

EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM NA  
MICROESTRUTURA DE UMA JUNTA DISSIMILAR ENTRE AÇO  
BAIXO CARBONO E A LIGA INCONEL 625

**TAINÁ BRANDÃO SALIM IZAR SIMAS**

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF  
CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ  
NOVEMBRO - 2015



EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM NA  
MICROESTRUTURA DE UMA JUNTA DISSIMILAR ENTRE AÇO  
BAIXO CARBONO E A LIGA INCONEL 625

**TAINÁ BRANDÃO SALIM IZAR SIMAS**

"Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciências dos Materiais."

**Orientador: Prof. Luis Augusto Hernandez Terrones**

**Co-orientador: Prof. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos**

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ

NOVEMBRO – 2015

## FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

20/2016

Simas, Tainá Brandão Salim Izar

Efeito dos tratamentos térmicos pós-soldagem na microestrutura de uma junta dissimilar entre aço baixo carbono e a liga Inconel 625 / Tainá Brandão Salim Izar Simas. – Campos dos Goytacazes, 2015.

viii, 92 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2015.

Orientador: Luis Augusto Hernandez Terrones.

Coorientador: Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 88-92.

1. REVESTIMENTOS 2. INCONEL 625 3. SOLDAGEM TIG 4. MICROESTRUTURA 5. TRATAMENTO TÉRMICO I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro.


EFEITO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM NA  
MICROESTRUTURA DE UMA JUNTA DISSIMILAR ENTRE AÇO  
BAIXO CARBONO E A LIGA INCONEL 625

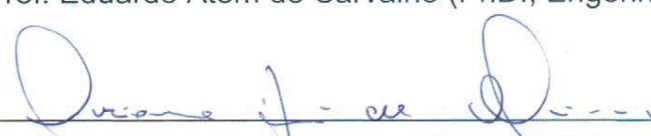
**TAINÁ BRANDÃO SALIM IZAR SIMAS**

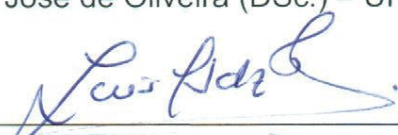
"Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciências dos Materiais."

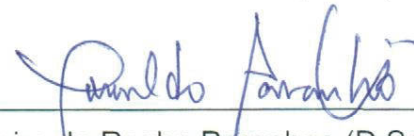
Aprovada em 23 de Novembro de 2015

Comissão Examinadora:

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Eduardo Atem de Carvalho (PhD., Engenharia Mecânica) – UENF

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Luciano José de Oliveira (DSc.) – UFF

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Luis Augusto Hernandez Terrones (D.Sc.) – UENF

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos (D.Sc.) – UENF

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus, por estar sempre presente em minha vida, me dando força e coragem para seguir em frente.

Ao professor e orientador Luis Augusto Hernandez Terrones pelo incentivo, orientação e confiança no meu trabalho.

Ao professor e co-orientador Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos pelos ensinamentos prestados e atenção.

A todos os professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos Materiais.

A Bárbara Ferreira e Michel Picanço pelo auxílio na aquisição das micrografias óticas no Confocal.

Ao técnico Sílvio Gonçalves do Laboratório de Metalografia por toda ajuda na preparação das amostras e ensaios de microdureza.

A Zulmira pela ajuda nas aquisições de micrografias no Microscópio Eletrônico de Varredura, se mostrando sempre pronta para ajudar, independente de dia e horário.

Aos meus pais, Sandra e Oswaldo, meu marido, Sérgio Simas, por todo incentivo, paciência e apoio incondicional.

À empresa PROTUBO pela disponibilização dos materiais necessários para a realização do trabalho.

A todos que indireta ou diretamente colaboraram para que fosse possível a realização deste trabalho.

## SUMÁRIO

<b>ÍNDICE DE FIGURAS .....</b>	<b>iii</b>
<b>ÍNDICE DE TABELAS .....</b>	<b>vi</b>
<b>CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
1.1 Introdução .....	1
1.2 Objetivos .....	3
1.3 Justificativas .....	4
<b>CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>5</b>
<b>2.1 Revestimentos Metálicos .....</b>	<b>5</b>
2.1.1 Soldagem por Explosão .....	5
2.1.2 Revestimento por extrusão.....	7
2.1.3 Revestimento por Co-laminação (“roll-bond”) .....	9
2.1.4 Soldagem de Revestimento .....	10
<b>2.2 Processos Convencionais de Soldagem.....</b>	<b>13</b>
2.2.1 Soldagem TIG (“ <i>Tungsten Inert Gas</i> ”).....	15
<b>2.3 Superligas de Níquel .....</b>	<b>17</b>
2.3.1 A liga Inconel 625.....	19
2.3.2 Elementos de liga.....	21
2.3.3 Principais fases presentes nas ligas de níquel .....	22
2.3.4 Solidificação da liga Inconel 625 soldada .....	29
<b>2.4 Soldagem entre Liga de Níquel e Aço Carbono.....</b>	<b>31</b>
<b>2.5 Tratamentos Térmicos em juntas de Inconel 625 depositada em aço carbono.....</b>	<b>34</b>
<b>CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>37</b>
<b>3.1 Materiais utilizados.....</b>	<b>37</b>
<b>3.2 Preparação Metalográfica .....</b>	<b>38</b>
3.2.1 Corte .....	38
3.2.2 Lixamento.....	39
3.2.3 Polimento.....	39
3.2.4 Ataque.....	39
<b>3.3 Tratamentos Térmicos .....</b>	<b>40</b>
<b>3.4 Microscopia Ótica.....</b>	<b>40</b>
<b>3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura .....</b>	<b>40</b>

<b>3.6 Ensaio de Microdureza.....</b>	<b>41</b>
<b>CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSOES .....</b>	<b>43</b>
<b>4.1 Material como soldado .....</b>	<b>43</b>
<b>4.1.1 Microestrutura do MB/ZTA.....</b>	<b>45</b>
4.1.2 Interface MB/Revestimento .....	48
4.1.3 Revestimento .....	53
<b>4.2 Material normalizado à 950°C por 60 min .....</b>	<b>60</b>
4.2.1 Metal de Base .....	60
4.2.2 Interface MB/Revestimento .....	62
4.2.3 Revestimento - Inconel 625 .....	67
<b>4.3 Material normalizado à 1100°C por 60 minutos .....</b>	<b>71</b>
4.3.1 Metal de Base .....	71
4.3.2 Interface MB/Revestimento .....	73
4.3.3 Revestimento – Inconel 625 .....	79
<b>CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES.....</b>	<b>85</b>
<b>CAPÍTULO 6: SUGESTÕES.....</b>	<b>87</b>
<b>CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>88</b>



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Desenho esquemático das variações de soldagem por explosão: (a) paralela e (b) em ângulo (Bracarense, 2000).	6
Figura 2. Corte transversal de uma junta soldada por explosão entre um aço API 5L X-65 e Inconel 625. Aumento: 108x. M.O.: Confocal (Ribeiro, 2014).	7
Figura 3. Processo de preparação e extrusão dos componentes (SCHULZ, [s.d.]).	8
Figura 4. Desenho esquemático do processo de co-laminação (Yarmuch, 2007).	9
Figura 5. Comparação entre o cordão de solda desejado no (a) processo convencional e (b) na soldagem de revestimento (Gomes, 2010).	11
Figura 6. Soldagem TIG esquemática (Cantarin, 2011)	15
Figura 7. Comparação entre a técnica cold wire e hot wire (Chen <i>et al.</i> , 2012).	16
Figura 8. Processo TIG automatizado soldando a superfície interna de um tubo. (a) equipamento para a soldagem de revestimento; (b) Sistema de cabeamento para guia e deslocamento da tocha; (c) processo de soldagem (Marinho e Júnior, 2013).	17
Figura 9. Diagrama TTT da superliga Inconel 625 em altas temperaturas (Floreen, 1994).	23
Figura 10. Precipitação da fase $\gamma'$ na forma de cubos (Stoloff, 2005).	24
Figura 11. Micrografia da liga Inconel 625 tratada termicamente a 850 durante 8h mostrando a presença da fase $\delta$ . MEV. Aumento: 4000x. (Cortial, Corrieu e Vernot-Loier, 1994).	25
Figura 12. Micrografia mostrando a presença dos carbonetos MC e $M_{23}C_6$ em uma liga de níquel tratada termicamente.	27
Figura 13. Micrografia de uma superliga de níquel mostrando a precipitação extensiva da fase TCP $\sigma$ nos contornos de grãos da fase $\gamma$ após tratamento térmico de 5000h à 750°C (Reed, 2006).	28
Figura 14. Micrografia da região com trinca de solidificação na liga Inconel 625 soldada (DuPONT, 1996).	30
Figura 15. Micrografia do constituinte eutético lamelar $\gamma$ /Laves numa liga Inconel 625 (Cieslak <i>et al.</i> , 1988).	30
Figura 16. Formação da ZPD na interface entre o aço API X-60 e uma liga Inconel 625. Estão representadas a dureza de cada região assim como os parâmetros de soldagem: corrente de 90A, velocidade de soldagem 16 cm/min e $T_0$ é a Temperatura de Pré-aquecimento (Kejelin <i>et al.</i> , 2005).	32
Figura 17. Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de base e de solda (SILVA <i>et al.</i> , 2012).	33
Figura 18. Tipos de estruturas das ZPDS: (a) baías, (b) praia e (c) ilha (DOODY, 1992).	34
Figura 19. Arco retirado da seção transversal do tubo na condição como soldado.	37
Figura 20. Corte da amostra com direção transversal à de conformação.	38
Figura 21. Impressões de microdureza na junta. MO: Confocal.	42
Figura 22. Micrografias mostrando a microestrutura em cada camada do material dissimilar na condição como soldado: (a) MB e ZTA; (b) ZTA, interface e primeiras camadas (c) (d) e (e) camadas do revestimento. MO: Confocal. Aumento: 108x.	44
Figura 23. Micrografia do MB do material como recebido .MO: Confocal. Aumento: (a) 108x e (b) 430x.	45
Figura 24. Microestrutura da ZTA do MB. Aumento: (a) 430 x, (b) 1075x (c) 2136x. MO: Confocal	46
Figura 25. ZTA do metal de base enfatizando a perlita degenerada. Aumento: 1000x.	47

Figura 26. Comparação entre os valores de dureza HV da ZTA e MB.	48
Figura 27. Interface entre o metal de base e o metal de solda, revelando a ZPD. Aumento: (a) 1075x e (b) 2136x. MO: Confocal.	49
Figura 28. Micrografia da interface entre o metal de base e a liga Inconel 625 realçando as zonas encontradas. MEV. Aumento: 1000x	51
Figura 29. Análise por EDS da zona $\Phi$	52
Figura 30. Gráfico de dureza HV na ZPD.	52
Figura 31. Interface entre MB e revestimento realçando a zona $\Delta$ . MO: Confocal. Aumento: (a) 1075x e (b) 2136x.	53
Figura 32. Crescimento dendrítico na solidificação do revestimento. EM vermelho: Crescimento dendrítico-celular e em preto: crescimento dendrítico-colunar. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 430x.	54
Figura 33. Micrografias exibindo a microestrutura do final da (a) quarta e (b) quinta camada. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 430x.	54
Figura 34. Micrografia exibindo a presença de precipitados na região entre as dendritas celulares. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 600x.	55
Figura 35. Micrografia mostrando a presença de precipitados entre as dendritas equiaxiais. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 1000x.	55
Figura 36. Microestrutura e análise EDS das partículas encontradas na primeira camada do revestimento. MEV. Aumento: 4000x	57
Figura 37. Segundas fases presentes na região interdendrítica e matriz do revestimento e gráficos de composição obtidos por EDS. MEV. Aumento: 6000x.	58
Figura 38. Gráfico com os valores de dureza HV das camadas do revestimento como soldado.	59
Figura 39. Microestrutura do MB normalizado à 950°C por 60 minutos. MO: Confocal. Aumento: 430x.	61
Figura 40. Valores de dureza do metal de base tratado termicamente à 950°C por 60 minutos.	62
Figura 41. Interface MB/Inconel 625 após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido crômico 10%. MO: Confocal. Aumento: 1075x.	63
Figura 42. Micrografia da interface do material normalizado à 950°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento 1400x.	64
Figura 43. Micrografia 1ª camada do material normalizado à 950°C por 60 min. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 3600x.	64
Figura 44. Gráfico com valores HV da ZPD do material tratado termicamente à 950°C durante 60 minutos.	66
Figura 45. Micrografia e análise EDS dos precipitados na região de precipitação fina próxima à interface.	67
Figura 46. Microestrutura presente na 2ª, 3ª, 4ª e 5ª camada do revestimento do material normalizado à 950°C por 60 minutos evidenciando a presença da fase agulhada na região interdendrítica. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento 2000x.	68
Figura 47. Região interdendrítica com maior aumento mostrando a presença de fase Laves junto com fase delta. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 5000x	69
Figura 48. Análise qualitativa por EDS da fase agulhada presente na região interdendrítica do revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos.	70

Figura 49. Valores de dureza HV de cada camada de revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos.	71
Figura 50. MB após normalização à 1100°C por 60 minutos. MO: Confocal. Aumento: 108x.	72
Figura 51. Gráfico de dureza HV do MB na condição normalizada à 1150°C durante 60 minutos.	73
Figura 52. Interface entre MB e revestimento após tratamento térmico à 1100°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 430x.	74
Figura 53. Microestrutura da interface MB/Revestimento evidenciando as zonas presentes na ZPD. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 900x.	74
Figura 54. Interface MB-Revestimento evidenciando a presença de uma faixa escurecida adjacente à linha de fusão. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 2136x.	76
Figura 55. Micrografias da interface entre o MB e o revestimento ressaltando a presença de microestrutura martensítica. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumentos: (a) 3000x e (b) 6000x.	77
Figura 56. Gráfico de microdureza HV da ZPD do material tratado termicamente à 1100°C por 60 minutos.	77
Figura 57. Microestrutura da zona Π. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 3000x.	78
Figura 58. Micrografia e análise por EDS dos precipitados presentes na zona Π. MEV. Aumento: 8000x.	79
Figura 59. Micrografia da 2ª camada do revestimento após tratamento térmico à 1100°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 216x.	80
Figura 60. Microestrutura do metal de solda tratado termicamente à 1100°C durante 60 minutos evidenciando a precipitação inter e intragranular. (a) 1000x (b)3000x e (c) 4300x. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV.	81
Figura 61. Micrografia e análise por EDS do precipitado presente no revestimento e matriz.	82
Figura 62. Gráfico com valores de dureza HV das camadas do revestimento após tratamento térmico à 1100°C por 60 minutos.	83

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Composição das ligas de níquel e discriminação das mesmas quanto ao tipo de endurecimento (Donachie e Donachie, 2002).	19
Tabela 2. Composição da liga Inconel 625 (Floreen, 1994).	20
Tabela 3. Composição química do tubo ASTM A694 F65 (A694 ASTM, 2014).	37
Tabela 4. Composição química do eletrodo ER NiCrMo-3.	37
Tabela 5. Condições de tratamentos térmicos das amostras.	40
Tabela 6. Valor máximo, mínimo e média de dureza HV de cada camada do revestimento como soldado.	60
Tabela 7. Valor mínimo, máximo e média de cada camada do revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos.	71
Tabela 8. Valores de dureza mínimo, máximo e média em cada camada do revestimento após tratamento térmico à 1150°C por 60 minutos.	84

## RESUMO

Este trabalho teve como objetivo avaliar a influência de tratamentos térmicos pós-soldagem na junta dissimilar entre aço carbono e a liga Inconel 625, unidos pelo processo TIG automatizado. O material foi tratado termicamente à 950 e 1100°C por 60 minutos. Na caracterização metalográfica, foram realizados distintos ataques químicos para revelar a microestrutura do composto bimetálico. A utilização de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS) possibilitaram a observação e identificação das fases presentes na microestrutura do metal de base (MB), interface MB/revestimento e o revestimento em todas as condições. Posteriormente, foi realizado o ensaio de microdureza com o intuito de verificar a influência da temperatura nas propriedades destas regiões. Os resultados mostraram que os tratamentos térmicos realizados influenciaram de forma distinta cada região da junta. O MB apresentou microestrutura grosseira de grãos de perlita e ferrita na condição como recebido. Após tratamento à 950°C, houve normalização do MB, causando refinamento de microestrutura e redução da dureza. No tratamento à 1100°C houve superaquecimento do MB resultando em microestrutura com maior quantidade de ferrita acicular e dureza mais elevada do que o tratamento anterior. A interface apresentou uma região conhecida por zona parcialmente diluída (ZPD) com elevados valores de dureza. Ambos tratamentos térmicos realizados causaram aumento de dureza na ZPD. O revestimento, na condição como soldado, apresentou microestrutura dendrítica com matriz  $\gamma$  e fases secundárias ricas em Nb (fase Laves, NbC e TiC). O tratamento à 950°C propiciou a formação da fase agulhada  $\delta$  e dissolução parcial de Laves, enquanto que à 1100°C, foi observada perda de microestrutura dendrítica e presença de carbeto do tipo NbC e TiC. Na medida em que foi aumentada a temperatura de tratamento, maior foi a redução de microdureza observada no revestimento.

Palavras-chave: revestimento; Inconel 625; soldagem TIG; microestrutura; tratamento térmico.

## ABSTRACT

This study aimed to evaluate the influence of post-weld heat treatments in dissimilar joint of carbon steel to Inconel 625 alloy by automated TIG process. The material was thermally treated at 950 to 1100°C for 60 minutes. In the metallographic characterization, it was carried distinct chemical attacks to reveal the microstructure of the bimetallic compound. The use of optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and dispersive energy spectroscopy (DES) allowed the observation and identification of the phases present in the base metal's microstructure (BM), BM/coating interface and coating in all conditions. It was later performed the test of microhardness in order to verify the influence of temperature on the properties of these regions. The results showed that conducted heat treatments influenced differently in each region of the joint. The base metal (BM) showed coarse-grained pearlite and ferrite microstructure as received condition. After treatment at 950°C, there was normalization of BM, displaying refined microstructure and reduction in hardness. Heat treatment at 1100°C caused overheating of the BM and excessive growth of the austenitic grains, resulting in a microstructure with a greater amount of acicular ferrite and higher hardness than the previous treatment. The interface presented an area known as partially diluted zone (PDZ) with high hardness levels. Both heat treatments caused the increase of hardness in PDZ. The microstructure of the coating presented a matrix  $\gamma$  with secondary phases rich in Nb (Laves phase, NbC and TiC). Treatment at 950°C led to the formation of the phase needed  $\delta$  and partial dissolution of Laves while at 1100°C, there was solubilization of the coating with keeping of NbC and TiC carbides. As the treatment temperature was increased, greater was the hardness reduction observed in the coating.

Keywords: coating; Inconel 625; TIG welding; microstructure; heat treatment.

## CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

### 1.1 Introdução

A produção de hidrocarbonetos no Brasil vem experimentando condições cada vez mais severas de operação, lidando com ambientes mais agressivos na presença de gases como CO<sub>2</sub> e H<sub>2</sub>S em reservatórios ou que se desenvolvem durante a vida útil dos poços. Desta forma, tornou-se necessária a utilização de dutos que apresentem elevada resistência à corrosão para lidar com a passagem dos fluidos de produção nos ambientes supracitados. Caso contrário, a interação deste fluido com o aço carbono de baixa resistência à corrosão causaria perda de material, degradação das propriedades e; conseqüentemente, a falha do equipamento e perda financeira.

A utilização de dutos e equipamentos submarinos de aço carbono revestidos internamente com ligas resistentes à corrosão pode ser uma solução de engenharia bastante atrativa e adequada em algumas aplicações. Esta configuração é uma alternativa interessante comparada à fabricação do equipamento maciço com a liga, por restringir a utilização do material mais nobre à superfície exposta, reduzindo significativamente o custo. Além disso, permite a diminuição da espessura do equipamento mantendo a integridade mecânica, uma vez que o aço utilizado apresenta elevada resistência mecânica e tenacidade. Deste modo, este conjunto permite que os materiais utilizados complementem as propriedades um do outro, promovendo uma combinação de excelente resistência à corrosão e elevada resistência mecânica. (Smith, 2012).

A utilização de algumas técnicas como colaminação e utilização de liners metálicos são bastante difundidas como alternativas para a união destes materiais dissimilares. No entanto, algumas limitações como a necessidade de pequeno diâmetro e elevada espessura dos dutos previstos para os novos sistemas de escoamento submarinos; além de elevado desempenho mecânico do produto final, tornam, por algumas vezes, inviável a utilização destas técnicas. Logo, a aplicação de revestimentos metálicos por soldagem (*weld overlay*) pode ser uma opção atrativa para a produção de tubos revestidos com resistência à fadiga adequada; além de atender aos requisitos necessários para a produção. Além disso, esta pode ser atendida em curto prazo, já que a soldagem é uma prática comumente utilizada pelas empresas e passível de automação (Marinho e Júnior, 2013).

Entretanto, a soldagem dissimilar entre um aço C-Mn e um material mais nobre, como as ligas de níquel, apresenta algumas limitações metalúrgicas devido à grande diferença de composição química entre ambos os materiais. A esta prática está associada a presença de zonas descontínuas próximas a linha de fusão, chamadas zonas parcialmente diluídas, que são frágeis, duras e responsáveis pela fragilização e perda de tenacidade da junta (Kejelin *et al.*, 2005).

Desta forma, torna-se importante a avaliação micro e subestrutural de componentes obtidos através da soldagem entre um aço baixo carbono e a liga Inconel 625, principalmente na região de interface entre eles, para que se possa prever seu comportamento em serviço e avaliar a influência de tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades da junta dissimilar.



## 1.2 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho é avaliar a influência de tratamentos térmicos pós-soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de uma junta dissimilar obtida pela soldagem de revestimento de um tubo de aço baixo carbono com a liga Inconel 625 pela técnica TIG automatizado.

Os objetivos específicos são:

1. Caracterizar qualitativamente a microestrutura resultante do processo de soldagem de revestimento um tubo entre o aço baixo carbono e a liga Inconel 625 realizado com o processo TIG automatizado;
2. Caracterizar qualitativamente a microestrutura resultante dos diferentes tratamentos térmicos realizados;
3. Avaliar a influência da temperatura na microestrutura e microdureza da junta através da comparação dos resultados obtidos no material como recebido e tratado termicamente.

### 1.3 Justificativas

As principais justificativas do presente trabalho são:

- Do ponto de vista científico, a justificativa está no fato que este tipo de material é de recente utilização e está em constante pesquisa e desenvolvimento para que sua aplicação possa ser mais abrangente. Na indústria de petróleo e gás, sua utilização é de suma importância devido aos ambientes explorados serem cada vez mais agressivos, tanto em solicitação mecânica quanto em corrosividade. Estes são encontrados principalmente nos sistemas de transporte de petróleo e gás, em pipelines e hubs de aço carbono, que são revestidos com as ligas de níquel. No entanto, falhas destes componentes em serviço são constantemente reportadas. Estas estão associadas à região de interface da junta, a qual apresenta um gradiente microestrutural e zonas frágeis. Desta forma, torna-se importante o estudo e conhecimento das características destas juntas dissimilares, assim como a avaliação da influência de tratamentos térmicos em suas propriedades;

- Do ponto de vista regional, o trabalho encontra justificativa nas indústrias relacionadas com a exploração de petróleo e gás, localizadas na região Norte Fluminense que utilizam este tipo de componente na fabricação flanges, conexões e dutos que transportam os fluidos corrosivos, compostos por petróleo, água salgada, gás natural,  $H_2S$  e  $CO_2$  e sólidos em suspensão. Portanto, pesquisas nesta área podem ser de grande relevância para o desenvolvimento regional.

## CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Revestimentos Metálicos

A utilização de revestimento metálicos na indústria de petróleo e gás é muito comum para proteger os materiais metálicos da corrosão. Além disto, um tubo de aço carbono revestido com uma liga resistente à corrosão promove uma excelente alternativa econômica em relação a um tubo feito integralmente deste material nobre.

Os revestimentos metálicos são aplicados geralmente a um material dissimilar para melhorar a resistência, durabilidade, aparência, sendo que sua principal finalidade é proteger o material adjacente do meio no qual ele está inserido. Revestimentos de tubos são normalmente realizados com aplicação de uma camada de um material nobre como um aço inoxidável ou uma liga de níquel em um aço carbono que tem o custo inferior aos resistentes à corrosão.

Alguns processos de revestimentos metálicos utilizados na indústria serão expostos a seguir.

#### 2.1.1 Soldagem por Explosão

A soldagem por explosão (“Explosion Welding”- EXW) é um processo de união no estado sólido, ou seja, sem que haja fusão dos materiais utilizados. A união é promovida pelo impacto em alta velocidade entre as peças como resultado da detonação controlada de um explosivo (Banker e Reineke, 1993). Esta colisão em alta velocidade provoca uma deformação plástica suficiente para unir as peças. A união ocorre em fração de segundos e sem adição de metal. Este impacto violento libera um jato metálico que retira a película superficial do metal, liberando-o da presença de óxidos e impurezas (Bracarense, 2000).

Durante o processo não ocorre aumento de temperatura significativo nos metais. Apesar da explosão provocar um calor considerável, não há tempo suficiente para que este seja transferido para as peças de trabalho. Sendo assim, o processo possui algumas características particulares como: prevenir o material de presença de zonas termicamente afetadas, apresentar pouca difusão de átomos de elementos de liga entre os dois componentes, evitar a formação de regiões contínuas com composição química intermediária entre os dois metais (Banker e Reineke, 1993).

Em relação ao processo, são três componentes envolvidos na operação: o metal de base, o metal de revestimento e o explosivo. O metal de revestimento é posicionado paralelo ao metal de base, que permanece estacionário, porém afastados por uma distância conhecida como “distância de afastamento”. Este posicionamento pode variar, apesar de ser menos usual, de forma que metal de revestimento fique inclinado em relação ao metal de base, sendo que o afastamento entre eles pode ser utilizado ou não no vértice do ângulo. Na superfície superior do metal de revestimento, o explosivo em forma granular é depositado e a força da explosão dependerá das características da detonação e da quantidade do mesmo. A explosão localizada deforma e acelera em alta velocidade o revestimento, fazendo-o colidir com o metal de base num ângulo específico. Desta forma, a frente de soldagem avança à medida que a explosão progride (Bracarense *et al.*, 2011). O processo pode ser visualizado na figura 1.

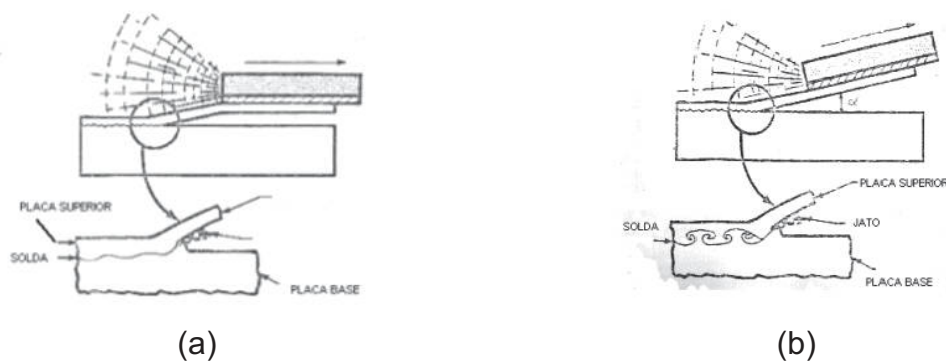


Figura 1. Desenho esquemático das variações de soldagem por explosão: (a) paralela e (b) em ângulo (Bracarense, 2000).

Uma vantagem deste processo deve-se ao fato de que alguns sistemas de materiais dissimilares podem ser unidos, quando técnicas convencionais de soldagem não são apropriadas devido à formação de fases intermediárias em altas temperaturas. A única limitação metalúrgica deste processo é a necessidade de ductilidade e tenacidade suficientes dos metais para que quando submetidos ao processo, não fraturem. Outra limitação do processo é em relação à geometria dos materiais. Os componentes devem possuir superfícies planas ou cilíndricas coaxiais (Banker e Reineke, 1993).

A aplicação mais comum da soldagem por explosão é na fabricação de materiais revestidos por ligas resistentes à corrosão, apesar de também poder ser utilizado para união de materiais similares.

A soldagem por explosão tem como característica a interface formada entre os materiais com morfologia ondulada. O comprimento de onda pode variar, dependendo das condições de soldagem; de linear para baixas velocidades e ondulada para velocidade mais elevadas (Banker e Reineke, 1993). A figura 2 mostra o corte transversal de uma junta soldada por explosão entre a liga Inconel 625 e o aço carbono API X-65, onde se pode observar a interface ondulada.

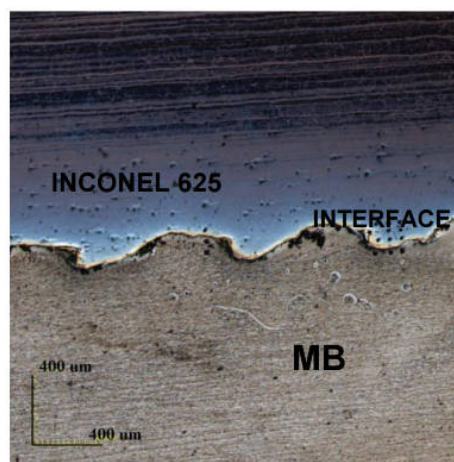


Figura 2. Corte transversal de uma junta soldada por explosão entre um aço API 5L X-65 e Inconel 625. Aumento: 108x. M.O.: Confocal (Ribeiro, 2014).

### 2.1.2 Revestimento por extrusão

A soldagem por co-extrusão é um processo de união no estado sólido que ocorre quando duas peças aquecidas são pressionadas contra uma matriz de extrusão. As temperaturas utilizadas são tipicamente altas com a finalidade de reduzir as pressões de extrusão necessárias, além de melhorar a união (Banker e Reineke, 1993).

Neste processo, o material menos nobre é extrudado juntamente com o metal de revestimento através da matriz convergente. As deformações destes materiais durante o processo resultam na formação de uma camada de ligação na interface entre o material e o revestimento (Muralidharan *et al.*, 2011).

Esta técnica é utilizada tipicamente quando os materiais a serem unidos possuem propriedades mecânicas muito distintas (Muralidharan *et al.*, 2011). Sua aplicação é comum na produção de produtos tubulares. Recentemente, tem sido aplicado na fabricação de tubos de aços de alta resistência revestidos interna ou externamente com ligas resistentes à corrosão a serem utilizados como oleodutos para transporte de petróleo e gás, em trocadores de calor e na indústria química (López *et al.*, 1992).

O grupo Schulz desenvolveu um processo de co-extrusão que utiliza alta pressão para preparação do tarugo e quando extrudado a quente produz uma camada fina, porém de ligação forte com o tubo externo. O processo está ilustrado na Figura 3 e consiste nas seguintes etapas: preparação do tarugo, em que o tarugo da liga resistente à corrosão é inserido no tubo externo; selagem das extremidades; expansão hidráulica a fim de que seja formada uma ligação forte entre os componentes. O conjunto é então aquecido na temperatura de extrusão, sob condições controladas para que não ocorra a separação dos componentes, e, finalmente, é realizada a extrusão nas dimensões desejadas. A ligação por difusão é então obtida devido à alta temperatura e as tensões de cisalhamento existentes no processo.

