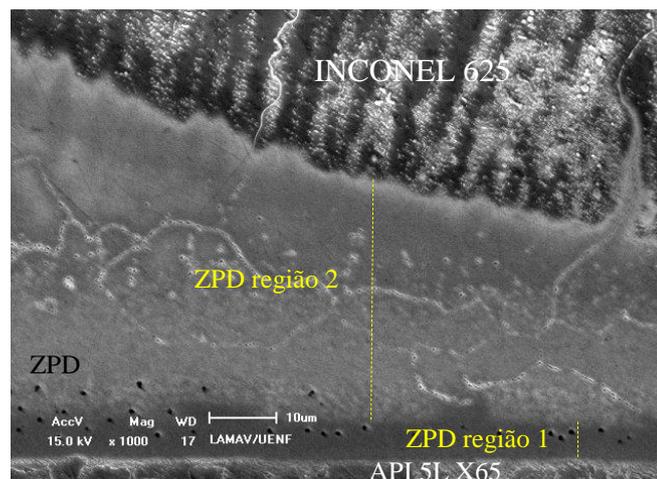


Figura 37: ZPD no MEV, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 5%, 2V, 13 segundos.

Silva *et al.*, (2012) também observaram duas regiões dentro da ZPD: uma lisa, cuja morfologia sugere ter solidificado de forma planar; e posteriormente, uma segunda região com características de crescimento celular.

4.1.2.1.1 MICRODUREZAS

A figura 38 mostra os resultados de impressão das microdurezas na ZPD com carga de 100 g. Os valores de microdurezas no intradorso variaram de 409 a 504 HV, com média de 471 HV. Os valores de microdurezas no extradorso variaram de 326 a 456 HV, com média de 406 HV. Observa-se que a média dos resultados de dureza do intradorso apresentaram uma pequena tendência a serem superiores que a média dos resultados de dureza do extradorso. Não foi possível a realização de microdurezas abrangendo apenas a região 1 mostrada na figura 37, visto que, a medida das indentações eram maiores que a largura dessa região.

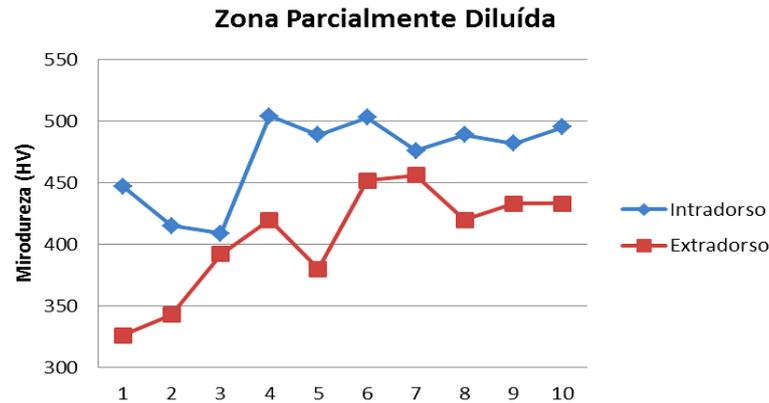


Figura 38: Comparação entre os valores de microdurezas na ZPD, da amostra intradorso e extradorso.

Diversos autores, Doddy (1992), Kejelin (2006), Rowe *et al.*, (1999) encontraram durezas acima de 400HV e algumas vezes acima de 500HV na ZPD, o que está semelhante as durezas encontradas neste trabalho. Doody (1992) comenta que não há limites de dureza definidos com relação às ZPDs.

4.1.2.1.2 MICROESTRUTURA

A figura 39 mostra a micrografia obtida no MEV e a análise EDS por linha feita na amostra do intradorso (a) e do extradorso (b), para avaliar o comportamento, em relação ao teor dos elementos, incluindo a: ZTA do MB, a ZPD e a 1ª camada do revestimento de INCONEL 625.

Observa-se que os elementos identificados na região do MB foram Fe, C, Ni e Mo. O Ni e o Mo estão presentes em pouca quantidade. Esta composição química foi a esperada para o tubo API 5L X65.

A partir da linha de fusão observa-se um elevado teor de Fe que diminui acentuadamente. No intradorso esta diminuição do teor de Fe ocorre até aproximadamente 13 μm distante da linha de fusão, a partir dessa distância o teor de Fe permanece estável. No extradorso, que apresentou o mesmo comportamento, o Fe começa a se estabilizar em uma distância de aproximadamente 28 μm . Este comportamento está de acordo com o surgimento da região 1 da ZPD, mostrada na figura 37. Em contrapartida, ocorre um aumento no teor de Ni e Cr, estes elementos

se tornarão estáveis a partir das mesmas distâncias encontradas para estabilidade do Fe.

Todo este comportamento de queda e estabilidade do Fe e aumento e estabilidade do Ni e Cr, ocorre na região conhecida como ZPD. O MB é rico em Fe, sendo este incorporado no metal de solda, enquanto o inconel 625 é rico em Ni.

Melo *et al.*, (2012) relatam sobre a ocorrência de mistura dos componentes do revestimento e do substrato, onde são incorporados elementos de liga, como o níquel, além do próprio carbono, para o metal de base líquido, que não se mistura completamente ao metal de adição. Isto também acontece a partir da linha de fusão.

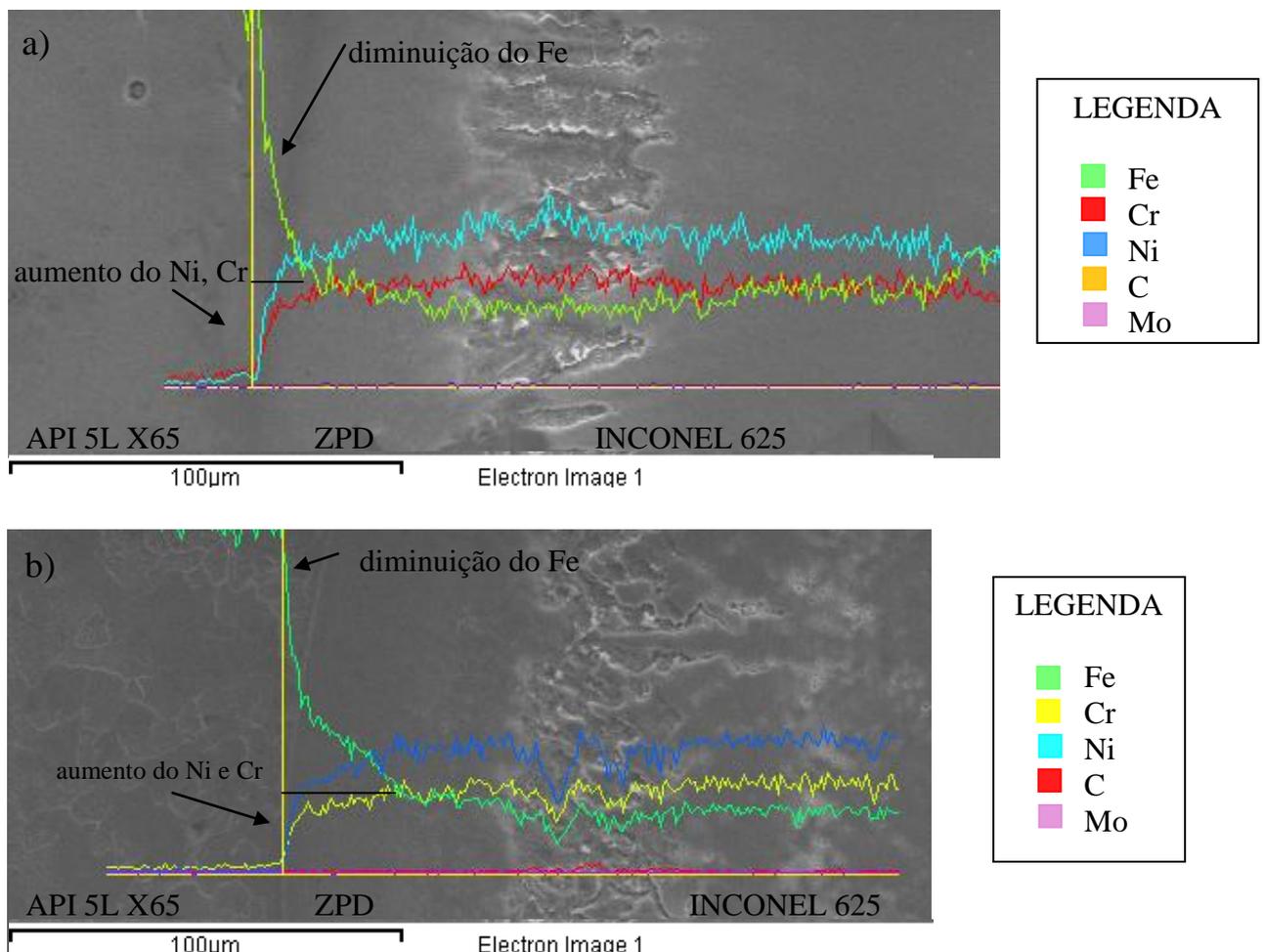


Figura 39: Micrografia e análise EDS por linha na junta a) intradorso, b) extradorso. Ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.

Mcdonald and Pritchard (2004), seguindo os conceitos da mecânica dos fluidos, informam que um líquido escoando sobre uma superfície sólida apresenta uma zona cuja velocidade varia desde a velocidade de escoamento até zero na

adjacência com o sólido, a qual é denominada de camada limite. Desta forma, mesmo no caso da soldagem, na qual a ação de diversas forças motrizes causam uma intensa agitação do metal líquido na poça de fusão, ainda assim, na linha de fusão onde a agitação é enfraquecida, o líquido pode encontrar-se estagnado ou sob escoamento laminar, impedindo assim, sua completa mistura.

Como não ocorre a mistura completa entre os dois materiais, um gradiente de composição química é observado. Silva *et al.*, (2012) acrescentam que as razões para a existência deste gradiente de composição têm sido atribuídas principalmente ao processo difusional entre os dois líquidos: metal de solda e metal de base na fase líquida, embora a mistura mecânica parcial entre os dois líquidos e a segregação de soluto durante a solidificação também sejam apontadas como possíveis fatores.

A região 1 da ZPD é mostrada na figura 40, onde tem-se a micrografia obtida no MEV e os gráficos da composição química gerados pela análise EDS nos pontos 1, 2 e 3 da amostra intradorso. O ponto 1 da figura 40, ponto escuro da micrografia, apresentou composição química com Fe pouco acima, Ni abaixo e Cr de acordo, quando estes elementos são comparados ao inconel 625 . Nota-se que estes resultados estão de acordo com o EDS em linha realizado, figura 39, onde pela distância com a linha de fusão os elementos Fe e Ni ainda estão bastante diferente do encontrado no inconel 625 mas logo atingem os valores corretos para este material e se estabilizam. Isso ocorre no final da Região 1. O ponto 2 da figura 40, ponto escuro da micrografia, apresentou composição química de Ni menor e Fe maior, quando comparado ao ponto 1. Esse resultado também é coerente com o EDS em linha realizado na figura 38, onde por estar mais próximo da linha de fusão, apresenta composição química com participação maior dos elementos do MB. O ponto 3 da figura 40, realizado na matriz, apresentou composição química similar ao ponto 2. Por estes motivos, supõe-se que os pontos escuros encontrados na região 1 são microcavidades, fato constatado também na amostra extradorso que apresentou os mesmos resultados.

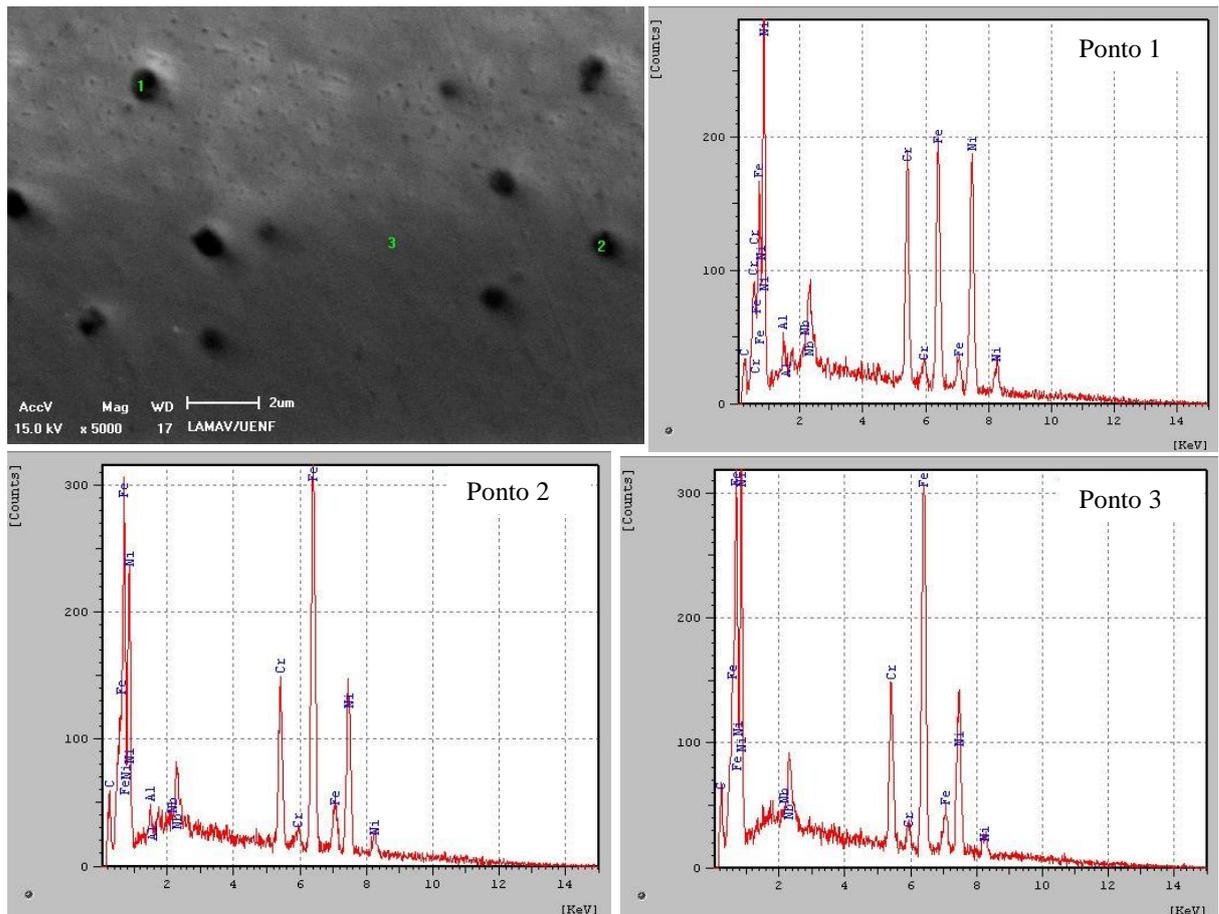


Figura 40: Micrografia e análise por EDS na matriz da ZPD (região 1), amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.

Silva *et al.*, (2012) relatam que os aspectos composicionais desta zona são complexos e resultam da incorporação de quantidades muito pequenas de elementos de liga como Cr, Mo e especialmente o Ni, a qual não é suficiente para estabilizar a estrutura austenítica, como no caso anterior, mas suficiente para elevar a temperabilidade, proporcionando a transformação martensítica.

Em vários trabalhos são mostradas ZPD's com microestrutura martensítica Fallatah *et al.*, (2002); Silva *et al.*, (2012); Magalhães, (2011); Lundin, (1982). Segundo Lundin (1982), em seu trabalho sobre soldagem de metais dissimilares, na ZPD pode ocorrer a formação de martensita porque o carbono e o ferro migram do metal de base em direção à poça de fusão.

Kejelin (2006), relata que a dureza característica de microestruturas martensíticas é acima de 340 HV, isso indica que as microdurezas encontradas neste trabalho são equivalentes de microestruturas martensíticas.

