AVALIAÇÃO DA LIGA NiCrMo-3 SOLDADA EM AISI 8630 COM ALTERAÇÃO DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM

Marco Vinicius Soares da Silva

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Hector Reynaldo Meneses Costa

Coorientadora: Cristiane Maria Basto Bacaltchuk

Rio de Janeiro
Julho / 2016

AVALIAÇÃO DA LIGA NiCrMo-3 SOLDADA EM AISI 8630 COM ALTERAÇÃO DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Marco Vinicius Soares da Silva

Aprovada por:

_____

Presidente, Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc. (orientador)

_____

Prof. Cristiane Maria Basto Bacaltchuk, Ph.D. (coorientadora)

_____

Prof. Ricardo Alexandre Amar de Aguiar, D.Sc.

_____

Prof. Marília Garcia Diniz, D.Sc. - (UERJ)

Rio de Janeiro
Julho / 2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

S586 Silva, Marco Vinicius Soares da
Avaliação da liga NiCrMo-3 soldada em AISI 8630 com alteração da temperatura de soldagem / Marco Vinicius Soares da Silva.—2016.
106f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2016.
Bibliografia : f. 101 - 106
Orientador : Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientadora : Cristiane Maria Basto Bacaltchuk

1. Solda e soldagem. 2. Ligas de níquel. 3. Aquecimento. 4. Revestimento em metal. 5. Tecnologia de materiais. I. Costa, Hector Reynaldo Meneses (Orient.). II. Bacaltchuk, Cristiane Maria Basto (Coorient.). V. Título.

CDD 671.52

DEDICATÓRIA

A Deus;

Aos meus amados pai, Antonio Soares, mãe, Rosa Maria e irmãos, Bruno e Rodrigo, por todo apoio incondicional, sempre;

À minha amada esposa Juliana da Silva.

AGRADECIMENTOS

À FMC Technologies do Brasil, pela confiança;

Ao meu orientador Hector Reynaldo, por todo o conhecimento passado e motivação;

A minha co-orientadora Cristiane Bacaltchuk, pela valiosa orientação;

Aos professores Marília Garcia e Ricardo Alexandre pela participação na banca e avaliação do trabalho;

Ao futuro engenheiro, Fernando Matos, pelo suporte neste trabalho;

Ao engenheiro Fabio Pinto, pelo suporte e liderança;

Ao engenheiro Bruno Brandolin, pelo apoio para finalização do trabalho;

Aos operadores de soldagem, Lourivaldo Rêgo e Diego Ferreira;

A todos que participaram diretamente ou indiretamente desse trabalho.

"A inovação é o que distingue um líder de um seguidor."

Steve Jobs

RESUMO

AVALIAÇÃO DA LIGA NiCrMo-3 SOLDADA EM AISI 8630 COM ALTERAÇÃO DA TEMPERATURA DE SOLDAGEM

Marco Vinicius Soares da Silva

Orientadores:

Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

Cristiane Maria Basto Bacaltchuk, Ph.D.

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em engenharia mecânica e tecnologia de materiais.

Este trabalho consiste na avaliação da soldagem de uma superliga de Níquel (Inconel 625) em substrato AISI 8630 com variação da temperatura de pré-aquecimento com a intenção de verificar a influência do pré-aquecimento na diluição da junta soldada através da análise da penetração e análise da área fundida. Como um segundo objetivo, temos a verificação da influência da temperatura de pré-aquecimento na formação de constituintes no revestimento, que possam reduzir a usinabilidade da superliga Inconel 625. Para a deposição do revestimento, foi utilizado o processo de soldagem TIG e a análise microestrutural foi feita via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Foram feitas medições de microdureza e penetração e avaliado o efeito de tratamento térmico de alívio de tensões tanto na ZTA quanto no revestimento. Os resultados indicaram uma pequena influência na penetração da solda com a variação da temperatura de soldagem, estando o resultado, mais relacionado ao arco elétrico do que a temperatura do substrato. Houve uma variação bem visível na formação da ZTA com o aumento da temperatura de soldagem, resultado esse já esperado e visto em muitos trabalhos. Com relação a precipitação de carbonetos, foi observada uma formação maior de precipitados nas amostras soldadas com maiores temperaturas, antes mesmo do tratamento térmico. Após tratamento térmico, para maiores temperaturas, observou-se uma indicação de precipitados mais coalescidos e menos dispersos na matriz.