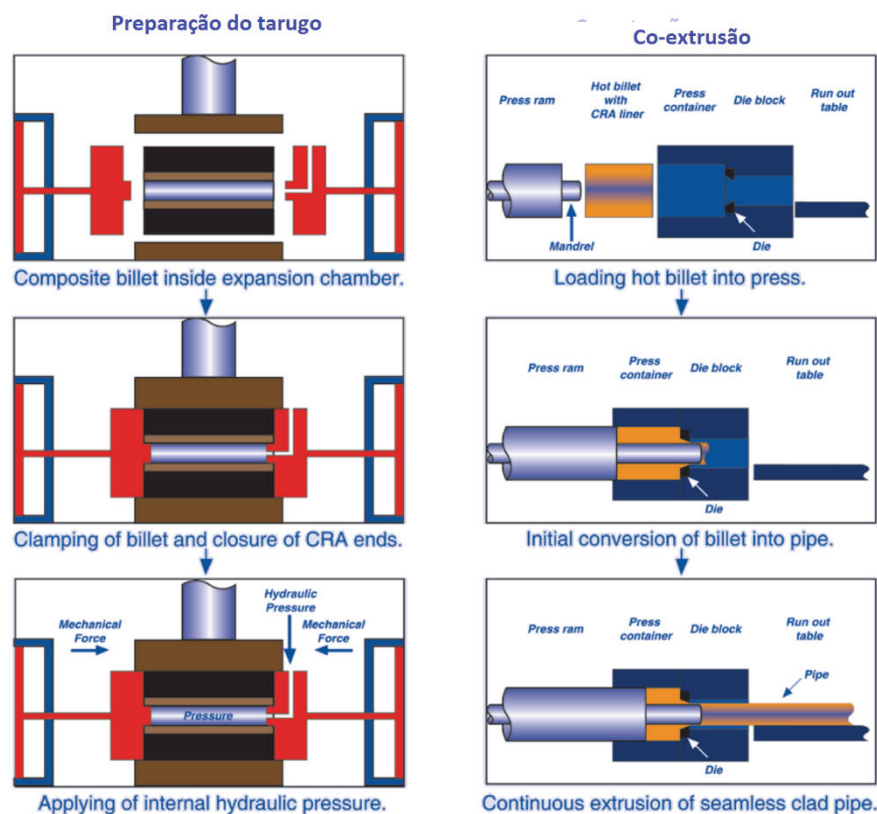


Figura 3. Processo de preparação e extrusão dos componentes (SCHULZ, [s.d.]).

### 2.1.3 Revestimento por Co-laminação (“roll-bond”)

No processo de revestimento por co-laminação, a união é promovida pela laminação simultânea do aço com a liga resistente à corrosão devido á deformação superficial causada pela pressão dos rolos laminadores. Este também é um processo de união no estado sólido. A figura 4 apresenta o processo de co-laminação de forma esquemática.

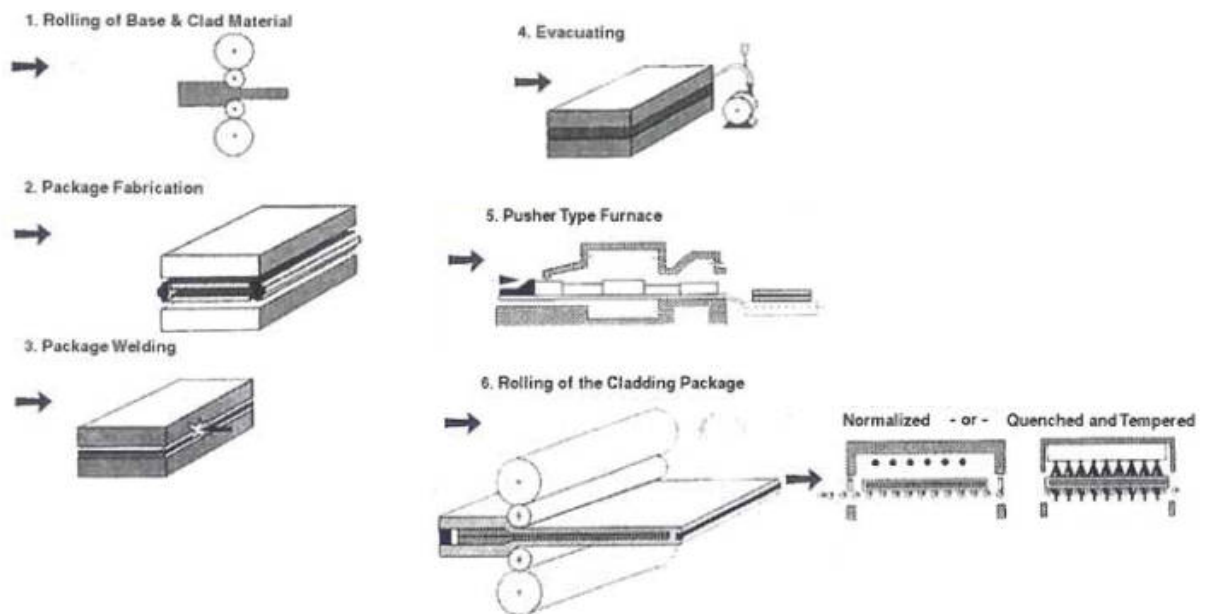


Figura 4. Desenho esquemático do processo de co-laminação (Yarmuch, 2007).

Antes da laminação, é de fundamental importância que as placas a serem unidas estejam limpas, pois como a ligação entre elas depende da difusão, impurezas na superfície podem resultar em formação de regiões endurecidas na interface como fases intermetálicas e carbeto. Também por este motivo, o processo é normalmente realizado a vácuo.

Após a limpeza das superfícies, as placas são colocadas em forma de “sanduíche”: as duas placas de revestimento são posicionadas na região interna e as duas placas de aço na externa. Para que as placas de revestimento não se unam durante o processo, é utilizada uma camada de um componente separando-as, como pó de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  ou  $\text{ZrO}_2$ , por exemplo. Posteriormente, o conjunto é soldado nas extremidades para evitar que ocorra a separação das chapas durante o processo (Smith, 2012).

A utilização da técnica “sanduíche” é explicada pelas vantagens que a mesma apresenta. Primeiramente, é uma forma de proteger o revestimento da contaminação, já que o mesmo não entra em contato com os rolos de laminação. Além disso, esta técnica evita a distorção das chapas, pois, apesar de o revestimento tender a se encurvar durante a laminação, ocorre a compensação pela placa de aço que é mais resistente. Por último, ao laminar duas placas juntas, permite-se que chapas mais finas sejam produzidas (Smith, 2012).

Anteriormente a laminação, as placas a serem laminadas são submetidas a temperaturas entre 750 e 1200°C dependendo dos materiais utilizados. Durante o processo, o aumento da área das placas ao passarem pelos rolos de laminação, promove a ruptura dos óxidos e, conseqüentemente, viabiliza o contato metal com metal e a união no estado sólido entre eles. Posteriormente, o conjunto é submetido a um tratamento térmico para que a revestimento retorne à condição recozida (950-1150°C) e o aço retorne à condição desejada (normalizado, temperado e revenido etc.) (Smith, 2012).

Finalmente, após o tratamento térmico, as chapas são separadas, limpas (por esmerilhamento ou decapagem), cortadas e inspecionadas visualmente e por ultrassom. A espessura da camada de revestimento pode variar de 2 a 4 mm, podendo ser maior, a espessura do conjunto co-laminado pode variar de 6 a 200mm e comprimento de 14 a 20m (Smith, 2012).

#### 2.1.4 Soldagem de Revestimento

A soldagem de revestimento pode ser definida como a deposição de uma camada de metal de adição sobre a superfície de outro metal com o objetivo de obter propriedades e dimensões desejadas (Gomes, 2010).

De acordo com Gomes (2010), a principal diferença entre a soldagem de revestimento e a soldagem convencional está na geometria do cordão de solda. Neste tipo de soldagem, deseja-se o perfil geométrico com grandes larguras de cordão de solda, altos reforços e baixas penetrações e baixas diluições; diferente da soldagem convencional, na qual se almeja alta penetração para melhor resistência da junta soldada. Neste caso, o controle da diluição é primordial para a garantia das propriedades do revestimento, especialmente resistência à corrosão. A comparação entre ambos os processos está ilustrada na figura 5.



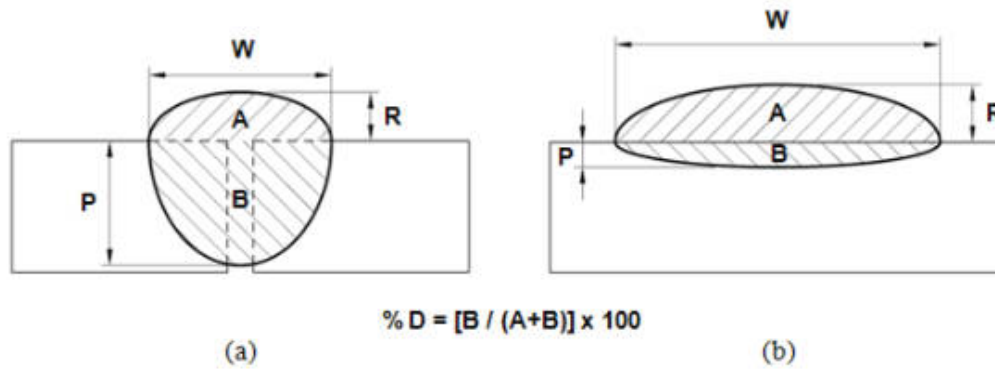


Figura 5. Comparação entre o cordão de solda desejado no (a) processo convencional e (b) na soldagem de revestimento (Gomes, 2010).

Estas características são importantes para que seja recoberta a maior área possível com a utilização de menor número de passes, resultando em economia de material e tempo. Portanto, a obtenção destes parâmetros necessários para a obtenção do cordão de solda adequado é um desafio do processo de soldagem de revestimento.

Os processos de soldagem por revestimento podem ser classificados em quatro grupos: revestimento com metal duro (“hardfacing”), revestimento de proteção contra a corrosão (“cladding”), revestimento para recuperação dimensional (“buildup”) e amanteigamento (“buttering”).

O processo de revestimento com metal duro (“hardfacing”) tem como principal finalidade a deposição de uma camada com o intuito de aumentar a resistência ao desgaste, abrasão, impacto, erosão e cavitação. No processo “cladding”, uma camada relativamente espessa de metal é depositada em um aço carbono ou baixa liga com a finalidade de proporcionar uma superfície resistente à corrosão. A soldagem de revestimento para recuperação dimensional contempla a adição de um metal à superfície do metal de base, a um defeito ou uma camada de solda previamente depositada para restaurar as dimensões do equipamento. Finalmente, o amanteigamento ou “buttering” também envolve a adição de uma ou mais camadas de solda à junta ou superfície a ser soldada e sua principal diferença em relação ao anterior é que este processo sempre é utilizado para satisfazer alguma consideração metalúrgica (Davis, 1993).

A soldagem de revestimento entre materiais dissimilares é um procedimento complexo do ponto de vista metalúrgico, pois ocorre a fusão e a solidificação de um

volume de metal composto por dois materiais diferentes em termo de composição química, estrutura cristalina, microestrutura e propriedades mecânicas e físicas. Alguns fatores influenciam diretamente nas propriedades da junta dissimilar soldada como: migração dos átomos de carbono a partir da baixa liga, gradiente na microestrutura e tensões residuais diferentes nas diferentes regiões do metal soldado (Wang *et al.*, 2012).

No caso específico do processo de soldagem dissimilar entre uma liga de níquel e aço carbono de baixa liga, a interface entre os dois é de grande interesse por ser um local de grande gradiente químico, significativa mudança microestrutural e por apresentar regiões críticas em relação às propriedades mecânicas. Estas regiões críticas estão associadas às zonas parcialmente diluídas (ZPDs). São frágeis, duras e estão associadas a problemas como fragilização por hidrogênio, perda de tenacidade e de resistência à corrosão (Silva *et al.*, 2012).

#### 2.1.4.1 Diluição

O controle da diluição é um aspecto crítico na soldagem de revestimento, pois interfere diretamente na qualidade final da solda. A diluição e a taxa de deposição do processo influenciam fortemente nas propriedades do revestimento. Ambas são controladas pelas variáveis do processo de soldagem como: tensão, corrente elétrica e velocidade de soldagem. É fundamental manter alta taxa de deposição, baixa diluição e penetração uniforme para que se obtenha alta produtividade (Ribeiro, 2014).

Segundo Shahi e Pandley (2008), com o aumento da diluição, os elementos de liga serão reduzidos e o teor de carbono será aumentado na camada revestida, diminuindo a resistência à corrosão da liga. No caso da soldagem entre o aço e o Inconel 625, outro fator crítico é a diluição do Fe; se for alta, provoca deterioração das propriedades do revestimento. Gittos e Gooch (1996) perceberam que a resistência à corrosão por pites foi reduzida com o aumento da diluição. Neste caso, um teor abaixo de 5% de ferro nas camadas superficiais do revestimento tem sido considerado como desejado para garantir uma ótima performance.

Uma das formas de se determinar a diluição é através da relação entre as áreas observadas na seção transversal de uma deposição por soldagem, como pode ser observado na figura 5. O cálculo é realizado pela relação entre a parcela do metal de base fundida e o metal de solda total, ou seja, ela pode ser definida como a

alteração no metal de adição provocada pela mistura com o metal de base (Kejelin, 2012).

A composição e a microestrutura do metal de solda em soldagem dissimilar entre uma liga de níquel e aço carbono pode ser estimada de forma simples através de cálculos de diluição e do diagrama de Schaeffler (Doody, 1992). Como resultado, pode-se estimar propriedades do revestimento como: resistência mecânica, resistência à corrosão e tendência à formação de fases frágeis no metal de solda (Hayes et al., 1996).

## 2.2 Processos Convencionais de Soldagem

Alguns dos processos convencionais de soldagem são utilizados na soldagem de revestimento, sendo que a escolha do processo depende das necessidades na operação levando em consideração suas limitações. O processo de soldagem com eletrodos revestidos, por exemplo, é muito utilizado, porém devido a sua inerente necessidade de troca de eletrodos e remoção de escória, sua produtividade é reduzida. No entanto, seu uso é difundido em soldas de reparo devido a sua simplicidade e menor custo operacional.

Devido às soldas de revestimento possuírem grandes superfícies de recobrimento, processos automáticos, semi-automáticos ou mecanizados e com alta taxa de deposição são preferidos. Dentre eles estão o processo a arco submerso e arame tubular, entre outros. Sendo que, para que haja elevada taxa de deposição, alta intensidade de corrente de soldagem deve ser utilizada, o que pode ocasionar em diluições altas, podendo ser superiores a 70%, resultando em alteração significativa na composição e microestrutura do metal de base e, desta forma, em problemas metalúrgicos. Abaixo serão apresentados de forma resumida estes processos.

Soldagem com Eletrodos Revestidos ou SMAW (*Shielded Metal Ar Welding*) é um processo manual de soldagem no qual um arco é estabelecido entre o eletrodo revestido consumível e a peça de trabalho. Durante o processo ocorre a decomposição do revestimento em gases de proteção e o fornecimento de elementos para proteger as gotas do metal fundido e a poça de fusão. Este processo é o mais simples dentre todos, porém devido à baixa produtividade associada ao mesmo, ele é mais utilizado em soldas de reparo ou de acesso restrito (Juers, 1993).

Soldagem a arco elétrico com proteção gasosa ou GMAW (*Gas-Metal Arc Welding*) é um processo de união de metais no qual o aquecimento é feito através de um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo consumível continuamente alimentado e a peça a ser soldada. Portanto, o arame funciona tanto como um eletrodo por onde a corrente elétrica vai passar para formar o arco quanto como metal de adição. É fornecido ao sistema um gás de proteção ou uma mistura de fases para proteger o arco e a poça de fusão, quando o gás é inerte (Ar, He ou misturas), o processo é chamado de MIG; enquanto que quando é ativo (CO<sub>2</sub> puro ou misturas) é conhecido como MAG. O eletrodo é continuamente alimentado na poça e o processo é normalmente semi-automático. E o processo permite soldagem em qualquer posição (Holliday, 1993).

Na soldagem a arco submerso ou SAW (*Submerged Arc Welding*), o arco elétrico também é formado entre o eletrodo e o material a ser soldado, porém diferente do processo anterior, o arco fica submerso numa camada de fluxo granuloso. Este fluxo protege o arco do ar atmosférico, purifica o metal líquido, forma uma escória protetora sobre o metal depositado, atua como concentrador de calor. Neste processo o arame também é alimentado continuamente e o processo é considerado automático. Tem como limitação a soldagem só ser possível na posição plana e horizontal e como principais vantagens elevado rendimento e o fato de não haver perdas por projeção (Ogborn, 1993).

Na soldagem com arame tubular ou FCAW (*Flux-cored Arc Welding*), o calor necessário para a soldagem é produzido por um arco elétrico entre o eletrodo consumível alimentado continuamente e a peça a ser soldada. O fluxo contido dentro do eletrodo pode fazê-lo autoprotégido e alternativamente, um gás de proteção externo pode ser utilizado. Há duas variações para este processo: FCAW com proteção gasosa que utiliza um gás externo para ajudar na proteção do arco de nitrogênio e oxigênio presentes na atmosfera. Geralmente, neste processo os elementos presentes no fluxo são formadores de escória, desoxidantes, estabilizadores do arco e elementos de liga; enquanto que no processo FCAW autoprotégido, os elementos presentes no fluxo já protegem a poça de fusão da atmosfera sem a necessidade de proteção gasosa externa. Alguns eletrodos autoprotégidos promovem sua própria proteção gasosa através da decomposição dos elementos do fluxo. Eles também podem conter no fluxo elementos estabilizadores do arco e elementos de liga (Meyer, 1993).

### 2.2.1 Soldagem TIG (“*Tungsten Inert Gas*”)

O processo de soldagem TIG ou GTAW (“*Gas Tungsten Arc Welding*”) é realizado a arco elétrico com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa, no qual a união das peças metálicas é produzida pelo aquecimento e fusão das mesmas através do arco elétrico estabelecido entre o eletrodo, não consumível, e as peças a serem unidas. Através da mesma tocha por onde ocorre a alimentação do eletrodo, o gás de proteção é soprado.

A poça de fusão e o arco são protegidos da contaminação atmosférica através de uma nuvem de gás inerte ou uma mistura de gases inertes (Ar ou Ar+He). O processo pode ser realizado com ou sem (solda autógena) a presença de metal de adição; no entanto, quando é utilizado, a adição é feita diretamente na poça de fusão (Marques *et al.*, 2011).

Na figura 6 está ilustrado o processo de soldagem TIG esquemático.

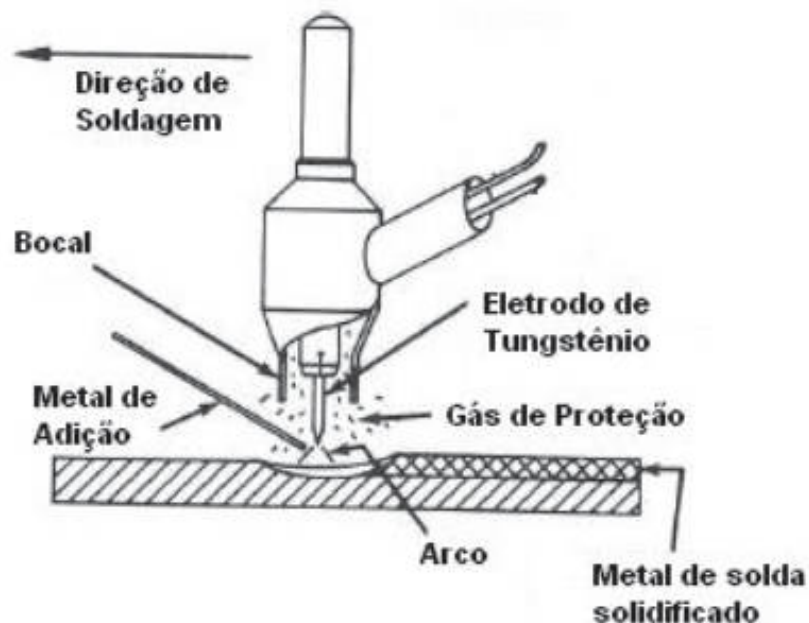


Figura 6. Soldagem TIG esquemática (Cantarini, 2011)

O arco elétrico na soldagem TIG é bastante estável e produz soldas com boa aparência e acabamento, que exigem pouca ou nenhuma limpeza após a operação. Ele é aplicável à maioria dos metais e suas ligas e em uma ampla faixa de espessuras. Porém, devido ao seu alto custo é usado principalmente em metais não ferrosos e aços inoxidáveis, em soldagem de pequena espessura. É utilizado quando é requerida alta qualidade de solda.

Como forma de elevar a taxa de deposição do processo TIG foi desenvolvida a técnica utilizando alimentadores de arame com duas variações: “Cold Wire” e “Hot Wire”. A técnica “Cold Wire” ou arame frio consiste na alimentação do arame bobinado por um tracionador automático de arame na temperatura ambiente. Por outro lado, na técnica “Hot Wire” ou arame quente, o arame sofre um pré-aquecimento por resistência antes de alcançar o arco voltaico (Delgado, 2000). Este último apresenta maiores taxas de deposição do que o primeiro e é comumente utilizado em “cladding” associado a sistemas mecanizados ou automatizados (Zeemann *et al.*, 2003). Na figura 7 está exposto um gráfico comparando as duas técnicas. Pode-se observar que enquanto a taxa de deposição no cold wire atinge valor máximo de aproximadamente 2 kg/h, o hot wire alcança taxas de deposição de até 8 kg/h. Vale ressaltar também, que para uma mesma energia de soldagem, a taxa de deposição do hot wire é quase 3 vezes superior ao cold wire.

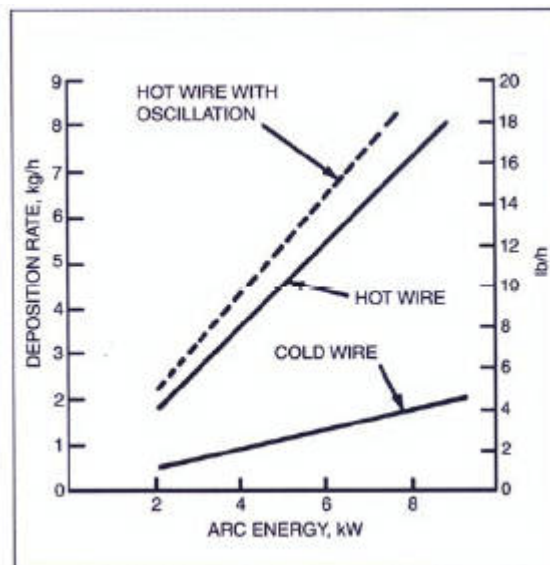


Figura 7. Comparação entre a técnica cold wire e hot wire (Chen *et al.*, 2012).

Esta técnica pode ser automatizada não requerendo ajustes dos parâmetros manualmente ou observação da solda durante o processo de soldagem (Meyer, 1993). Na soldagem de revestimento da superfície interna de tubos utilizados na indústria de Petróleo e Gás, além da técnica hot wire, outros mecanismos são utilizados para melhorar a velocidade de soldagem e a produtividade do processo GTAW. Além da mecanização, está sendo utilizada a automação do processo através da utilização de posicionadores e movimentadores das peças, assim como

posicionadores e movimentadores das tochas. Na figura 8, estão apresentadas imagens do processo TIG automatizado utilizado na empresa PROTUBO. Neste processo, a tocha é deslocada longitudinalmente enquanto ocorre a rotação do tubo.



(a)



(b)



(c)

Figura 8. Processo TIG automatizado soldando a superfície interna de um tubo. (a) equipamento para a soldagem de revestimento; (b) Sistema de cabeamento para guia e deslocamento da tocha; (c) processo de soldagem (Marinho e Júnior, 2013).

### 2.3 Superligas de Níquel

Superligas são consideradas as ligas à base de Ni, Fe-Ni ou Co, geralmente utilizadas a temperaturas superiores à 540°C, tendo aplicação em componentes para aeronaves e equipamentos petroquímicos. As superligas à base de níquel são conhecidas desde a década de 1930 e são utilizadas principalmente em aplicações aeroespaciais. Sua importância é justificada por sua excelente combinação de resistência à corrosão e propriedades mecânicas, inclusive em altas temperaturas (Donachie e Donachie, 2002)..

As ligas de níquel que surgiram mais antigamente, como as primeiras séries de Ninonic e Inconel, eram essencialmente endurecidas por solução sólida, onde átomos substitutos interferem na deformação. Posteriormente, adições pequenas (2 à 3%) de Al e Ti foram feitas e as ligas puderam manter boa resistência mecânica em altas temperaturas devido à precipitação da fase endurecedora  $\gamma'$ . As ligas à base de níquel mais recentes são capazes de acomodar maior quantidade de Al, com valores superiores à 6% e níveis maiores de endurecimento em altas temperaturas foram atingidos, associado à maior fração volumétrica de  $\gamma''$  (Donachie e Donachie, 2002)..

Algumas superligas à base de Fe-Cr-Ni são: A-286, V-57, ou Incoloy 901e são endurecidas pela precipitação de  $\gamma'$ . A liga Inconel 718 já foi considerada da família Fe-Cr-Ni, porém recentemente ela tem sido considerada como à base de níquel é endurecida pela precipitação de  $\gamma'$  e  $\gamma''$ . Outras ligas à base de Fe-Ni consistem de aços inoxidáveis primariamente endurecidos por solução sólida. Ligas desta última categoria variam de 19-9DL, correspondentes ao aço inoxidável 18-8 com ligeiros ajustes do teor de cromo e níquel e adição de elementos endurecedores e alto teor de carbono, até Incoloy 800H, que possui teor de 21%Cr, alto teor de níquel e pequenas adições de Ti e Al, os quais promovem a precipitação da fase  $\gamma'$ .

Apesar de existirem superligas à base de níquel endurecidas por solução sólida, a classe mais importante destas ligas é endurecida por precipitação de componentes intermetálicos na matriz austenítica. Para as ligas que contém adições de Al e Ti, a fase responsável pelo endurecimento é a fase  $\gamma'$  e algumas destas ligas trabalhadas são: Waspalloy, Astroloy, U-700 e U-720, e para as ligas fundidas: Rene 80, Mar-M-247 e Inconel 713. As ligas endurecidas por adições de Nb apresentam como fase responsável pelo aumento de resistência a fase  $\gamma''$ , como exemplo deste caso tem-se a liga Inconel 718. Finalmente, algumas ligas à base de níquel podem ter em sua composição adição de Nb e Al ou Ti e, portanto, possuem seu aumento



de resistência tanto pela precipitação de  $\gamma'$ , quanto de  $\gamma''$ . Alguns exemplos deste último caso são as ligas Inconel 706 e Inconel 909.

As ligas à base de níquel que tem sua resistência elevada por solução sólida são as ligas: Inconel 625 e Hastelloy X, porém elas podem ter um aumento de resistência adicional devido à precipitação de componentes intermetálicos e carbonetos. As principais ligas de níquel endurecidas por solução sólida ou por precipitação e suas composições químicas estão presentes na tabela 1.

As ligas à base de níquel podem ser utilizadas tanto da forma trabalhada quanto fundida, sendo que alguns processos mais especiais podem ser utilizadas para as ligas com teores de elemento muito elevados como: IN-100, Rene 95 e Astroloy (Donachie e Donachie, 2002).

Tabela 1. Composição das ligas de níquel e discriminação das mesmas quanto ao tipo de endurecimento (Donachie e Donachie, 2002).

Composição Química das Ligas de Níquel em % peso																
UNS	Nome	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb	Mn	Si	W	B	Outros
<u>Níquel Comercial Puro</u>																
N02200	Níquel 200	99,5	0,05			0,2		0,1				0,2	0,2			
N02205	Níquel 205	99,5	0,08			0,1		0,08		0,03		0,2	0,08			
<u>Endurecíveis por Solução Sólida</u>																
N04400	Monel 400	66,5	0,2			0,2		31,5				1,0	0,2			
N06002	Hastelloy X	47,0	0,1	22,0	6,5	17,0	2,5				2,0	1,5	1,0	1,0		
N06600	Inconel 600	76,0	0,08	15,5		8,0		0,2			3,0	0,5	0,2			
N06601	Inconel 601	60,5	0,05	23,0		14,0			1,4			0,5	0,2			
N06625	Inconel 625	61,0	0,05	21,5	9,0	2,5		0,2				0,5	0,2			
N08800	Incolloy 800	32,5	0,05	21,0		46,0			0,4	0,4		0,8	0,5			
N08825	Incolloy 825	42,0	0,03	21,5	3,0	30,0		2,25	0,1	0,9		0,5	0,25			
<u>Endurecíveis por Precipitação</u>																
N07001	Waspaloy	58,0	0,08	19,5	4,0		13,5		1,3	3,0					0,006	0,06Zr
N07713	Alloy 713C*	74,0	0,12	12,5	4,0				6,0	0,85	5,1	0,2	0,2			
N07718	Inconel 718	52,5	0,04	19,0	3,0	18,5			0,5	0,9	5,1	0,2	0,2			
N09901	alloy 901	42,5	0,05	12,5		36,0	6		0,2	2,8		0,1	0,1		0,015	
<u>Endurecíveis por dispersão</u>																
N/A	Níquel TD	98														2ThO2

\*liza fundida

### 2.3.1 A liga Inconel 625

As superligas à base de Níquel possuem vasta aplicação por combinarem excelente resistência à corrosão com elevada resistência mecânica em altas temperaturas. Assim como os aços inoxidáveis, a elevada resistência à oxidação apresentada nestas ligas se deve a formação de um filme passivo de óxido de cromo sobre a superfície das mesmas, protegendo-as do meio corrosivo. Alguns elementos de liga podem ser adicionados para melhorar a formação dessa camada como: Mo, Al e W, contribuindo principalmente para o aumento da resistência à corrosão localizada.

Esta liga é uma superliga de níquel endurecida principalmente por adições de Cr, Mo e Nb. As propriedades citadas anteriormente devem-se principalmente ao alto teor de Cr (20%) e de Mo (9%), enquanto que os teores de Fe e C são limitados a níveis menores para que as propriedades de resistência à corrosão e a precipitação nos contornos de grão sejam mantidas baixas com intuito de evitar problemas de corrosão localizada, principalmente em materiais soldados (Silva *et al*, 2012).

A Tabela 2 está ilustrando a composição típica da liga Inconel 625, sendo que ela pode variar dependendo das propriedades desejadas.

Tabela 2. Composição da liga Inconel 625 (Floreen, 1994).

Ni	Cr	Fe	Mo	Nb(+Ta)	C	Mn	Si	Al	Ti
58,0	20,0 -	5,0	8,0 -	3,15 -	0,10	0,50	0,50	0,40	0,40
mín	23,0	max	10,0	4,15	max	max	max	max	max

Apesar da liga Inconel 625 ter sido inicialmente designada como uma liga endurecida por solução sólida, tem-se observado que precipitações de fases intermetálicas e carbonetos ocorrem quando a mesma é submetida a tratamentos térmicos na faixa de temperatura de 550 e 750°C (Shankar, Rao e Mannan, 2001). Desta forma, as excelentes propriedades mecânicas desta liga são consequência tanto do efeito de endurecimento por solução sólida através da adição de elementos como Nb e Mo na matriz Ni-Cr, que faz com que esta liga seja endurecida sem a necessidade de tratamentos térmicos; assim como pelo efeito de endurecimento por precipitação, principalmente da fase metaestável  $\gamma''$ (Ni<sub>3</sub>Nb), após recozimento durante um longo período na faixa de temperatura entre 550 e 850°C (Xu *et al*, 2013). Elementos como Nb, Ti e Al adicionados em teores suficientes favorecem o

endurecimento por precipitação da fase  $\gamma'$ , sendo que Al e Ti também promovem o refinamento de grão (Floreen, 1994).