A região 2 é mostrada na figura 41, onde tem-se a micrografia obtida no MEV e os gráficos da composição química gerados pela análise EDS nos pontos 1, 2 e 3 na amostra extradorso. Nesta micrografia observa-se os contornos de grão característicos da matriz austenítica. O ponto 1, no contorno de grão, apresentou Ni, Cr e Fe característicos do inonel 625, apenas com Nb pouco acima, porém não o suficiente para caracterizá-lo como um precipitado. Supõe-se que este ponto seja uma microcavidade. O ponto 2, também localizado no contorno de grão, apresentou composição química similar ao ponto 1 e da mesma forma supõe-se ser uma microcavidade. O ponto 3, na matriz, apresentou composição química mais próxima do inonel 625.

Apesar da microdureza muito elevada na região 2 da ZPD, como visto na figura 38, os EDS realizados, figura 41, sugerem uma liga sem o aparecimento de precipitados, rica em Ni e Cr, com a presença de Fe e Nb. Supõe-se que a região 2 seja composta por uma microestrutura austenítica/martensítica, devido ao aparecimento dos contornos de grão e elevada dureza.

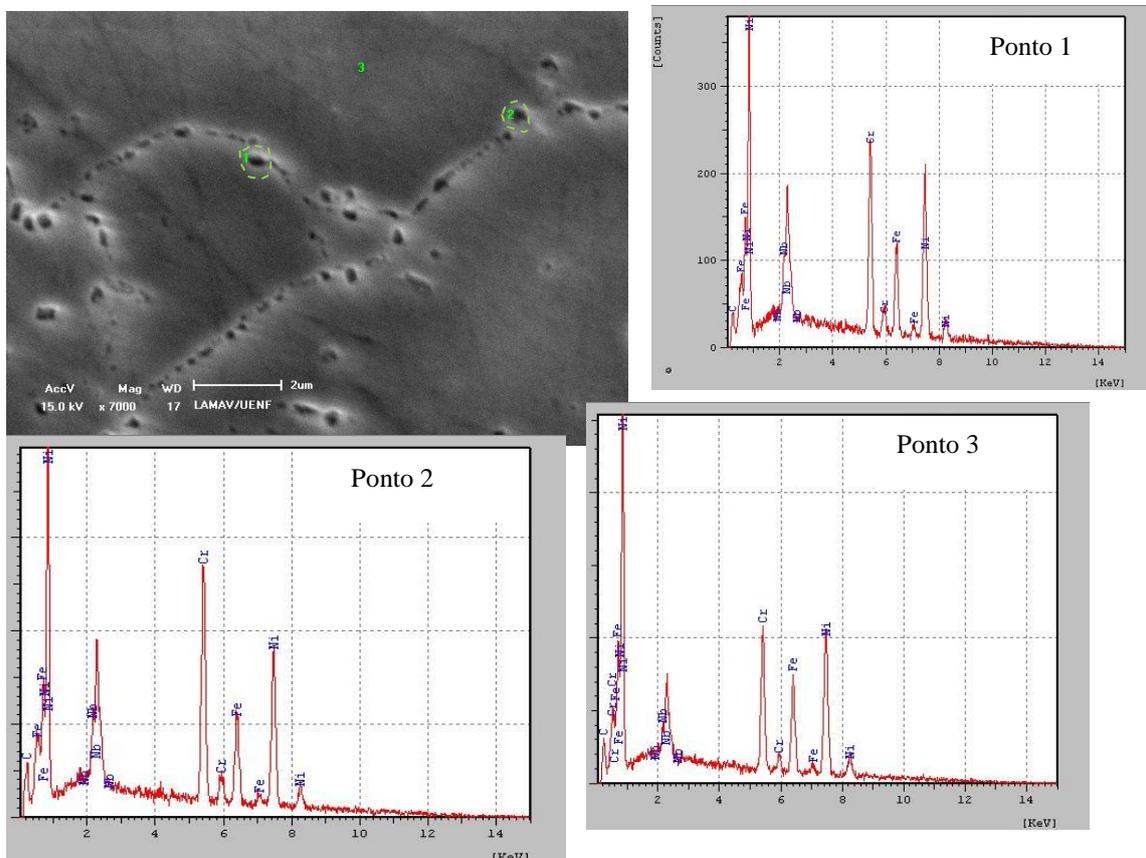


Figura 41: Micrografia e análise por EDS em precipitados e na matriz da ZPD (região 2), amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.

Ocorrem nas regiões 1 e 2 da ZPD dois fenômenos importantes, como relatado por Kejelin (2012): o primeiro deles se atribui a falhas locais dos movimentos convectivos na camada estagnada de material de base fundido não misturado, resultando na formação de microestrutura martensítica com um aspecto discreto em pontos específicos da linha de fusão (região 1); o segundo, e mais crítico por se apresentar com maior espessura, se forma por mecanismos de macrosegregação de soluto durante os transientes iniciais de solidificação, devido às diferentes estruturas de solidificação (região 2), sendo este de maior espessura em soldas depositadas com maiores níveis de diluição.

A temperatura liquidus do metal base (1530°C para o aço) com estrutura de solidificação CCC é significativamente superior à do metal de adição (entre 1290°C e 1350°C), que por sua vez possui estrutura de solidificação CFC. É retratado por Yang e Kou (2007) que as discrepâncias envolvendo as temperaturas liquidus e as estruturas de solidificação faz com que na soldagem dissimilar de aços C-Mn com Inconel 625 ocorram eventos relacionados à segregação de soluto durante o início da solidificação, a partir da camada estagnada, resultando assim na formação de ZPD com aspecto contínuo e em maiores espessuras.

4.1.2.1.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A ZPD apresentou duas regiões: a região 1, onde apresenta elevado teor de Fe e baixos teores de Ni e Cr, quando comparados ao inconel 625; e a região 2, onde os teores são equivalentes com do inconel 625. Ambas as regiões apresentam elevada dureza, típicas da microestrutura martensítica.

4.1.2.2 INCONEL 625: 1ª CAMADA – PÓS ZPD

A figura 42 mostra a micrografia feita no MO, onde tem-se: o MB; a ZPD (região branca logo após o MB, como indicada pela seta); a 1ª camada em toda sua extensão (como indicado pela linha tracejada) ; e o início da segunda camada.

Na primeira camada observam-se regiões claras e algumas regiões escuras distribuídas aleatoriamente por toda extensão da camada.

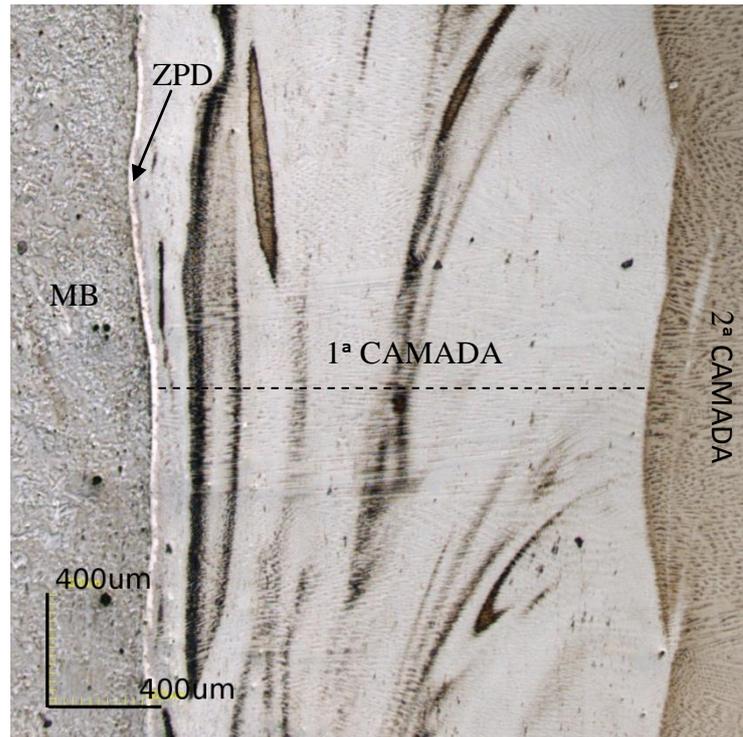


Figura 42: Micrografia da soldagem TIG por MO: confocal, aumento 108x, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.

4.1.2.2.1 MICRODUREZAS

A figura 43 mostra os resultados de impressão das microdurezas na primeira camada com carga de 100 g. As medidas foram feitas em intervalos de 150 μm , no sentido horizontal da amostra. Os valores obtidos ficaram entre 229 e 245 HV para o intradorso, com média de 237 HV e para o extradorso entre 190 e 232 HV, com média de 215 HV. Observa-se que os resultados de dureza do intradorso apresentam uma pequena tendência a serem superiores ao extradorso.

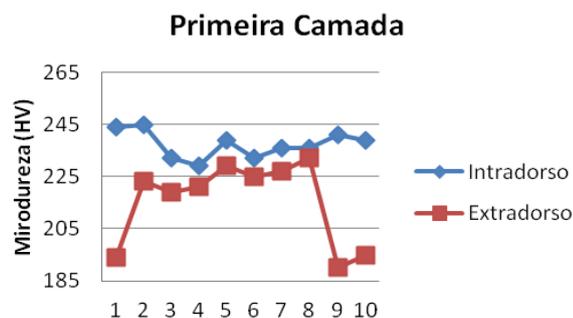


Figura 43: Comparação entre os valores de microdurezas na 1ª camada do revestimento, amostra intradoso e extradorso.

Os resultados obtidos no intradorso e no extradorso estão de acordo com a NACE (National Association of Corrosion Engineers) MR0175/ 2003, onde recomenda uma dureza máxima de 22 HRC (250 HV) para juntas soldadas submetidas a ambientes agressivos.

4.1.2.2.2 MICROESTRUTURA

A figura 44 mostra a micrografia no MEV da 1ª camada com aumento de 350x. Observa-se um crescimento celular mais próximo a ZPD e um crescimento colunar em toda a micrografia. Silva *et al.*, (2012) relataram no volume do metal de solda uma região cuja morfologia varia entre celular dendrítico e colunar dendrítico.

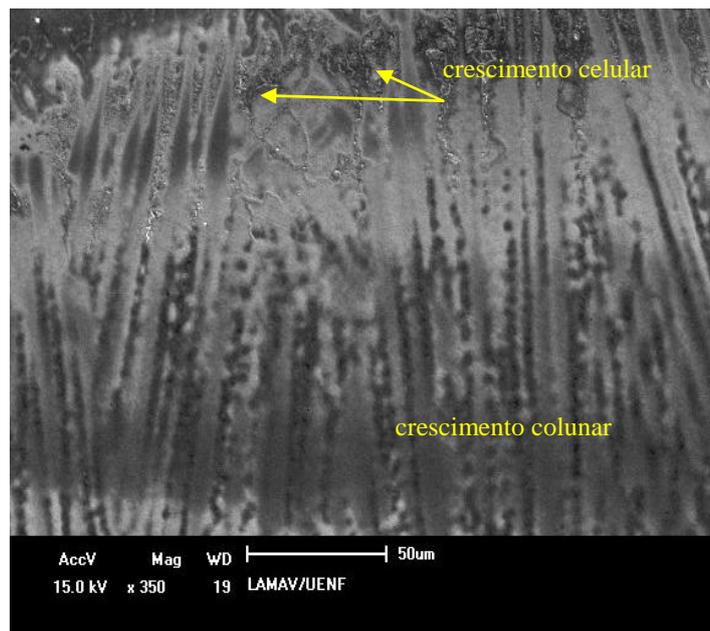


Figura 44: Micrografia no MEV da 1ª camada do revestimento, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.

A figura 45 mostra a micrografia do crescimento celular obtida no MEV e o gráfico da composição química gerado pela análise EDS no ponto 1, dentro da região tracejada. A microestrutura do inonel 625 consiste de matriz com grãos austeníticos. O ponto 1 apresentou composição química compatível com o inonel 625, que apresenta elevados teores de Ni e Cr, conforme já visto na tabela 1, portanto o ponto 1 é correspondente a matriz austenítica.

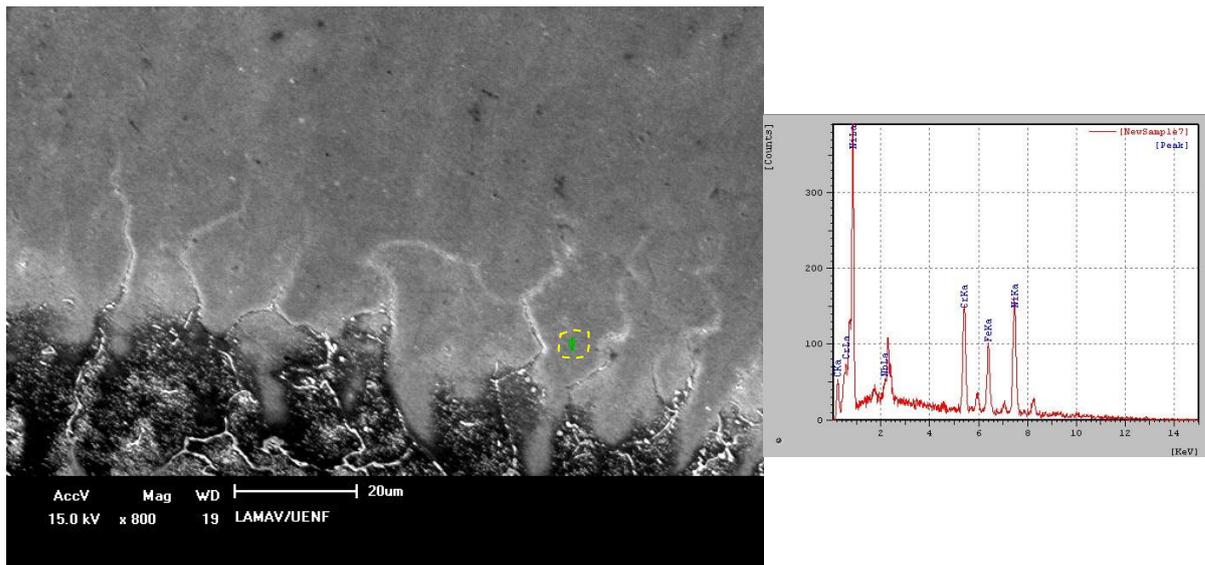


Figura 45: Micrografia no MEV na 1ª camada do revestimento e análise EDS, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 5%, 2V, 13 segundos.

A figura 46 mostra a micrografia do crescimento colunar obtida no MEV e o gráfico da composição química gerado pela análise EDS nos pontos 1, 2 e 3. O ponto 1, na região clara (dentritica), apresentou composição química similar ao inconel 625. O ponto 2, na região escura (interdentritica), apresentou Nb pouco acima e Cr abaixo, quando também comparados ao inconel 625, além da presença de Ni, Cr e Fe. O ponto 3, região escura (matriz), apresentou composição química similar ao inconel 625.

O empobrecimento do Cr e enriquecimento do Nb para a região interdentritica (ponto 2) também foi relatado por Silva *et al.*, (2012), que indicou uma forte segregação de Nb para essa região.