Palavras-chave:

Pré-aquecimento. Níquel. Revestimento

Rio de Janeiro
Julho / 2016

ABSTRACT

EVALUATION OF NiCrMo-3 ALLOY WELDED ON LOW ALLOY STEEL 8630 WITH CHANGING OF WELDING TEMPERATURE

Marco Vinicius Soares da Silva

Advisors:

Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

Cristiane Maria Basto Bacaltchuk, Ph.D.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as partial fulfillment of the requirements for the degree of materials technologies and mechanical engineering.

This dissertation consists in an evaluation of overlay welding of Niquel alloy (Inconel 625) in low alloy steel AISI 8630 with changing of pre-heating temperature that intend to analyze the influence of pre-heating on dilution of weld joint by penetration of welding and evaluation of melted area. As a second goal, this works intends to evaluate formation of different microstructure on weld metal that can increase the difficulty to machining the superalloy Inconel 625. For overlay welding was used TIG process and microstructural analysis by means of optical microscope and Scanning Electron Microscope. It was made microhardness and penetration analysis and evaluated the effect of post weld heat treatment (stress relief) not only on HAZ but also on overlay. The results indicate less influence of preheating temperature on penetration of welding, being these results more related to welding parameters. There was a visible variation in formation of HAZ with increasing of welding temperature. This result is in agreement with other studies. Regarding to carbide precipitations, there is an indication of increasing carbide formations in coupons welded at higher temperatures before PWHT. After PWHT, at higher temperatures, there is an indication of bigger and less dissipated carbides.

Keywords:

Pre heating. Nickel. Overlay

Rio de Janeiro
Julho / 2016

SUMÁRIO

I Introdução 18

II Revisão bibliográfica 19

II.1 Indústria do petróleo e gás 19

II.2 Equipamentos para completação submarina 20

II.3 Superligas de níquel na exploração de petróleo e gás 21

II.4 Inconel 625 22

II.5 Propriedades físico-químicas da Superliga de níquel Inconel 625 27

II.6 Aços baixa liga 28

II.6.1 Soldabilidade dos Aços Baixa Liga 28

II.6.2 Soldabilidade do Inconel 625 29

II.6.3 Pré-aquecimento 29

II.7 Processo de Soldagem GTAW-P 31

II.7.1 Principais vantagens e desvantagens 32

II.7.2 Processo de alimentação do metal de adição e processo "Hot Wire" 33

II.7.3 Corrente Pulsada 33

II.8 Diluição 34

II.9 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD´s) 36

II.9.1 Características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's) 37

III Materiais e métodos 40

III.1 Propriedades do substrato 41

III.2 Montagem e pré-aquecimento 44

III.3 Controles e parâmetros de soldagem 45

III.4 Análise Microestrutural 49

III.5 Análise de Microdureza 49

III.6 Avaliação dimensional do revestimento e ZTA 50

IV Resultados e Discussões 51

IV.1 Análise da largura da ZTA em função do aumento da temperatura do substrato 51

IV.2 Análise macrográfica 56

IV.3 Caracterização microestrutural 58

IV.3.1 Micrografias das amostras de 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃ como soldado 58

IV.3.2 Caracterização microestrutural das amostras de 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃ após o TTPS 62

IV.4 Análise das microdurezas das amostras antes e depois do TTPS 64

IV.5 Análise da penetração com o aumento da temperatura do substrato 70

IV.6 Amostras de 50℃ e 500℃ sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)... 73

IV.7 Análises das amostras de 50℃ e 500℃ com tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) 85