### 2.3.2 Elementos de liga

As ligas de níquel permitem altas concentrações de elementos de liga devido a sua estrutura cristalina CFC. As adições destes elementos têm por objetivo garantir as propriedades desejadas à liga, sendo principalmente resistência mecânica e à corrosão. A influência dos elementos de liga comumente adicionados às ligas de níquel está descrita sucintamente a seguir segundo ASM Handbook (2000).

- Alumínio (Al): eleva a resistência mecânica por precipitação, já que é um formador da fase  $\gamma'$ . Contribui no aumento de resistência à corrosão pela formação de óxidos  $Al_2O_3$  na superfície da liga.
- Carbono (C): é mantido em baixas quantidades e tem como função principal a formação de carbonetos. Os carbonetos de forma intergranular pode ser benéfica por dificultar o deslizamento dos contornos, contribuindo para a resistência mecânica em altas temperaturas.
- Cromo (Cr): aumenta a resistência à corrosão através da formação de uma camada de óxido passivadora ( $Cr_2O_3$ ) na superfície do material. Devido a sua alta solubilidade no níquel, pode apresentar teores superiores à 20% na liga, contribuindo para o aumento de resistência à corrosão em altas temperaturas. Adicionalmente, melhora as propriedades mecânicas através do mecanismo de endurecimento por solução sólida.
- Ferro (Fe): eleva a resistência mecânica da liga por solução sólida. Além disso, aumenta a solubilidade do carbono no níquel, melhorando a resistência em altas temperaturas. Porém, sua adição deve ser limitada para não comprometer a resistência à corrosão da liga.
- Molibdênio (Mo): é responsável pelo aumento de resistência à corrosão por pites e em frestas. Atua no aumento de resistência por solução sólida e em alta temperatura. É um forte formador das fases topologicamente compactas (TCP), as quais são prejudiciais às propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão da liga.

- Manganês (Mn): Possui afinidade com enxofre, sendo um importante no controle da segregação de compostos sulfurados, os quais são nocivos à soldabilidade das ligas de níquel.
- Nióbio (Nb): Participa ativamente da segregação no líquido ao final da solidificação. É responsável pelo aumento de resistência mecânica por precipitação através da formação da fase  $\gamma''$ . Apresenta alta afinidade com o carbono, contribuindo para formação de carboneto do tipo NbC e é um forte formador da fase Laves, a qual está associada à trincas de solidificação.
- Silício (Si): é considerado de efeito prejudicial à soldabilidade da liga por aumentar a tendência à formação de trinca a quente. Contribui para a formação de fases intermetálicas (Cieslak *et al.*, 1988). Deve estar presente em pequenas quantidades, sendo considerado algumas vezes como um subproduto de reação de desoxidação.
- Titânio (Ti): assim como Al, atua elevando a resistência mecânica por precipitação da fase  $\gamma'$ . Apresenta forte tendência à segregação para as regiões interdendríticas. Além disso, é um formador de carbonetos.

### 2.3.3 Principais fases presentes nas ligas de níquel

A quantidade elevada de elementos de liga nas ligas de níquel possibilita a formação de uma vasta quantidade de microestruturas. Estas podem variar de fases intencionalmente precipitadas para aumento de resistência mecânica até fases nocivas que se formam devido à segregação ou decomposição de outras fases. A figura 9 está apresentando o diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) da liga Inconel 625, o qual mostra a previsão de fases que podem se formar em altas temperaturas.

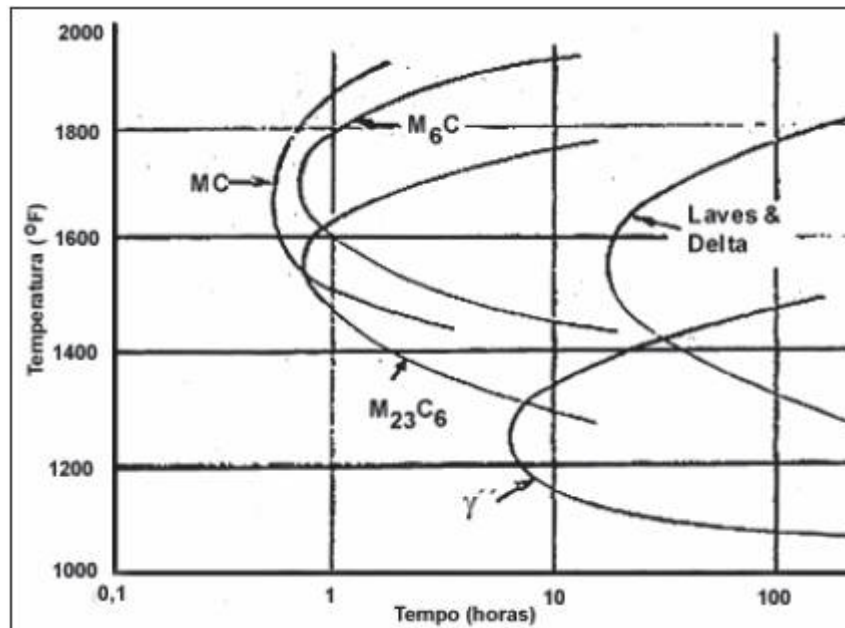


Figura 9. Diagrama TTT da superliga Inconel 625 em altas temperaturas (Floreen, 1994).

Uma breve descrição destas fases está apresentada a seguir.

### 2.3.3.1 Fase $\gamma$

A fase  $\gamma$  tem estrutura cristalina CFC austenítica e forma uma matriz contínua, onde as outras fases irão residir. Ela não é magnética e geralmente contém altos teores de elementos em solução sólida como cobalto, ferro, cromo, molibdênio e tungstênio. Todas ligas de níquel possuem essa fase como matriz (Reed, 2006).

### 2.3.3.2 Fase $\gamma'$

A fase  $\gamma'$  precipita-se coerentemente com a matriz  $\gamma$ , devido aos parâmetros de rede serem parecidos, o que justifica essa fase ser a principal agente endurecedor das ligas Fe-Cr-Ni e ligas à base de Ni. São necessárias quantidades de alumínio e titânio para a precipitação desta fase de estrutura cristalina CFC, cuja fórmula é  $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ . Outros elementos como nióbio, tântalo e cromo também estabilizam esta fase. Esta fase promove resistência em altas temperaturas e resistência à fluência.

Sabe-se que a variação na morfologia depende do desarranjo entre o precipitado e a matriz ( $\gamma/\gamma'$ ). Quando esta desorientação é inferior a 0,2%, a partícula

é esférica; quando este cresce para valores entre 0,5 a 1%, ela se apresenta na forma de cubos (figura 10) e para valores superiores à 1.25%, ela precipita na forma de placas semicoerentes (Stoloff, 2005).

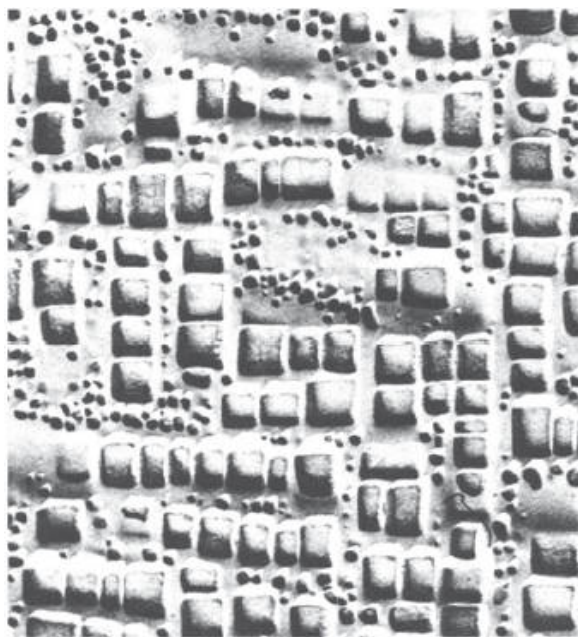


Figura 10. Precipitação da fase  $\gamma'$  na forma de cubos (Stoloff, 2005).

Normalmente, nas ligas Fe-Cr-Ni e em algumas ligas à base de Ni mais antigas, como Nimonic 80<sup>a</sup> e Waspaloy, elas se encontram na forma esférica; enquanto que nas ligas de níquel desenvolvidas mais recentemente, elas apresentam-se na forma cuboidal. Alguns trabalhos têm mostrado que o teor de Mo e a razão Al/Ti podem modificar a morfologia de  $\gamma'$  (Donachie, 2002).

### 2.3.3.3 Fase $\gamma''$

Esta fase se precipita de forma coerente com a matriz em ligas Ni-Fe contendo Nb, como Inconel 718 e Inconel 706, com estrutura cristalina TCC e fórmula  $Ni_3Nb$  (Stoloff, 2005). O efeito como agente endurecedor desta fase está justificado na deformação causada pela pequena diferença entre as os arranjos das fases na interface entre elas.

Frequentemente, a fase  $\gamma''$  se precipita junto com a fase  $\gamma'$  nas ligas Inconel 718, sendo que a principal fase endurecedora neste caso é a fase  $\gamma''$  e está em quantidade muito maior (Voort *et al.*, 2004). Devido à instabilidade da fase  $\gamma''$ , a liga Inconel 718 está restrita a aplicações em temperaturas inferiores à 700°C. Acima

desta temperatura, a exposição prolongada produz perda de resistência devido ao crescimento rápido de  $\gamma''$ , solubilização de  $\gamma''$  e  $\gamma'$  e formação de uma fase ortorrômbica estável de  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , que tem forma acicular em placas (Voort *et al.*, 2004).

#### 2.3.3.4 Fase $\delta$

A fase  $\delta$  formada a partir da instabilidade da fase  $\gamma''$ , também com fórmula  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , mas com estrutura cristalina ortorrômbica. Geralmente esta instabilidade é causada pela falta de Fe ou quando a liga é submetida a tempos e temperaturas mostradas no diagrama TTT (Figura 9). Esta fase é incoerente com a matriz e não confere resistência mecânica elevada à liga quando presente em grandes quantidades. Entretanto, pequenas quantidades da fase  $\delta$  podem ser utilizadas para refinar e controlar o tamanho de grão, resultando em melhores propriedades de tração, resistência à fadiga, deformação em fluência (Stoloff, 2005).

Foi observado numa liga Inconel 718 superenvelhecida um formato acicular da fase  $\delta$  quando formada entre 815 e 980°C. Ela se forma através de reação celular para baixas temperaturas de envelhecimento e por precipitação intergranular para altas temperaturas de envelhecimento (Voort *et al.*, 2004). A microestrutura da fase  $\delta$   $\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Mo},\text{Cr},\text{Fe},\text{Ti})$  pode ser observada na figura 11.

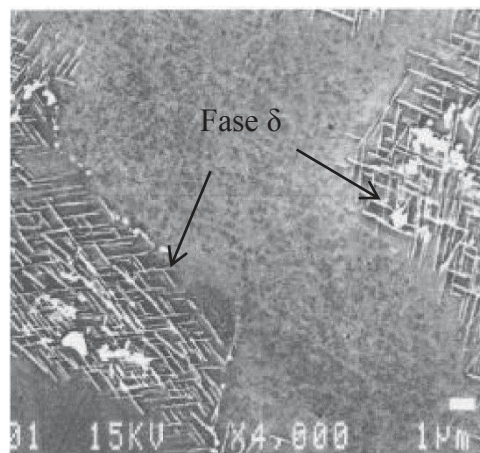


Figura 11. Micrografia da liga Inconel 625 tratada termicamente a 850 durante 8h mostrando a presença da fase  $\delta$ . MEV. Aumento: 4000x. (Cortial, Corrieu e Vernot-Loier, 1994).

#### 2.3.3.5 Carbonetos e boretos

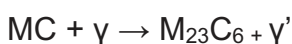
Em superligas ricas em Cr, Mo, Ti, Ta e Hf, carbonetos e boretos, podem se formar na presença de C e B. Eles podem aparecer em diversas morfologias e são, geralmente, encontrados nas regiões interdendríticas ou nos contornos de grãos. O principal efeito da presença dos carbonetos e boretos são fixar os contornos de grãos e evitar o escorregamento dos mesmos em altas temperaturas, aumentando, desta forma, as propriedades mecânicas.

O boreto mais comum nas superligas é:  $M_3B_2$  (Reed,2006).

Os carbonetos mais comuns nas superligas de níquel são: MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ .

O carboneto do tipo  $M_{23}C_6$  forma-se rapidamente quando o teor de Cr presente na liga é moderado ou elevado. Estes se formam quando a liga é submetida a tratamentos térmicos em baixas temperaturas ou em serviço com temperaturas entre 760 e 980°C, a partir da degeneração do carboneto do tipo MC e através dos carbonos residuais solúveis na matriz (Stoloff, 2005).

A sua formação através do carboneto do tipo MC está associada a reações do tipo (Reed, 2006):



Normalmente, o elemento M na fórmula é o Cr, porém outros elementos metálicos podem substituí-lo como: Ni, Co, Fe, Mo e W. Quando W ou Mo estão presentes, a composição do  $M_{23}C_6$  é  $Cr_{21}(W,Mo)_2C_6$ ; sendo que o Ni também pode ser o metal substituto no carboneto. Também é possível que pequenas quantidades de Fe e Co possam substituir o Cr.

A presença deste carboneto na forma de partículas dispersas eleva a tensão de ruptura da liga através da inibição de deslizamentos dos contornos de grãos. Eventualmente, entretanto, falhas podem se iniciar tanto pela fratura da partícula quanto pela decoesão na interface carboneto/matriz (Stoloff, 2005).

O carboneto do tipo MC, com estrutura cristalina CFC, geralmente se forma nas ligas durante o resfriamento. Nestas ligas, o mais comum é o carboneto de titânio, porém outros carbonetos também podem se formar. Eles ficam espalhados heterogeneamente pela liga em posições tanto inter quanto transgranulares, e, com frequência, interdendríticamente. Eles são a maior fonte de C para a formação das fases posteriores durante tratamentos térmicos ou em serviço. Estes carbonetos estão entre os mais estáveis tipos de compostos, sendo que a ordem de preferência para a formação deles (estabilidade decrescente) é: HfC, TaC, NbC, TiC.



O carboneto do tipo  $M_6C$  se forma quando os teores de Mo e/ou W são superiores à 6 - 8%at. Eles têm estrutura cristalina cúbica complexa e aparecem em faixas de temperatura entre 815 e 980°C. Fórmulas típicas para este carboneto são:  $(Ni,Co)_3Mo_3C$  e  $(Ni,Co)_2W_4C$ , embora já tenham sido descobertas outras composições para algumas ligas. Eles tipicamente se formam quando Mo e W atuam substituindo o Cr em outros carbonetos.

Por último, o carboneto do tipo  $M_6C$  é mais estável do que o  $M_{23}C_6$  e mais importante comercialmente como precipitado nos contornos de grãos para controlar o tamanho do grão de ligas trabalhadas (Stoloff, 2005).

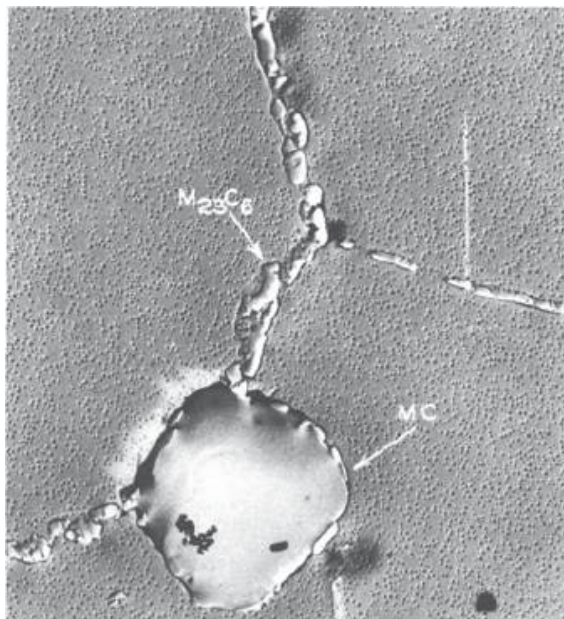


Figura 12. Micrografia mostrando a presença dos carbonetos MC e  $M_{23}C_6$  em uma liga de níquel tratada termicamente.

#### 2.3.3.6 Fases do tipo TCP (“Topologically close-packed ”)

Segundo Reed (2006), elevados teores de elementos de liga como: Cr, Mo, W e Re podem promover a precipitação de fases intermetálicas ricas nestes elementos. Estas fases podem se formar durante tratamento térmico ou em serviço. As mais importantes nas ligas de níquel são:  $\sigma$  e  $\mu$ . Elas são compostas de camadas finas topologicamente fechadas de átomos paralelas aos planos  $\{111\}$  da matriz  $\gamma$ . De forma prejudicial, elas podem aparecer como placas ou agulhas longas, muitas vezes nucleiam de carbonetos presentes nos contornos de grão. Outro efeito

prejudicial é o empobrecimento de elementos como Cr, Mo e W da matriz, diminuindo o endurecimento por solução sólida.

A fórmula para  $\sigma$  é  $(\text{Fe, Mo})_x(\text{Ni, Co})_y$ , em que x e y podem variar de 1 a 7. Ela é tetragonal, dura, frágil e geralmente se precipita a partir da ferrita; sendo que também pode se precipitar diretamente da austenita, na faixa de temperatura entre 650 e 870°C. Uma micrografia mostrando a fase  $\sigma$  precipitada nos contornos de grãos da matriz está ilustrada na figura 13 (Voort, 2004).

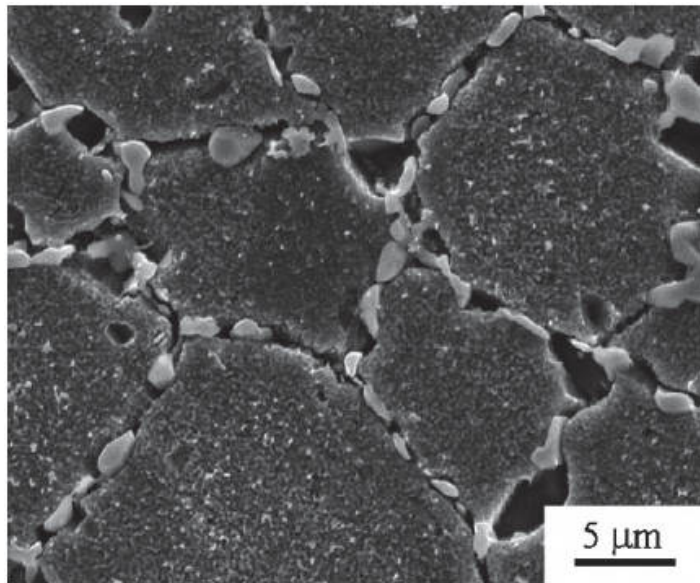


Figura 13. Micrografia de uma superliga de níquel mostrando a precipitação extensiva da fase TCP  $\sigma$  nos contornos de grãos da fase  $\gamma$  após tratamento térmico de 5000h à 750°C (Reed, 2006).

A fase  $\mu$  é uma fase TCP romboédrica intermetálica com estrutura  $(\text{Fe,Co})_7(\text{W,Mo})_6$ , sendo que o Ni pode substituir parte do Fe ou Co. Geralmente é observada em ligas com teores altos de Mo e W. Ela se forma de forma grosseira e irregularmente na forma de plaquetas de Widmanstatten (Voort, 2004).

A fase Laves tem estrutura cristalina hexagonal e fórmula  $(\text{Fe,Cr,Mn,Si})_2(\text{Mo,Ti,Nb})$ , sendo que os mais comuns são  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  e  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ . São observados como partículas grosseiras que geralmente precipitam-se intergranularmente, porém precipitação intragranular também pode ocorrer. Na liga Inconel 718, adições de Nb e Si promovem a precipitação desta fase. Uma quantidade excessiva da fase Laves pode prejudicar a ductilidade em baixa temperatura (Voort, 2004).

### 2.3.4 Solidificação da liga Inconel 625 soldada

A solidificação da liga Inconel 625 soldada foi amplamente estudada por autores como Cieslak *et al.* (1988), DuPont (1996), Xing, *et al.* (2014). Foi observado que o processo se inicia com a formação da fase austenítica  $\gamma$  na forma de dendritas e prossegue com a formação de segundas fases e carbeto nos contornos interdendríticos. A presença de elementos como Nb, Si, C, faz com que a solidificação seja propensa a formar estas fases secundárias no final da solidificação. As ligas solidificam-se através da reação eutética entre  $\gamma$  e várias fases ricas em Nb como Laves e NbC. Adições de C normalmente promovem a formação do carboneto de Nb enquanto que Si promove a formação da fase Laves. A soldabilidade diminui com o aumento do teor de Nb, Si e C, o que é atribuído à diminuição na faixa de temperatura de solidificação e a tendência de formar segundas fases no final da solidificação (DuPont, 1996).

O processo de equilíbrio de solidificação do Inconel 625 na soldagem ocorre através das reações:  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow \gamma + NbC + Laves$ . A solidificação da poça começa com a reação  $L \rightarrow \gamma$ , o que provoca acumulação de Nb, Ti e C nas regiões intergranulares e na parte líquida dos contornos de grão. Posteriormente, o carboneto do tipo MC (M pode ser Nb, Ti) precipita nessas regiões através da reação eutética  $L \rightarrow \gamma + NbC$ , que consome grande parte do C presente. Os elementos como Nb, Cr e Fe também se acumulam nas regiões intergranulares e nos filmes líquidos presentes nos contornos de grão, o que promove a formação da fase Laves através da reação:  $L \rightarrow \gamma + Laves$ . Finalmente, a presença simultânea de Ni e elementos como Al e Ti, faz com que a fase dispersa  $\gamma'$  se precipite provocando endurecimento e elevação das propriedades mecânicas do metal de solda (Xing *et al.*, 2014) (Cieslak, 1988) (DuPont, 1996).

DuPONT (1996) observou em seu trabalho a presença de trincas de solidificação na camada de Inconel 625 revestida por soldagem GMAW sobre um aço Cr-Mo, como mostrado na figura 14. Estas trincas foram associadas a um constituinte secundário que aparecia nas regiões interdendríticas e contornos de grão e sua magnitude era maior onde este constituinte apresentava morfologia eutética lamelar. Este constituinte foi atribuído à fase Laves e a causa deste fenômeno de trincamento a quente é a presença de forte segregação dendrítica na solidificação austenítica em soldagem e a faixa de temperatura de solidificação que ocorre promovendo a formação de constituintes secundários ao final da solidificação.

A formação de  $\gamma$ /Laves resulta em uma ampliação significativa na faixa de temperatura de solidificação. Uma micrografia com a morfologia da fase Laves está apresentada na figura 15.

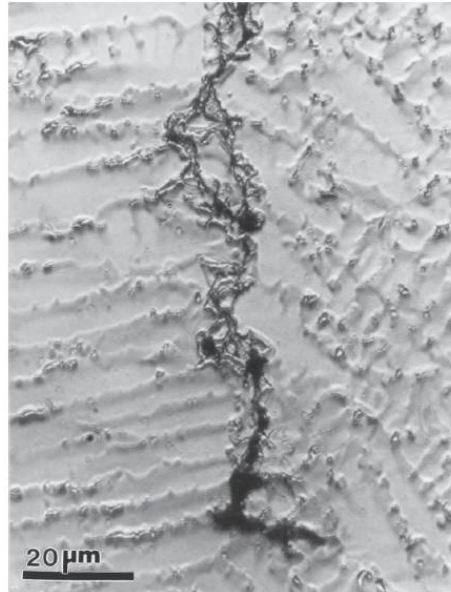


Figura 14. Micrografia da região com trinca de solidificação na liga Inconel 625 soldada (DuPONT, 1996).

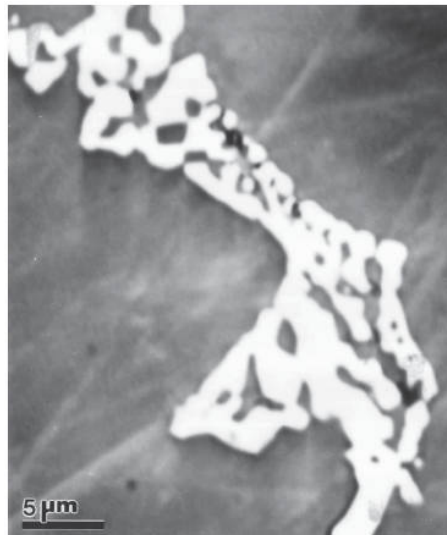


Figura 15. Micrografia do constituinte eutético lamelar  $\gamma$ /Laves numa liga Inconel 625 (Cieslak *et al*, 1988).

## 2.4 Soldagem entre Liga de Níquel e Aço Carbono

Soldagem dissimilar de revestimento tem sido amplamente utilizada na indústria de petróleo e gás devido aos benefícios econômicos, além das grandes vantagens do excelente desempenho de dois materiais diferentes, como resistência e resistência à corrosão.

Segundo Silva *et al* (2012), a deposição destes revestimentos é um procedimento complexo do ponto de vista metalúrgico, pois ocorre a fusão e a solidificação de um volume de metal composto por dois materiais diferentes em termo de composição química, estrutura cristalina, microestrutura e propriedades mecânicas e físicas.

Alguns fatores influenciam diretamente nas propriedades da junta dissimilar soldada, inclusive a escolha dos processos de soldagem é influenciada por estes fatores como: migração dos átomos de carbono a partir da baixa liga; gradiente na microestrutura e tensões residuais diferentes nas diferentes regiões do metal soldado (Wang *et al*, 2012).

No caso específico do processo de soldagem dissimilar entre uma liga de níquel e aço carbono de baixa liga, a interface entre os dois é uma região de grande interesse por ser uma região de grande gradiente químico, apresentar uma significativa mudança microestrutural, e a presença de regiões críticas em relação às propriedades mecânicas e está associada à problemas como fragilização por hidrogênio, perda de tenacidade e corrosão (Silva *et al.* , 2012).

Em relação à metalurgia do processo, o principal problema encontrado em soldas dissimilares  $\alpha$ - $\gamma$  é a formação de uma região, ao longo da interface da linha de fusão, que pode atingir dureza superior a 400HV. Esta é conhecida como ZPD (Zona Parcialmente Diluída), ZPM (Zona Parcialmente Misturada) ou zona frágil, dependendo do autor, e possui composição química intermediária entre a do metal de solda e do metal de base, que não pode ser prevista através de cálculos usuais de diluição (Kejelin *et al.*, 2005 ). Regiões com microestrutura martensítica podem estar presentes ao longo desta região tornando-a frágil. Na figura 16, está apresentada a ZPD formada na interface de uma solda entre um aço API 5L X-60 e a liga Inconel 625, assim como a dureza de cada região.

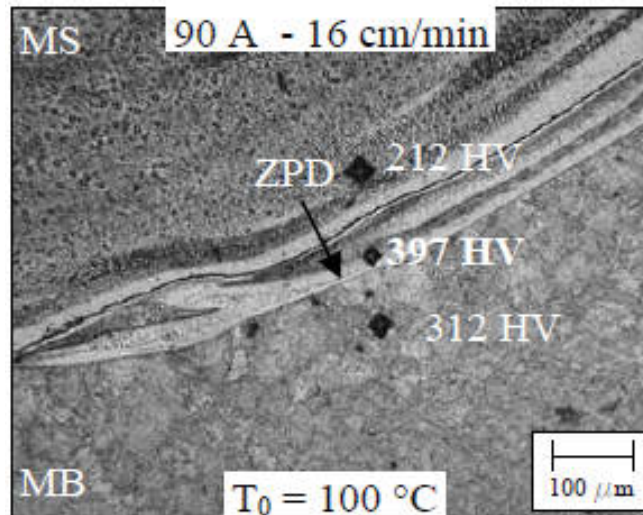


Figura 16. Formação da ZPD na interface entre o aço API X-60 e uma liga Inconel 625. Estão representadas a dureza de cada região assim como os parâmetros de soldagem: corrente de 90A, velocidade de soldagem 16 cm/min e  $T_0$  é a Temperatura de Pré-aquecimento (Kejelin *et al.*, 2005).

Outros autores propuseram que a explicação da formação destas fases se dá através dos movimentos convectivos na poça de fusão, que não são fortes o suficiente para misturar a zona fundida não misturada (camada estagnada do metal de base); porém são suficientes para enriquecer esta região com elementos de liga, podendo desta forma aumentar a temperabilidade (Kejellin *et al.*, 2005).

Silva *et al.* (2012) apresentou em seu trabalho o perfil de composição química na interface entre um aço C-Mn e a liga Inconel 625 mostrando o gradiente de concentração presente nesta região. A variação na composição de Fe, Cr, Ni e Mo pode ser observada na figura 17. Nota-se que no aço o teor de Fe é de quase 100% e decresce abruptamente na ZPD (nomeada também ZPM ou zona parcialmente misturada) até que se estabiliza em aproximadamente 10% ao final da ZPD. O teor de Ni, por outro lado, cresce de praticamente 0% à 56%, onde se estabiliza. O Cr, Mo e Nb crescem de forma menos brusca e também se estabilizam ao final da ZPD.

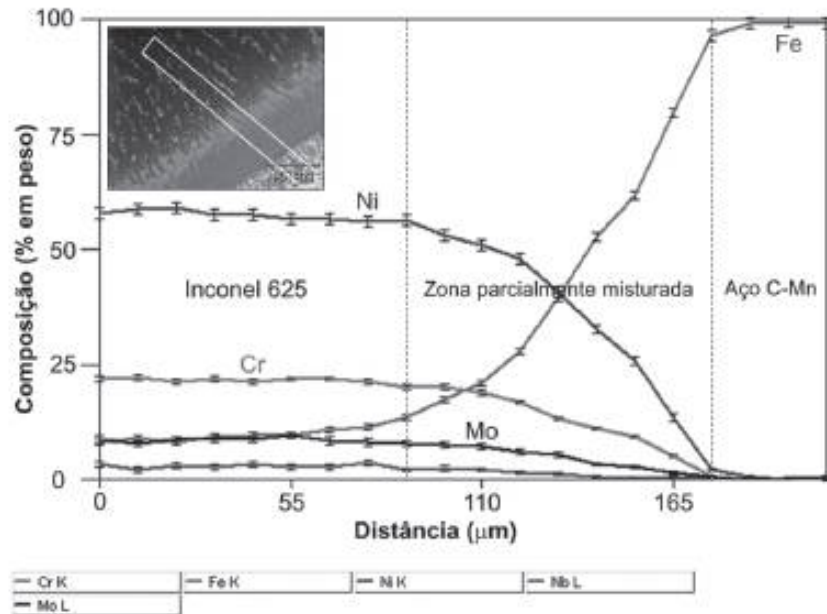


Figura 17. Perfil de composição química ao longo da interface entre o metal de base e de solda (SILVA et al., 2012).

Segundo DuPont e Kusko (2007), a ZPD forma-se devido a uma mistura incompleta no estado líquido próxima a linha de fusão. A formação da martensita na ZPD ocorre em virtude da composição intermediária presente com alta temperabilidade associado ao rápido resfriamento devido ao ciclo térmico de soldagem. Em consequência do gradiente de composição química presente nesta região, mostrado anteriormente na figura 17, ocorrem abruptos gradientes de microestrutura e propriedades mecânicas dentro da solda. Sendo assim, esta zona é parcialmente responsável pela falha prematura de juntas dissimilares a elevadas temperaturas.