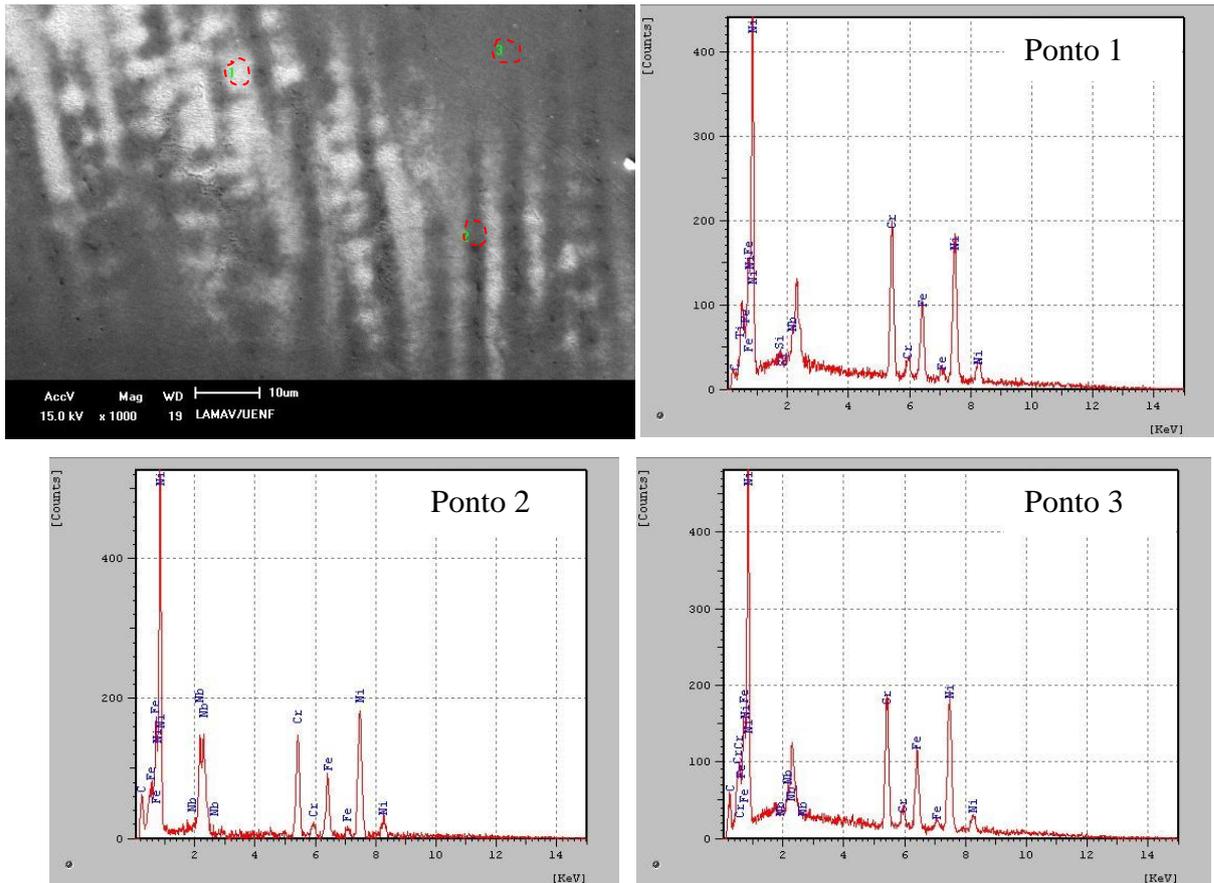


Figura 46: Micrografia e análise EDS na 1ª camada do intradorso, região de crescimento colunar, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 segundos.

A figura 47 mostra a micrografia obtida no MEV e os gráficos da composição química gerado pela análise EDS nos pontos 1, 2 e 3 da amostra intradorso. As regiões tracejadas na figura 47 mostram onde foram feitas as análises. O ponto 1, região escura dentro do contorno de grão, apresentou composição química com picos bem elevados de Nb, além da presença de Ni, Cr e Si, sem o aparecimento do Fe. Cieslak *et al.*, (1998) relatam que o Si segrega fortemente na fase laves o que leva a supor, pelo teor de Si e altíssimo teor de Nb, a presença de fase laves no ponto 1. O ponto 2, no contorno de grão, tem composição rica em Nb, quando comparado ao inconel 625, além da presença de Ni, Cr e Fe. Supõe-se que este seja um precipitado com morfologia cuboidal. O ponto 3, no aglomerado de pontos brancos, tem composição rica em Nb, quando comparado ao inconel 625, além da presença de Ni, Cr e Fe. Supõe-se que este seja um precipitado com morfologia multiforme.

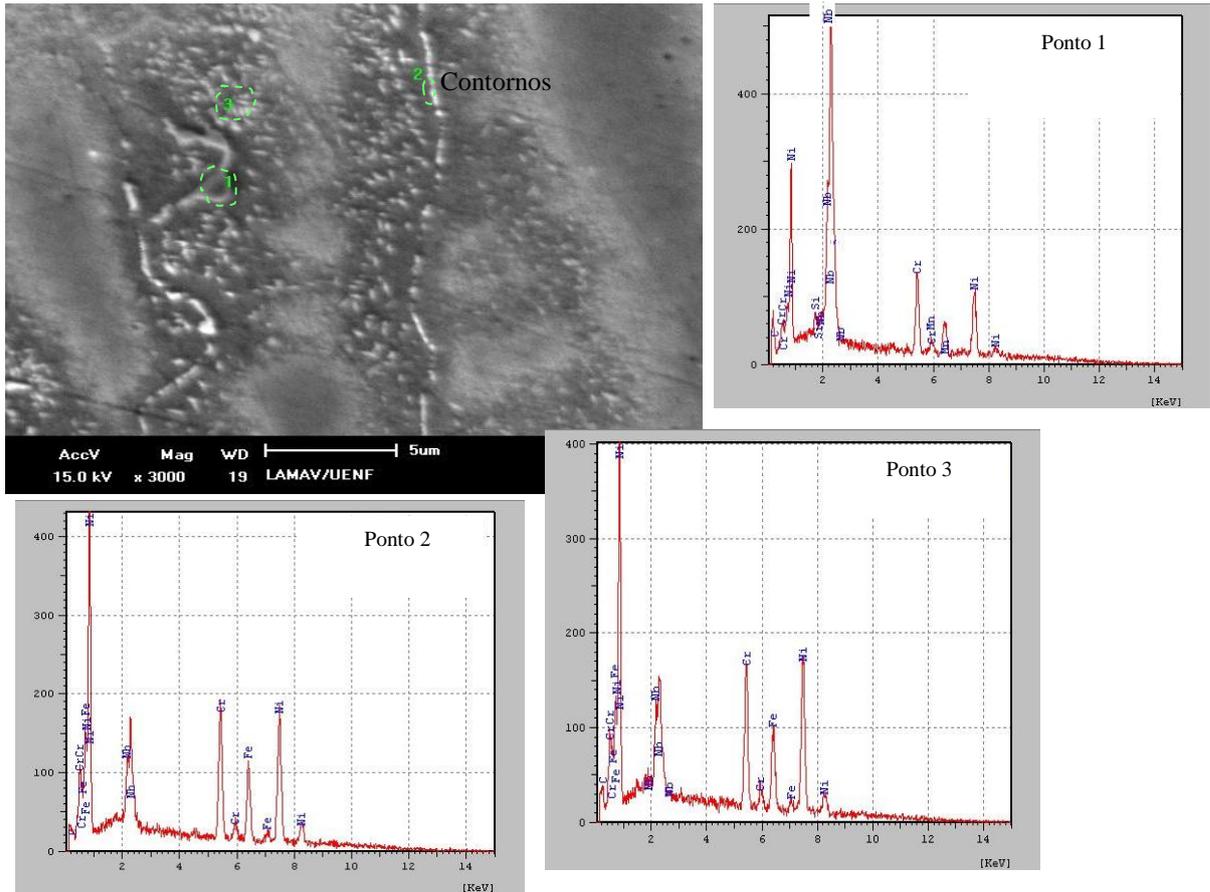
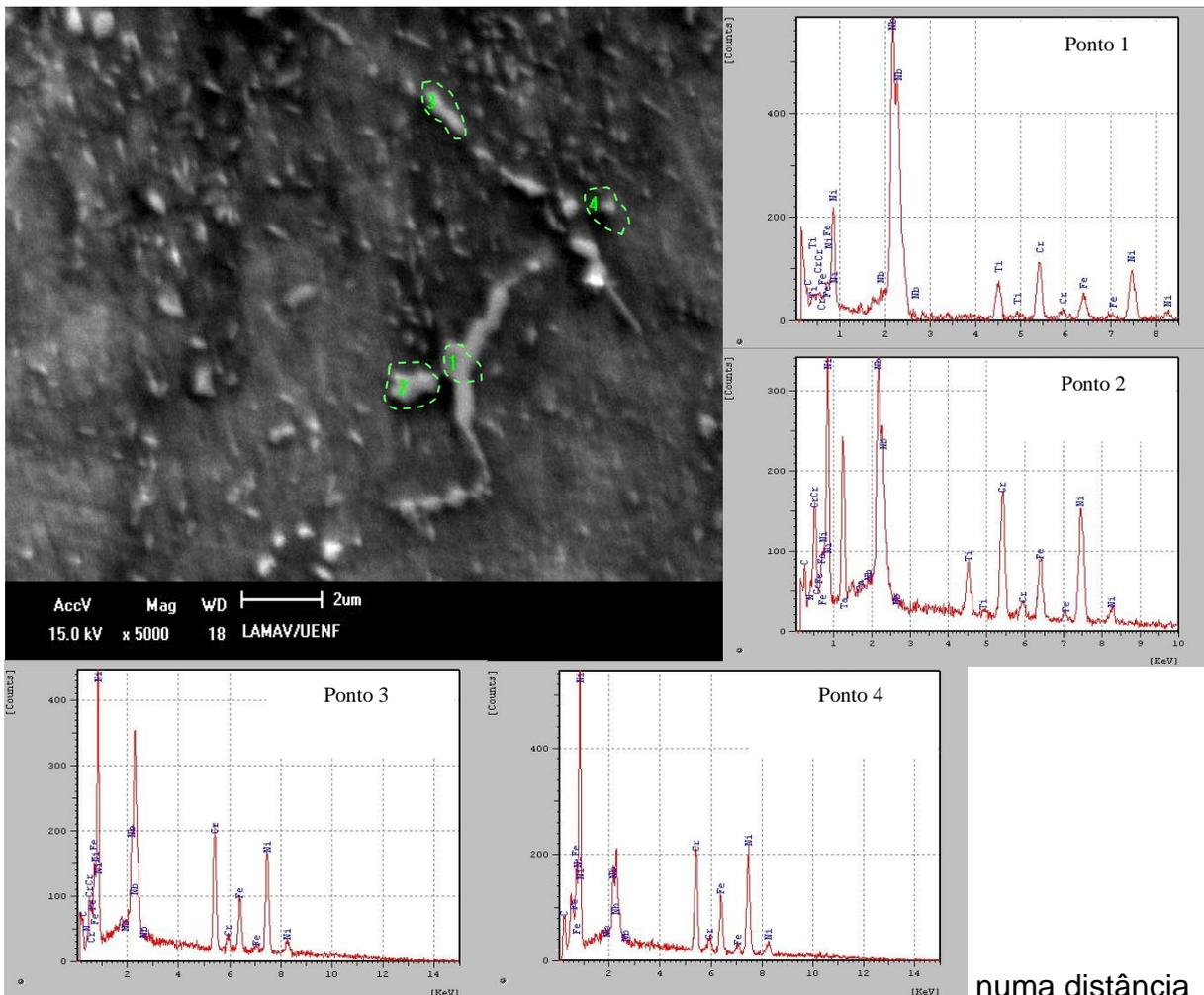


Figura 47: Micrografia e análise EDS de precipitados na 1ª camada numa distância próxima da ZPD, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

No trabalho de Silva *et al.*, (2012), a microestrutura do revestimento do Inconel 625 na condição como soldada apresentou comportamento relativamente complexo, sendo formadas pela matriz austenítica e fases secundárias precipitadas nas regiões intercelulares (crescimento celular) e interdendriticas (crescimento colunar). Aspectos morfológicos dos precipitados observados nas várias amostras soldadas indicaram a ocorrência de dois principais tipos de fases secundárias nos revestimentos com a superliga Inconel 625, precipitados com morfologia cuboidal, parecidos como o encontrado no ponto 3 da figura 47 e precipitados multiforme (bastonetes e eutéticos lamelares), parecidos com o encontrado no ponto 2 da figura 47.

A figura 48 mostra a microestrutura obtida no MEV e os gráficos da composição química gerado pela análise EDS nos pontos 1, 2, 3 e 4 da amostra extradorso. As regiões tracejadas na figura 48 mostram onde foram feitas as análises. O ponto 1, na maior região branca da micrografia, apresentou teor de Nb

dez vezes maior, teor de Ti quatorze vezes maior, além de baixo teor de Cr e Ni, em relação ao inonel 625. Pelo seu aspecto físico, além da composição, supõe-se ser um precipitado multiforme. O ponto 2, na região branca ao lado, apresentou teor de Nb quatro vezes maior, teor de Ti oito vezes maior, além de baixo teor de Cr e Ni, em relação ao inonel 625. Pelo seu aspecto físico, além da composição, supõe-se ser um precipitado multiforme. O ponto 3, na região branca alongada, apresentou teor de Nb duas vezes maior e baixo teor de Cr e Ni, em relação ao inonel 625. Pelo seu aspecto físico, além da composição, supõe-se ser um precipitado multiforme. O ponto 4, na região branca pequena, também apresentou teor de Nb duas vezes maior e baixo teor de Cr e Ni, em relação ao inonel 625. Pelo seu aspecto físico, além da composição, supõe-se ser um precipitado cuboidal.



numa distância próxima da ZPD, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

Silva *et al.*, (2012) também encontrou elevados teores de Nb nesses precipitados, além de Ti, que é um elemento conhecido por ser um formador de carbonetos e nitretos. Informou ainda que o mais importante desta análise química está relacionada à evolução química do precipitado. O nitrogênio apresentou comportamento semelhante ao do titânio, concentrando-se ao centro do precipitado. Este resultado indica fortemente que os precipitados com morfologia cúbica ricos em Ti e Nb observados nos revestimentos depositados com a liga 625 não são carbonitretos do tipo (NbTi)(CN) como suposto em alguns poucos trabalhos na literatura, mas sim um precipitado complexo, composto por um núcleo de nitreto de Ti (TiN) ou Ti e Nb (TiNb)N e uma casca de carboneto de Nb e Ti (NbTi)C.

Dados da literatura, Lengauer (2000) indicam que a temperatura de fusão do nitreto de titânio TiN é de 2.927°C, praticamente o dobro da temperatura de fusão da liga. Este dado indica que nas temperaturas convencionais para o metal no estado líquido durante a soldagem os nitretos TiN não são dissolvidos. Desta forma, as partículas de nitretos permanecem sólidas e passam a atuar no interior do líquido como agentes nucleantes para o crescimento de carbonetos contendo Nb.

4.1.2.2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Pelo acima exposto, a primeira camada de revestimento inconel 625 inicia solidificação celular e a seguir colunar dendrítica.

A matriz consiste de austenita, com evidências de fase laves e precipitados complexos com morfologia cuboídica e multiforme, ricos em Nb.

A dureza média da primeira camada de 237 HV para o intradorso e 215 HV para o extradorso, está de acordo com a NACE 2003, onde recomenda dureza máxima de 250 HV para juntas soldadas submetidas a ambientes agressivos.

4.1.2.3 INCONEL 625: 2ª CAMADA

A figura 49 mostra a micrografia da 1ª e 2ª Camada do revestimento na amostra extradorso, sendo a segunda, região mais escura, facilmente diferenciada da primeira visualmente. Apresenta um aspecto colunar, porém não contínuo, como visto na 1ª camada próximo a ZPD. Em toda a extensão da 2ª Camada esse aspecto

é semelhante, o que diferencia também da 1ª camada onde o crescimento colunar era alternado com regiões claras como a da figura 42.

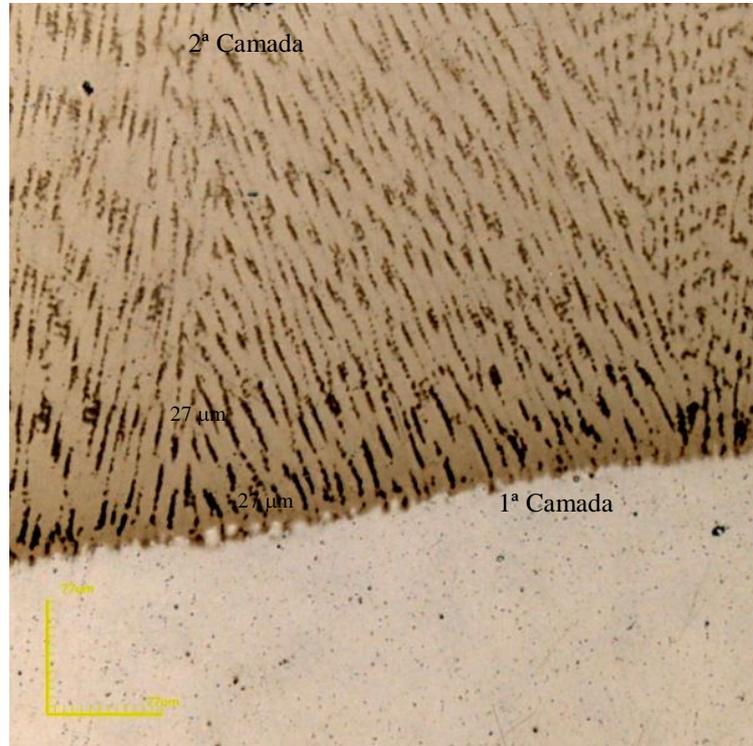


Figura 49: Micrografia destacando a 1ª e 2ª Camada do revestimento na amostra extradorso, 559x. MO: Confocal, ataque eletrolítico com ácido crômico, 5V, 10 s.