V Conclusão 99

VI Sugestões para trabalhos futuros 100

VII Bibliografia 101

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Arranjo submarino típico para extração de petróleo [2]. 19
Figura 2 - Representação esquemática - ANM [3]. 20
Figura 3 - Figura de bloco de válvulas recebendo revestimento de superliga de níquel [6]. 22
Figura 4 - Microestrutura observada em algumas ligas à base de níquel [8]. 25
Figura 5 - Microscopia ótica mostrando carbonetos primários (a), filme contínuo de carbonetos nos contornos de grão (b) e carbonetos discretos na matriz (c) [9]. 26
Figura 6 - Micrografia (MO) de amostra de material após serviço em campo, envelhecida a 923K por 500 horas apresentando precipitados de δ alongados [9]. 26
Figura 7 - Bloco de válvulas de aço forjado AISI 8630 com resistências montadas para pré-aquecimento [2]. 30
Figura 8 - Máquina de pré-aquecimento de 12 canais com controladores de temperatura e alarme sonoro [2]. 31
Figura 9 - Esquema de soldagem do processo GTAW [14]. 32
Figura 10 - Esquema da corrente pulsada (Ip = Corrente de pico, Tp = Tempo da corrente de pico, Ib = Corrente de base, Tb = Tempo da corrente de base) [16]. 34
Figura 11 - Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição (L- Largura, R- Reforço, P- Penetração, AMB- Área do metal base ou substrato, AMA - Área do metal de adição) [17]. 35
Figura 12 - Diagrama de Schaeffler apresentando a composição química prevista para o aço AISI 8630 modificado e Inconel 625 [12]. 36
Figura 13 - Esquema da poça de fusão [12]. 37
Figura 14 - ZPD's tipo praia apresentando dureza maior [12]. 38
Figura 15 - ZPD's tipo praia apresentando dureza maior [12]. 38
Figura 16 - ZPD tipo baías ou península [19]. 39
Figura 17 - ZPD tipo ilha de pequenas dimensões apresentando dureza maior [19]. 39
Figura 18 - Desenho esquemático da soldagem do corpo de prova. 40
Figura 19 - Máquina de soldagem do fabricante Fronius, processo GTAW automatizado. 41
Figura 20 - Aspecto do controlador de temperatura do substrato. 44
Figura 21 - Detalhe da montagem do corpo de prova. 45
Figura 22 - Detalhe da montagem da tocha [20]. 46
Figura 23 - Afiação recomendada do eletrodo de tungstênio. 47
Figura 24 - Aspecto da preparação eletrodo. 47
Figura 25 - Detalhe do corpo de prova com soldagem para cada faixa de temperatura, identificado com as regiões do corte (linhas vermelhas). 48
Figura 26 - Desenho esquemático dos locais das medições de microdureza. 50
Figura 27 - Amostras embutidas na condição como soldadas. Ataque Nital. 51
Figura 28 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 50℃ (A) e 100℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x. 52

Figura 29 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 150℃ (A) e 200℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x. 52
Figura 30 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 250℃ (A) e 300℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x. 53
Figura 31 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 350℃ (A) e 400℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x. 53
Figura 32 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 450℃ (A) e 500℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x. 54
Figura 33 - Gráfico com largura da ZTA em função do aumento da temperatura de soldagem. 56
Figura 34 - Macrografias amostras 50℃ (A) e 100℃ (B), aumento 12,5x e ataque água régia, MO, como soldado. 57
Figura 35 - Macrografias amostras 450℃ (A) e 500℃ (B) aumento 12,5x e ataque água régia, MO, como soldado. 57
Figura 36 - Micrografias da amostra 50℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 58
Figura 37 - Micrografias da amostra 50℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 59
Figura 38 - Micrografias da amostra 100℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 59
Figura 39 - Micrografias da amostra 100℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 60
Figura 40 - Micrografias da amostra 450℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 60
Figura 41 - Micrografias da amostra 450℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 61
Figura 42 - Micrografias da amostra 500℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 61
Figura 43 - Micrografias amostra 500℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. 62
Figura 44 - Micrografias da amostra de 50℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. Com TTPS de 650℃. 62
Figura 45 - Micrografias da amostra de 100℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. Com TTPS de 650℃. 63
Figura 46 - Micrografias da amostra de 450℃, aumento 500x (A) e (B) interface Revestimento. Com TTPS de 650℃. 63
Figura 47 - Micrografias amostra de 500℃, aumento 500x superfície do revestimento. Com TTPS de 650℃. 64
Figura 48 - Gráfico de microdureza do revestimento antes do TTPS (como soldado). 68
Figura 49 - Gráfico de microdureza do revestimento após o TTPS. 68
Figura 50 - Gráfico de microdureza da ZTA antes do TTPS (como soldado). 69
Figura 51 - Gráfico de microdureza da ZTA após o TTPS. 70