As ZPDs podem aparecer em diversas formas e tamanhos, além de ocorrerem com frequência irregular. Estas foram classificadas por Doody (1992), de acordo com conceitos geográficos, como: estruturas de “Praias”, reconhecidas como faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão; estruturas de “Baías” que são visualizadas como áreas parcialmente circundadas pelo metal de base; e por último, estruturas de “Ilhas” observadas como regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda. Estas formas da ZPD podem ser verificadas na figura 18.

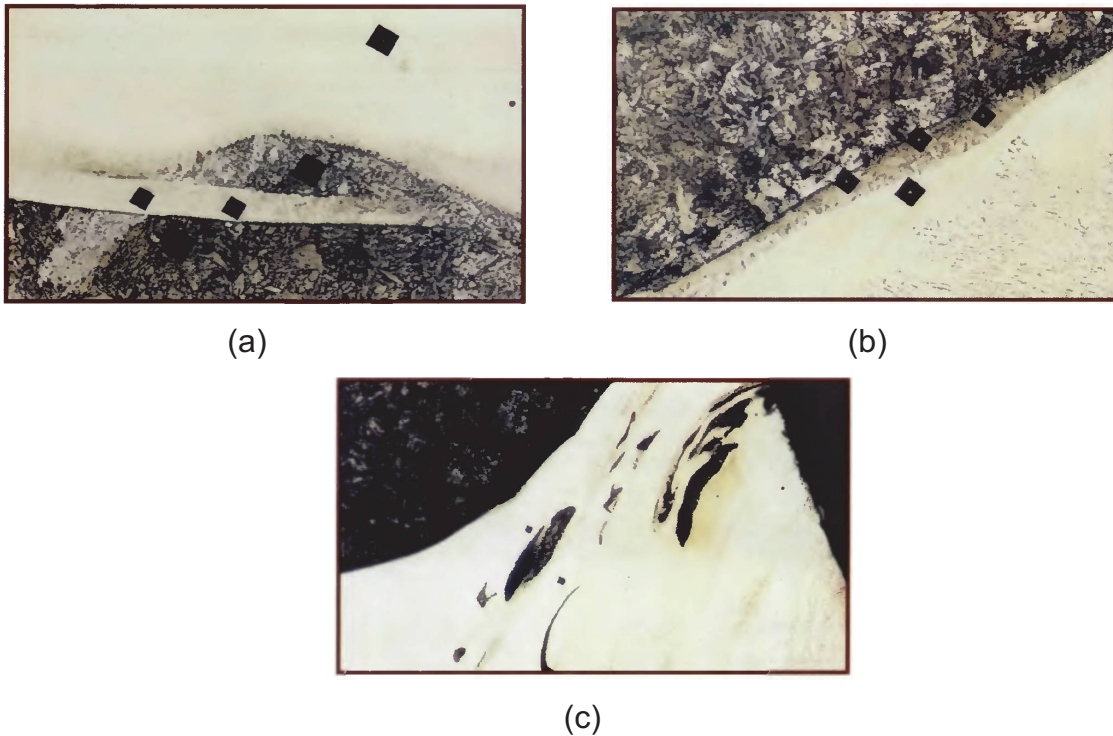


Figura 18. Tipos de estruturas das ZPDS: (a) baías, (b) praia e (c) ilha (DOODY, 1992).

## 2.5 Tratamentos Térmicos em juntas de Inconel 625 depositada em aço carbono

Segundo Kejelin (2012), a utilização de tratamentos térmicos pós-soldagem em juntas dissimilares como recozimento, alívio de tensões e revenido são, por vezes, inevitáveis. No entanto, deve haver atenção para as adaptações necessárias conforme as exigências do aço baixa liga que compõe a junta.

Omar (1992) investigou em seu trabalho, além de outros parâmetros, a influência de tratamentos térmicos pós-soldagem em juntas de Inconel 625 depositadas em aço carbono. Foi observada na ZTA do metal de base redução no teor de carbono, crescimento de grão ferrítico e amolecimento de sua microestrutura; além da formação de uma faixa rica em carbeto no metal de solda ao longo da interface devido à difusão do carbono.

Xing *et al.* (2014) realizaram em seu trabalho tratamentos térmicos após a soldagem da liga Inconel 625 para comparar com a microestrutura do material como soldado. No material como soldado, foram observadas fases secundárias precipitadas nos grãos e nos contornos de grãos. Estas fases eram:  $\gamma'$ , carboneto do



tipo MC e fase Laves. No tratamento térmico à 650°C durante 4 horas, foi observado que a microestrutura não mudou significativamente, com exceção de um pequeno aumento no tamanho e teor das segundas fases. Porém, com o aumento da temperatura de tratamento térmico, observou-se que a quantidade de fases Laves diminuía e surgia uma grande quantidade de precipitados retangulares, para a temperatura de 750°C por 4 horas. Quando submetido à temperatura de 850°C durante 4 horas, observou-se uma diminuição da fase  $\gamma''$ , carbeto do tipo MC e fase Laves e o surgimento de número substancial de fases secundárias no formato de agulhas; posteriormente, observou-se que se tratava da fase  $\delta$ . Finalmente, no tratamento à temperatura de 950°C durante 4 horas, foi notado que as fases  $\delta$  e  $\gamma''$  desapareceram e houve a precipitação do carboneto do tipo  $M_6C$  ao longo dos contornos de grão.

Cortial *et al.*(1994) encontraram em seu trabalho algumas semelhanças com os resultados obtidos por Xing *et al.* (2014). Foram realizados tratamentos térmicos em temperaturas entre 600 e 1000°C por 8 horas, resfriados ao ar, em amostras de Inconel 625 soldadas por TIG em chapas de aço A533. Primeiramente, foi observado que a diferença de concentração dos elementos Nb, Mo, Si, Cr, Ni e Fe entre a região interdendrítica e dendrítica foi se reduzindo durante os tratamentos térmicos, atingindo o mínimo a 1000°C, onde a heterogeneidade de concentração entre estas regiões praticamente desapareceu. Com relação a microestrutura, foi observada a presença de fase Laves, carbetos do tipo MC e  $M_6C$  nas amostras tratadas na faixa de 600 a 750°C, o que não mostrou evolução microestrutural quando comparado ao material como recebido. No entanto, através da análise por MET, notou-se a presença da fase intermetálica metaestável  $\gamma''$  nas regiões interdendríticas das amostras tratadas entre 650 e 750°C, o que justificou o aumento da resistência mecânica e redução da ductilidade e resistência ao impacto constatados através de ensaios mecânicos.

Os tratamentos entre 750 e 950°C mostraram efeito catastróficos nas propriedades mecânicas do material devido à precipitação na região interdendrítica da fase intermetálica estável  $\delta$ . No entanto, a 1000°C, a ductilidade e resistência ao impacto são restauradas devido a dissolução de  $\delta$ . De maneira oposta, foi notado que a resistência mecânica diminui com o aumento da temperatura de tratamento térmico. A precipitação do carbeto do tipo  $M_6C$  aumentou nos contornos de grão.

Olden (1999) realizou tratamento térmico pós soldagem na faixa de temperatura de 640 a 690°C durante 4,5 horas em juntas de aço AISI 8630 revestidas com Inconel 625. O resultado encontrado foi que quando exposta a temperaturas superiores à 665°C, as propriedades da junta são prejudicadas como: tenacidade, microdureza e a microestrutura na linha de fusão. Isto ocorre devido a descarbonetação, formação de ferrita grosseira e crescimento de grão na ZTA. Foi observado que quanto maior era a temperatura do revenimento, maior era a difusão de C do aço para o revestimento, assim como maior a dureza do mesmo; enquanto que a dureza da ZTA era reduzida. As durezas mais elevadas foram encontradas numa região estreita de diluição do lado do Inconel, o que foi suposto ter sido causado pela presença de martensita virgem de alto carbono naquela região.

## CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 Materiais utilizados

Os materiais utilizados neste trabalho são arcos de tubos de aço ASTM A694 F65 revestidos por soldagem TIG automatizado com a liga Inconel 625 (Figura 19). Este material foi fornecido pela empresa PROTUBO e, além deste arco de tubo mostrado na figura 19, o qual está na condição de como soldado, foram utilizados mais 2 (dois) deste; sendo que cada um foi submetido a um tratamento térmico com temperaturas diferentes. A espessura do tubo é de 31,7 mm, enquanto que a espessura da camada de revestimento depositada é de 8,0 mm. O diâmetro do tubo é de 273,1mm. A composição química do aço ASTM A694 F65 e do revestimento estão representados na tabela 3 e 4, respectivamente.

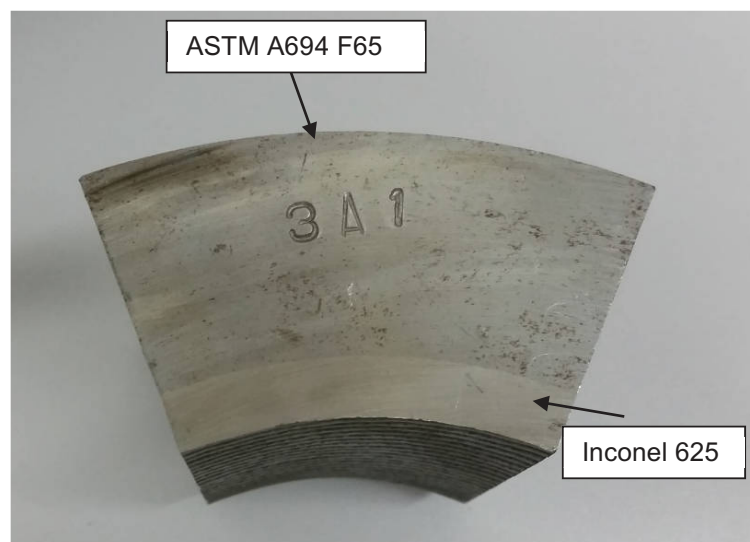


Figura 19. Arco retirado da seção transversal do tubo na condição como soldado.

Tabela 3. Composição química do tubo ASTM A694 F65 (A694 ASTM, 2014).

(%) máx	C	Mn	P	S	Si
	0,265	1,64	0,03	0,03	0,1-0,4

Tabela 4. Composição química do eletrodo ER NiCrMo-3.

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe
ER	0,04	0,5	0,6	22,0	9,0	61,6	3,30	3,0

O revestimento foi aplicado pela técnica TIG automatizado com a “hot wire” ao metal de base citado anteriormente é o eletrodo ER NiCrMo-3, cuja composição é correspondente à liga Inconel 625. A composição química do eletrodo está apresentada na tabela 4.

O processo de soldagem foi realizado com pré-aquecimento inferior à 62°C e temperaturas de interpasse inferiores à 180°C; polaridade direta; com o eletrodo ER NiCrMo-3 de 1,2 mm de diâmetro; valor de tensão entre 11,6 e 12,1 V; corrente entre 161,2 e 261,2 V; velocidade de soldagem de 370 mm/min, na posição plana e com aplicação de cinco camadas de solda.

### 3.2 Preparação Metalográfica

Para análise da microestrutura do material as amostras serão preparadas metalograficamente seguindo as seguintes etapas.

#### 3.2.1 Corte

As amostras serão cortadas no aparelho de policorte refrigerado de modelo AROCOR.80 da AROTEC com disco de corte AA3 disponível no laboratório de metalografia localizado no LAMAV/UENF. As regiões preparadas metalograficamente para análise serão as correspondentes à direção transversal (figura 20) e longitudinal à direção de conformação.



Figura 20. Corte da amostra com direção transversal à de conformação.

### 3.2.2 Lixamento

O lixamento das amostras será realizado utilizando lixas com a seguinte sequência granulométrica de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Será utilizada a politriz semi-automática Struers para a realização desta etapa.

Sendo que a direção de lixamento será rotacionada em 90° a cada troca de lixa para que se obtenha uma melhor qualidade na preparação das amostras.

### 3.2.3 Polimento

Para esta etapa será utilizada pasta de alumina de 1 e 0,3  $\mu\text{m}$ . O aparelho utilizado será a politriz Struers semi-automática para o primeiro polimento, seguido de polimento manual bastante fluidificado com água destilada para melhor acabamento superficial da amostra.

### 3.2.4 Ataque

Devido à presença de dois materiais dissimilares nas amostras utilizadas, diferentes soluções foram utilizadas com o objetivo de se obter melhor revelação de todas as regiões presentes. Para o aço foi utilizado ataque por imersão e pincelamento, enquanto que para o revestimento foi necessário ataque eletrolítico.

No metal de base foi realizado ataque por imersão com Nital 2% por 30 segundos. Para revelar a microestrutura do revestimento, foram utilizadas diversas soluções para o ataque eletrolítico: Nital 2%, Nital 5%, ácido oxálico 10%, ácido crômico 10%. No presente trabalho, a solução que apresentou melhor revelação da microestrutura do revestimento e seus precipitados, assim como a ZPD foi o ácido oxálico 10%. A voltagem utilizada para a execução do ataque eletrolítico foi de 2 V, a amperagem foi de 0.20A com tempo de duração entre 20 e 40 segundos.

### 3.3 Tratamentos Térmicos

Neste trabalho, foram avaliadas duas condições de tratamento térmico de normalização do tubo . A temperatura e tempo dos tratamentos térmicos estão dispostos na Tabela 5. **Condições de tratamentos térmicos das amostras.**

Tabela 5. Condições de tratamentos térmicos das amostras.

Condição de Tratamento	Temperatura	Tempo	Resfriamento
1	Como soldado		
2	950°C	60 min	Ar
3	1100°C	60 min	Ar

### 3.4 Microscopia Ótica

A observação por microscopia ótica foi realizada via microscópio Confocal *Olympus 3D Measuring Laser Microscope OLS4000* e microscópio Neophot 32. Esta técnica é importante para que se possa avaliar a alteração microestrutural de cada tratamento térmico e compará-lo com os demais. Assim como para que possa observar a microestrutura do metal de base, de solda e da região de interface entre ambos. As micrografias utilizadas neste trabalho foram obtidas com o Confocal em diferentes aumentos.

### 3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura

A microscopia eletrônica de varredura é utilizada comumente devido à sua capacidade de reproduzir fotos de alta resolução com grandes aumentos, como 2000, 3000 e 5000 vezes, e de fazer análise microestrutural de materiais sólidos.

Neste trabalho, o MEV foi utilizado com objetivo de se observar a microestrutura do metal de base, metal de adição e interface entre ambos. Assim como, identificar as fases presentes já citadas no capítulo 2, suas morfologias nos

diferentes tratamentos térmicos e obter micrografias de alta resolução com aumentos maiores do que os obtidos por microscopia ótica.

A técnica utilizada para identificação das fases foi a microanálise química qualitativa por energia dispersível (EDS). O equipamento utilizado foi o Shimadzu SSX-550 disponível no LAMAV/UENF.

### **3.6 Ensaio de Microdureza**

Ensaios de microdureza foram realizados no metal de base, metal de adição e interface do material como soldado e nas amostras dos dois tratamentos térmicos. O microdurômetro utilizado foi da marca Shimadzu disponível no LAMAV/UENF. O objetivo foi avaliar as alterações de microdureza nas regiões da junta, assim como verificar a influência dos tratamentos térmicos na dureza de cada região da junta.

Foram feitas 7 (sete) impressões em cada região: metal de base, zona termicamente afetada (ZTA), ZPD e nas 5 (cinco) camadas de revestimento. As cargas utilizadas foram de 10, 300 e 1000g, dependendo da região, com duração de 10 segundos. Na região da ZPD, a carga utilizada foi de 10g devido à sua pequena extensão, cargas maiores extrapolaram o limite desta região. No metal de base foi utilizada carga de 1000g, devido ao tamanho de grão ser grande e, portanto, necessitar de impressões com grande área para abranger as fases presentes. No revestimento, as impressões que apresentaram o melhor aspecto foram as de 300g.

No metal de base, as medições foram realizadas de forma aleatória, com o espaçamento mínimo equivalente à 3 (três) vezes a medida da diagonal da impressão, para não haver influência do encruamento provocado de uma impressão na outra. Na ZTA, ZPD e em cada camada do revestimento, as impressões foram feitas no centro da região, paralelamente à linha de fusão, em linha reta com o espaçamento mínimo necessário entre cada uma (figura 21). O objetivo foi de se obter a média de dureza de cada região, assim como de cada camada de solda.



Figura 21. Impressões de microdureza na junta. MO: Confocal.



## **CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSOES**

Neste capítulo, serão apresentados e discutidos os resultados encontrados experimentalmente através da caracterização microestrutural de amostras de uma junta dissimilar entre um aço baixo carbono e a liga Inconel 625 soldadas pelo método TIG automatizado. Serão mostrados primeiramente os resultados do material como soldado e, posteriormente, a influência de tratamentos térmicos utilizados na microestrutura e propriedades da junta.

Em todas as condições do material, foram realizadas análises microestruturais em cada uma das zonas da solda: metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF), a qual corresponde ao revestimento.

### **4.1 Material como soldado**

Na figura 22 estão apresentadas micrografias sequenciais da junta dissimilar na condição como soldada obtidas por microscopia ótica (MO). Estão presentes o metal de base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) do metal de base, interface entre MB e o revestimento, e as cinco camadas do revestimento. Pode-se observar que existe uma interface bem definida entre o MB e o revestimento e ainda, é possível a visualização dos limites entre as camadas de Inconel 625 através da mudança de microestrutura que ocorre ao final de cada uma delas. Os aspectos mais específicos destas três regiões principais serão abordados separadamente ao longo deste capítulo.

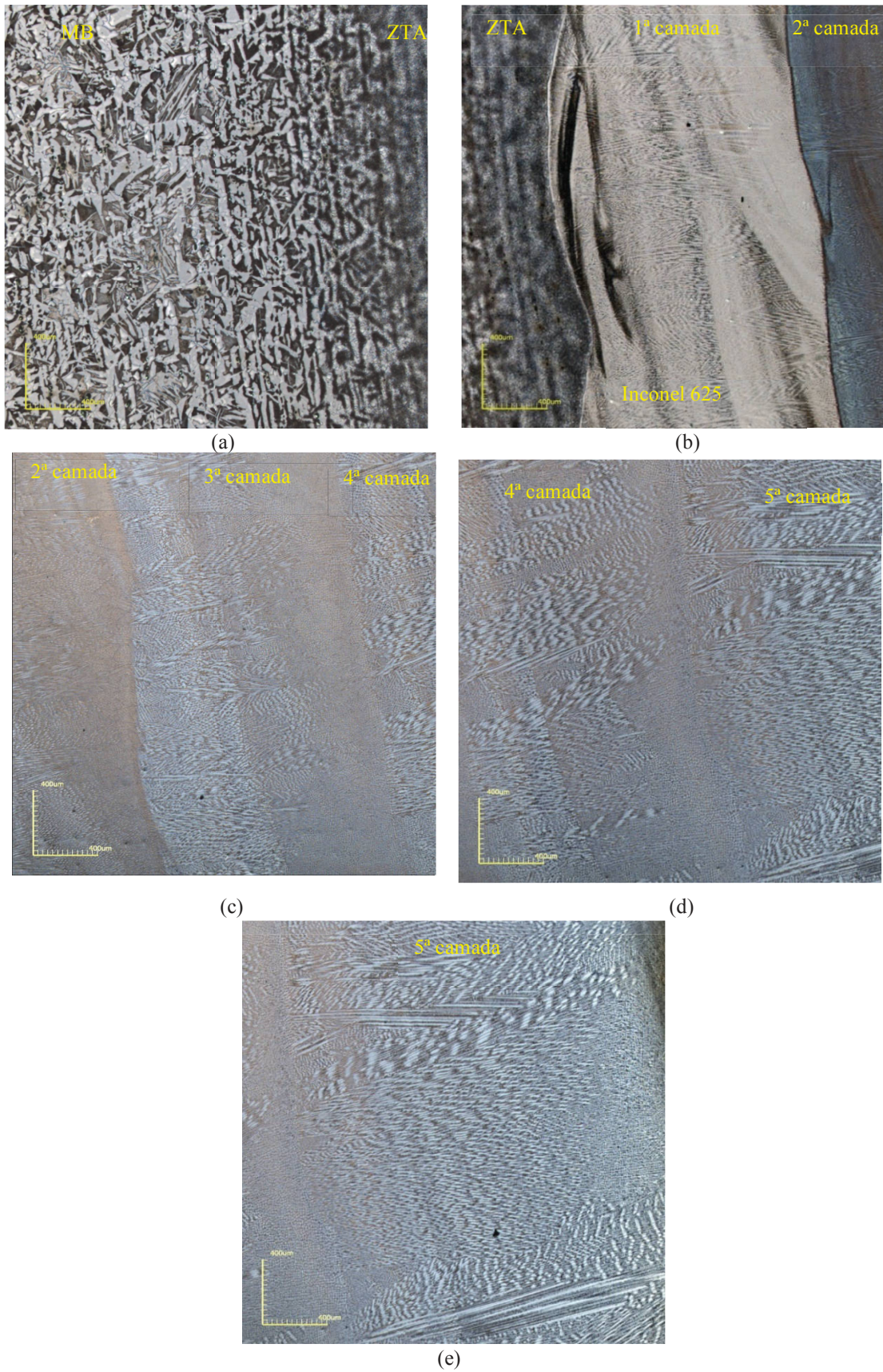


Figura 22. Micrografias mostrando a microestrutura em cada camada do material dissimilar na condição como soldado: (a) MB e ZTA; (b) ZTA, interface e primeiras camadas (c) (d) e (e) camadas do revestimento. MO: Confocal. Aumento: 108x.

#### 4.1.1 Microestrutura do MB/ZTA

A figura 23 está apresentando a microestrutura presente no MB do material como recebido em diferentes aumentos. Esta consiste em grãos grosseiros de ferrita acicular, ferrita poligonal e perlita .

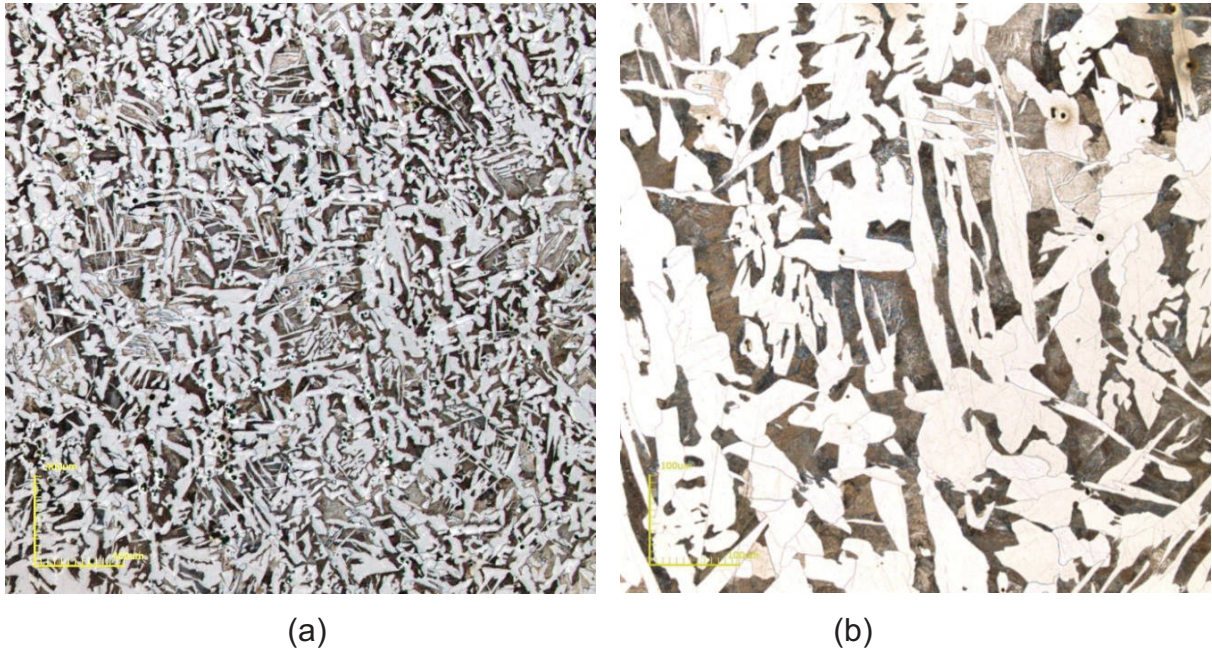


Figura 23. Micrografia do MB do material como recebido .MO: Confocal. Aumento: (a) 108x e (b) 430x.

Na figura 24 (a) é mostrado, em baixo aumento, o aspecto da microestrutura da ZTA do MB observada por microscopia ótica. É possível identificar duas regiões distintas na ZTA, as quais sofreram influência do ciclo térmico de soldagem de forma diferente, devido à distância da interface. Estas regiões estão dispostas em maior aumento em (b) e (c) da figura 24

Na região da ZTA adjacente à linha de fusão, pode-se observar a presença de uma zona com refinamento do grão quando comparado com os grãos do MB. A morfologia variou entre ferrita poligonal à acicular com morfologia variando de poligonal à acicular quando comparado com os grãos do MB.

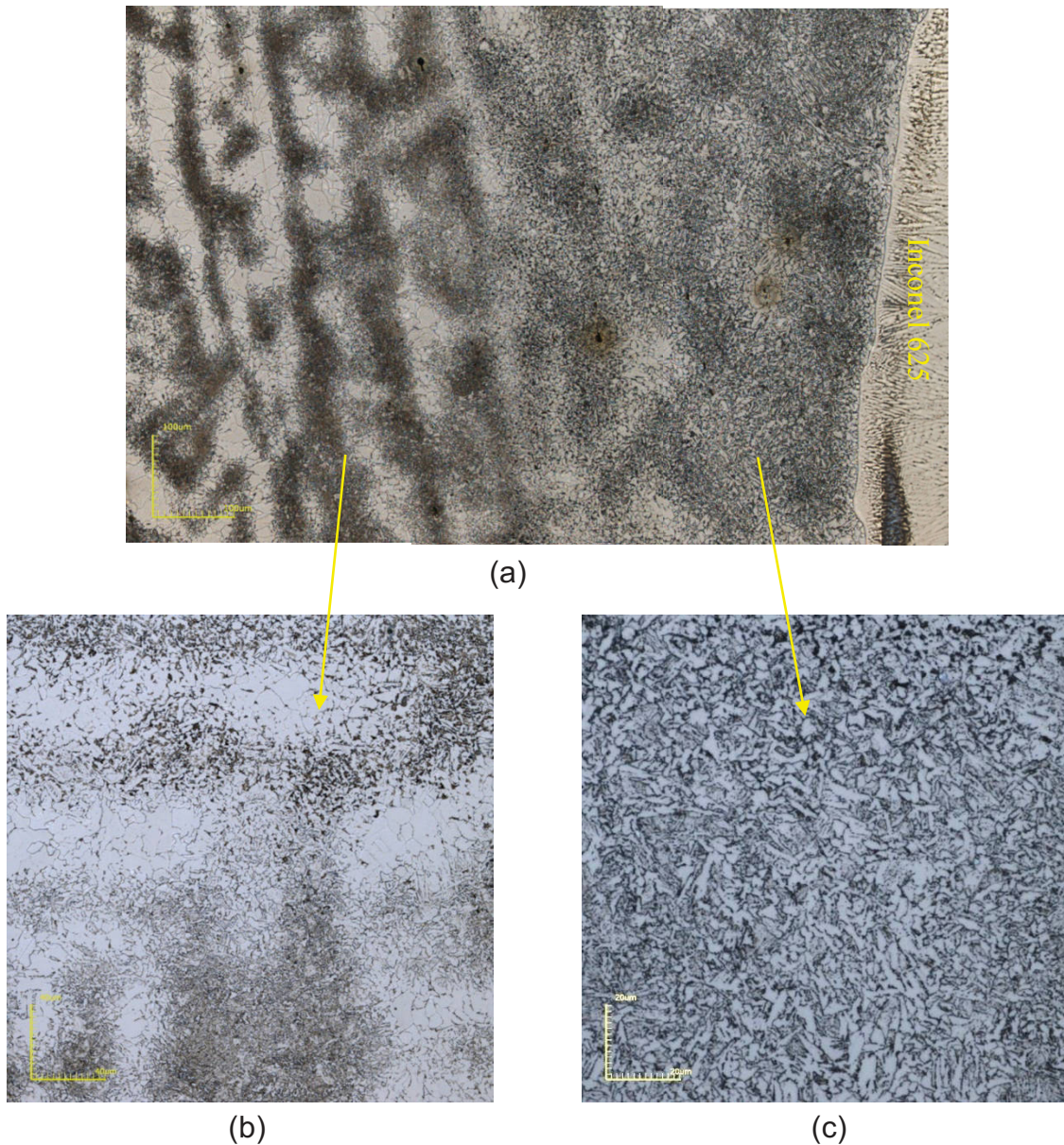


Figura 24. Microestrutura da ZTA do MB. Aumento: (a) 430 x, (b) 1075x (c) 2136x. MO: Confocal

Na região da ZTA mais afastada da interface e, portanto, submetida a temperaturas inferiores durante o processo de soldagem, é possível observar que a perlita perdeu sua estrutura lamelar e, em seu lugar, surgiram bandas de perlita degeneradas. Muito provavelmente, isto ocorre devido a ZTA atingir temperaturas altas o suficiente para causar a degeneração da estrutura perlítica. Na figura 25, fica evidente a transformação da perlita, que perde a estrutura lamelar, devido efeito térmico.

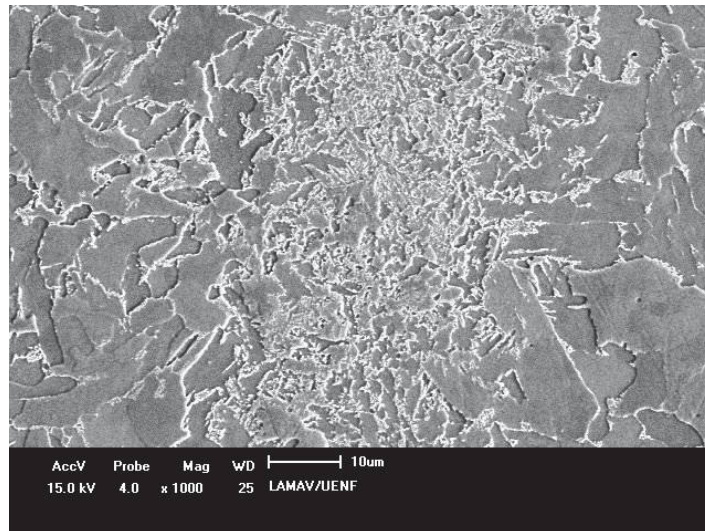


Figura 25. ZTA do metal de base enfatizando a perlita degenerada. Aumento: 1000x.

Segundo Marques *et al.* (2011), as características da ZTA dependem do tipo metal de base e do processo de soldagem, pois os efeitos do ciclo térmico de soldagem podem ser os mais variados dependendo do tipo do metal. No entanto, em aços carbono e aços baixa liga a ZTA, geralmente, apresenta algumas regiões características como: região de crescimento de grão, região de refino de grão e região intercrítica.

No presente trabalho, não foi possível observar a presença da região de crescimento de grão, provavelmente devido ao grande número de passes subsequentes necessários para o preenchimento das cinco camadas. Desta forma, houve a recristalização da microestrutura e, portanto, formação da região de refino de grão na região da ZTA adjacente à interface, como pode ser observado na figura 24 (a) e (c).