4.1.2.3.1 MICRODUREZAS

A figura 50 mostra os resultados de impressão das microdurezas na primeira camada com carga de 100 g. As medidas foram feitas em intervalos de 150 µm, no sentido horizontal da amostra. Os valores obtidos ficaram entre 269 e 316 HV para o intradorso, com média de 285 HV e para o extradorso entre 279 e 327 HV, com média de 303 HV. Observa-se que o intradorso da segunda camada apresentou média de dureza superior ao intradorso da primeira camada de soldagem (237 HV) e o extradorso da segunda camada também apresentou média de dureza superior ao extradorso da primeira camada de soldagem (215 HV). Os resultados aqui obtidos estão de acordo com Kejelin (2006), onde conclui que a aplicação da segunda

camada de soldagem do inonel 625 normaliza a microestrutura da primeira, reduzindo a dureza e melhorando a tenacidade da primeira camada.

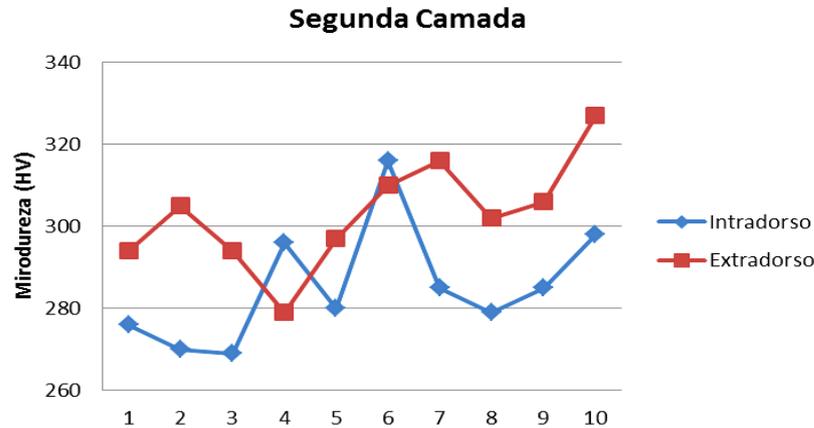


Figura 50: Comparação entre os valores de microdurezas na 2ª camada do revestimento, amostra intradorso e extradorso.

Os resultados obtidos no intradorso e no extradorso estão acima dos recomendados pela NACE (National Association of Corrosion Engineers) MR0175/2003, onde a dureza máxima é de 22 HRC (250 HV) para juntas soldadas submetidas a ambientes agressivos.

4.1.2.3.2 Microestrutura

A figura 51 mostra a micrografia obtida no MEV da segunda camada na amostra do extradorso e os gráficos da composição química gerado pela análise EDS nos pontos 1, 2, 3 e 4. O ponto 1, na região escura, obteve composição química similar ao inonel 625, comprovando se tratar da matriz austenítica. O ponto 2, região clara, apresentou Nb seis vezes acima e Cr abaixo, em relação ao inonel 625, além da presença de Ni e Cr e ausência do Fe. O ponto 3, região com aspecto de agulhas próxima ao ponto 2, apresentou Nb pouco acima e Cr abaixo, em relação ao inonel 625, além da presença de Ni, Cr e Mn e ausência do Fe. O ponto 4 apresentou Nb duas vezes mais e Cr abaixo, em relação ao inonel 625, além da presença de Ni e Cr e ausência do Fe. Observa-se, além da presença de precipitados, a ausência do Fe em toda segunda camada do extradorso.

A presença das agulhas na microestrutura pode prejudicar as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade. Isso também contribui para as microdurezas da segunda camada serem maiores que as da primeira camada.

Cortial *et al.*, (2005) relatam que a formação de agulhas na segunda camada é típica da fase δ em metais de solda com adição de Nb submetidos a temperaturas que variam entre 850°C e 950°C. Supõe-se que o ponto 2,3 e 4 (figura 51) sejam fase δ , apesar de apenas no ponto 3 ser possível a visualização do formato de agulhas. Para visualização do formato de agulhas nos pontos 2 e 4, seria necessário um maior aumento.

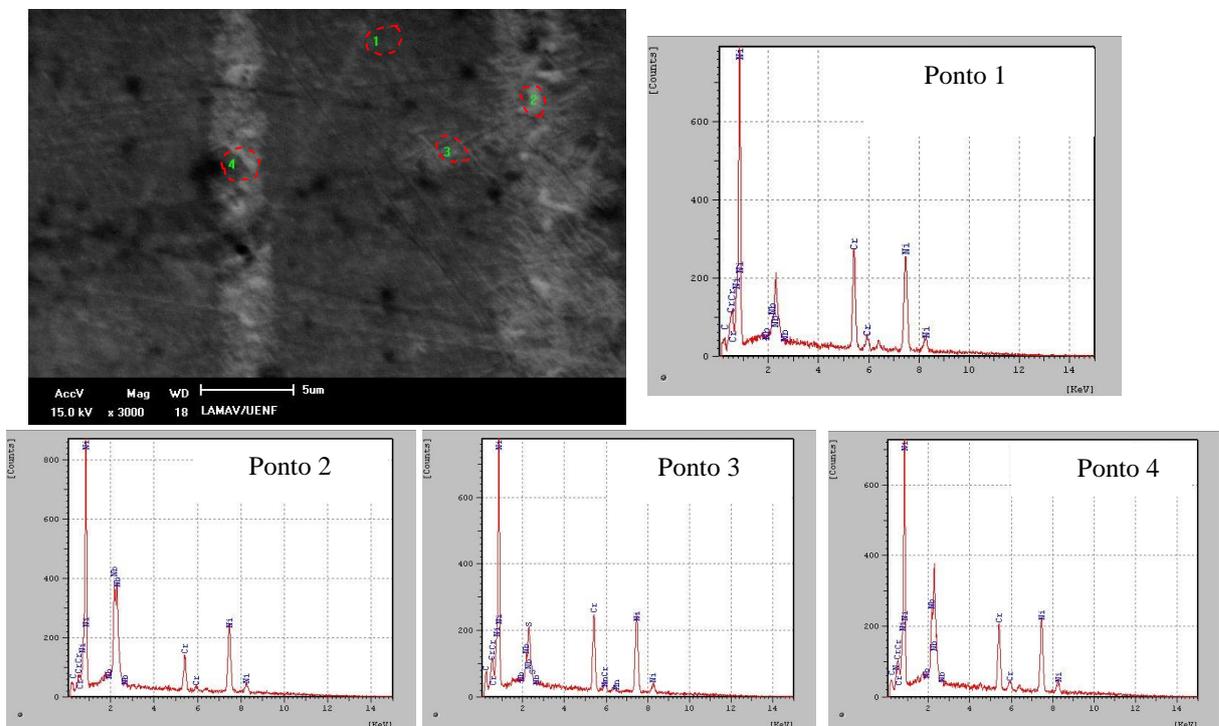


Figura 51: Micrografia e análise EDS na 2ª camada do revestimento, MEV, amostra extradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

As fases laves ricas em Nb, durante o curvamento atuam como fonte de Nb para formação da fase agulhada δ , quando presentes após curvamento indicam uma transformação incompleta (Kohler, 1991).

Stoloff (1991) informa que a fase δ , com composição Ni_3Nb , é formada a partir da fase instável γ'' , quando submetidas a altas temperaturas, acima de 700°C.

A figura 52 mostra as micrografias obtidas no MEV da segunda camada na amostra intradorso, a que está com maior aumento foi feita análise EDS nos pontos 1 e 2, gerando os gráficos da composição química. O ponto 1, na região em forma

de agulhas, apresentou Cr abaixo e Nb pouco acima, em relação ao inconel 625, além da presença de Ni. Supõe-se que esta formação seja fase δ , como encontrado na amostra extradorso. O ponto 2 apresentou composição química similar ao inconel 625, comprovando se tratar da matriz austenítica.

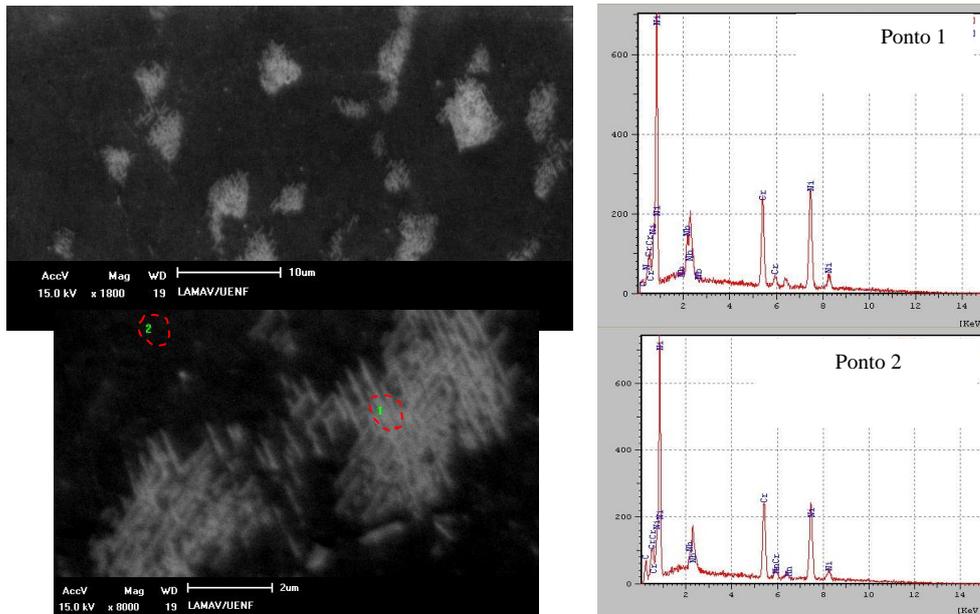


Figura 52: Micrografia e análise EDS na 2ª camada do revestimento, MEV, amostra intradorso, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

4.1.2.3.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A segunda camada de soldagem normaliza a microestrutura da primeira camada de soldagem, por este motivo as microdurezas da segunda camada apresentam maiores valores em relação a primeira camada.

A matriz consiste de austenita, com evidências da fase δ em formato de agulhas.

Nas indústrias de petróleo e gás natural, o curvamento de dutos é largamente usado para mudança da direção do transporte de fluidos e para atender à demanda da topografia do local de instalação dos dutos. Esse curvamento deve atender as características definidas no projeto, como a tolerância dimensional e de material. O tratamento de têmpera com resfriamento em água seguido por revenimento torna-se necessário para melhorar as propriedades mecânicas e microestruturais que sofreram influência do curvamento. Este trabalho mostra que a aplicação de

revestimento de inonel 625 sobre tubos de aço API 5LX-65 por meio da soldagem TIG automatizada, com posterior curvamento e tratamentos térmicos dos tubos, apresentaram resultados satisfatórios, atendendo às exigências de qualidade e produtividade do segmento offshore.

4.2 SOLDAGEM POR EXPLOSÃO

A figura 53 mostra o MB, a interface revestimento/substrato e o revestimento de Inonel 625. Estas são as regiões em estudo na soldagem por explosão de materiais dissimilares.

A soldagem a explosão é um processo de soldagem em estado sólido, que produz uma união pelo impacto em alta velocidade das peças em trabalho, como resultado de uma detonação controlada. A explosão acelera o metal numa velocidade que produz uma adesão metálica entre eles após a colisão. É essencialmente um processo a temperatura ambiente em que não ocorre um grande aquecimento das peças em trabalho. As superfícies de contato, entretanto, são aquecidas pela energia de colisão, e a soldagem é conseguida pelo fluxo plástico do metal em suas superfícies. Existe uma grande diferença deste processo para o que ocorre na soldagem TIG, onde existe a fusão por completo do metal de adição e de parte do MB, obtida por um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça.

Na amostra da soldagem por explosão, observa-se a interface em forma de ondas, característico da soldagem com alta energia de impacto, conforme relatado por Crossland (1982), onde observou que a linearidade é a forma dominante na interface de amostras soldadas com baixa energia de impacto. Em vários trabalhos a respeito da soldagem por explosão Crossland, (1971); Zimmerly, (1994); Livne e Munitz, (1981); Balasubramanian *et al.*, (1997), é relatado que a formação de ondas superficiais ocorre pelo aumento da distância entre as placas e da carga explosiva.

Zakharenko e Zlobin (1983), informaram que a soldagem por explosão pode ser caracterizada por meio de dois parâmetros: o ângulo de impacto e a velocidade do ponto de contato.

A principal utilização da soldagem por explosão é a aplicação em revestimentos metálicos. De acordo com Greenberg *et al.*, (2013) esta soldagem

dura um tempo de aproximadamente 10^{-6} s e tem-se grande deformação plástica nas superfícies dos materiais devido ao atrito.

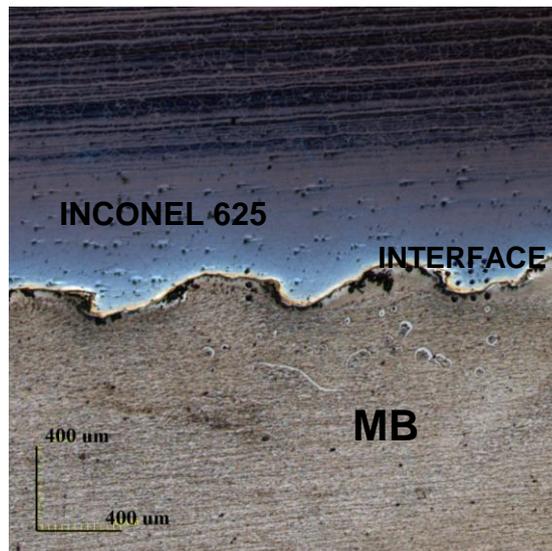


Figura 53: Regiões de interesse na amostra da Soldagem por Explosão: (MB) ataque com nital 2%, 5 segundos; (inconel) ataque eletrolítico com nital 2%, 5V, 13 s.

4.2.1 METAL BASE

4.2.1.1 MICRODUREZA

Na figura 28 pode-se observar como foram obtidos os perfis de microdurezas na amostra da soldagem por explosão, abrangendo a região do MB, interface e inconel 625. As microdurezas foram feitas com carga de 100g.

A figura 54 mostra as microdurezas obtidas no MB a partir de 150 μm da interface em direção a superfície da chapa. A mais próxima da interface foi a que apresentou maior valor. As medidas de microdurezas obtiveram valores muito próximos em toda a extensão do MB, em geral na faixa de 190 a 258 HV.

A média das microdurezas do MB na soldagem por explosão foi de 223 HV, média maior que a do MB na soldagem TIG que foi de 185 HV. Isto ocorreu devido aos tratamentos térmicos têmpera e revenimento aplicados na soldagem TIG.

Observa-se uma tendência na queda da dureza a medida que ocorre o afastamento da interface e aproximação da superfície, onde em uma das extremidades, região mais próxima da interface, obteve dureza de 258 HV e na outra extremidade, região mais próxima da superfície, obteve dureza de 190 HV.