Figura 52 - Amostra soldada com temperatura de 100℃ com indicação da área de penetração, aumento 12,5x. 72
Figura 53 - Análise de penetração amostra 50℃ e 100℃, aumento 12,5 x. 72
Figura 54 - Análise de penetração amostra 150℃ e 450℃, aumento 12,5 x. 73
Figura 55 - Análise de penetração amostra 500℃, aumento 12,5 x. 73
Figura 56 - Amostra de 50℃, sem tratamento térmico - revestimento. 74
Figura 57 - Amostra de 50℃, como soldado - interface substrato e revestimento com análise por EDS através de análise de linha. 75
Figura 58 - Análise de linha por EDS da amostra de 50℃, como soldado - interface substrato e revestimento. 76
Figura 59 - Amostra de 50℃, como soldado - revestimento. Indicações dos locais onde foram feitas análises pontuais por EDS. 77
Figura 60 - Análises pontuais por EDS da amostra de 50℃ como soldado - revestimento. Pontos indicados na figura 59. 78
Figura 61 - Amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento com ZPD. 79
Figura 62 - Amostra de 500℃, como soldado - revestimento. 80
Figura 63 - Amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento. 81
Figura 64 - Diagrama TTT de segundas fases em alta temperatura no Inconel [35]. 82
Figura 65 - Amostra de 500℃, como soldado - revestimento com análise de linha por EDS. 83
Figura 66 - Análise de linha por EDS da amostra de 500℃, como soldado - revestimento. 83
Figura 67 - Amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento com análise por EDS. 84
Figura 68 - Análise de linha por EDS da amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento. 85
Figura 69 - Amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento. 86
Figura 70 - Amostra de 50℃, com TTPS - revestimento. 87
Figura 71 - Amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento. 88
Figura 72 - Amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento com análise de linha por EDS. 88
Figura 73 - Análise de linha por EDS da amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento. 89
Figura 74 - Amostra de 50℃, com TTPS - revestimento. Indicações dos locais onde foram feitas análises pontuais por EDS. 90
Figura 75 - Análises pontuais por EDS da amostra de 50℃ com TTPS - revestimento. Pontos indicados na figura 74. 91
Figura 76 - Amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento. 92
Figura 77 - Amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento. 93
Figura 78 - Amostra de 500℃, com TTPS - revestimento. 94

Figura 79 - Amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento com análise de linha por EDS. 95
Figura 80 - Análise de linha por EDS da amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento. 96
Figura 81 - Amostra de 500℃, com TTPS - revestimento. Indicações dos locais onde foram feitas análises pontuais por EDS. 97
Figura 82 - Análises pontuais por EDS da amostra de 500℃, com TTPS - revestimento. Pontos indicados na figura 81. 98

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do AISI 8630 [2]. 42
Tabela 2 - Propriedades mecânicas encontradas no substrato [2]. 42
Tabela 3 - Tratamento térmico do substrato [2]. 43
Tabela 4 - Dureza do substrato [2]. 43
Tabela 5 - Composição química do consumível Inconel 625 [46]. 43
Tabela 6 - Parâmetros utilizados no processo de soldagem. 46
Tabela 7 - Média da largura da ZTA. 55
Tabela 8 - Microdureza Vickers com carga de 300 gf antes do TTPS. 65
Tabela 9 - Média da microdureza Vickers com carga de 300 gf. 65
Tabela 10 - Microdureza Vickers com carga de 300 gf após o TTPS. 66
Tabela 11 - Análise da penetração das amostras de 50℃, 100℃, 150℃, 450℃ e 500℃ 71