Na região da ZTA mais afastada da interface MB/revestimento, está presente a região intercrítica constituída por ferrita e perlita degenerada. A temperatura a qual esta região foi submetida, devido aos ciclos térmicos de soldagem, promoveu o refinamento de grão e dissolução da perlita, a qual perdeu sua estrutura lamelar prévia. A figura 25 está mostrando a presença de perlita degenerada observada por microscopia eletrônica de varredura em grande aumento.

Ensaio de dureza HV foram realizados no MB e na ZTA. Os valores de dureza encontrados no MB ficaram entre 171 e 190 HV, com média 182 HV. Na ZTA, o valor médio encontrado foi de 218 HV, com valor máximo de 227 HV e mínimo de 202 HV. O gráfico comparando os valores de dureza encontrados nestas regiões está mostrado na figura 26.

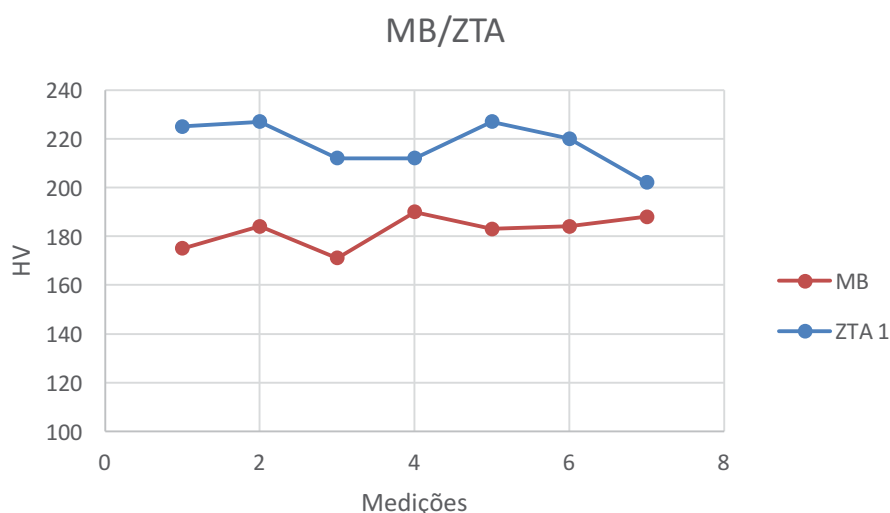


Figura 26. Comparação entre os valores de dureza HV da ZTA e MB.

. Pode-se perceber que a dureza da ZTA é superior à do MB. Pinto (2011), também encontrou aumento de dureza na região recristalizada da ZTA do aço API 5L X65 soldado e atribuiu ao refinamento de grão, dissolução de carbonetos e formação de microconstituente M-A (martensita-austenita).

As durezas encontradas tanto no MB quanto na ZTA estão de acordo com a norma NACE (National Association of Corrosion Engineers) NACE MR 0175/ISO 15156 de 2003, a qual especifica valor máximo de dureza de 250 HV para estas regiões submetidas a ambientes agressivos.

#### 4.1.2 Interface MB/Revestimento

A região de interface entre o MB e o revestimento observada por microscopia ótica está apresentada na figura 27 em diferentes aumentos.

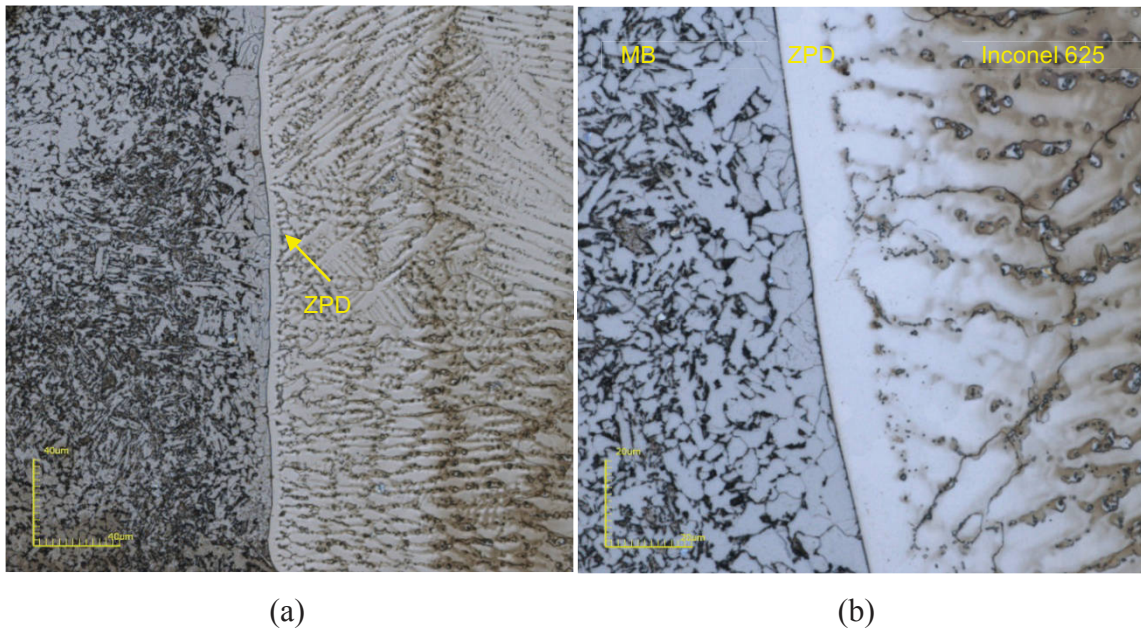


Figura 27. Interface entre o metal de base e o metal de solda, revelando a ZPD. Aumento: (a) 1075x e (b) 2136x. MO: Confocal.

Ao avaliar a interface entre o metal de base e o metal de solda observa-se primeiramente que é bastante nítido o limite entre o aço e a liga de níquel. No entanto, adjacente à linha de fusão, do lado do metal de solda, nota-se a presença de uma zona de transição composta por uma região clara, de pequena espessura, livre de contornos de grão e que foi solidificada, aparentemente, de forma planar.

Segundo a literatura, esta região é conhecida por diversas denominações, como: zona parcialmente diluída (ZPD), zona parcialmente misturada (ZPM), zona de transição ou zonas frágeis dependendo do autor. Estes termos tem sido utilizados, em algumas situações, destinadas somente a classificar as zonas frágeis formadas na interface de juntas de materiais dissimilares. Entretanto, autores como *Beaugrand et al.* (2009), DuPont e Kusko (2007), Silva (2010), Pessoa (2014) utilizam estes termos para denominar a camada observada ao longo do contorno de fusão, cuja composição química varia gradualmente desde a composição química do MB até atingir a composição global do metal de solda. Neste contexto, no presente trabalho, o termo também será utilizado desta forma. Esta região de transição é resultante da incompleta mistura entre materiais com diferença significativa de composição química (Doody, 1992) (Omar, 1998) (Silva, 2010).

BEAUGRAND *et al.* (2009) encontraram em seu trabalho diversas zonas na interface dissimilar entre um aço baixo carbono forjado e a liga Inconel 625. Estas foram classificadas como:

- Zona  $\Delta$  – Uma estreita faixa descarbonetada no metal de base adjacente ao contorno de fusão;
- Zona M – Constitui uma região rica em Fe no interior da zona fundida, a qual se inicia, em geral, no contorno da linha de fusão penetrando alguns microns para o interior do metal de solda cuja microestrutura é formada por ripas de martensita;
- Zona  $\Phi$  – Uma região no interior da zona fundida imediatamente após o contorno de fusão exibindo uma microestrutura aparentemente monofásica e homogênea sob uma escala microscópica.
- Zona  $\Pi$  – Região observada após a zona  $\Phi$ , contendo inúmeras partículas precipitadas, exibindo uma distribuição interdendrítica.

De acordo com Beaugrand *et al.* (2009), as zonas M,  $\Phi$  e  $\Pi$  constituem a ZPD com presença de martensita no metal de solda, conforme foi determinado pela extensão do gradiente de concentração na interface entre o metal de base e a primeira camada de solda. Para a ZPD, a qual não apresenta formação da zona M, somente as zonas  $\Phi$  e  $\Pi$  devem ser observadas.

Na figura 28, pode ser observada uma associação das zonas encontradas por Beaugrand *et al.* (2009) à microestrutura encontrada no presente trabalho. Pode-se observar a presença da zona  $\Phi$  monofásica, livre de precipitados, a qual já foi citada anteriormente. Adjacente a esta encontra-se a zona  $\Pi$ , exibindo partículas precipitadas, porém sua presença ao longo da interface não é contínua como a zona  $\Phi$ . Nesta região, nota-se que a solidificação muda de planar para celular, devido ao super-resfriamento constitucional que ocorre, desestabilizando a frente de solidificação. Além disso, com o avanço do processo de solidificação para o interior do metal de solda, os teores de componentes como Nb e Mo vão aumentando e propiciando, assim, a segregação dendrítica e formação de fases.



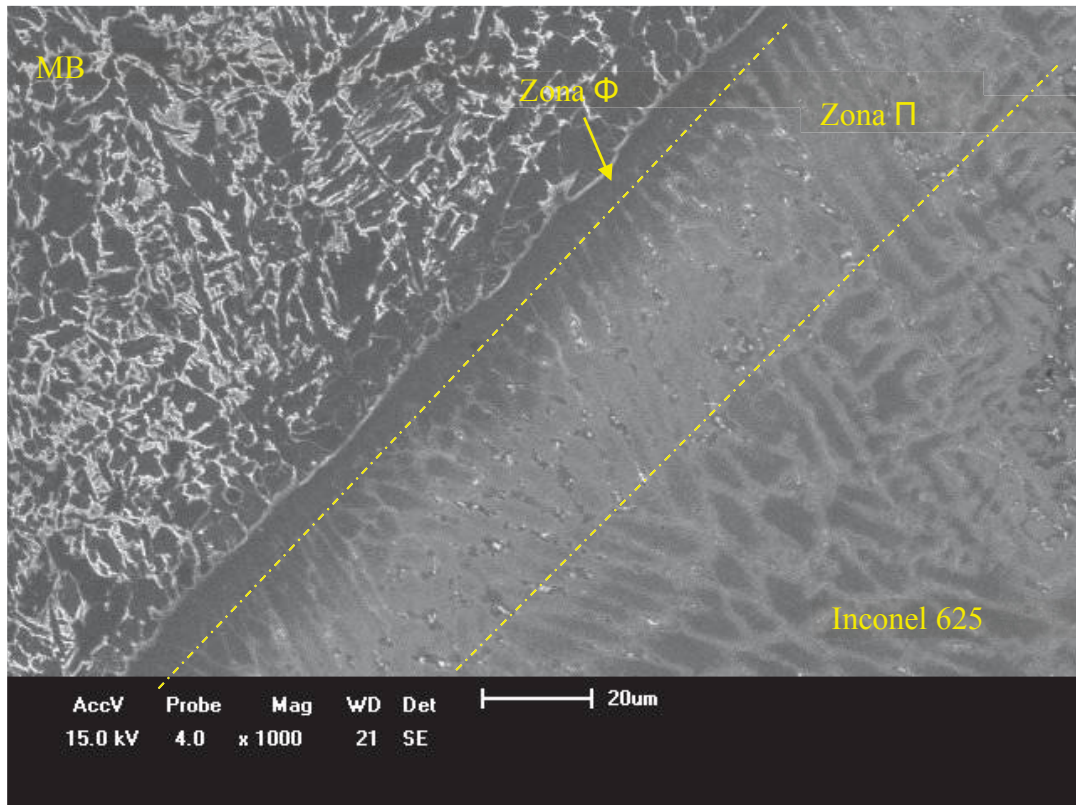


Figura 28. Micrografia da interface entre o metal de base e a liga Inconel 625 realçando as zonas encontradas. MEV. Aumento: 1000x

Na figura 29, é apresentado o espectro EDS mostrando a composição química da zona  $\Phi$ . Esta apresentou composição química intermediária ao MB e revestimento, apresentando elementos destes dos materiais. Primeiramente, observa-se elevados teores de Fe e Ni, o que se justifica pela diluição decorrente do processo de soldagem. O metal de base é rico em Fe, o qual é incorporado no metal de solda, enquanto que a liga Inconel 625 é rica em Ni. A presença de altos teores destes elementos associada aos baixos teores de Nb e Mo favorecem a estabilização da frente de solidificação. Isto porque o Fe e Ni tem alta solubilidade, não apresentando tendência à segregação, enquanto que Nb e Mo que, contrariamente, tem tendência à segregação, estão presentes em pequenas quantidades. Como consequência, ocorre a solidificação de forma planar nesta região, a qual está evidente na figura 28.

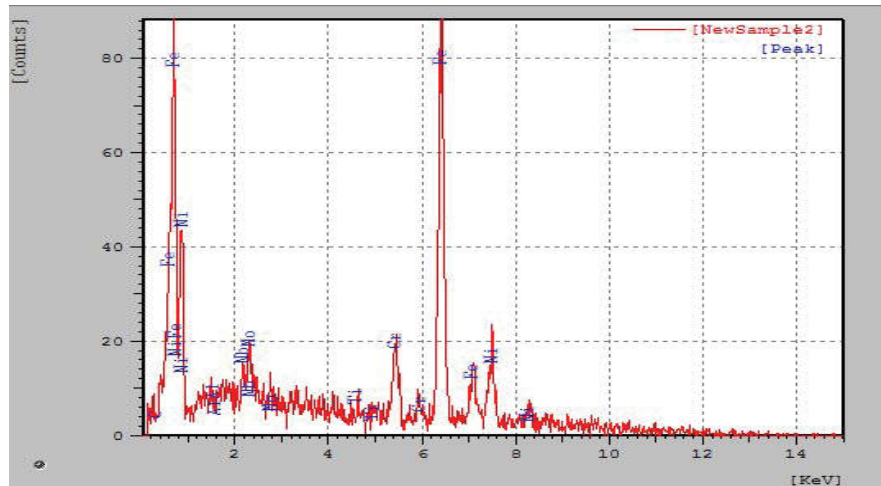


Figura 29. Análise por EDS da zona  $\Phi$

A figura 30 apresenta o gráfico de dureza HV encontrada na ZPD. Como pode ser observado, os valores de dureza HV encontrados foram altos, apresentando uma média de 429 HV, com o mínimo de 378 e o máximo 487 HV. Este valor obtido está na faixa de dureza da estrutura martensítica, de acordo com a literatura (Kejelin, 2005). Segundo DuPont e Kusko (2007), em seu trabalho sobre soldagens dissimilares, a presença de elementos como Fe, Cr, Ni e C elevam a temperabilidade da ZPD, resultando em aumento de dureza da região.

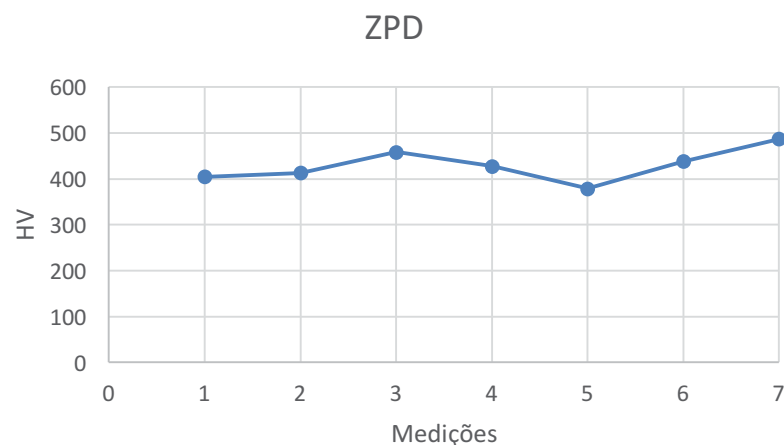


Figura 30. Gráfico de dureza HV na ZPD.

Em relação à zona descarbonetada do metal de base, segundo Ludin (1982), sua presença provoca perda de resistência no material ferrítico e aumento de dureza no revestimento devido à formação de uma zona adjacente ao MB enriquecida pelo

C. Além disso, segundo o próprio, esta zona não ocorre na junta dissimilar na condição como soldada, mas sim após tratamentos térmicos pós-soldagem. No entanto, no presente trabalho foi observada a presença da zona  $\Delta$ , mesmo sem a realização de tratamento térmico. Provavelmente, os subsequentes reaquecimentos dos múltiplos passes durante a soldagem provocaram o surgimento desta zona. Esta se apresentou como uma faixa estreita, adjacente a linha de fusão, com microestrutura predominantemente ferrítica e grãos relativamente grosseiros, como pode ser observado nas micrografias da figura 31. Silva (2010) e Pessoa (2014) também encontraram em seus trabalhos a presença desta zona na interface de um aço baixo carbono com Inconel 625 soldado sem tratamento térmico pós-soldagem.

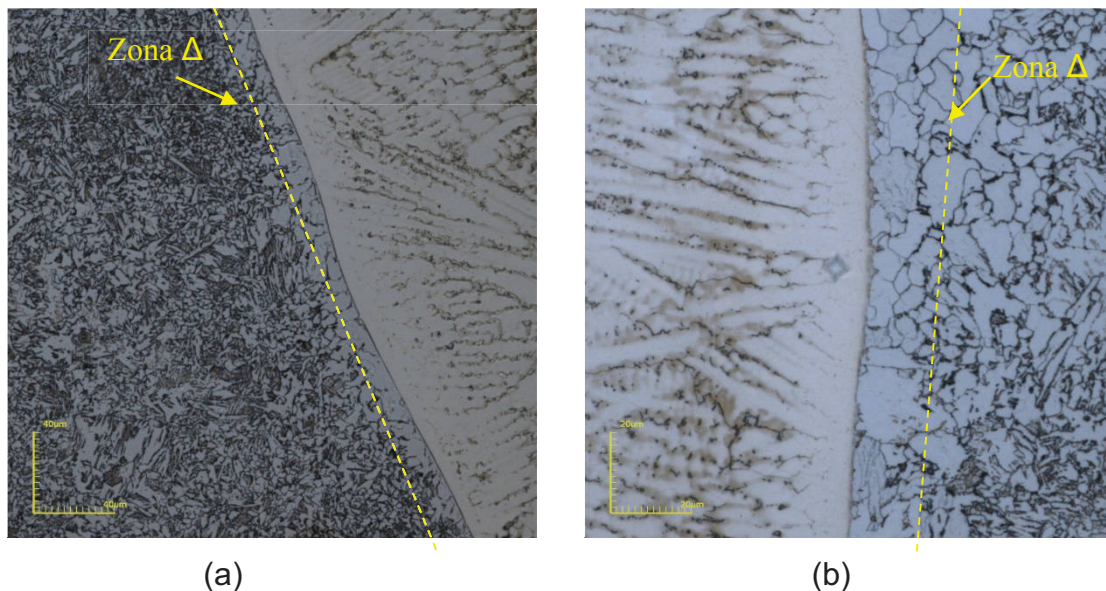


Figura 31. Interface entre MB e revestimento realçando a zona  $\Delta$ . MO: Confocal. Aumento: (a) 1075x e (b) 2136x.

#### 4.1.3 Revestimento

De maneira geral, foi observado que a microestrutura predominante do revestimento é austenítica com morfologia celular-dendrítica, colunar-dendrítica e dendrítica equiaxial.

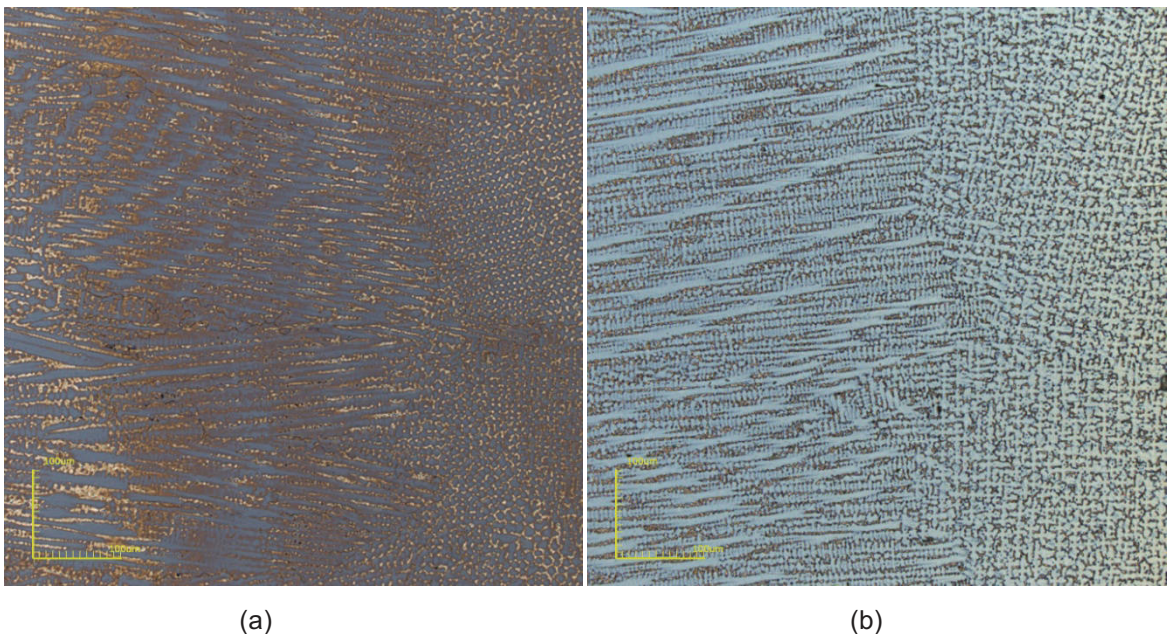
A micrografia da figura 32 está representando a microestrutura da primeira camada de Inconel 625 depositada no aço. Nela, pode-se observar a presença de estrutura dendrítica-colunar e dendrítica-celular. Ao analisar o comportamento das estruturas em relação à direção de maior gradiente de temperatura, nota-se que as dendritas com eixo principal formando menor ângulo em relação a esta direção,

apresentam maior velocidade de crescimento e percorrem maiores distâncias e cessam, inclusive, o crescimento dos grãos com direções menos favoráveis.



Figura 32. Crescimento dendrítico na solidificação do revestimento. EM vermelho: Crescimento dendrítico-celular e em preto: crescimento dendrítico-colunar. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocakl. Aumento:430x.

A figura 33 está mostrando em (a) a microestrutura da 4ª camada e em (b) da 5ª camada. Nelas, nota-se que as dendritas crescem pela camada de forma celular-dendrítica e colunar-dendrítica, porém ao seu final a microestrutura predominante é equiaxial-dendrítica.



(a)

(b)

Figura 33. Micrografias exibindo a microestrutura do final da (a) quarta e (b) quinta camada. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 430x.

As figuras 34 e 35 mostram as micrografias obtidas por MEV com grandes aumentos em regiões distintas. As dendritas apresentam-se com cor mais clara enquanto que as regiões interdendríticas aparecem mais escurecidas. Nestas, pode-se observar a presença de precipitados e segundas fases na região interdendrítica do revestimento. Estas figuras estão representando a microestrutura apresentada nas cinco camadas.

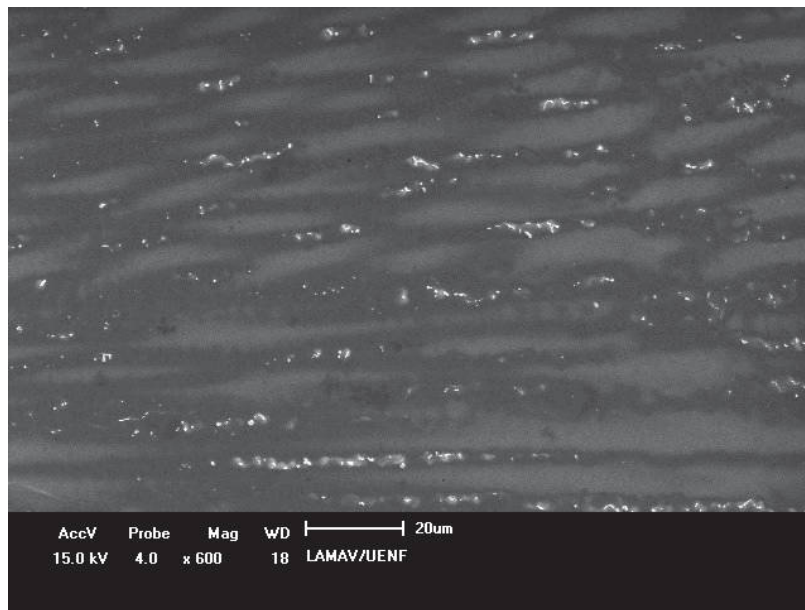


Figura 34. Micrografia exibindo a presença de precipitados na região entre as dendritas celulares. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 600x.

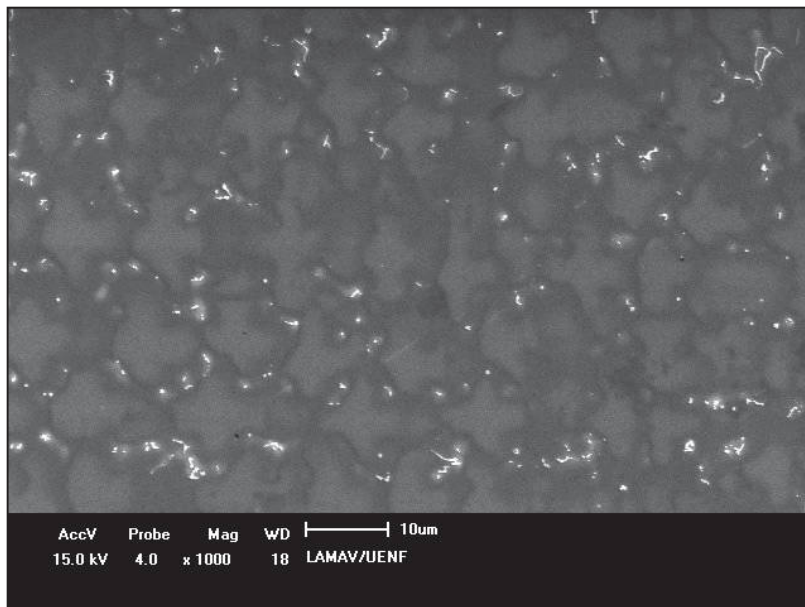


Figura 35. Micrografia mostrando a presença de precipitados entre as dendritas equiaxiais. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 1000x.

A composição química dos precipitados foi encontrada através da análise pontual por EDS. A figura 36 está mostrando os precipitados encontrados na

primeira camada com os gráficos de composição obtidos por EDS. Primeiramente, pode-se observar que, comparando a região dendrítica com a interdendrítica, pontos 3 e 4 respectivamente da figura 36, ocorre um aumento considerável no teor de Nb, o qual se deve à rejeição sofrida por este elemento durante a solidificação do Inconel 625. Isto está em concordância com os trabalhos de Xing, Di e Wang (2014) Cieslak (1988) e DuPont, (1996).

Ademais, a segregação dendrítica promove a formação de segundas fases devido ao acúmulo de elementos nas regiões interdendríticas. Nesse contexto, nota-se que os precipitados referentes aos pontos 1 e 2 apresentam picos de Nb, além do pico de Si em menor magnitude, porém de forma significativa. Segundo Cieslak (1988) em seu trabalho sobre a solidificação e soldagem da liga Inconel 625, a presença de Si, promove a formação da fase Laves, o que associado a presença do elevado pico de Nb, leva a supor que os precipitados se tratem desta fase.

Segundo Cieslak (1988) ocorre uma segunda solidificação de constituintes quando o limite de solubilidade sólida da liga é excedido. Isto é, a fase principal  $\gamma$  não consegue acomodar todos elementos presentes na liga promovendo a segregação durante o processo. Como consequência, fases que são mais capazes absorver esses elementos em grande concentração formam-se a partir do líquido. Portanto, o resultado encontrado está de acordo com o que foi exposto por Cieslak (1988).

Outro fator que se deve considerar é a presença do pico de Fe na composição química da primeira camada do revestimento. Este fato se deve à diluição do Fe proveniente do aço como resultado da soldagem e está coerente com o que foi encontrado por Cantarin (2011) em seu trabalho sobre o aço AISI 8630 revestido com Inconel 625: presença de Fe na primeira camada de revestimento e Fe residual nas próximas camadas. No entanto, a partir da 2ª até a 5ª camada o teor de Fe foi reduzido, sendo que nesta última seu valor não foi perceptível. Segundo Gittos e Gooch (1996) é desejável que a camada externa de solda de Inconel 625, a qual estará em contato com o ambiente de serviço, tenha teor máximo de ferro de 5% para que sua propriedade de resistência à corrosão por pites seja mantida. Desta forma, o resultado encontrado é favorável à integridade da junta.

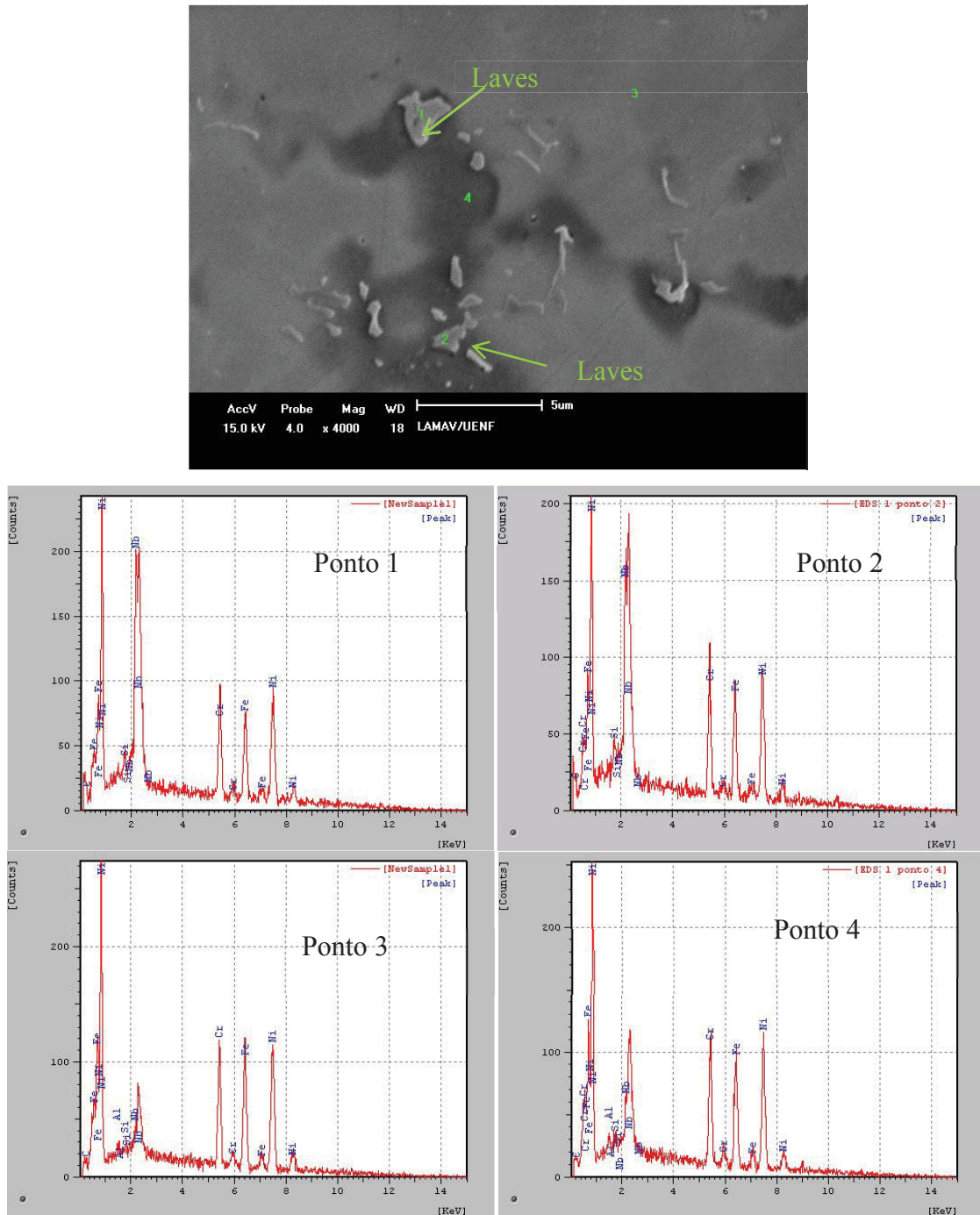


Figura 36. Microestrutura e análise EDS das partículas encontradas na primeira camada do revestimento. MEV. Aumento: 4000x

A micrografia da figura 37 mostra precipitados menores que também foram observados em todas as camadas do revestimento. Os picos de Nb associados aos picos de C, além da presença de Ti, faz com que se suponha que os precipitados sejam carbeto do tipo NbC ou TiC. Estes se formam durante a solidificação também devido à segregação de Nb e Ti, os quais apresentam forte tendência de formação

de carbonetos. Silva (2010) e Pessoa (2014,) em seus estudos sobre revestimentos dissimilares com a liga Inconel 625, também encontraram (Ti,Nb)C na microestrutura da liga Inconel 625 soldada, o que está de acordo com o presente trabalho. Na análise EDS da matriz (ponto 4) estão presentes picos de Ni e Cr mais intensos e picos de Nb e C menores, o que condiz com a composição química da liga Inconel 625.