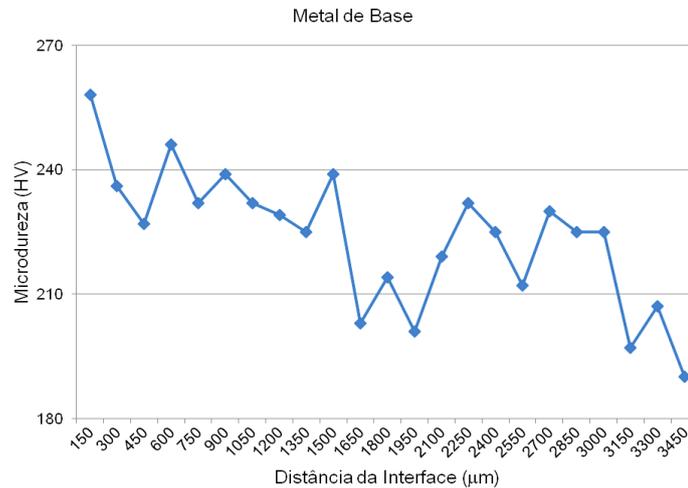


Figura 54: Microdurezas no MB, Soldagem por Explosão.

Rajani e Mousavi (2012) explicam que o aumento na energia de impacto promove a elevação do encruamento nos materiais adjacentes a interface.

A tabela 7 mostra as microdurezas na zona de encruamento do MB, essas microdurezas foram obtidas individualmente, com carga de 100g, no microdurômetro, modelo 422 MVD, disponível no CEFET/RJ. Os valores ficaram entre 255 e 299 HV, e média de 273 HV.

Tabela 7: Microdurezas na Zona de encruamento do MB, Soldagem por Explosão.

Valores de microdureza na zona de encruamento do MB
292 HV
299 HV
279 HV
276 HV
258 HV
265 HV
260 HV
255 HV

A média dos valores encontrados para as microdurezas na zona de encruamento do MB (273 HV) foram ligeiramente maiores que a média dos valores de microdurezas do MB (223 HV). Esses valores estão de acordo com Acarer *et al.*, (2003), onde em seu trabalho sobre a investigação de parâmetros de Soldagem por Explosão e seus efeitos sobre dureza e a resistência ao cisalhamento, relatou que a microdureza aumenta mais próximo da Interface soldada devido ao excesso de deformação plástica ocorrido na área da explosão.

4.2.1.2 MICROESTRUTURA

Na figura 55 observa-se: o MB, a interface e uma pequena parte do revestimento. O MB é composto por grãos ferríticos (grãos claros) e perlita (grãos escuros). Nota-se que os grãos do MB estão alongados. Este comportamento está de acordo com o trabalho de Acarer *et al.*, (2003), onde os grãos se alongaram na direção da explosão para amostras não tratadas termicamente. A linha amarela tracejada delimita a região onde os grãos estão mais alongados pela proximidade com a interface. Esta é a região conhecida como zona de encruamento do MB.

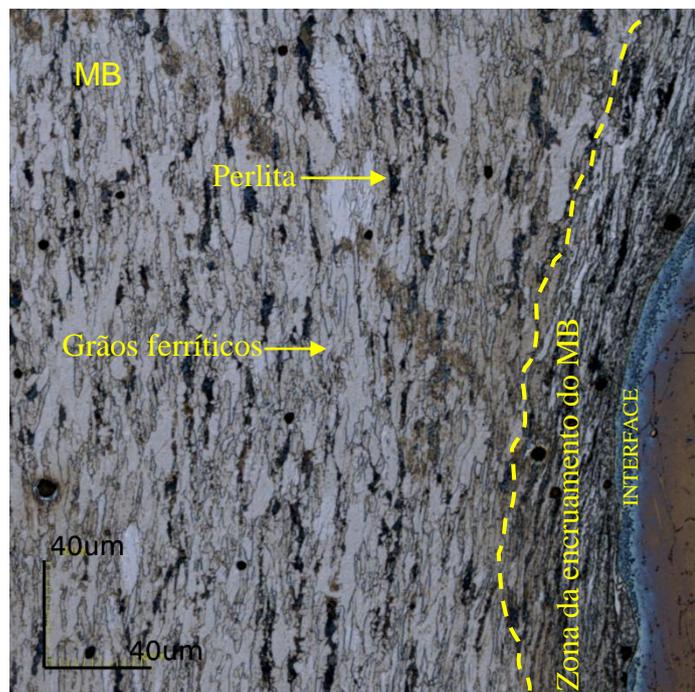


Figura 55: MB e Zona de encruamento do MB da Soldagem por Explosão. MO: Confocal, 1075x, ataque com Nital 2%, 5 s.

A microestrutura com ferrita e perlita da soldagem por explosão diferencia da soldagem TIG que apresentou microestrutura com ferrita e bainita, apesar de ser o mesmo material. Isso ocorreu devido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento realizados da soldagem TIG, que promoveram um refinamento dos grãos.

A figura 56 mostra em maior aumento a zona de encruamento do MB, onde os grãos foram alongados devido ao processo de deformação plástica ocorrido nessa região. Assim como no MB, a microestrutura é constituída de grãos ferríticos (grãos mais claros) e perlita (grãos mais escuros).

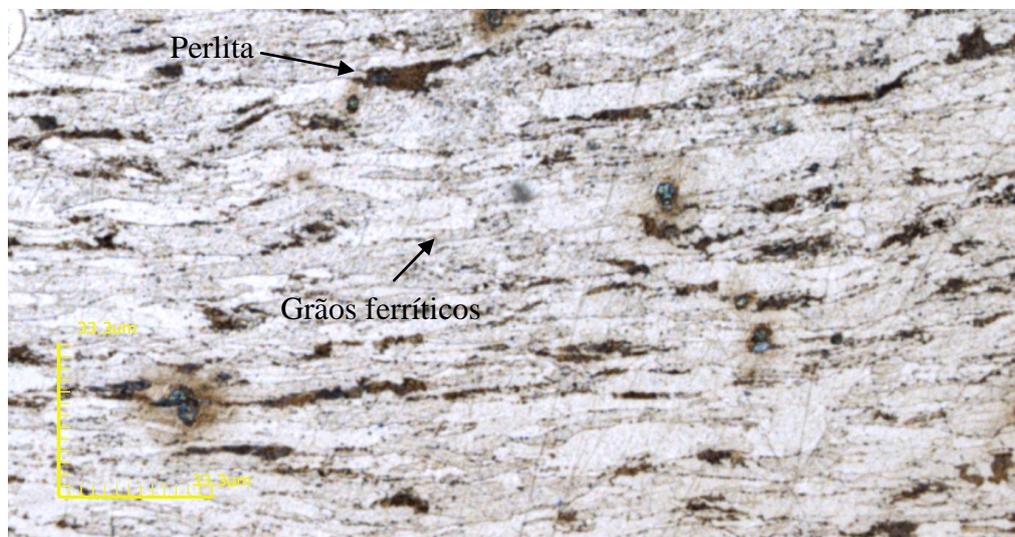


Figura 56: Zona de encruamento do MB na Soldagem por explosão. MO: Confocal, 1828x, ataque com Nital 2%, 5 s.

A figura 57 mostra os gráficos da composição química gerado pela análise por EDS no MB e na zona de encruamento do MB. O gráfico da composição química do MB, figura 57 (a), obteve picos de Fe e C, como o esperado para este material. O gráfico da composição química da zona de encruamento do MB, figura 57 (b), obteve composição química semelhante ao MB, com picos de Fe e C.

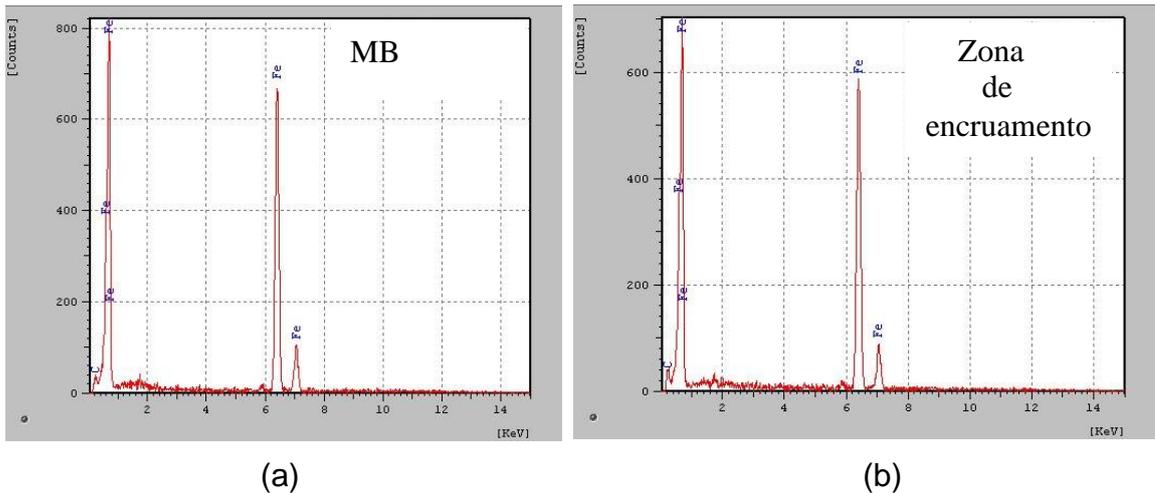


Figura 57: Análise por EDS no MB (a) e na zona de encruamento do MB (b).

A semelhança na composição química e diferença na dureza entre o MB e a zona de encruamento do MB reafirma a posição desta diferença como consequência do trabalho mecânico aplicado na soldagem por explosão. A maior dureza da zona de encruamento do MB, está relacionada a microestrutura alongada dos grãos devido a deformação plástica nessa região.

4.2.1.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A Microestrutura do MB na soldagem por explosão é composta por grãos ferríticos e perlita, característico do API 5L-X65.

A deformação plástica ocorrida no MB, na região próxima a interface, conhecida como zona de encruamento, aumentou a dureza e deformou os grãos de ferrita e de perlita.

A média da microdureza do MB na soldagem por explosão apresentaram valores maiores que a média das microdurezas do MB na soldagem TIG, devido aos tratamentos térmicos têmpera e revenimento aplicados na soldagem TIG.

4.2.2 INTERFACE - ZONA LOCALMENTE FUNDIDA

A figura 58 mostra a micrografia obtida por MO: o MB com grãos ferríticos e perlíticos; a zona de encruamento do MB com os mesmos grãos ferríticos e perlíticos, porém mais alongados; a interface com uma região clara sem a presença de contornos de grão e o Inconel 625. Rajani e Mousavi (2012), Wronka e Mater (2010) chamam a região da interface sem a presença de contornos de grão de zonas localmente fundidas, como a indicada pela seta na figura 58.

Rajani e Mousavi (2012) informam que a quantidade de elementos difundidos tende a cair pelo movimento para fora da interface, em direção ao MB e que a difusão interfacial deve existir, porém o fenômeno de fusão local é a melhor explicação para a formação das zonas localmente fundidas.

Wronka e Mater (2010) atribuem a formação das zonas localmente fundidas à difusividade e que estas se distribuem ao longo da interface. Apesar da natureza em estado sólido do processo de soldagem por explosão, a dissipação de energia devido ao impacto severo, proporciona um atrito intenso entre a camada de revestimento e o MB, o que pode aumentar a temperatura interfacial acima do ponto de fusão dos materiais.

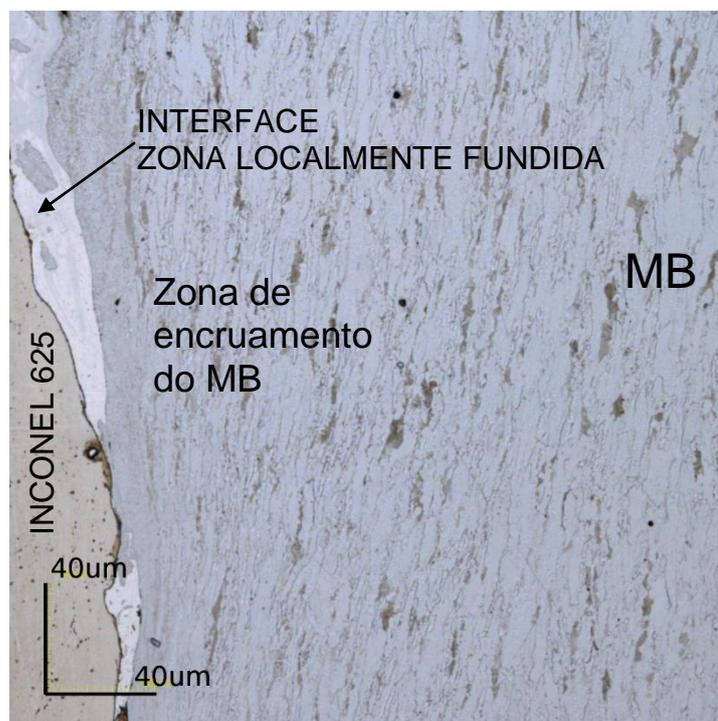


Figura 58: MB próximo à interface, Soldagem por Explosão. Mo: Confocal, 1075x, ataque eletrolítico com Nital 5%, 3V, 10 s.

4.2.2.1 MICRODUREZA

A figura 59 mostra impressões de microdurezas nas zonas localmente fundidas. Estas impressões foram dificultadas devido às dimensões reduzidas destas áreas. Foram realizadas no microdurômetro modelo 422 MVD, com carga de 100g.

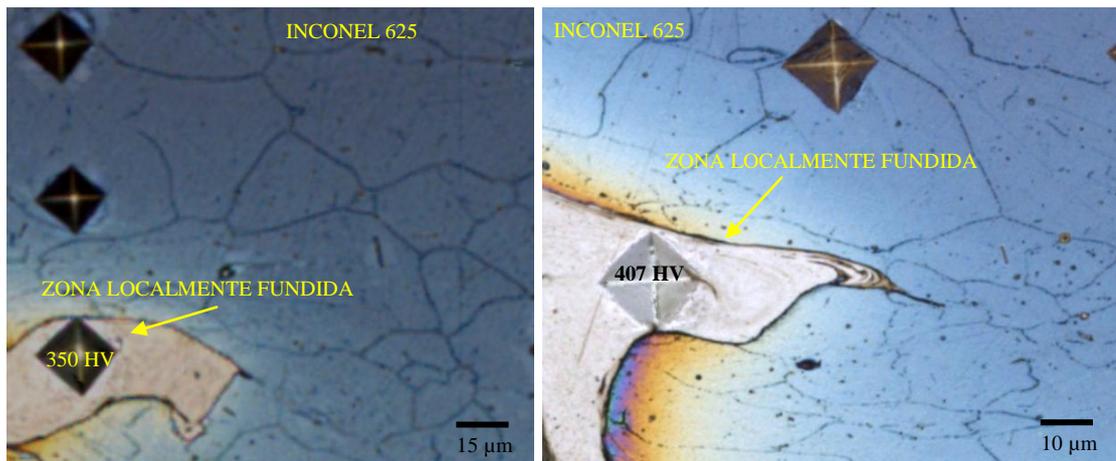


Figura 59: Microdurezas na Zona Localmente Fundida, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

A tabela 8 mostra o resultado de todas as impressões ocorridas na zona localmente fundida, devido a pequena região para a impressão, estas foram obtidas no microdurômetro, modelo 422 MVD, disponível no CEFET/RJ. Foi utilizada carga de 100g. Os valores ficaram entre 255 e 299 HV, e média de 273 HV.

A variação foi de 305 a 407 HV e a média das microdurezas foi de 339HV, valor bem superior ao MB que teve média de 223 HV e ainda superior a média encontrada na zona de encruamento do MB, que foi de 273 HV.

A média dos valores de microdurezas da zona localmente fundida da soldagem por explosão (339 HV) está na faixa de dureza característica de microestruturas martensíticas (acima de 340 HV), acima da média dos valores encontrados para a 1ª camada do inconel 625 na soldagem TIG (226 HV), acima da média dos valores encontrados para a 2ª camada do inconel 625 na soldagem TIG (294 HV), porém menores que a média dos valores encontrados na ZPD na soldagem TIG (438 HV).

Tabela 8: Valores das microdurezas na zona localmente fundida.