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANM: Árvore de Natal Molhada

ASTM: "American Society for Test and Materials" - (Sociedade Americana para Testes e Materiais)

AISI: "American Iron and Steel Institute" - (Instituição Americana de Ferro e Aço)

AWS: "American Welding Society" - (Sociedade Americana de Soldagem)

ASME: "American Society of Mechanical Engineers" - (Sociedade Americana de Engenheiros Mecânicos)

API: "American Petroleum Institute" - (Instituição Americana de Petróleo)

BAP: Base adaptadora de produção

CCC: Cúbica de Corpo Centrado

CCPD: Corrente Contínua com Polaridade Direta

CFC: Cúbica de Face Centrada

EPS: Especificação de Procedimento de Solda

GTAW-P: "Gas Tungsten Arc Welding - Pulsed" - (Arco elétrico gás tungstênio - Pulsado)

MB: Metal de Base

TIG: "Tungsten Inert Gas" - (Gás inerte tungstênio)

MIG: "Metal inert gas" - (Gás inerte metal)

ZTA: Zona Termicamente Afetada

ZPD: Zona Parcialmente Diluída

TCP: "Topologically Close-Packed phases" - (Fases topologicamente empacotadas)

Al: Alumínio

B: Boro

C: Carbono

Co: cobalto

Cr: Cromo

Cu: Cobre

Fe: Ferro

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

Mn: Manganês

Ni: Níquel

Nb: Nióbio

O: Oxigênio

P: Fósforo

S: Enxofre

Si: Silício

W: Tungstênio

MO: Microscópio ótico

TTT: Temperatura tempo transformação

CFC: Cúbica de face centrada

CCC: Cúbica de corpo centrado

ZAC: Zona afetada pelo calor

ETR: "Endless torch rotation" - (Rotação de tocha infinita)

TT: Tratamento térmico

EDS: “Energy Dispersive X-ray Detector” – (Espectrometria de Energia Dispersiva de Raios-X)

Ta: Tântalo

Ti: Titânio

TTPS: Tratamento térmico pós soldagem

TTAT: Tratamento térmico de alívio de tensões

CEFET/RJ: CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA

LF: Linha de fusão

HAZ: "Heat affected zone" - (Zona afetada pelo calor)

PWHT: "Post weld heat treatment" - (Tratamento térmico pós soldagem)

I Introdução

As aplicações de superligas a base de níquel vêm aumentando em função da crescente demanda de materiais que resistam a processos e ambientes considerados agressivos, onde a utilização dos materiais metálicos tradicionais é inadequada. As ligas de níquel são utilizadas com frequência em indústrias petroquímicas, mais precisamente na prospecção de petróleo, devido à sua alta resistência à corrosão. A contra partida dessa característica é a baixa usinabilidade desse material, que ocorre em função da elevada resistência mecânica a altas temperaturas, alta abrasividade, alta ductilidade e alta taxa de encruamento.

Nesse trabalho foi avaliada a soldagem de uma superliga de níquel em substrato AISI 8630 com variação da temperatura de pré-aquecimento, com a intenção de verificar a influência do pré-aquecimento na penetração da soldagem, além de verificar a influência da temperatura de pré-aquecimento na formação de constituintes no revestimento que possam reduzir a usinabilidade; levando a um aumento significativo do custo de usinagem devido a redução da velocidade de corte e quebra de ferramenta.

Foi utilizado o processo TIG automatizado para a soldagem dos corpos de prova e processo pulsado, que minimiza o aquecimento da peça e, por consequência, melhora a qualidade do produto final. A alimentação de arame é automática, com velocidade controlada pela máquina e programada pelo operador de solda.