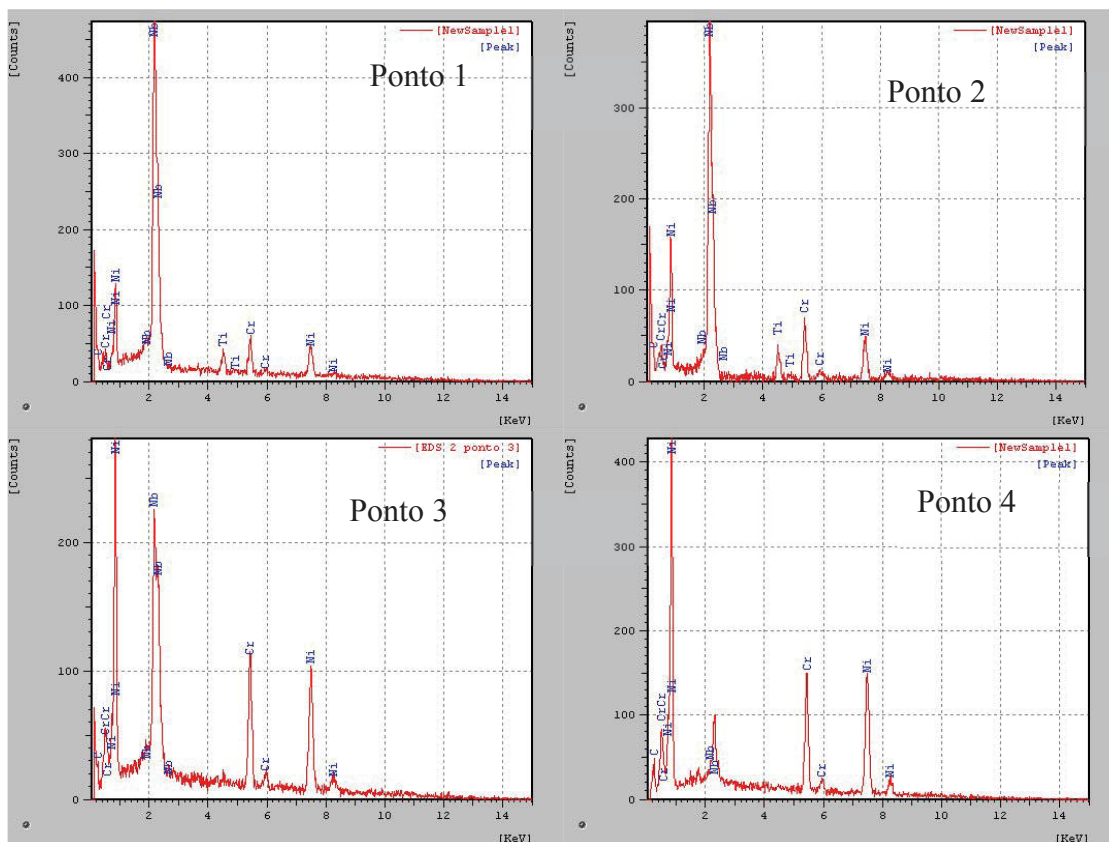
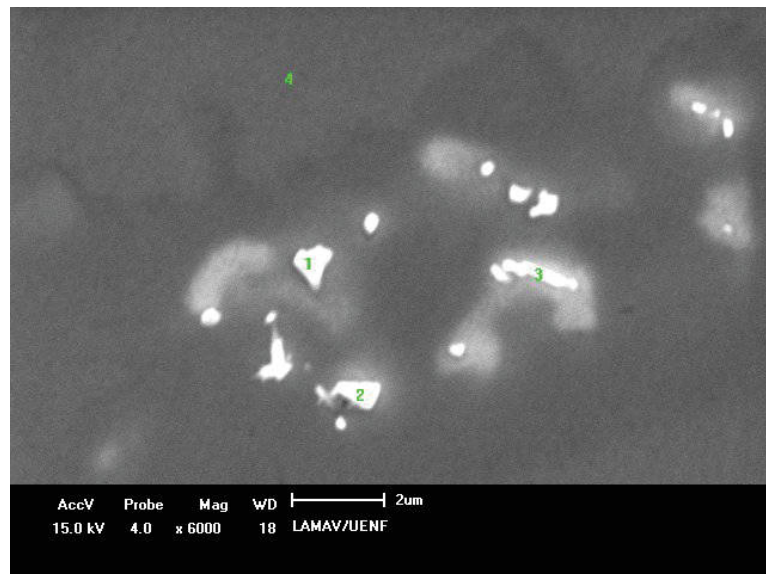


Figura 37. Segundas fases presentes na região interdendrítica e matriz do revestimento e gráficos de composição obtidos por EDS. MEV. Aumento: 6000x.



Além disso, na figura 37 pode ser observada na região interdendrítica precipitados na forma de bastonete (ponto 3). Sua presença foi notada de forma dispersa por toda região interdendrítica do metal de solda. Através da análise por EDS, notou-se que um alto teor de Nb está presente em sua composição, no entanto o teor de C é relativamente baixo quando comparado com os precipitados na forma cuboidal, isto associado a ausência de Ti, indica que não se trate de carbeto do tipo MC. Silva (2010) encontrou precipitados semelhantes em seu trabalho e também concluiu que se tratavam da fase Laves.

Foi realizado o ensaio de microdureza nas cinco camadas do revestimento. A carga utilizada foi de 300g e foram feitas 7 (sete) impressões em linha reta no centro das camadas. O gráfico comparando os valores obtidos nas cinco camadas está apresentado na figura 38.

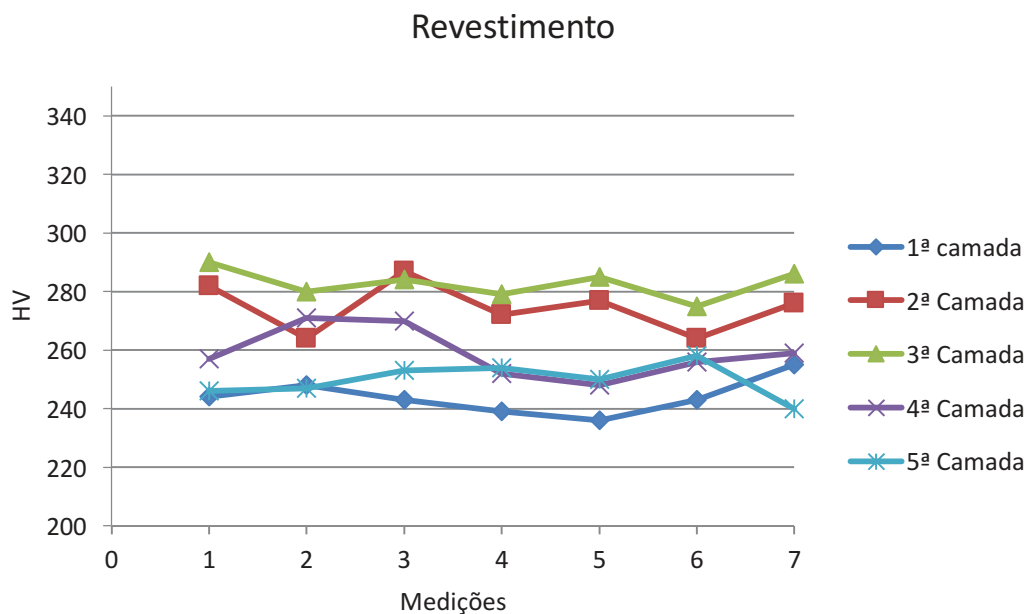


Figura 38. Gráfico com os valores de dureza HV das camadas do revestimento como soldado.

Na tabela 6, estão representados os valores máximo, mínimo e médio de dureza HV obtidos em cada camada.

Tabela 6. Valor máximo, mínimo e média de dureza HV de cada camada do revestimento como soldado.

	1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>
Máx	255	287	290	271	258
Mín	236	264	275	248	240
Média	244	275	283	259	250
Desv.Pad	6,2	8,6	4,9	8,6	5,9

Os resultados do ensaio de microdureza mostraram que os valores variam tanto de camada para camada, quanto dentro da própria camada. Isto se deve a heterogeneidade da morfologia das dendritas observadas (celular, colunar e equiaxial), além do próprio tamanho das mesmas. Segundo Colpaert (2008), o espaçamento entre os braços das dendritas está relacionado com a taxa de resfriamento a qual o material está submetido, podendo este ser mais fino ou mais espesso. Desta forma, não é surpreendente que a dureza varie ao longo material, já que foi submetido a cinco camadas de solda. Ademais, devido à sobreposição de passes, a partir da deposição do primeiro cordão, o metal de solda solidificado tende atuar também como metal de base, ocasionando mudança de orientação no crescimento das dendritas no metal de solda e formação de regiões recristalizadas mais refinadas, modificando as propriedades ao longo do revestimento.

Os resultados de dureza obtidos no material como soldado 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.

## 4.2 Material normalizado à 950°C por 60 min

### 4.2.1 Metal de Base

O tratamento térmico de normalização para os aços é realizado em uma temperatura acima da zona crítica, ou seja, faixa de temperatura de estabilização da austenita, manutenção até que ocorra austenitização completa do material, seguido de resfriamento no ar.

A microestrutura do MB normalizado à 950°C por 60 minutos obtida por microscopia ótica está apresentada na figura 39. Nesta, pode-se constatar a presença de ferrita poligonal (região clara) e perlita (região escura).



Figura 39. Microestrutura do MB normalizado à 950°C por 60 minutos. MO: Confocal. Aumento: 430x.

Primeiramente, pode-se observar que a microestrutura no MB normalizado apresenta microestrutura mais refinada do que o MB como recebido ao se comparar a micrografia dos dois materiais com o mesmo aumento (Figura 23-b e Figura 39). Esta observação está de acordo com o objetivo do tratamento térmico de normalização.

Foi realizado ensaio de dureza no MB na amostra nesta condição de tratamento térmico. A carga utilizada foi de 300 g e foram feitas 7 (sete) impressões ao longo do MB. O valor médio encontrado foi de 146 HV, apresentando valor mínimo de 143 HV e máximo de 152 HV. Os valores medidos estão dispostos no gráfico da figura 40.

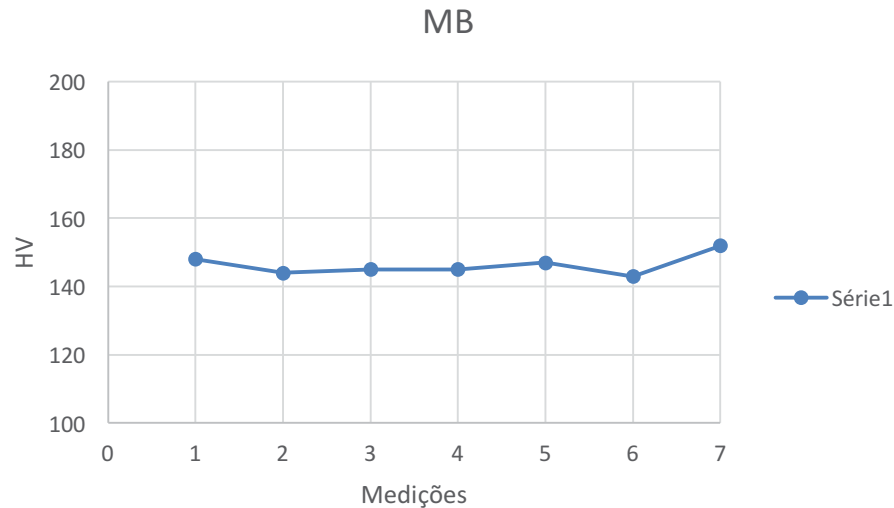


Figura 40. Valores de dureza do metal de base tratado termicamente à 950°C por 60 minutos.

Ao analisar o gráfico da figura 40, nota-se que este se apresentou de forma linear, mostrando a homogeneidade da microestrutura obtida após o tratamento térmico.

Quando comparada a dureza do MB como recebido, observa-se que houve uma diminuição da mesma. Isto se justifica pela recuperação e recristalização sofrida pelo material durante a normalização. Portanto, o tratamento térmico foi eficiente em reduzir a dureza do MB.

Segundo ASM Handbook (2000), a normalização visa o refinamento e homogeneização da microestrutura presente no aço. Desta forma, os resultados obtidos estão de acordo com o proposto pela literatura.

#### 4.2.2 Interface MB/Revestimento

A figura 41 mostra a microestrutura presente na interface entre o MB e o revestimento após tratamento térmico à 950°C durante 60 minutos obtida por microscopia ótica. As zonas sugeridas por Beaugrand *et al.*(2009) e discutidas no item anterior são ressaltadas na micrografia.

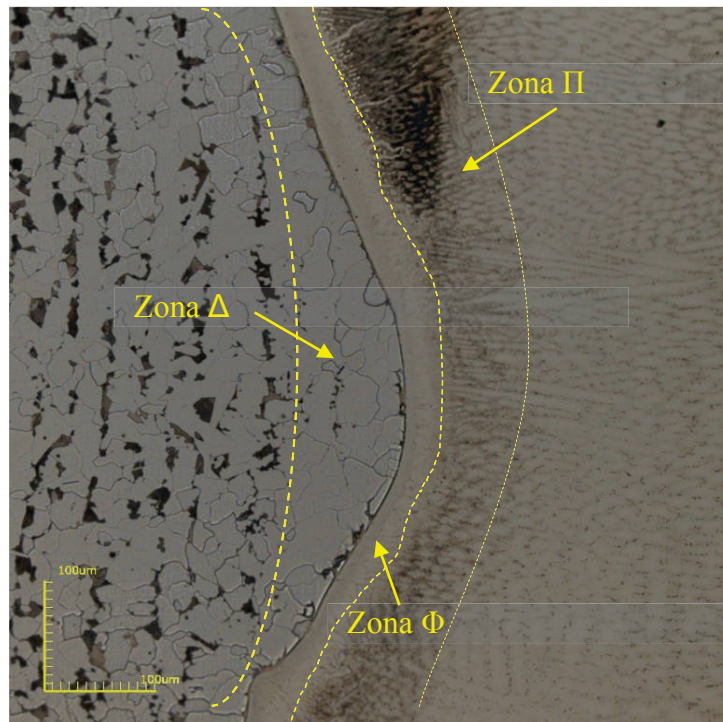


Figura 41. Interface MB/Inconel 625 após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido crômico 10%. MO: Confocal. Aumento: 1075x.

Primeiramente, pode-se observar que a zona  $\Phi$  permaneceu visualmente monofásica, livre de precipitados e contornos de grão. No entanto, a zona II apresentou uma quantidade maior de precipitados finos, em comparação à condição sem tratamento, a qual pode ser observada com maior aumento nas micrografias das figuras 42 e 43.

Do lado do MB adjacente a linha de fusão, após a normalização, pode-se observar a presença da zona  $\Delta$  com microestrutura predominantemente ferrítica. Quando comparada à mesma região do material como recebido, é notório o aumento da extensão desta zona para dentro do MB e do tamanho de grão ferrítico. Como já foi descrito anteriormente, a sua presença é resultante da migração de C do MB para o revestimento a qual ocorre quando o material está exposto a altas temperaturas, podendo ser durante a soldagem ou em tratamentos térmicos.

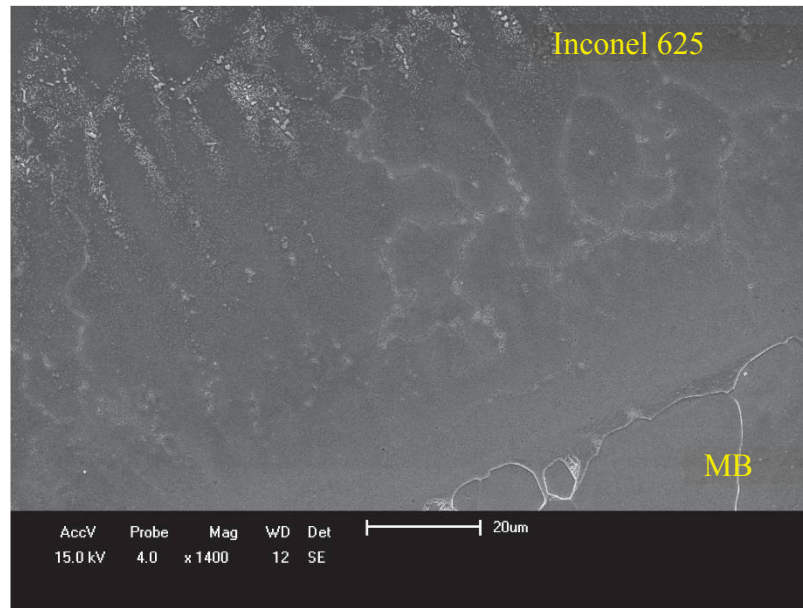


Figura 42. Micrografia da interface do material normalizado à 950°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento 1400x.

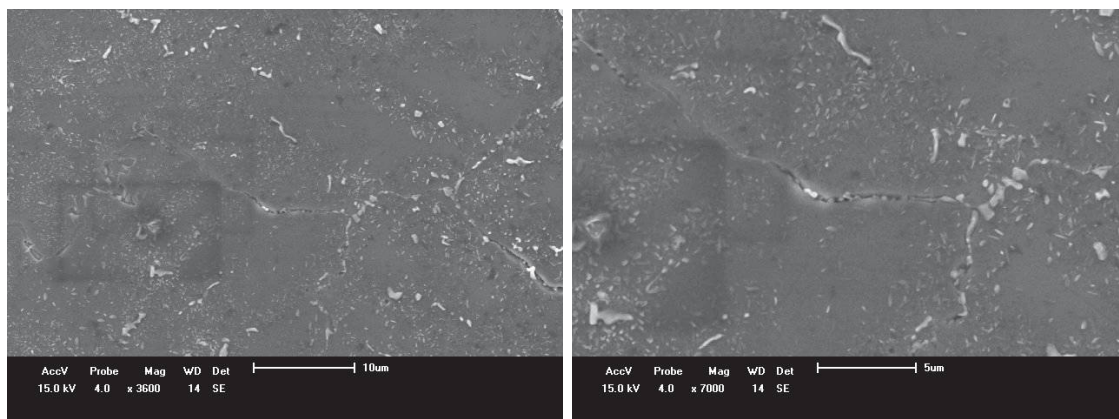


Figura 43. Micrografia 1ª camada do material normalizado à 950°C por 60 min. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 3600x.

Segundo Kohler e Heubner (1996), a liga Inconel 625 pode ser utilizada na condição recozida ou solubilizada dependendo do teor de carbono e da aplicação. Tipicamente, a temperatura de recozimento pleno desta liga é 980°C e solubilização é 1120°C.

Há bastantes relatos na literatura sobre a migração de carbono em juntas dissimilares. Para justificar tal fenômeno Ludin (1982) ressalta que a difusividade do carbono é de 5 a 10 vezes maior na ferrita do que na austenita para uma mesma temperatura, enquanto que a solubilidade do mesmo na austenita é maior do que na ferrita. Além disso, a zona enriquecida de C apresenta a maior dureza da junta.

Zonas complexas e com variadas microestruturas podem surgir dependendo das condições tratamento térmico ou soldagem nas zonas “moles” e “duras”.

Segundo Mougnot e Hanninen (2013), a diferença de teor de Cr entre os dois materiais é a força motriz para a difusão de C o que migra do material de baixo Cr para o de alto Cr.

Olden (2003) ressaltou que quanto maior for a temperatura de tratamento térmico, maior será a difusividade do C. Desta forma, a presença de uma zona  $\Delta$  mais proeminente após tratamento térmico não é uma surpresa. No entanto, vale ressaltar que sua presença é prejudicial às propriedades da junta, tendo sido reportado em diversos trabalhos falhas por clivagem ao longo de grãos grosseiros nestas regiões (Silva, 2010) (Pessoa, 2014) (Beaugrand,2009).

Segundo Omar (1998) em seu estudo sobre soldas dissimilares, esta região pode apresentar amolecimento excessivo do MB adjacente à interface. No presente trabalho, esta região do MB apresentou redução de dureza HV, apresentando média de 133 HV, com valor máximo de 135 e mínimo de 131 HV.

Em contrapartida, na região da ZPD após o tratamento térmico em questão houve um aumento significativo no valor de dureza quando comparado ao material como soldado. A média de dureza apresentada foi de 484 HV, com os valores obtidos entre 310 e 593 HV e estão apresentados no gráfico da figura 44.

Os elevados valores de dureza encontrados podem ser justificados pela alta temperabilidade desta região, devido à presença de Fe, Ni e Cr, a qual foi submetida a elevada temperatura e resfriada ao ar, favorecendo a formação de fases frágeis e duras. Além disso, há indícios que houve migração de C do MB para o MS, como foi mostrado anteriormente, e outra consequência é a formação da zona enriquecida deste elemento ou zona-C, a qual pode provocar endurecimento excessivo na interface da junta, o que foi observado no ensaio de dureza.

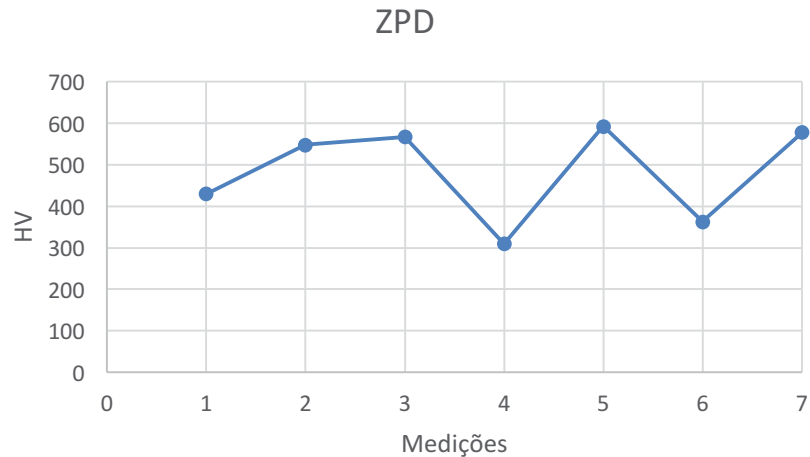


Figura 44. Gráfico com valores HV da ZPD do material tratado termicamente à 950°C durante 60 minutos.

Segundo Olden (2003), o enriquecimento de C na região próxima à linha de fusão do lado austenítico, faz com que ocorra precipitação massiva de carbeto ou formação de martensita virgem. No entanto, Beugrand (2009), Silva (2010) e Pessoa (2014) reportaram a presença de uma zona escurecida adjacente a linha de fusão resultante da supersaturação de carbono, sem estar associada ocorrência de precipitações e com elevados valores de dureza.

A figura 45 mostra a análise por EDS dos precipitados presentes na zona  $\Pi$ . Os precipitados apresentaram pico de Nb, no entanto o precipitado do ponto 1 apresentou pico de C mais relevante. O pico de Si notado na matriz foi superior ao pico de Si presente nos precipitados, portanto a análise por EDS indica que os precipitados sejam carbeto de Nb. A identificação dos precipitados desta região foi dificultada pelo pequeno tamanho destes.



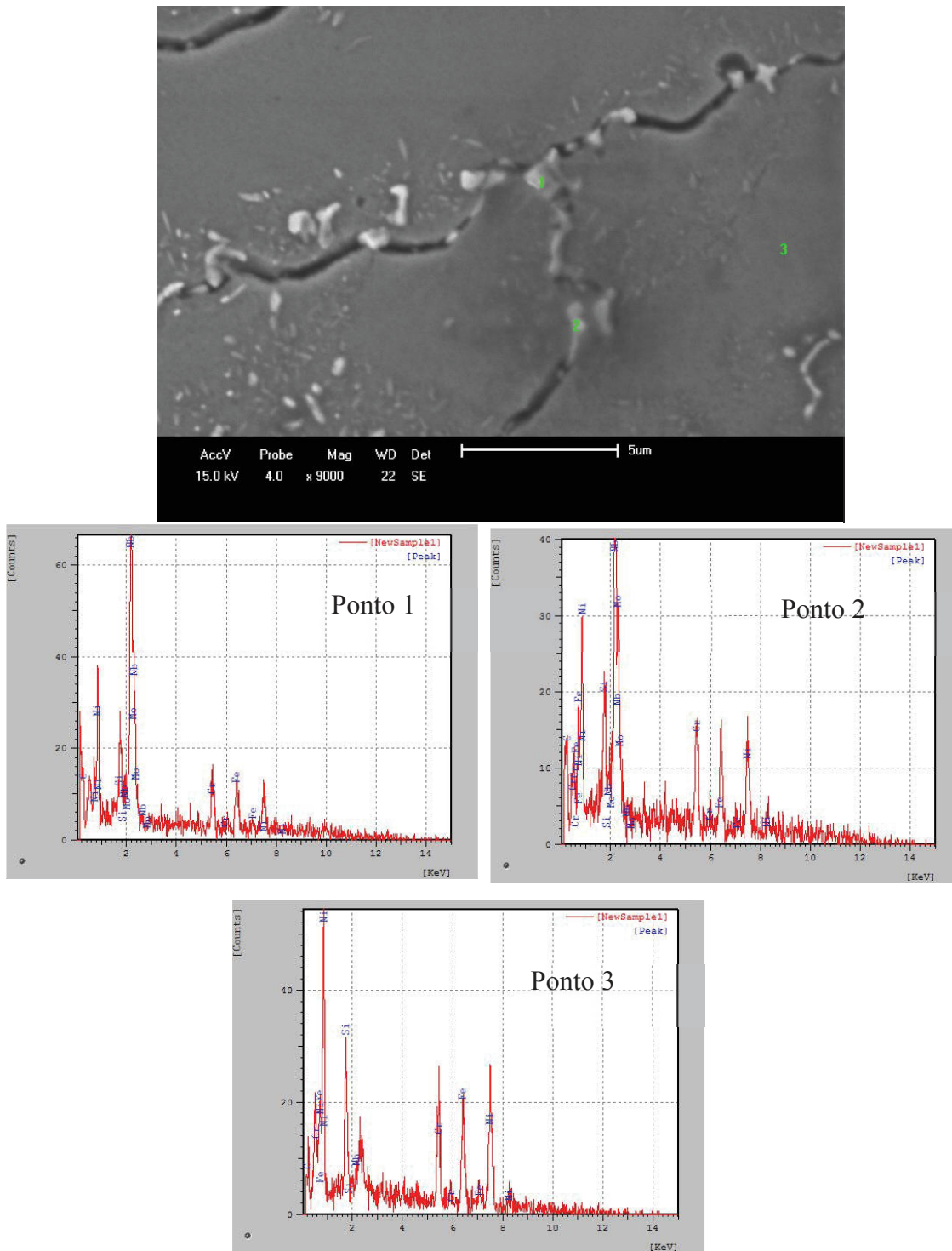


Figura 45. Micrografia e análise EDS dos precipitados na região de precipitação fina próxima à interface.

#### 4.2.3 Revestimento - Inconel 625

A microestrutura do revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos manteve a morfologia dendrítica prévia, alternando entre celular, colunar e

equiaxial em todas camadas. No entanto, em relação as fases presentes, houve significativa alteração, como está apresentado na figura 46.

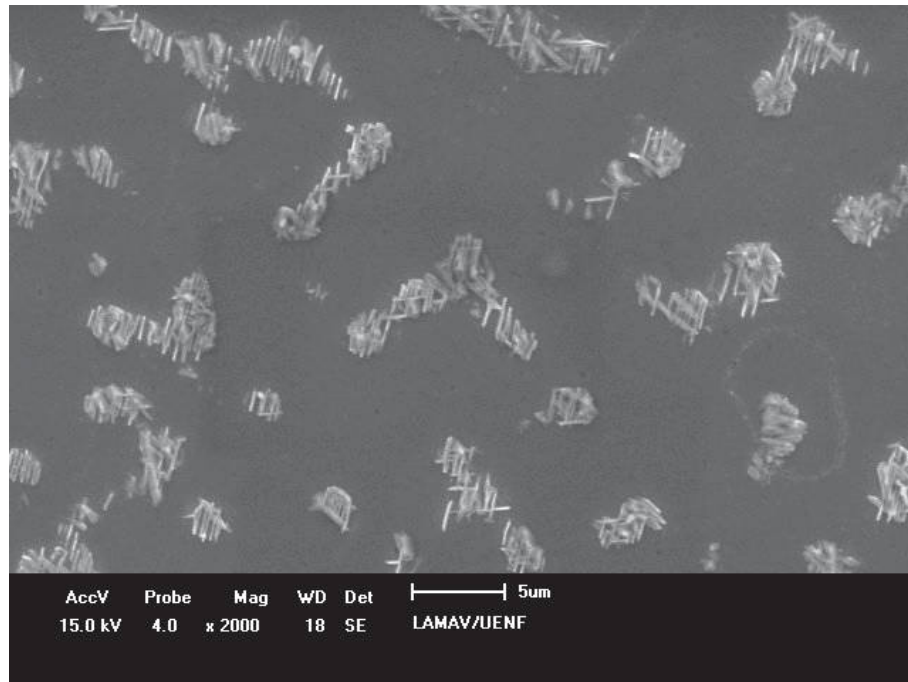


Figura 46. Microestrutura presente na 2<sup>a</sup>, 3<sup>a</sup>, 4<sup>a</sup> e 5<sup>a</sup> camada do revestimento do material normalizado à 950°C por 60 minutos evidenciando a presença da fase agulhada na região interdendrítica. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento 2000x.

Na figura 46, pode-se observar a precipitação de uma fase com morfologia agulhada ao longo da região interdendrítica. A nucleação desta fase ocorreu aleatoriamente com crescimento em todas direções.

De forma similar, Shankar *et al.* (2001) constataram em seu trabalho a formação de precipitados em forma de agulhas na liga Inconel 625 quando submetida à 900°C com duração do tratamento a partir de 1 hora, sendo que sua fração volumétrica aumentava proporcionalmente ao tempo de tratamento.