Valores de microdureza na zona localmente fundida
350 HV
407 HV
400 HV
318 HV
305 HV
312 HV
313 HV
307 HV

4.2.2.2 MICROESTRUTURA

A figura 60 mostra a micrografia da amostra com análise EDS em linha abrangendo as regiões do MB, interface e inconel 625. Diferente do ocorrido na soldagem TIG, figura 38, onde os teores dos elementos foram alterados gradativamente após a interface, até se estabilizarem, na soldagem por explosão isso ocorre repentinamente, logo após a interface.

Essa diferença entre a análise EDS em linha da soldagem por explosão e da soldagem TIG ocorre porque na soldagem explosão o processo é realizado no estado sólido, diferente da soldagem TIG, onde ocorre a fusão de todo o revestimento e parte do metal de base.

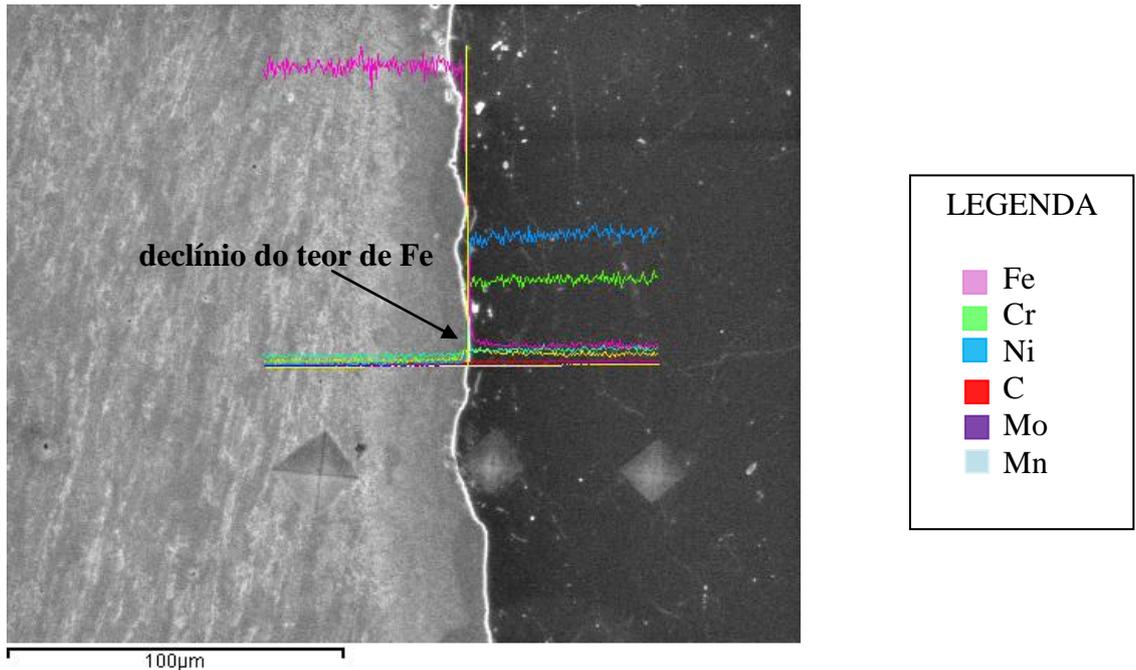


Figura 60: EDS em linha abrangendo o MB, a Interface e o Inconel 625, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

A figura 61 mostra a micrografia por MO possíveis áreas de aparecimento das zonas localmente fundidas, sem o aparecimento de contornos de grão. Observa-se que a distribuição não é uniforme. Isso provavelmente ocorre porque a velocidade da explosão dificilmente é uniforme ao longo da interface. As zonas localmente fundidas podem aparecer tanto do lado do MB, regiões com coloração branca indicada pelas setas, quanto do lado do inconel 625, regiões com coloração azul claro.

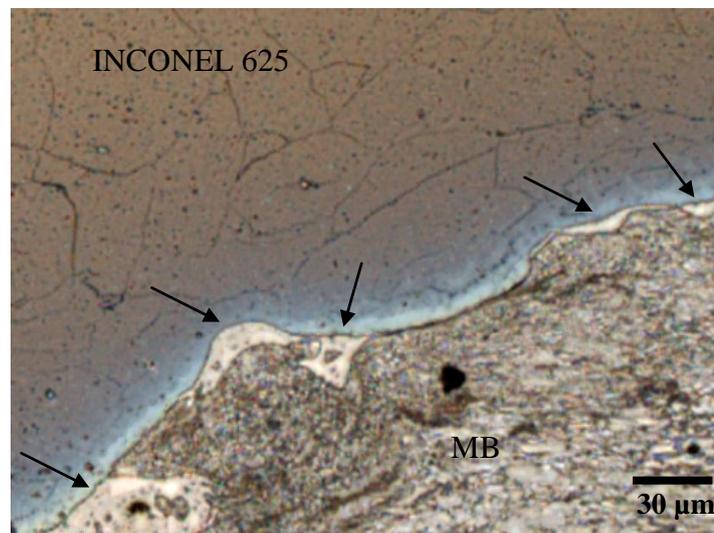


Figura 61: Possíveis zonas localmente fundidas indicadas pelas setas. MO:confocal 430x, ataque eletrolítico com ácido crômico, 5V, 10 s.

A figura 62 mostra a micrografia obtida no MEV e os gráficos da composição química gerado pela análise por EDS nos pontos 1 e 2. O ponto 1, no MB, apresentou composição química igual ao MB da figura 56, com picos de Fe e C. O ponto 2 apresentou teores de Cr equivalentes ao inconel 625 e teores de Ni e Nb pouco abaixo, além de Fe três vezes mais que o inconel 625. Este ponto, pela composição química e localização micrográfica, trata-se de uma zona localmente fundida, onde apresenta composição química mista entre o MB e o inconel 625.

O ponto 2, localizado na zona localmente fundida, apresentou composição química aproximada do que foi encontrado nas ZPD da soldagem TIG. Além disso também apresentaram dureza a níveis de microestrutura martensítica.

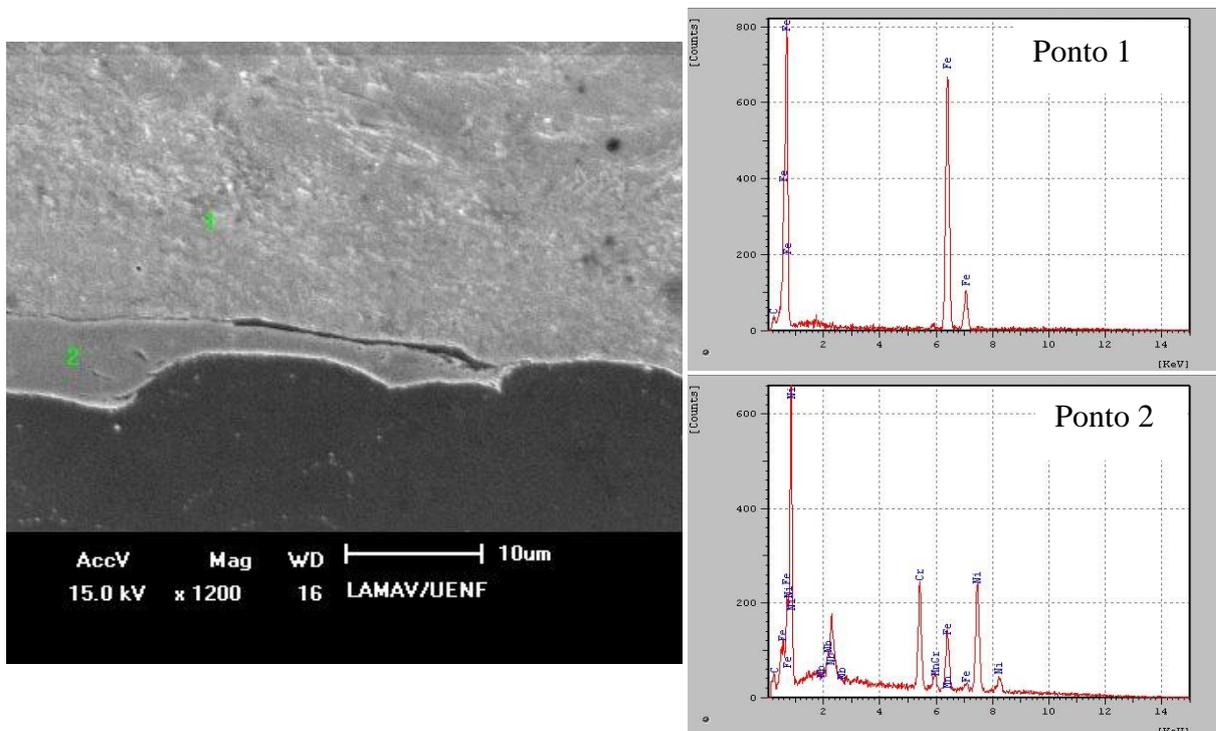


Figura 62: Micrografia por MEV na zona localmente fundida e análise por EDS, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

4.2.2.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A interface é constituída de ondas, verificadas em micrografias com baixo aumento. Em micrografias em maiores aumentos e através de análise química, verificou-se o aparecimento das zonas localmente fundidas, ocorridas pela dissipação de energia devido ao impacto severo que aumenta a temperatura

interfacial para o ponto de fusão dos materiais. Estas zonas apresentam comportamento parecido com as ZPD da soldagem TIG, onde a composição química tem a presença de elementos do MB e inconel. Outra característica é a elevada dureza, que atinge níveis de microestruturas martensíticas.

4.2.3 REVESTIMENTO: INCONEL 625

4.2.3.1 MICRODUREZA

A figura 63 mostra os resultados das microdurezas na região do inconel 625, a partir da interface em direção à superfície do inconel. Nota-se que os maiores valores foram encontrados entre 150 e 600 μm de distância da interface, onde apresentaram valores entre 387 e 443HV, com média de 420 HV.

A partir de 600 μm os valores de microdureza apresentaram valores entre 251 e 369 HV, com média de 330HV. Observa-se uma tendência na queda da dureza a medida que ocorre o afastamento da interface e aproximação da superfície, como acontecido no MB. Na amostra em estudo a carga explosiva causa deformação plástica não só no MB próximo a interface mas também no inconel 625 próximo a interface.

Isto também é relatado por Kwiecien *et al.*, (2013) em seu trabalho sobre a soldagem por explosão usando o inconel. A explicação para os elevados valores entre 150 e 600 μm é novamente o processo de endurecimento por deformação plástica conhecido como encruamento. Nota-se que a extensão do encruamento no inconel acontece até cerca de 600 μm , enquanto no MB ocorre até cerca de 150 μm .

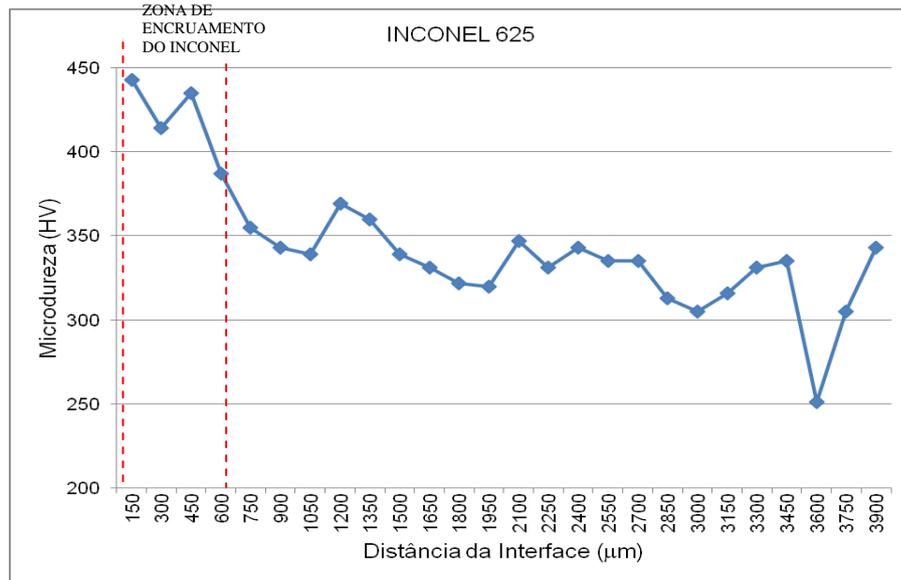


Figura 63: Síntese do perfil de microdurezas no INCONEL 625 ao longo das distâncias da interface.

4.2.3.2 MICROESTRUTURA

A figura 64 mostra a microestrutura austenítica do INCONEL 625 após a interface. Nesta tem-se os grãos austeníticos com diferentes tamanhos. O formato dos grãos é alongado bem próximo à interface, conforme ocorrido na zona de encruamento do MB.

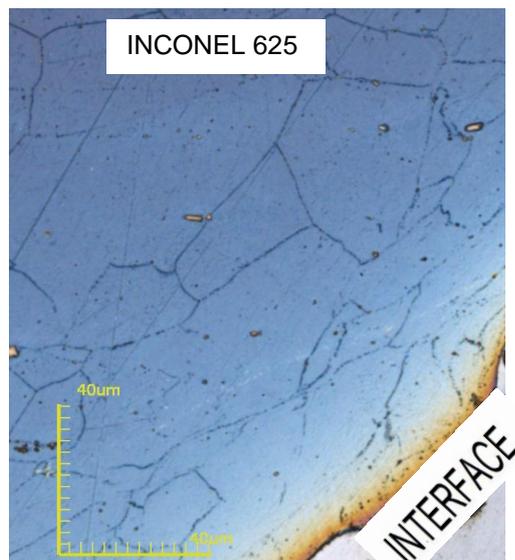


Figura 64: Microestrutura do INCONEL 625 após Soldagem por Explosão, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

A figura 65 mostra a micrografia obtida no MEV e os gráficos da composição química gerado pela análise EDS nos pontos 2 e 3. O ponto 2, ponto branco localizado próximo da interface, apresentou picos de Nb e Cr, além da presença de Ni, Ti e C. Supõe-se este ponto ser um carboneto primário existente antes da soldagem. O ponto 3, ponto branco localizado mais distante da interface, apresentou quantidades de Ni e Cr menores, quantidade de Nb três vezes mais e alto teor de C, quando comparados ao inconel 625. Supõe-se este ponto ser um carboneto primário existente antes da soldagem. Perez (2006), também observou esses carbonetos primários na microestrutura do inconel 625.