Cortial *et al.* (1995) reportaram a presença desta fase na liga Inconel 625 tratada termicamente entre 850 e 950°C por 8 horas e concluiu, como foi descrito no capítulo 3, que a presença desta fase tem efeito catastrófico na tenacidade e ductilidade do revestimento, sendo desta forma, indesejável sua presença.

Segundo Cortial *et al.* (1995), Shankar *et al.* (2001) e Xing, Di e Wang (2014) os precipitados em forma acicular que surgem nesta faixa de temperatura tratam-se da fase intermetálica estável  $\delta$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ).

No presente trabalho, só foi possível observar esta fase com morfologia agulhada em grandes aumentos. Para isso, foi necessária a utilização da microscopia eletrônica de varredura, pois através de microscopia ótica não foi possível constatar sua presença. Na figura 47 está apresentada uma micrografia da região interdendrítica do revestimento com maior aumento. Nela, verifica-se que não houve dissolução total da fase Laves e precipitados, apesar da precipitação da fase em questão de forma massiva por toda região interdendrítica.

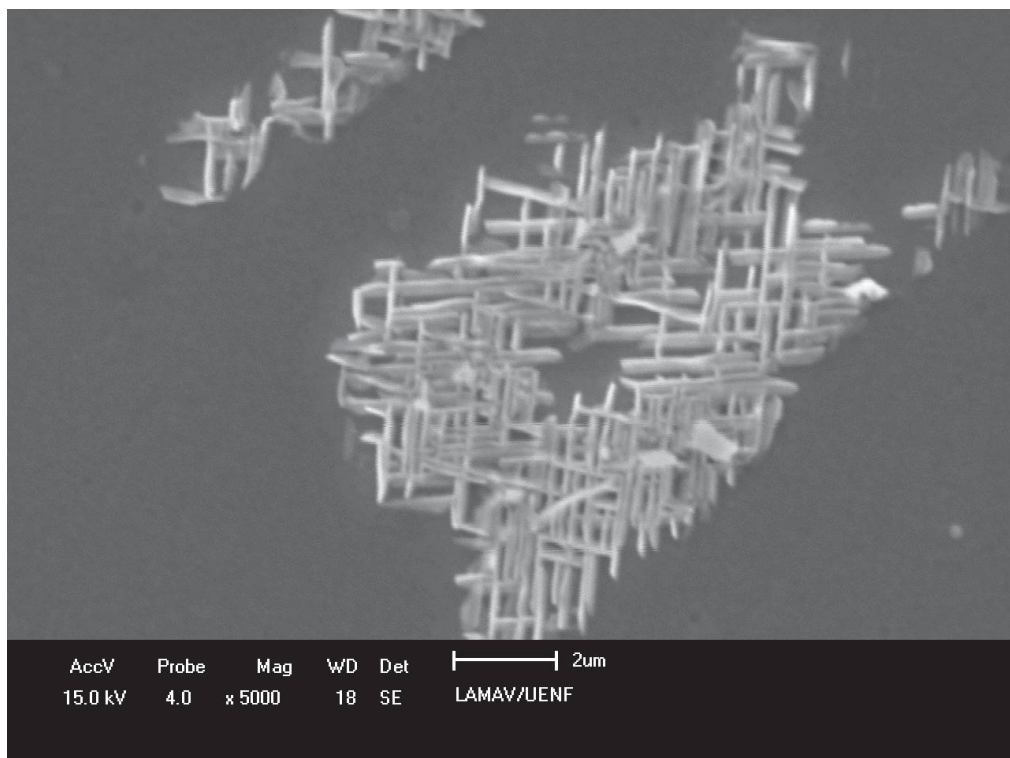


Figura 47. Região interdendrítica com maior aumento mostrando a presença de fase Laves junto com fase delta. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 5000x

A fase agulhada presente na região interdendrítica do revestimento analisada por EDS é mostrada na figura 48, onde se verifica que a composição química da mesma é composta em maior parte por Nb e Ni. A matriz por sua vez, apresenta composição química similar à liga Inconel 625, apresentando teores de Cr e Ni superiores e Nb inferior à fase agulhada. Estes fatos indicam que a fase agulhada seja efetivamente a fase  $\delta$  e a composição da matriz já era esperada devido à composição química da liga Inconel 625.

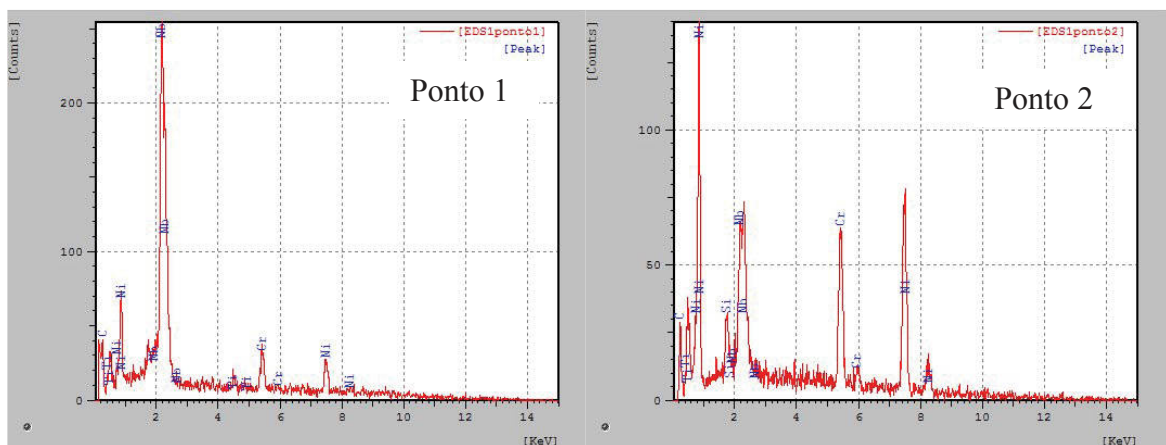


Figura 48. Análise qualitativa por EDS da fase agulhada presente na região interdendrítica do revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos.

A dureza HV do revestimento do material tratado à 950°C por 60 minutos está apresentado no gráfico da figura 49. Na tabela 7 estão dispostos o valor mínimo, máximo e média de cada camada do revestimento.

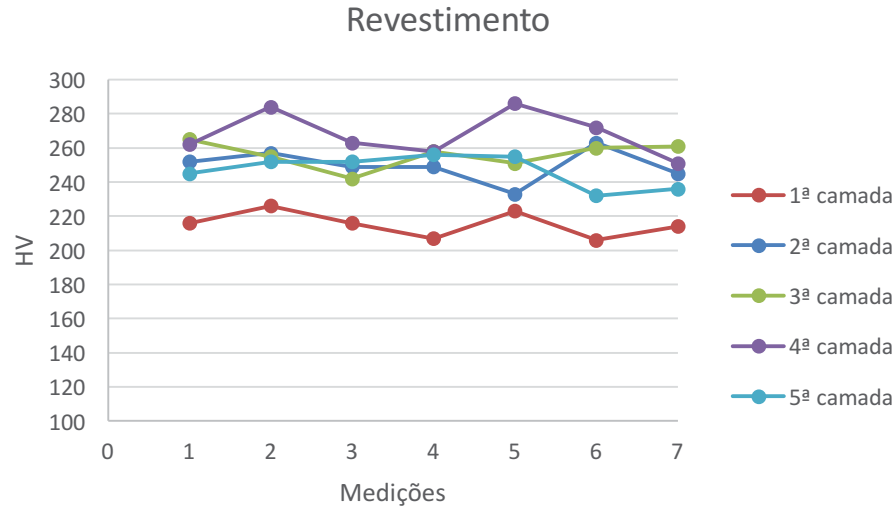


Figura 49. Valores de dureza HV de cada camada de revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos.

Tabela 7. Valor mínimo, máximo e média de cada camada do revestimento após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos.

	1ª	2ª	3ª	4ª	5ª
Máx	226	263	265	286	256
Mín	206	233	242	251	232
Média	215,4	249,7	256	268	246,9
Desv.Pad.	7,4	9,5	7,6	13,2	9,5

Em comparação a dureza do material como soldado, nota-se que houve uma tendência de redução no valor da dureza das camadas como um todo. Sendo assim, pode-se concluir que a presença da fase  $\delta$ , apesar de influenciar na tenacidade e ductilidade de forma negativa, não influencia de forma significativa na dureza da liga. Este fenômeno foi encontrado por Cortial *et al.* (1994), os valores de dureza do revestimento decresciam com o aumento da temperatura de tratamento térmico.

### 4.3 Material normalizado à 1100°C por 60 minutos

#### 4.3.1 Metal de Base

A microestrutura do metal de base após normalização à 1100°C por 60 minutos apresentou uma mudança morfológica considerável em relação ao MB como recebido. Uma análise qualitativa das micrografias obtidas por microscopia

ótica possibilita avaliar que houve um aumento considerável de ferrita acicular nesta região, como pode ser observado na figura 50.

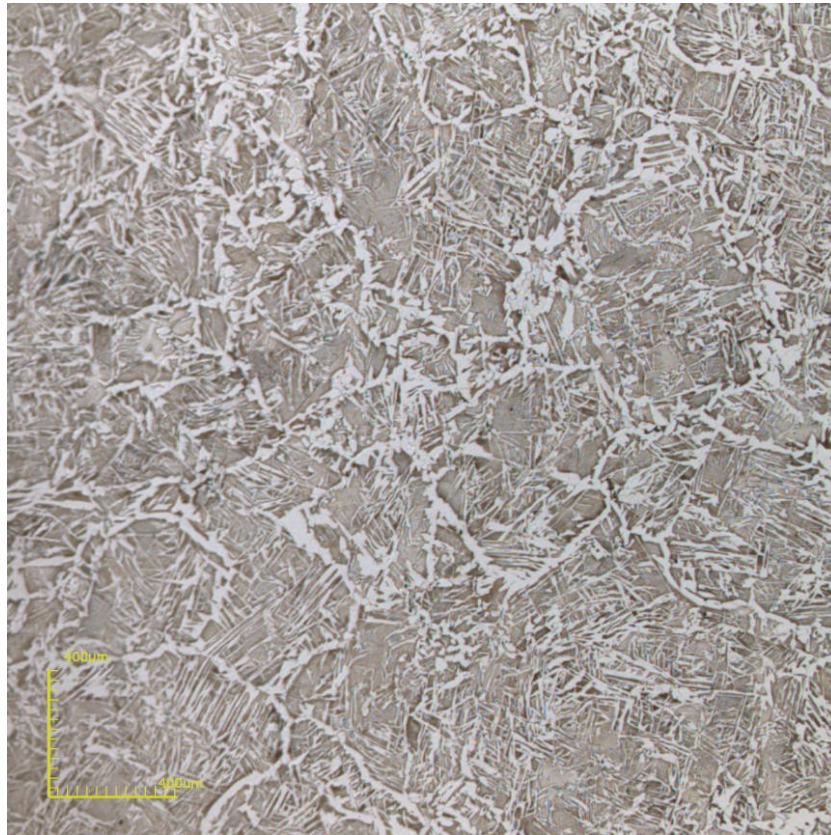


Figura 50. MB após normalização à 1100°C por 60 minutos. MO: Confocal. Aumento: 108x.

Após análise microestrutural qualitativa das micrografias óticas foi possível avaliar que o material apresenta diversas morfologias de ferrita após tratamento térmico. Estão presentes em maior quantidade: ferrita alotriomórfica de contorno de grão (GBF) , a qual está associada aos contornos de grão austeníticos prévios; ferrita de widmanstatten de contorno de grão secundária (FS), cuja morfologia apresenta-se acicular na forma de ripas paralelas que crescem diretamente a partir da GBF; ferrita de widmantatten intragranular (IFP) e ferrita idiomórfica.

Segundo Colpaert (2008), quando o aquecimento no tratamento térmico é realizado a temperaturas muito altas, pode ocorrer crescimento de grão austenítico excessivo. Este é proveniente do fenômeno conhecido como superaquecimento, o qual pode ser provocado devido a altas temperaturas ou tempo longo de exposição.

Devido a microestrutura do MB em questão apresentar ferrita em rede, mesmo que parcialmente, pode-se estimar o tamanho do grão austenítico prévio e

concluir que houve um provável superaquecimento do material. Como consequência, tem-se a decomposição da austenita em ferrita com as morfologias citadas anteriormente, resultando em maior fração de ferrita acicular.

A microestrutura resultante desta condição pode comprometer a tenacidade e ductilidade do material, apesar de muitas vezes atender outras propriedades mecânicas, como dureza, por exemplo (Colpart, 2008).

O gráfico com os valores de dureza medidos no MB nesta condição está exibido na figura 51. O valor médio de dureza HV é 166 HV, apresentando máximo de 175 HV e mínimo de 153 HV.

O material submetido ao tratamento térmico em questão apresentou dureza superior ao material tratado na primeira condição. Isto se justifica pela microestrutura predominantemente acicular obtida neste tratamento.

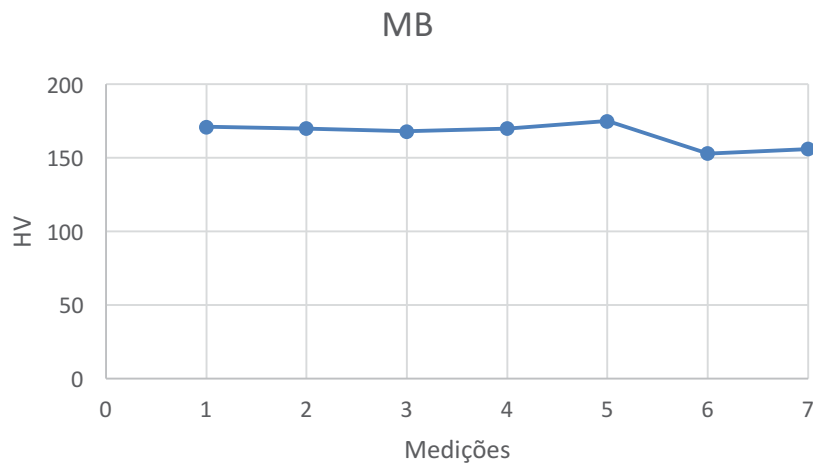


Figura 51. Gráfico de dureza HV do MB na condição normalizada à 1150°C durante 60 minutos.

#### 4.3.2 Interface MB/Revestimento

A microestrutura da região de interface entre o MB e o revestimento após tratamento térmico observado por microscopia ótica está exibido na figura 52 e por microscopia eletrônica de varredura na figura 53.



Figura 52. Interface entre MB e revestimento após tratamento térmico à 1100°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 430x.

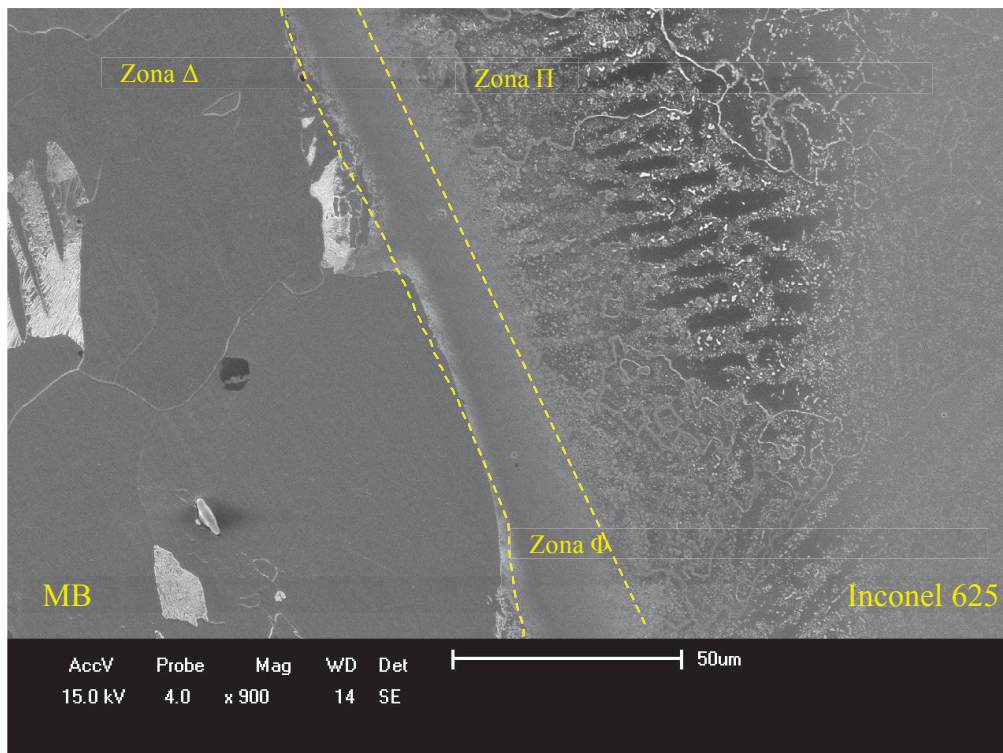


Figura 53. Microestrutura da interface MB/Revestimento evidenciando as zonas presentes na ZPD. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 900x.

Na região adjacente à interface do lado do MB, correspondente à zona  $\Delta$ , é possível observar que a microestrutura apresentada é consideravelmente distinta da



obtida no MB mais afastado da interface. Nesta região, é notório o aumento da fração volumétrica de ferrita e a mudança de sua morfologia para ferrita equiaxial, presente por toda extensão da linha de fusão. O ensaio de dureza nesta região mostrou o amolecimento do MB resultante da microestrutura grosseira de ferrita. Os valores encontrados ficaram entre 127 HV e 136 HV, com média de 131 HV.

A zona  $\Phi$ , a qual é caracterizada pelo crescimento planar, manteve-se contínua ao longo da linha de fusão e livre de precipitação na condição em questão. No entanto é possível observar uma presença de precipitação fina em grande proporção na zona  $\Pi$ .

Como já foi abordado anteriormente, a zona  $\Delta$  se forma devido à migração de C que ocorre em altas temperaturas do aço para o revestimento, sendo que quanto maior é a temperatura de exposição, maior é a difusividade deste elemento (Olden, 2003). De fato, foi observado que a extensão da região do MB afetada pela descarbonetação está relacionada com a temperatura de tratamento térmico. Para a condição de maior temperatura, maior é a extensão da zona  $\Delta$  e maior é o tamanho de grão ferrítico presente na mesma. Esta observação foi possível mediante a comparação entre as 3 condições avaliadas no presente trabalho.

Através da análise por microscopia ótica, foi possível observar que a região da ZPD com crescimento planar (zona  $\Phi$ ) apresentou, adjacente à linha de fusão, uma faixa escurecida e estreita, a qual pode ser observada na figura 54. Esta zona está associada ao enriquecimento de C na zona  $\Phi$  devido à migração deste elemento do MB para o revestimento durante o tratamento térmico (Alexandrov *et al.*, 2013) (Pessoa, 2014) (Silva, 2010) (Ludin, 1992). Segundo Alexandrov *et al.* (2013) esta região apresenta valores altos de dureza, podendo atingir valores superiores à 800 HV. Olden (2003), após realizar tratamentos térmicos à 640, 665 e 690°C por 4 horas e meia, em juntas de aço AISI 8630 revestido com Inconel 625 e Inconel 725, também encontrou valores de dureza na interface na faixa de 500 à 810 HV.

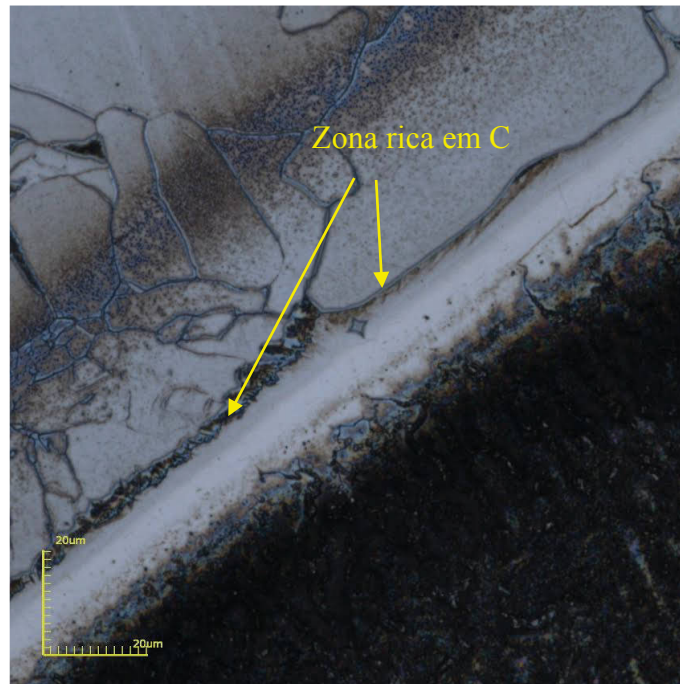


Figura 54. Interface MB-Revestimento evidenciando a presença de uma faixa escurecida adjacente à linha de fusão. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 2136x.

No presente trabalho, a medição da dureza desta zona escurecida foi dificultada devido à sua estreita largura, sendo difícil posicionar a indentação na região sem extrapola-la. No entanto, nestas regiões as indentações apresentaram área menor do que na zona  $\Phi$  adjacente, revelando a elevada dureza da região, e consequentemente as medidas de dureza atingiram valores de até 911 HV.

Ainda na região da interface, foi observada a presença de zonas estreitas de martensita (zona M) de forma descontínua ao longo da linha de fusão, como pode ser observado na figura 55. Sua identificação através de microscopia eletrônica de varredura caracterizou-se por apresentar uma tonalidade clara, enquanto que não foi possível sua observação por microscopia ótica. Segundo Pessoa (2014), a ocorrência de martensita nas zonas M deve-se à elevada quantidade de elementos de liga presentes no metal de adição que migram por difusão juntamente com o C para a ZPD aumentando a temperabilidade da mesma. Ademais, Silva (2010) constatou em seu trabalho que além do elevado teor de Fe, está presente uma quantidade significativa de elementos como Ni e Cr nesta região os quais também contribuem para o aumento da temperabilidade que resulta, por sua vez, em

formação de martensita. A zona M, neste trabalho, apresentou morfologia do tipo “praia”, não apresentando morfologia do tipo “baía” ou “ilha”.

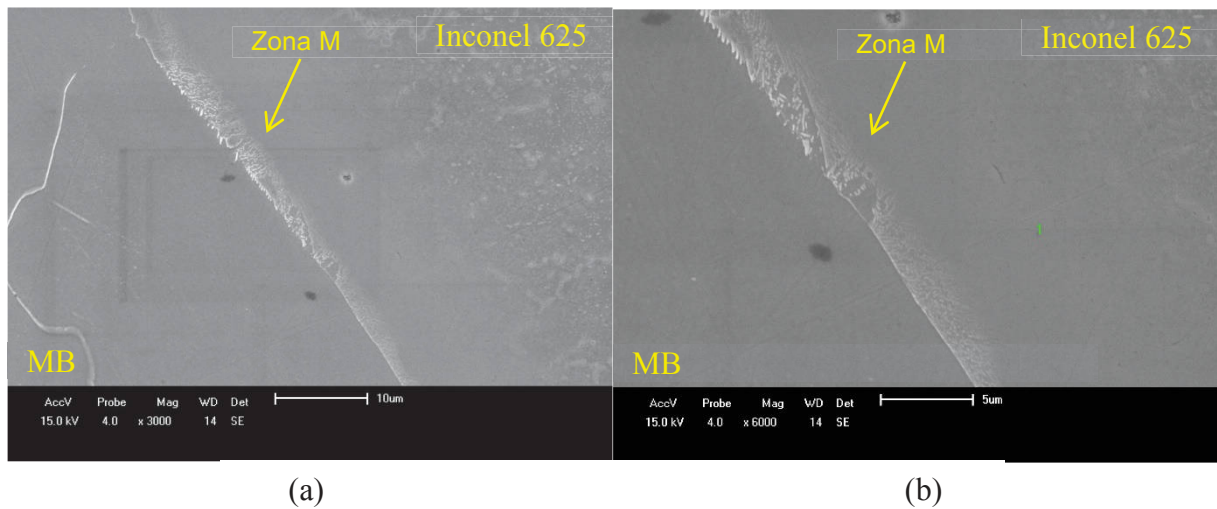


Figura 55. Micrografias da interface entre o MB e o revestimento ressaltando a presença de microestrutura martensítica. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumentos: (a) 3000x e (b) 6000x.

O gráfico com as medidas de dureza realizadas na interface está exibido na figura 56. O valor de dureza apresentou valor máximo de 911HV e mínimo de 343 HV, com média de 557 HV. Como já foi mencionado anteriormente, as zonas M e C são responsáveis pela alta dureza presente na ZPD, porém como as impressões foram realizadas atingindo a largura total da ZPD, as medidas que coincidiram com estas zonas apresentaram valores mais elevados.

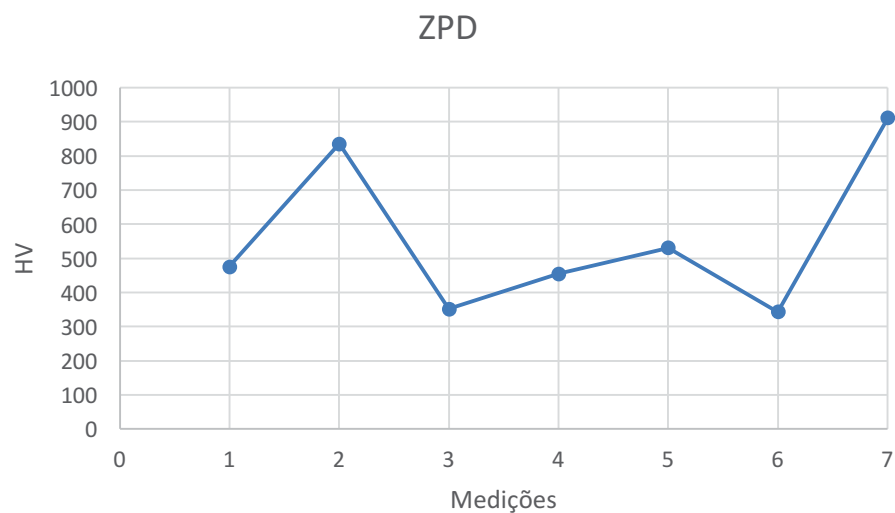


Figura 56. Gráfico de microdureza HV da ZPD do material tratado termicamente à 1100°C por 60 minutos.

A figura 57 apresenta os precipitados presentes na zona de fina precipitação no metal de solda adjacente à zona  $\Phi$ . Esta região corresponde à zona  $\Pi$  mencionada no item anterior.

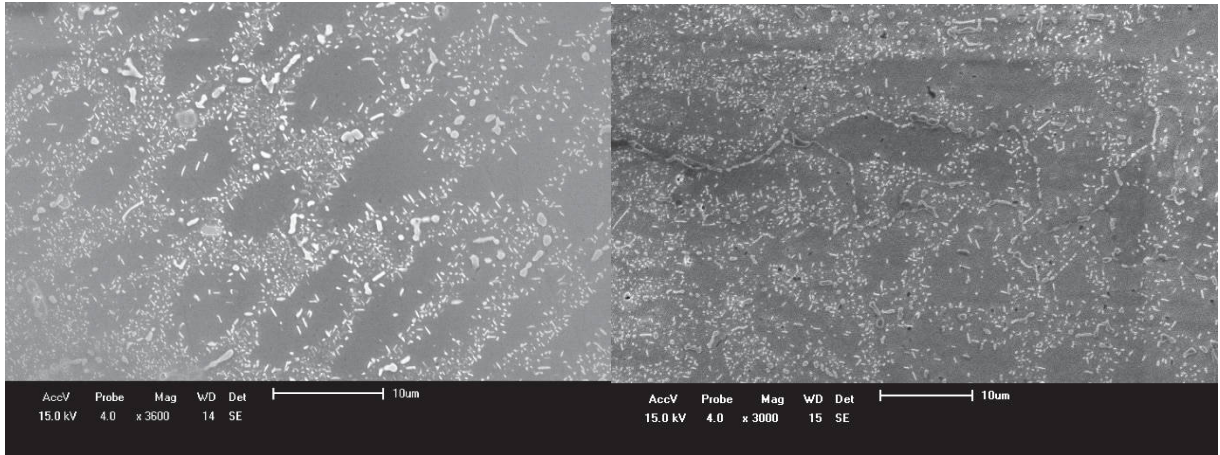


Figura 57. Microestrutura da zona  $\Pi$ . Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV. Aumento: 3000x.

A micrografia e análise por EDS apresentados na figura 58 revela que os precipitados presentes nesta região são, em sua maioria, carbeto de Nb/Ti. Segundo o diagrama TTT da liga Inconel 625 comentado no capítulo 2, os carbeto do tipo MC são estáveis a altas temperaturas, portanto sua presença na microestrutura da liga após o tratamento térmico está de acordo com a literatura. A matriz por sua vez, apresentou picos de Ni, Cr e Nb com menor intensidade, o que condiz com a composição da liga em questão, enquanto que o Fe presente deve-se à diluição proveniente do processo de soldagem.

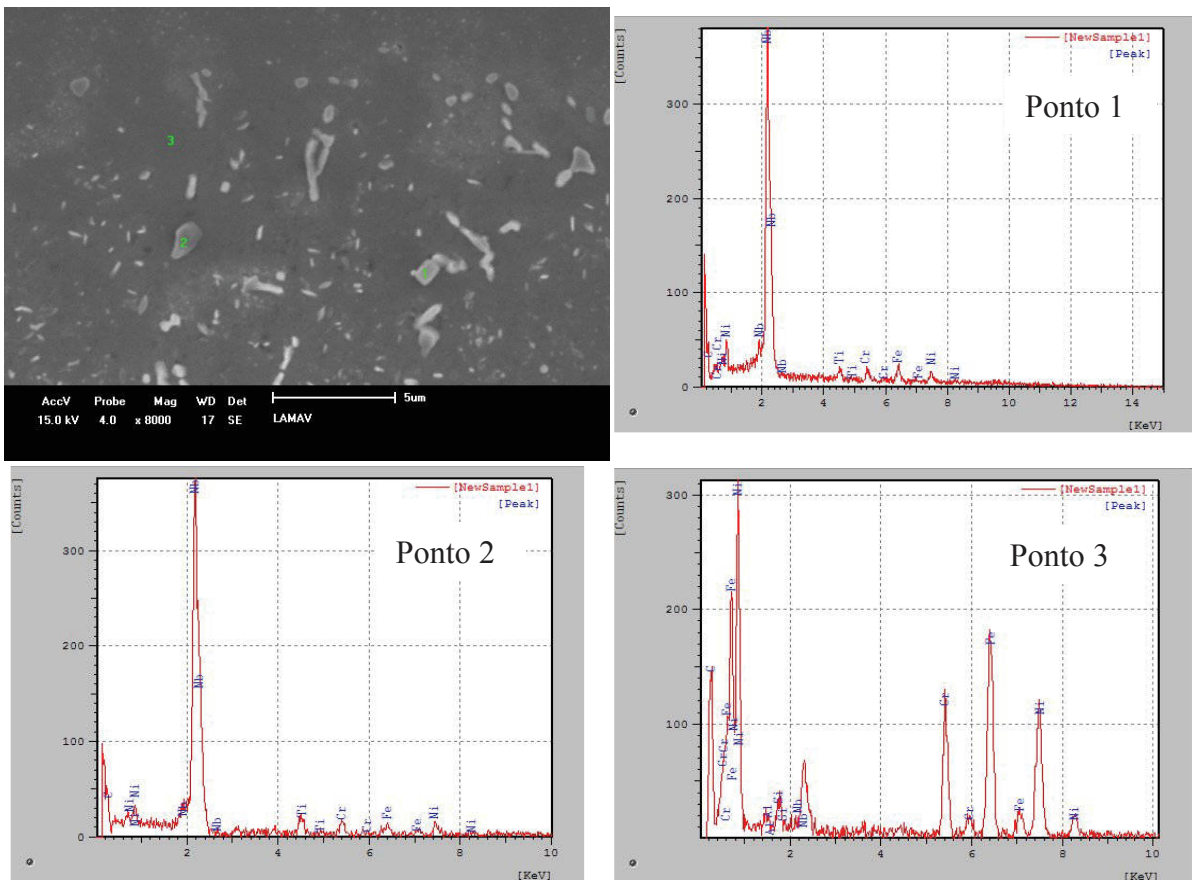


Figura 58. Micrografia e análise por EDS dos precipitados presentes na zona n. MEV. Aumento: 8000x.

Os precipitados mais finos de tamanho muito reduzido foram mais difíceis de serem analisados por Microscopia Eletrônica de Varredura, tornando necessário o emprego de técnicas de maior resolução como Microscopia Eletrônica de Transmissão para correta identificação dos precipitados.

#### 4.3.3 Revestimento – Inconel 625

Após o tratamento térmico à 1100°C, o revestimento apresentou mudança significativa na sua microestrutura em relação ao material como soldado. A micrografia da figura 59 mostra a microestrutura resultante desta condição na 2ª camada, obtida por microscopia ótica. Esta micrografia representa a microestrutura observada em todas as camadas do revestimento.

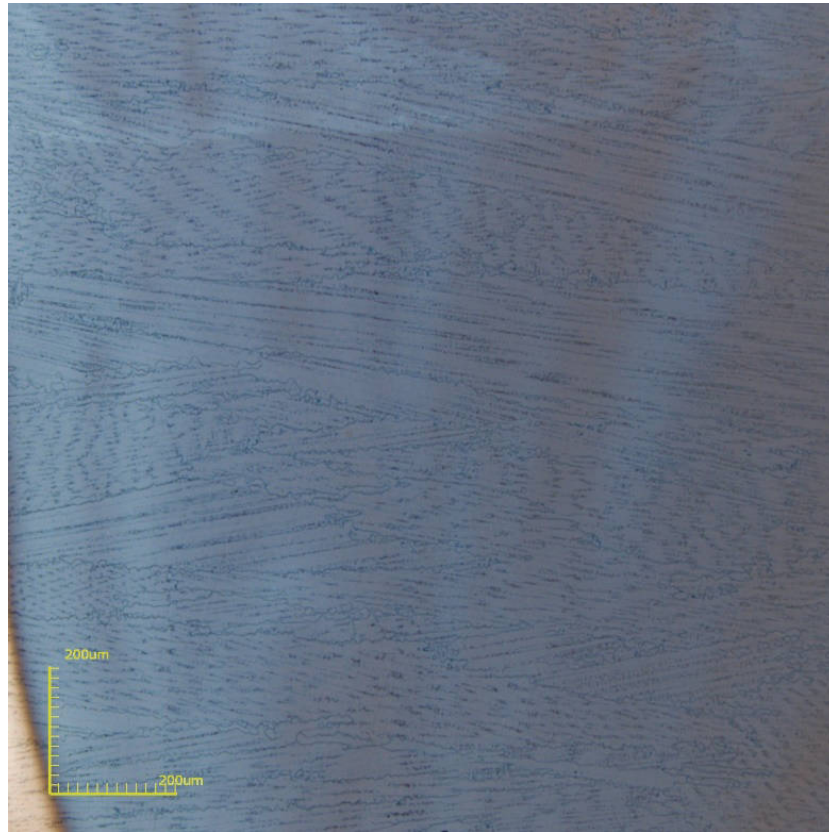
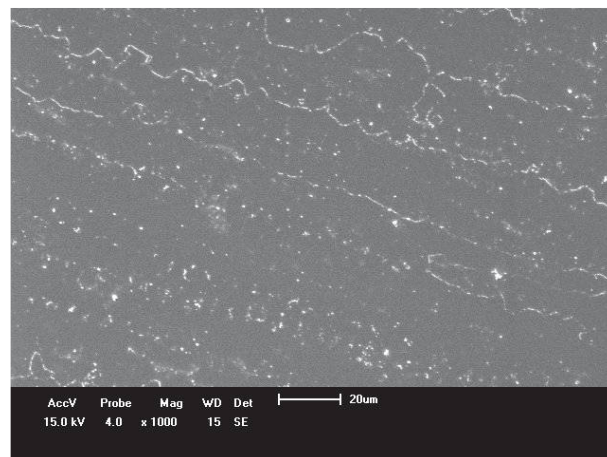


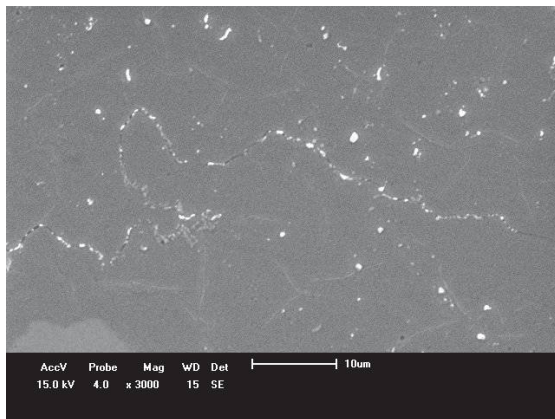
Figura 59. Micrografia da 2ª camada do revestimento após tratamento térmico à 1100°C por 60 minutos. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MO: Confocal. Aumento: 216x.

Primeiramente, pode-se observar que quando submetida a esta temperatura de tratamento, a liga começou a perder sua estrutura dendrítica de solidificação em soldagem e em seu lugar, surgiram contornos de grão por todo material.

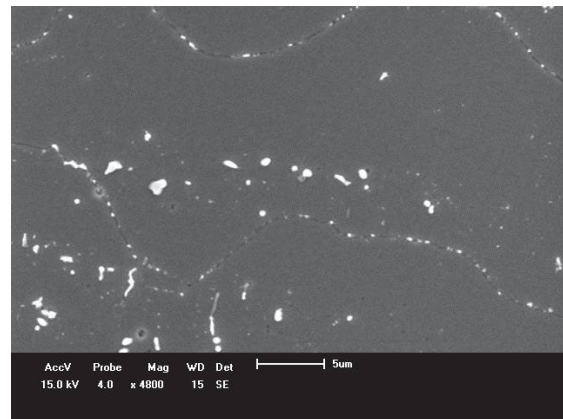
Na figura 60 está apresentada a micrografia do revestimento observada por microscopia eletrônica de varredura em grandes aumentos, a qual possibilita melhor observação dos contornos de grãos e precipitados presentes.



(a)



(b)



(c)

Figura 60. Microestrutura do metal de solda tratado termicamente à 1100°C durante 60 minutos evidenciando a precipitação inter e intragranular. (a) 1000x (b)3000x e (c) 4300x. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. MEV.

Ao observar a micrografia da figura 60, nota-se a formação de contornos de grão pelo material e presença de precipitados tanto na região intragranular, quanto na intergranular.

Apesar de ter sido notada a dissolução de parte dos precipitados, pode-se observar que alguns destes são bastante estáveis e não foram dissolvidos na matriz. A figura 61 mostra os gráficos de composição do precipitado e matriz do revestimento na condição de tratamento térmico em questão, obtidos com o objetivo de identificar a microestrutura presente.

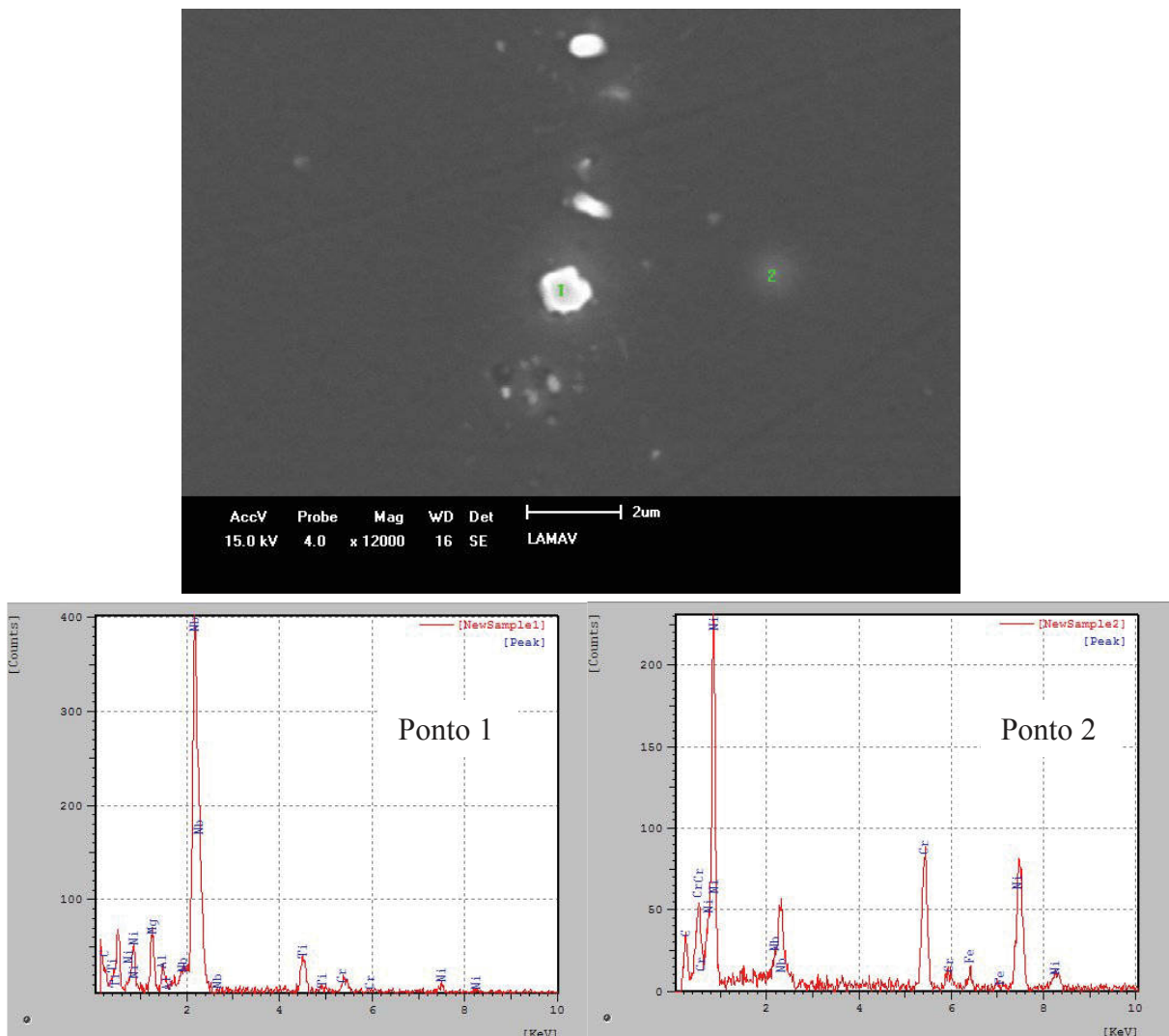


Figura 61. Micrografia e análise por EDS do precipitado presente no revestimento e matriz.

A composição química obtida por EDS revelou que se trata de um precipitado rico em Nb. Picos significativos de Ti e C também estavam pronunciados no espectro, o que indica que sejam partículas de MC (NbC ou TiC). A matriz por sua vez mostrou-se rica em Ni e Cr, com teores de Fe, Nb e C em menor quantidade, o que condiz com a composição da liga Inconel 625.

. Segundo Tillack *et al.* (1991) o tratamento térmico de solubilização utilizado nas ligas de Ni varia na faixa de 980 a 1230°C. Este tratamento visa a dissolução dos precipitados e carbeto, exceto os mais estáveis como do tipo MC. Quanto maior for a temperatura, maior será a dissolução dos carbeto e crescimento de grão, enquanto que para temperaturas menores dissolvem as principais fases mas



sem crescimento de grão e dissolução de carbeto. Tamanho de grão mais fino aumenta resistência à fadiga, por outro lado o grão mais grosseiro beneficia a resistência em altas temperaturas (Vieira, 2010).

No presente trabalho, houve dissolução da fase Laves durante o tratamento térmico, enquanto que os carbeto primários do tipo MC (NbC e TiC) que são estáveis não foram dissolvidos. Shankar *et al.* (2001) após realizarem tratamento térmico à 1150°C por 30 minutos na liga Inconel 625 também notaram a dissolução dos precipitados pré-existent e permanência dos carbeto NbC.

Segundo Cortial *et al.* (1994) após tratamento térmico à 1000°C por 8 horas, a heterogeneidade de composição química entre o núcleo dendrítico e a região interdendrítica desaparecem. Além disso, houve precipitação de carbeto do tipo  $M_6C$  nos contornos de grão, o que também foi notado por Xing, Di e Wang (2014). No entanto, estes carbeto não foram observados no presente trabalho.

Ensaio de microdureza foi realizado nas camadas do revestimento com o objetivo de avaliar a influência do tratamento térmico nesta propriedade. Os valores de microdureza HV encontrados nas camadas do revestimento estão ilustrados no gráfico da figura 62 e os valores correspondentes ao mínimo, máximo e média de cada camada estão apresentados na tabela 8.

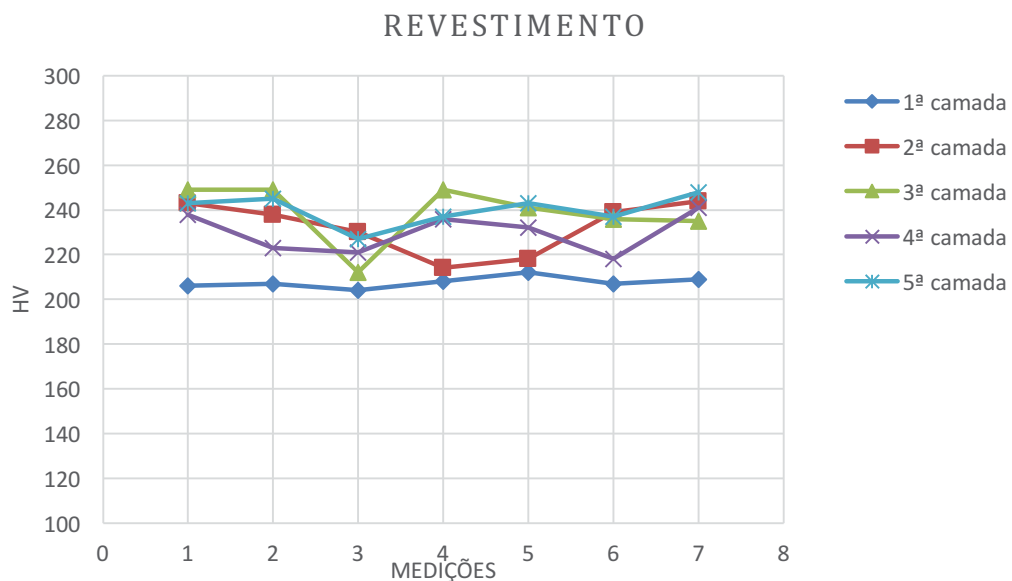


Figura 62. Gráfico com valores de dureza HV das camadas do revestimento após tratamento térmico à 1100°C por 60 minutos.

Tabela 8. Valores de dureza mínimo, máximo e média em cada camada do revestimento após tratamento térmico à 1150°C por 60 minutos.

	1 <sup>a</sup>	2 <sup>a</sup>	3 <sup>a</sup>	4 <sup>a</sup>	5 <sup>a</sup>
Máx	212	244	249	241	248
Mín	204	214	212	218	227
Média	207,6	232,3	238,7	230	240
Desv.Pad.	2,5	12,1	13,3	9,1	7

Primeiramente, pode-se observar que os valores médios de dureza apresentaram valores inferiores aos do material como soldado e do tratamento térmico anterior. Além disso, os valores médios de dureza das camadas nesta condição apresentaram valores próximos, indicando que houve uma homogeneização estrutural no revestimento. Em geral, o valor médio de dureza HV por camada foi reduzido com o aumento das temperaturas de tratamento térmico. Isto está de acordo com o que foi encontrado por Cortial *et al.* (1994) em seu trabalho, os quais observaram que a dureza da liga decrescia com o aumento da temperatura de tratamento térmico.

Uma vez que os materiais utilizados como metal de base e de solda são muito diferentes em composição química, microestrutura e propriedades, os efeitos dos tratamentos térmicos utilizados foram distintos em cada parte da junta. Constatou-se que ambos os tratamentos térmicos foram favoráveis e prejudiciais em algum aspecto para a junta dissimilar. Enquanto o tratamento térmico à 950°C foi benéfico às propriedades do metal de base, normalizando-o e reduzindo seu tamanho de grão e dureza; no revestimento ocorreu a formação da fase  $\delta$  acicular por toda região interdendrítica, comprometendo a tenacidade da liga. No tratamento térmico à 1100°C, por sua vez, houve superaquecimento do metal de base após a normalização, formando uma microestrutura indesejável à tenacidade e ductilidade do aço. No revestimento, houve dissolução parcial da estrutura bruta de fusão e da fase Laves, as quais são provenientes do processo de soldagem e nocivas às propriedades da liga. Em relação à interface, foi observado aumento de dureza da ZPD em ambos os tratamentos.

## CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES

De acordo com os resultados obtidos e apresentados neste trabalho sobre as características metalúrgicas da junta dissimilar entre um aço baixo carbono e a liga Inconel 625 na condição como recebido e após tratamento térmico à 950°C e 1100°C por 60 minutos, foi possível concluir que:

### Em relação ao MB:

- Na condição como recebido, observou-se que os múltiplos passes utilizados na soldagem das camadas de revestimento promoveram a formação de uma ZTA com microestrutura refinada devido ao efeito da recristalização;
- O tratamento térmico à 950°C por 60 minutos normalizou a microestrutura do MB, apresentando ferrita poligonal e perlita com grãos mais refinados do que na condição anterior e diminuição da dureza;
- O tratamento à 1100°C por 60 minutos causou superaquecimento da microestrutura, resultando em excessivo crescimento de grão austenítico. Como consequência, no resfriamento houve formação de ferrita alotriomórfica de contorno de grão, ferrita idiomórfica e, predominantemente, ferrita com morfologia acicular (widmanstätten secundária e intragranular), o que causou por sua vez, aumento na dureza do MB quando comparado ao tratamento de temperatura inferior.

### Em relação à interface MB/Revestimento:

- Na condição como recebido, zonas distintas puderam ser observadas. Do lado do MB, foi notada a presença de uma estreita região (zona  $\Delta$ ) adjacente à linha de fusão, com relativo crescimento de grão e microestrutura predominantemente ferrítica, a qual indicou migração de C do MB para o MS. Do lado do revestimento, observou-se uma região (zona  $\Phi$ ) clara, livre de contornos de grão, a qual seguia para uma região (zona  $\Pi$ ) com crescimento celular e elevada precipitação interdendrítica. Valores elevados de microdurezas elevadas foram encontrados na interface, com média de 429 HV;
- A realização de tratamentos térmicos apresentou efeito prejudicial na interface. Quanto maior foi a temperatura de tratamento térmico, maior foi a extensão da zona  $\Delta$ , a qual é prejudicial às propriedades, sendo responsável

por falhas das juntas. Além disso, no tratamento de solubilização, houve evidências de formação de uma zona enriquecida de C e de formação de martensita (zona M) adjacente à linha de fusão. Como consequência, quando maior foi a temperatura do tratamento, maior foi a dureza medida na interface da junta;

Em relação ao Revestimento:

- Na condição como recebido, a microestrutura do revestimento foi constituída de uma matriz  $\gamma$  com fases secundárias na região interdendrítica ricas em Nb evidenciando se tratar da Laves e carbeto TiC e NbC;
- Após tratamento térmico à 950°C por 60 minutos, houve a precipitação da fase agulhada  $\delta$  rica em Nb por toda região interdendrítica. A fase Laves ainda pode ser observada, apesar da predominância da fase  $\delta$ ;
- O tratamento de solubilização à 1100°C promoveu a dissolução a fase Laves, no entanto houve manutenção dos carbeto do tipo MC (NbC e TiC) devido a sua elevada estabilidade;
- Os tratamentos térmicos promoveram redução da microdureza do revestimento, a qual estava alta após a soldagem.

## **CAPÍTULO 6: SUGESTÕES**

Como continuação deste trabalho, sugere-se

- Utilizar Microscopia eletrônica de Transmissão (MET) para identificação dos precipitados finamente dispersos e fases presentes na interface;
- Realizar ensaio de dobramento do tubo na condição como soldado e após os tratamentos térmicos, a fim de se identificar a presença de trincas e associá-las as fases presentes nesta região.

## CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Abioye, T. E., McCartney, D. G., & Clare, A. T. (2015). Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. *Journal of Materials Processing Technology*, 232-240.
- Alexandrov, B. T., Lippold, J. C., & Sowards, J. W. (2013). Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel. *Thw International Journal os Materials Joining*, 18p.
- ASM Handbook. (2000). *Heat-resistant Materials*. ASM International.
- Ayer, R., Mueller, R. R., Leta, D. P., & Sisak, W. J. (1989). Phase Transformations at Steel/IN625 Clad Interfaces. *Metallurgical Transactions*, 17p.
- Banker, J. G., & Reineke, E. G. (1993). Explosion Welding. Em *ASM HANDBOOK: WELDING, BRAZING AND SOLDERING* (Vol. 6). ASM INTERNATIONAL. p 303-305.
- Beaugrand, V. C., Smith, L. S., & Gittos, M. F. (2009). Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation. *NACE International*, 12p.
- Bracarense, A. Q. (2000). *Processo de Soldagem por Explosão - EXW*. (Universidade Federal de Minas Gerais) Acesso em 5 de Março de 2015, disponível em [ftp://ftp.demec.ufmg.br/lrss/ProcessosSoldagem\\_Pos/TEXTOS/06TextoEXW.PDF](ftp://ftp.demec.ufmg.br/lrss/ProcessosSoldagem_Pos/TEXTOS/06TextoEXW.PDF)
- Cantarin, T. N. (2011). Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 por Soldagem GTAW. *Dissertação de Mestrado*, 92p.
- Chen, J. S., Li, Y. L., & Zhang, Y. M. (2012). Gas Tungsten Arc Welding Using an Arcing Wire. *Supplement to the Welding Journal*, 361-369.
- Cieslak, M. J., Headley, T. J., Killie, T., & Romig, A. D. (1988). A Melting and Solidification Study of Alloy 625. *Metallurgical Transactions*. 13p.
- Colpaert, H. (2008). *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. EDGARD BLUCHER.652p.
- Cortial, F., Corrieu, J.-M., & Vernot-Loier, C. (1994). Heat Treatments of Weld Alloy 625: Influence on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*. *The Minerals, Metals and Materials Society*, 12p.

- Davis, J. R. (1993). Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining Welding, Brazing and Soldering. *ASM Handbook, VI*.
- Delgado, L. C. (2000). Estudo e Desenvolvimento do Processo TIG co alimentação automática de arame. *Dissertação (Mestrado)*, 98p.
- Donachie, M. J., & Donachie, S. J. (s.d.). Superalloys - A technical Guide. *ASM International*, 408p.
- Doody, T. (1992). Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. *Welding Journal*, 55-60.
- DuPONT, J. N. (1996). Solidification os an Alloy 625 Weld Overlay. *Metallurgical and Materials Transactions*, 9p.
- DuPont, J. N., & Kusko, C. S. (2007). Martensite Formation in Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. *Welding Research*, 4p.
- Floreen, S., Furcks, G. E., & Yang, W. J. (1994). The Metallurgy of Alloy 625, 13-37.
- Gittos, M. F., & Gooch, T. G. (1996). Effetc of Iron Dilution on Corrosion Resistance of Ni-Cr-Mo alloy Cladding. *British Corrosion Journal*, 31, 309-314.
- Gomes, J. H. (2010). Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 com utilização de arame tubular inoxidável austenítico. *Dissertação de Mestrado*. UFI, 136p.
- Gomes, L. M. (2003). Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão e à corrosão-fadiga do aço API X-65 aspergido termicamente utilizado em componentes offshore. *Tese de Doutorado*. UFRGS, 121p.
- Heubner, U. (1998). *Nickel alloys and high-alloy special stainless steel*. KRUPP VDM.
- Holliday, D. B. (1993). Gas-Metal\_Arc-Welding, Brazing and Soldering. Em A. Handbook, *ASM International* (Vol. VI).
- Juers, R. H. (s.d.). Shielded Metal Arc Welding. Welding, Brazing and Soldering. Em A. Handbook, *ASM International* (Vol. VI).
- Kejelin, N. Z. (2006). Influencia dos parâmetros de soldagem na formação das zonas parcialmente diluidas 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*, 187p.
- Kejelin, N. Z., Buschinelli, A. J., & Bohórquez, C. E. (2005). Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625. *Labsolda/EMC/UFSC*.

- Ken-Hicken, G. (1993). Gas-Tungsten Arc Welding. Em A. Handbook, *ASM International* (Vol. VI).
- Koning, A. C., Nakasugi, H., & Ping, L. (2003). *TFP and TFT back in town (Tight Fit CRA lines Pipe and Tubing)*. Stainless Steel World.
- Lipnevicius, G. (2015). Robotic TIG Welding. Disponível em: <<http://www.aviationpros.com/article/10371848/robotic-tig-welding>>.
- LUNDIN, C. D. (1982). Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literature Review. *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT*, 6p.
- Mankins, W. L., & Lamb, S. (1992). Nickel and Nickel Alloys. Em P. a.-P. Materials, *ASM Handbook*. ASM Internatioonal.
- Marinho, R. R., & Junior, E. H. (2013). *Avaliação de tubos de aço API 5L X65 revestidos com Inconel 625 por soldagem*. CENPES/ PETROBRAS.
- Marques, P. V., Modenesi, P. J., & Bracarense, A. Q. (2011). *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia* (3ª Edição ed.). Belo Horizonte: UFMG. 362p.
- Meyer, D. W. (1993). Flux-Cored Arc Welding. Em B. a. Welding, *ASM Handbook* (Vol. VI).
- Muralidharan, G. (2011). Cladding Alloys for Fluoride Salt Compatibility Final Report. *OAK RIDGE National Laboratory*. 40p.
- National Association of Corrosion Engineers MR 0175/ISO 15156 (2003)- "Petroleum and Natural Gas industries – Materials for use in H2S environments in oil and gas production - Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels and the use of cast iron..*
- Ogborn, J. S. (1993). Submerged Arc Welding. Em B. a. Welding, *ASM Handbook* (Vol. VI).
- Olden, V. (2003). The Effect of PWHT on the MAterial Properties and Microstructure in Inconel 625 and Inconel 725 buttered joints. *Research Gate*, 8p.
- Omar, A. A. (1998). Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds. *Weldin Research Supplement*, 8p.
- Palmer, A. C., & King, R. A. (2008). *Subsea Pipeline Engineering*. PenWell Corporation. 575p.
- Pessoa, E. F. (2014). Soldagem de revestimento com ligas de níquel empregando o processo MIG/MAG com duplo arame para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural. *Tese de Doutorado. Universidade Federal do Ceará*. 196p.



- Pinto, F. C. (2011). Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L X-65 soldado por feixe de elétrons. *Dissertação de Mestrado*, 123p.
- Reed, R. C. (2006). *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge. 297p.
- Ribeiro, R. A. (2014). Caracterização de Juntas de Aço Carbono Revestidas com Inconel 625 pelo Processo TIG automatizado e pela soldagem por Explosão. *Dissertação (Mestrado)*. Universidade Estadual do Norte Fluminense. 99p.
- S., M. D., & Etom, M. C. (2013). Tenacidade à fratura e dureza na região de Interface em Aços Cladados por Soldagem. *Univerdade Federal do Rio de Janeiro*, 82p.
- Santos, O. A. (2008). Estudo da resistência À corrosão em aço e revestimentos visando aplicação em hastes de bombeio de petróleo. *Dissertação de Mestrado. PET-UNIT*. 143p.
- Schnaut, U. (2014). *A new production method for CRA Lines Steel Pipe based on sheet metal*. Alemanha.: 4th Pipeline Technology Conference. 15p.
- Schulz. (s.d.). *SEAMLESS METALLURGICAL BONDED CLAD PIPE & FITTINGS*. Acesso em abril de 2015, disponível em [http://www.wschulz.com/images/pdf/Catalogue\\_SX\\_Clad\\_Products.pdf](http://www.wschulz.com/images/pdf/Catalogue_SX_Clad_Products.pdf)
- Shankar, V., Rao, K. B., & Mannan, S. L. (s.d.). Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. *Journal of Nuclear Materials*, 222-232.
- Silva, C. C. (2010). Revestimentos de ligas de níquel depositadas pelo processo tig com alimentaçãod e arame frio - Aspectos operacionais e metalúrgicos. *Tese de Doutorado. Universidade Ferederal do Ceará.*, 355p.
- Silva, C. C., Afonso, C. R., Ramirez, A. J., Morra, M. F., Miranda, H. C., & Farias, J. P. (2012). Aspecto Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à base de Níquel Inconel 625. *Soldagem e Inspeção*, 251-263.
- Smith, L. (2012). Engineerign with Clad Steel. *Nickel Institute*, p. 24p.
- Stoloff, N. S. (s.d.). Wrought and Powder Metallurgy (P/M) Superalloys: Properties and Selection: Iron Steels and Hight Performance Alloys. Em A. Handbook, *ASM International* (Vol. I).
- Tillack, D. J., Manning, J. M., & Hensley, J. R. (1991). *Heat Treating of Nickel Alloys* (Vol. IV). ASM HANDBOOK.
- TIP TIG and Weld Automation*. (2014). Disponível em: <http://www.weldreality.com/tip-tig-welders-automated.htm>.

- Varavallo, R. (2014). *Microstructure and Residual Stress Analysis of Explosion Cladded Inconel 625 and ASME SA516-70 Carbon Steel Bimetal Plates*. Advanced Metals Research. 6p.
- Vieira, B. (s.d.). Alteração das propriedades mecânicas de uma liga UNS N08826 por tratamento térmico de envelhecimento. *Universidade do Porto*.
- Voort, V. G., Lucas, G. M., & Manivol, E. P. (s.d.). Metallurgy and Microstructures of Heat Resistant Alloys, Metallurgy and Microstructure. Em A. Handbook, *ASM International* (Vol. IX).
- Wang, J., Lu, M., Zhang, L., Chang, W., Xu, L., & Hu, L. (s.d.). Effect os welding process on the microstructure and properties os dissimilar joints between low alloy steel and duplex stainless steel. Em *International Journal of Minerals, MEtallurgy and MAterials* (Vol. 19, p. 7p.).
- Wilhelm, S. M. (1991). *Evaluation of Alloy 625 Steel Bimetalic Pipr for PEtroleum Service*. The Mineral, Metals and Materials Society. 21p.
- Xing, X., Di, X., & Wang, B. (s.d.). The effect of post-welded heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal. Em *Journal of Alloy and Compounds* p. 110-116.
- Yarmuch, M. (2007). *Overlay Technologies for Wear and Corrosion Applications*. Acesso em março de 2015, disponível em IPEIA Conference: [http://www.ipeia.com/Misc\\_Docs/2007%20Yarmuch.pdf](http://www.ipeia.com/Misc_Docs/2007%20Yarmuch.pdf)
- Zeemann, A., Almeida, D. M., Domingues, G., & Costa, U. P. (2003). A soldagem GTAW. *Revista da Soldagem. ABS.*, 13p.