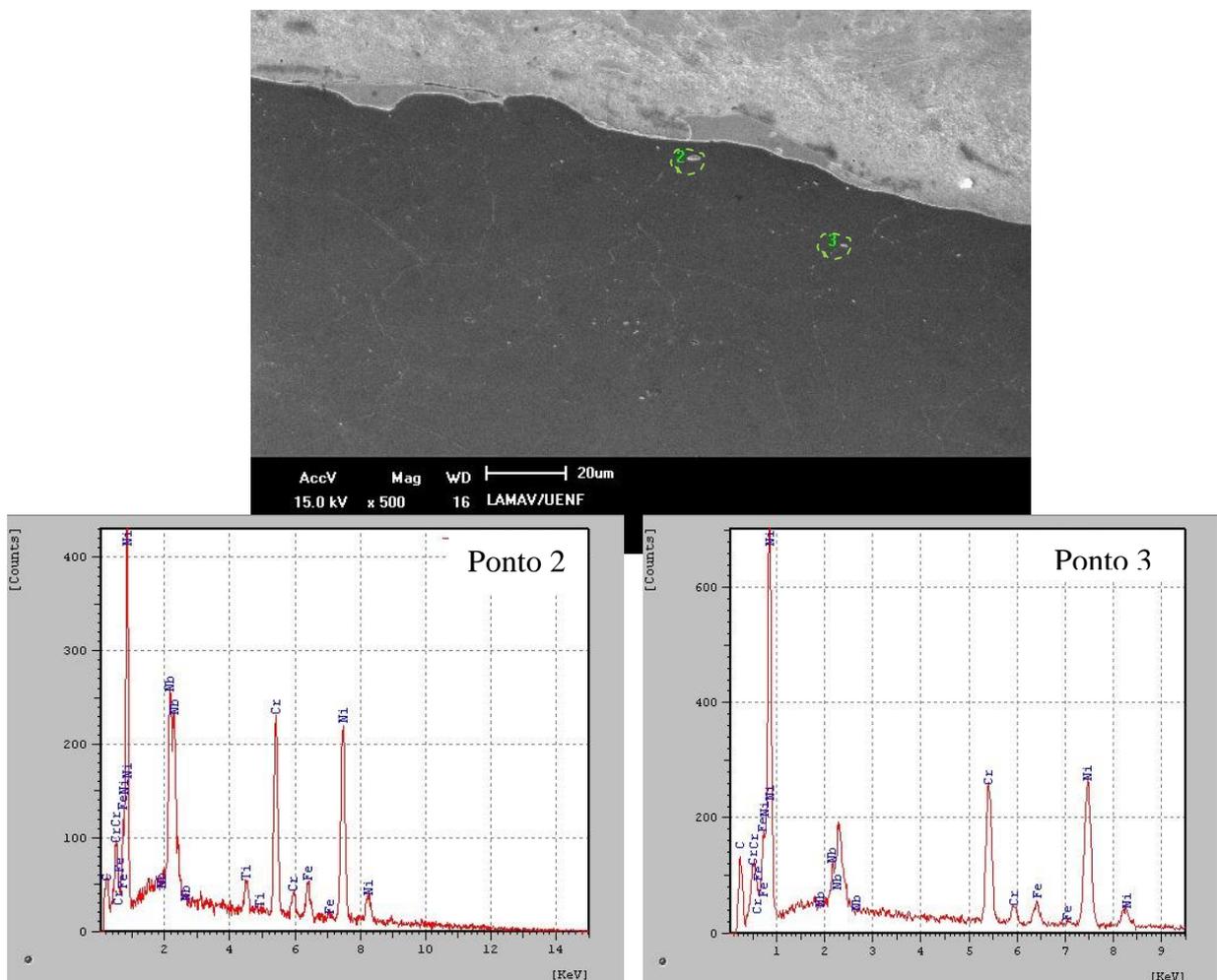


Figura 65: Microestrutura e análise EDS feita no INCONEL 625 na região próxima a interface, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

A figura 66 mostra a micrografia obtida no MEV do inconel 625 e os gráficos da composição química gerado pela análise EDS nos pontos 1, 2 e 3. O ponto 1,

região branca do contorno de grão, apresentou composição química rica em Nb e Ti, quando comparados ao inconel 625, além da presença de Ni, Cr e C. Supõe-se este ponto ser um carboneto primário existente antes da soldagem. O ponto 2, maior região branca do contorno de grão, apresentou composição química com picos bem elevados de Nb, além de elevado Ti e empobrecimento do Ni e Cr, quando comparados ao inconel 625, além da presença de C. Supõe-se este ponto ser um carboneto primário existente antes da soldagem. O ponto 3, região escura, apresentou composição química equivalente ao inconel 625, concluindo se tratar da matriz austenítica.

Os carbonetos primários encontrados nas figuras 65 e 66, como relatado por Pérez (2006) aparecem nos contornos e interior dos grãos em toda a extensão do inconel 625, estes são pré-existent à soldagem.

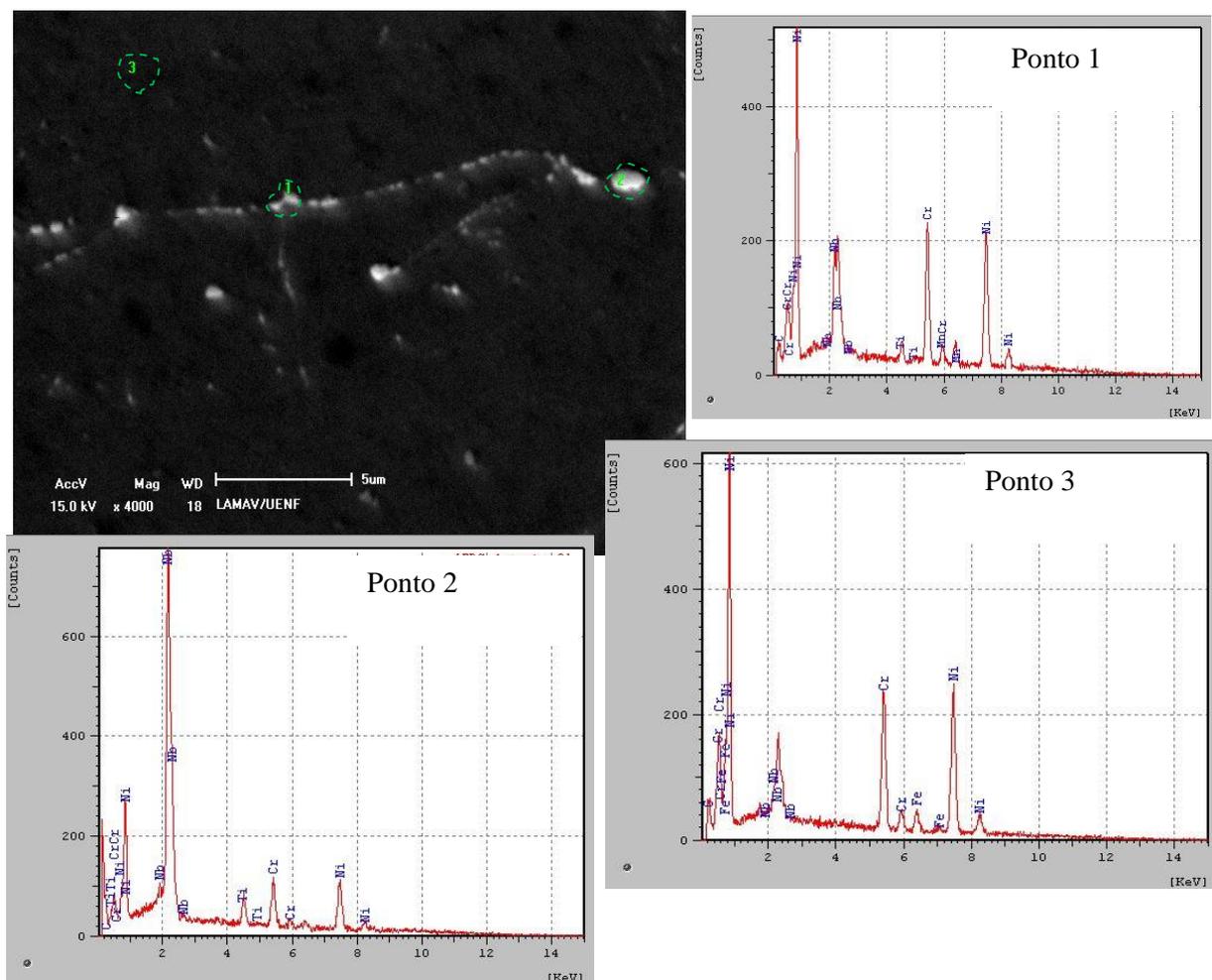


Figura 66: Microanálise EDS em pontos precipitados no INCONEL 625, ataque eletrolítico com Nital 2%, 5V, 10 s.

4.2.3.3 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A deformação plástica ocorrida no inconel, na região próxima a interface, conhecida como zona de encruamento, aumentou a dureza e deformou os grãos da austenita, assim como ocorrido no MB com os grãos ferríticos e a perlita. A zona de encruamento do inconel foi cerca de 600 μm , enquanto no MB foi cerca de 150 μm .

A média da microdureza na zona de encruamento do inconel foi de 420 HV, este valor só é menor que a média de microdureza da ZPD na soldagem TIG que foi de 438 HV.

A aplicação da soldagem por explosão é capaz de soldar materiais dissimilares em grandes áreas, em curto tempo e em uma única operação de soldagem. A junta soldada apresenta alta qualidade metalúrgica. Todos os metais e ligas que possuam ductilidade suficiente para não se romper durante a explosão podem ser unidos com este processo. Desta forma, este trabalho conclui que a soldagem por explosão do inconel 625 sobre o aço API 5LX-65 atende as exigências de qualidade e produtividade do segmento offshore.

CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos da avaliação metalúrgica na soldagem de revestimento do inconel 625 sobre o aço API 5LX-65, pode-se concluir que:

Em relação à soldagem TIG automatizado:

Os tratamentos térmicos aplicados alteraram a microestrutura do MB, além de promoverem a recristalização dos grãos na ZTA.

Comparando-se as características do extradorso com a do intradorso verificou-se que a operação de curvamento produziu no extradorso significativa redução da espessura e após TT, houve aumento da resistência mecânica e redução da tenacidade quando comparado ao intradorso.

As ZPD apresentaram duas regiões distintas: uma com elevado teor de Fe e baixos teores de Ni e Cr, quando comparados ao inconel, chamada de região 1; outra com teores mais próximos do inconel, chamada de região 2. As microdurezas encontradas nessas regiões apresentaram um comportamento típico de microestrutura martensítica, com média acima de 400 HV.

Na primeira camada de revestimento de inconel 625 identificou-se que inicialmente na microestrutura teve solidificação celular e a seguir solidificação do tipo colunar dendrítica. Onde a matriz de austenita, apresentou evidências de fase laves e precipitados complexos com morfologia cuboídal e multiforme, com alto teor de Nb, presença de Ni, Cr e Fe.

A segunda camada de soldagem apresentou uma microestrutura que consiste da matriz austenita, com evidências da fase agulhada δ , com Nb pouco acima do inconel 625. A soldagem da segunda camada normalizou e diminuiu a dureza da primeira camada.

Em relação à soldagem por explosão

No MB ocorreu deformação dos grãos com aumento da dureza na proximidade da interface, região chamada de zona de encruamento do MB, devido a deformação plástica decorrente do processo.

A média das microdurezas no MB teve valor maior que a média das microdurezas do MB na soldagem TIG. Isto ocorreu devido aos tratamentos térmicos têmpera e revenimento aplicados na soldagem TIG.

Na interface, o aparecimento de zonas localmente fundidas, ocorreu pela dissipação de energia devido ao impacto severo que aumenta a temperatura interfacial para o ponto de fusão dos materiais. Estas zonas apresentam comportamento parecido com as ZPD encontradas na microestrutura da soldagem TIG, onde a composição química tem a presença de elementos do MB e inconel, além de elevada dureza, a níveis de microestruturas martensíticas.

A deformação plástica ocorrida no inconel, na região próxima a interface, conhecida como zona de encruamento do inconel, aumentou a dureza e deformou os grãos da austenita, assim como ocorrido no MB com os grãos ferríticos e a perlita. A zona de encruamento do inconel foi cerca de 600 μm , enquanto no MB foi cerca de 150 μm .

Tanto na soldagem TIG automatizado como na soldagem por explosão do inconel 625 sobre o aço API 5LX-65 atendem as exigências de qualidade e produtividade do segmento offshore.

CAPÍTULO 6: SUGESTÕES

- Analisar a microestrutura e a sua influência nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão no trecho reto e no tubo curvado sem tratamento térmico da soldagem TIG, para identificar através da comparação com o tubo curvado e tratado termicamente, as alterações resultantes.

- Analisar as propriedades mecânicas e avaliar a aplicação de tratamentos térmicos na Soldagem por Explosão para minimizar o efeito do encruamento.

- Estudar os parâmetros na Soldagem por Explosão deste material, para um aperfeiçoamento da técnica.

- Analisar, após calandragem das chapas unidas por explosão, a soldagem TIG realizada no sentido longitudinal.

CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS

Anjos, G. V. M. *et al* (2003). Proteção de dutos e tubulações industriais contra meios corrosivos através da utilização de revestimentos Al/polímeros. 2º COBEF. FEMEC-UFU. 9p.

Antunes, M. R. (2008). Avaliação da resistência a corrosão-fadiga do API 5L X65 revestido com AISI 308L SL. Dissertação de Mestrado. UFRGS. 79p.

Araújo, D. B. *et al* (2007). Desenvolvimento de corpos de prova que operam em níveis otimizados desenvolvidos para aplicação em simulador do ciclo térmico da soldagem através de elementos finitos. 8º Congresso Iberoamericano de engenharia mecânica. 9p.

Araújo, D. B.; Vilarinho, L. O. (2007). Análise da geometria de corpos de prova através de simulações numéricas para estudo da ZAC. 17º Simpósio do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Uberlândia. 9p.

Ashary, A. A., Tucker, R. C. (1991). Corrosion characteristics of several thermal spray cermet coating/alloy systems. *Surface and Coating Technology*, v.49, p78-82.

ASM Handbook Volume 6 (1993). *Welding, Brazing, and Soldering*. Ed. ASM International Handbook Committee. 1770p.

AWS, *Welding Handbook* (2001). *Welding Science & Technology*, Miami: American Welding Society, Vol. 1, 9a Ed., 2001, 918 p.

Baixo, C. E. I., Dutra, J. C. (2009). Efeito do gás de proteção e do modo de transferência na aplicação da liga 625 em aço carbono. *Soldagem e inspeção* Vol. 14, nº4, p. 313-319.

Bracarense, A. Q., (2000). *Processo de Soldagem por Explosão*. Universidade Federal de Minas Gerais Grupo de Robótica, Soldagem e Simulação

Calvo, W. A. P. (1997). Avaliação e caracterização da liga Níquel tipo 600 após processo de soldagem por fusão TIG, arco plasma e laser. Dissertação de mestrado. IPEN. 89p.

Cantarin, T. M. (2011). Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado, revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW. p1-2.

Costa, J. F. M., Payão Filho, J. da C. (1994). Resistência ao desgaste abrasivo de revestimento de Ferro Fundido Branco Alta-Liga Soldado pelo Processo Arame Tubular Autoprottegido. III Seminário Brasileiro de Materiais Resistentes ao Desgaste, p. 181-200.

Denney, Paul. [S.D.]. Hybrid laser arc welding – Has its time finally arrived? Lincoln Electric. 4p.

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

Dupont J. N. (1996). Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay. Vol. 27A: 3612 – 3620. Ed. UFMG, Belo Horizonte. 51p.

Eiselstein, H. L., Tillack, D. J. (1991). Superalloy 718, 625, and various derivatives. TMS Warrendale PA: Ed. Loria. p1.

Epler, M. E., Misiolek, W. Z. (2006). Novel billet design for co-extrusion of ferrous material tubes. *Materials Science and Engineering A* 429. p. 43-49.

Faria, J. C. (2007) Estudo da usinagem em torneamento da superliga a base de níquel nimonic 80A. Guaratinguetá – SP. 88p.

Faria, J. C. (2007). Estudo da usinagem em torneamento da superliga a base de níquel NIMONIC 80. Dissertação de Mestrado. UEP. 89p.

Fernandes, J. C., (2010). Desenvolvimento de um dispositivo tipo carga constante para avaliação da susceptibilidade à corrosão sob tensão de aço inoxidável austenítico. 114p.

Figueiredo, K. M. (2005). Apostila de tecnologia da soldagem. Centro Federal de Educação Tecnológica do Maranhão. 110p.

Freire, F., Buschinelli, A. J. A. (2003). Avaliação de revestimentos aplicados por aspersão térmica para proteção contra o desgaste e corrosão de ponteiros de “risers” de completação e perfuração. 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo & Gás. 6p.

Gomes, J. H. F. (2010). Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 com utilização do arame tubular inoxidável austenítico. Dissertação de Mestrado. UFI. 136p.

Gomes, L. M. F. (2003). Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão e à corrosão – Fadiga do aço API X65 aspergido termicamente Utilizado em componentes offshore. Tese de Doutorado. UFRGS. 121p.

Harris, I. D. (1994). Plasma MIG Welding In: ASM Metals HandBook Vol. 6 - Welding, Brazing, and Soldering. 1994. p605 – 615.

Hemeroteca do Instituto de Eletrotécnica e Energia (2006) nº 97048.

<http://www.ogramac.com.br/projeto/cladding.php>

Jeffus, L. F. (2004). *Welding: Principles and Applications*. 5ªed. Austrália: Delmar Learning. 904p.

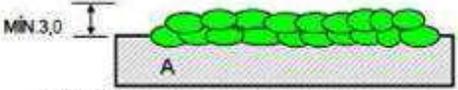
- Kannan, T., Murugan, N. (2006). Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. *Journal of Materials Processing Technology* 176: 230–239.
- Kannan, T., Murugan, N. (2006). Prediction of ferrite number of duplex stainless steel clad metals using RSM. *Welding Journal*, v. 85, n. 5, p. 91s-100s.
- Kejelin, N. Z. (2006). Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares. Dissertação de Mestrado. UFSC. 127p.
- Kejelin, N. Z. (2012). Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel inconel 625. Dissertação de Doutorado. UFSC. 187p.
- Lage, M. G., Araújo, C. S. (2010). Estudo da precipitação em Aços Alta Resistência e Baixa Liga por Termodinâmica Computacional. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 7, n. 1-2, p. 24-28
- Lemos, F. L (2009). Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO₂. Dissertação de Mestrado. UFRGS. 77p.
- Lima, C. R. C. *et al* (1998). Estudo comparativo das propriedades de revestimentos a base de cobalto (Stellite) aplicados por soldagem e aspersão térmica. 24° Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. 9p.
- Lima, C. R. C., Camargo, Flávio (2001). Estudo e caracterização de revestimentos para desgaste aplicados por aspersão térmica a chama oxicom bustível de alta velocidade – HVOV. 1° COBEF. 9p.
- M. E. Pfingstag, M. E., Muller, I. L., Schaeffer L. (2010). Avaliação em relação à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga INCONEL 625. *Ciência & Tecnologia dos Materiais*, Vol. 22, n.º 3/4. p64-68.
- Maranho, O. (1992) *Aspersão Térmica - Monografia (Especialização em Engenharia de Manutenção Mecânica)*. Curitiba, Universidade Federal do Paraná.
- Mariano, C.; Paredes, R.S.C. (2007). Desenvolvimento de revestimentos de nióbio resistentes a elevadas temperaturas depositadas por aspersão térmica. 4° PEDEPETRO. 8p.
- Mathew, M. D. *et al* (2007). Microstructural changes in alloy 625 during high temperature creep. *Materials characterization* 59. p. 508-513.
- Matthes, K.J., Kohler, T. (2006). Estudo Analisa Efeitos Elétricos e Parâmetros de Influência sobre Processo Híbrido de Soldagem a Plasma-MIG. *Revista Corte & Conformação de Metais*. P87 – 90
- Medeiros, R. C., Silva, K.R.F. (2010). Uma visão simplificada do processo de coextrusão e suas aplicações. IV CONINOX – Congresso do Aço Inoxidável. 15p.

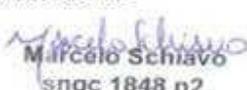
- Meireles, A. M. (2009). Avaliação dos parâmetros de curvamento por indução em tubos da classe API 5L X80. Dissertação de Mestrado. IME. 118p.
- Modenesi, P. J., Marques, P. V. (2006). Introdução aos Processos de Soldagem.
- Murugan, N., Parmar, R. S. (1997). Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding. *Welding Journal*, v. 76, p. 391s-403s.
- Ogata, P. H., (2009). Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L-X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento. São Paulo. 105p.
- Olden, V. (2003). The effect of PWHT on the material properties and microstructure in INCONEL 625 and INCONEL 725 buttered joins. OMAE The 22nd International Conference on offshore mechanics & artic engineering.
- Oliveira, M. A. (2006). Desenvolvimento do Processo de Soldagem Híbrido Plasma-Mig para Operações de Soldagem e Brasagem. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC. 148p.
- Omar, A. A. (1998). Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. *Welding Journal*, Miami, 77, n. 2, p.86-93.
- Palani, P.K., Murugan, N., Karthikeyan, B. (2006). Process parameter selection for optimizing weld bead geometry in stainless steel cladding using Taguchi's approach, *Materials Science and Technology*. vol. 22, n. 10, pp. 1193-1200.
- Paranhos, R. M. V. (2010). Caracterização de fases intermetálicas presentes em aço galvanizado por imersão a quente com tratamento térmico do revestimento metálico. Tese de Doutorado. UFMG. 112p.
- Pereira, R. M. (2008). Monitoração de inclinação dinâmica de risers rígidos em catenária utilizando sensores inerciais. Dissertação de Mestrado. COPPE-UFRJ. 155p.
- Pérez, G. J. A. (2005). Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr-1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo. Dissertação de mestrado. UFC. 129p.
- Perini, F. G. (2008). Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados. Dissertação de Mestrado. UCS. 97p.
- Puhl E. B., Dutra J. C., Bonacorso N. G. (2010). Soldagem Automatizada de Revestimentos Empregando o Novo Processo MIG/MAG com Inversão de Polaridade Sincronizada com a Trajetória de Tecimento dos Cordões de Solda. 7p. 23° CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem.
- Raghavan, A., Mueller, R. R., Leta D.P., Sisak, W. J. (1989). Phase Transformations at Steel/IN625 Clad Interfaces. Vol. 20A: p665 – 681.

-
- Rakesh, A. (2012). <http://www.authorstream.com/Presentation/rock354-421051-explosive-welding-final-unconventional-machining-mp-iii-education-ppt-powerpoint/>
- Reis, R., Scotti, A. (2007) Fundamentos e prática da soldagem a plasma. Ed. Artliber, 1ª Ed. 147p
- Resende, A. A., Ferraresi, V. A. (2007). O processo de soldagem Plasma-MIG. 17º POSMEC. 7p.
- Rowe M. D., Nelson T. W. e Lippold J. C. (1999). Hydrogen-Induced Cracking along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. Supplement to the Welding Journal. p31-37.
- Rubens R. (2004). Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucroalcooleira. p31-33.
- Santos, O. A. (2008). Estudo da resistência a corrosão em aço e revestimentos visando aplicação em hastes de bombeio de petróleo. Dissertação de Mestrado. PEP-UNIT. 143p.
- Santos, T. S. R. (2009). Estudo dos efeitos do hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga 718 em diferentes condições de envelhecimento. Dissertação de Mestrado. COPPE-UFRJ. 144p.
- Shahi, A. S., Pandey, S. (2008). Modelling of the effects of welding conditions on dilution of stainless steel claddings produced by gas metal arc welding procedures. Journal of Materials Processing Technology, v. 196, n. 1-3, p. 339-344.
- Silva, M. M., Oliveira, W. C., Maciel, T. M., Santos, M. A., Motta M. F. (2010). Caracterização de Solda de Revestimento de AWS 317L Depositados por GMAW Duplo Arame em aços ASTM A516 Gr 60 para Uso na Indústria do Petróleo. Soldag. insp. São Paulo, Vol. 15, No. 3, p.225-233.
- Smith, G. D. *et al* (2001). Alloy 625 – Impressive past/Significant presence/Awesome future. Super alloys 718, 625 and 706 and Various Derivatives. TMS – The minerals, metals and materials association. 12p.
- Special Metals Corporation (2006). INCONEL alloy 625. Publication Number SMC-063.
- Wainer E., Brandi S. D., Melo V. O. (1992) Soldagem – Processos e Metalurgia. 504p.
- Weman, K. (2003). Welding processes handbook. New York. 193p.
- Zeemann, A. (2003). Infosolda. <http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol106.pdf>. 4p.
- Zhao, Q. H. (1992). International Trends in Welding Science and Technology, 3rd International conference. p339-343.

ANEXO

ANEXO I: ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

		ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (EPS) - PRELIMINAR				pEPS Nº 020/12 Rev.: 00 Data: 05/06/2012 Folha: 1/2					
NORMA APLICÁVEL		ASME SEÇÃO IX ED 2010 / API 6A-ISO 10423 / NACE MR0175 / N-133 Rev J									
DOCUMENTO DE REFERÊNCIA		I-ET-3A03.00-1500-955-SZS-154 / I-ET-3A03.00-1500-941-PMU-001									
PROCESSO (1)	GTAW HOT WIRE	TIPO	MECANIZADO	RQPS	a definir número				Rev.: 00		
PROCESSO (2)	N/A	TIPO	N/A	RQPS	N/A				Rev.: N/A		
CROQUI  Rotação: CW 22,2 Dimensões : mm OBRIGATORIO DEPOSITO MINIMO DE 2 CAMADAS					PEÇA	MATERIAL	DIÂMETRO	ESPESS.			
					A	API 5L Gr.X-65	ver OBS	22,2 mm			
					B	N/A	N/A	N/A			
VARIÁVEIS	R.Q.P.S.				FAIXA QUALIFICADA						
MATERIAL (A)	Nº P	1	GRUPO	2	Nº P	1	GRUPO	1 & 2			
MATERIAL (B)	Nº P	N/A	GRUPO	N/A	Nº P	N/A	GRUPO	N/A			
ESPESSURAS (mm)	METAL BASE		METAL SOLDA DEPOSITADO		METAL BASE		METAL SOLDA DEPOSITADO				
	(A)	22,2	(1)	≥3,0	Nº A	N/A	Esp.: ≥22,2	(1)	≥ 3,0	Nº A	N/A
	(B)	N/A	(2)	N/A	Nº A	N/A	Ø: TODOS	(2)	N/A	Nº A	N/A
POSIÇÃO	PLANA (TUBO GIRANDO)				PLANA (TUBO GIRANDO)						
SOLDA	TIPO	OVERLAY	ÂNGULO TOCHA	45°	TIPO	OVERLAY	ÂNGULO TOCHA	30°-45°-60°			
PROGRESSÃO TOCHA	ASCEND.	N/A	DESCEND.	N/A	ASCEND.	N/A	DESCEND.	N/A			
METAL DEPOS.	1º CAM.	2º CAM.	DEMAIS	TUNGSTENIO	1º CAM.	2º CAM.	DEMAIS	TUNGSTENIO			
ESPECIFIC. (SFA)	A 5.14	A 5.14	A 5.14	A 5.12	A 5.14	A 5.14	A 5.14	A 5.12			
CLASSIFIC. (AWS)	ER NiCrMo-3	ER NiCrMo-3	ER NiCrMo-3	E WLA-2	ER NiCrMo-3	ER NiCrMo-3	ER NiCrMo-3	E WLA-2			
FABRICANTE MARCA COMERCIAL	SANDVIK SANICRO 60	SANDVIK SANICRO 60	SANDVIK SANICRO 60	ENERGYARC	SANDVIK SANICRO 60	SANDVIK SANICRO 60	SANDVIK SANICRO 60	ENERGYARC			
UNS Nº	N06625	N06625	N06625	N/A	N06625	N06625	N06625	N/A			
DIÂMETRO (mm)	1,2	1,2	NA	3,25	1,2	1,2	1,2	3,25			
Nº F	43	43	NA	N/A	43	43	43	N/A			
CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS	1º CAM.	2º CAM.	DEMAIS	1º CAM.	2º CAM.	DEMAIS					
CORRENTE	CC	CC	CC	CC	CC	CC					
POLARIDADE	DIRETA(-)	DIRETA(-)	DIRETA(-)	DIRETA(-)	DIRETA(-)	DIRETA(-)					
VELOCIDADE ALIMENTAÇÃO (m/min)	1,8	1,8	1,8	Min. 1,8	Min. 1,8	Min. 1,8					
VELOCIDADE SOLDAGEM (mm/min)	340	340	340	Min. 340	Min. 340	Min. 340					
TENSÃO (V)	11 a 13	11 a 13	11 a 13	11 a 13	11 a 13	11 a 13					
FREQUÊNCIA (HERTZ)	3,0 a 5,0	3,0 a 5,0	3,0 a 5,0	3,0 a 5,0	3,0 a 5,0	3,0 a 5,0					
CORRENTE PULSADA - Pico/Base(A)	170/260	170/260	170/260	170/260	170/260	170/260					
Inspetor de Solda N2:  Marcelo Schiavo snqc 1848 n2			Engenharia da Qualidade e Soldagem:  Eng. Eduardo Menezes CREA-RJ 2005101128 CLADTEK			Cliente / Fiscalização:					

 		ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (EPS) - PRELIMINAR				pEPS N° 020/12 Rev.: 00 Data: 05/06/2012 Folha: 2/2			
CONTROLE DE TEMPERATURA									
VARIÁVEL		VALORES DO R.Q.P.S.				FAIXA QUALIFICADA			
TEMP. DE INTERPASSE		≤ 250 °C				≤ 250 °C			
PÓS-AQUECIMENTO		TEMPERATURA	N/A	TEMPO	N/A	TEMPERATURA	N/A	TEMPO	N/A
PRÉ-AQUECIMENTO		TEMPERATURA	≥ 21 °C (*)			TEMPERATURA	≥ 21 °C (*)		
MEDIÇÃO		PROCESSO		N/A		PROCESSO		N/A	
		LÁPIS TÉRMICO	N/A	PIRÔMETRO	SIM	LÁPIS TÉRMICO	N/A	PIRÔMETRO	SIM
TRATAMENTO TÉRMICO									
PATAMAR		TEMPERATURA	N/A	TEMPO	N/A	TEMPERATURA	N/A	TEMPO	N/A
TAXA AQUECIMENTO		N/A		* C/ HORA		N/A		* C/ HORA	
TAXA DE RESFRIAMENTO		N/A		* C/ HORA		N/A		* C/ HORA	
TEMPERATURA DE CONTROLE		N/A				N/A			
DUREZA		N/A				N/A			
GASES		TOCHA				PURGA			
TIPO		ARGÔNIO				N/A			
%		99,99				N/A			
VAZÃO (l / min)		18 A 20				N/A			
FABRICANTE		WM				N/A			
MARCA COMERCIAL		ONU 1000				N/A			
TÉCNICA UTILIZADA NA QUALIFICAÇÃO					TÉCNICA QUALIFICADA				
TEMPERATURA DE IMPACTO		N/A			TEMPERATURA DE PROJETO		N/A		
OSCILAÇÃO MÁXIMA		RETILÍNEO			OSCILAÇÃO MÁXIMA		RETILÍNEO		
VELOCIDADE MESA (mm / min)		340			VELOCIDADE MESA (mm / min)		MÍN 340 (1ª CAMADA)		
COBRE - JUNTA		N/A			COBRE - JUNTA		N/A		
CAMADA INCONEL		≥ 3,0 mm - MÍN. 2 CAMADAS			CAMADA INCONEL		≥ 3,0 mm - MÍN. 2 CAMADAS		
DUTY CYCLE		40% PICO			DUTY CYCLE		40% PICO		
HEAT INPUT (J / mm)		A DEFINIR			HEAT INPUT (J / mm)		MÁX. AUMENTO 10 % NA 1ª CAMADA		
HOT WIRE (A)		Máx. 20			HOT WIRE (A)		Máx. 20		
TIPO / MODELO DO EQUIPAMENTO		MÁQUINA VERTICAL - HORIZONTAL / SINGLE HEAD			TIPO / MODELO DO EQUIPAMENTO		MÁQUINA VERTICAL - HORIZONTAL / SINGLE HEAD		
NÚMERO DE ARAMES		SINGLE WIRE			NÚMERO DE ARAMES		SINGLE WIRE		
ALIMENTAÇÃO DO ARAME		APÓS A POÇA DE FUSÃO			ALIMENTAÇÃO DO ARAME		APÓS A POÇA DE FUSÃO		
LIMPEZA		JATE. + ESM. + SOLV.			LIMPEZA		JATE. + ESM. + SOLV.		
<p>OBS.: JATE. = JATEAMENTO ESM. = ESMERLHAMENTO SOLV. = SOLVENTE CAM. = CAMADA (*) ANTES DO INÍCIO DA SOLDAGEM APLICAR PRÉ-AQUECIMENTO PARA REMOVER UMIDADE. PARA ESPESURAS >30 MM O PRÉ AQUECIMENTO MÍNIMO É DE 100°C NA PRIMEIRA CAMADA. A análise química deverá ser realizada a 0,5mm, abaixo da espessura mínima qualificada para revestimento. O Diâmetro nominal é recomendado ser >= 6" para retirada de todos os corpos de prova para a qualificação da EPS segundo ASME IX.</p>									
Inspetor de Solda N2:			Engenharia da Qualidade e Soldagem:			Cliente / Fiscalização:			
 Marcelo Schiavo snqc 1848 n2			 Eng.º Eduardo Mendes CREA-RJ 2005101128 CLADTEK						