Os corpos de prova foram pré-aquecidos através de resistências elétricas montadas em seus diâmetros internos, com controle da temperatura feito por termopares soldados às peças e ligados a controladores com indicadores digitais de temperatura, garantindo assim o controle preciso da temperatura de início da soldagem. A temperatura considerada nesse trabalho se refere à temperatura de início da soldagem.

Após soldagem de cada corpo de prova, os mesmos foram cortados em partes iguais e enviadas para laboratório. Foram feitos ensaios de dureza, análise por microscopia ótica com avaliação da ZTA, penetração e avaliação final no MEV com intuito de verificar formação de fases secundárias. Outra parte do corpo de prova foi tratado termicamente pós soldagem com temperatura de patamar de 650℃ e foram realizados os mesmos ensaios e análises a fim de se avaliar o efeito deste tratamento.

II Revisão bibliográfica

II.1 Indústria do petróleo e gás

Equipamentos da indústria de óleo e gás trabalham sob condições extremas e ambientes agressivos, o que exige a utilização de materiais especiais, com propriedades mecânicas específicas, elevadas resistência à corrosão e tenacidade, propriedades estas características de diversos tipos de aços inoxidáveis. No Brasil, o uso destes nesta indústria vem crescendo nos últimos anos com a descoberta de novos campos de exploração, com maiores concentrações de contaminantes e maiores pressões, que estão dentro de uma nova fronteira tecnológica de produção, como os campos do Pré-sal [1 - 2].

A cadeia de fornecedores de tubos, válvulas, compressores, bombas, trocadores de calor, flanges e etc, que serão utilizados na confecção de equipamentos aplicados nas áreas de exploração, vem sendo desafiados a apresentar soluções que atendam essa demanda, onde existe uma exigência de materiais com alta resistência a corrosão e propriedades específicas. A seleção desses materiais especiais pode ser um processo complexo [1 - 2].

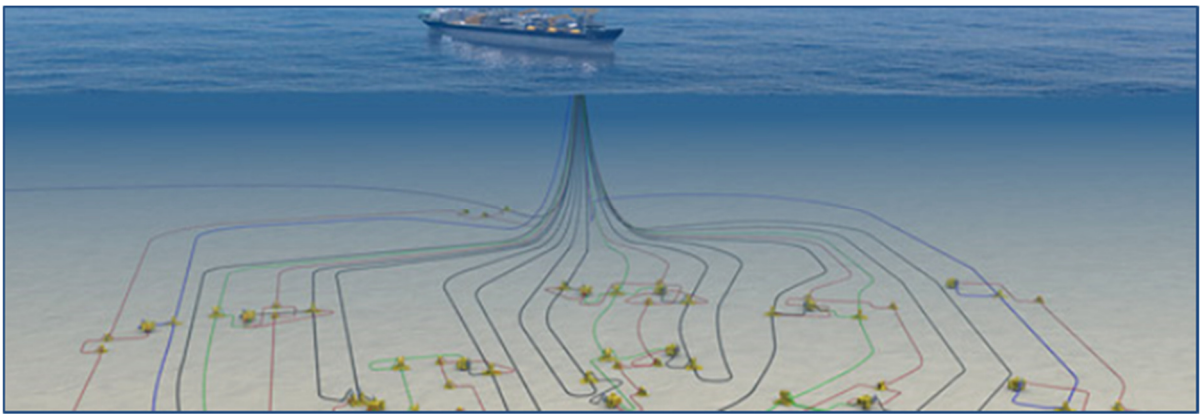


Figura 1 - Arranjo submarino típico para extração de petróleo [2].

Diversos equipamentos fundamentais para a exploração de petróleo e gás utilizam ligas de aço inoxidável, como é o caso da Árvore de Natal Molhada (ANM), Manifolds, etc. ANM é, resumidamente, um conjunto de válvulas tipo gaveta que permitem o fluxo de

produção de petróleo e gás, do poço para a superfície, assim como a injeção de líquido e gás da superfície para o poço [1 - 2].

II.2 Equipamentos para completação submarina

A fase de completação de um poço de petróleo é a fase que envolve a instalação de equipamentos para extração e controle da saída do óleo, dentre esses equipamentos, os já mencionados árvores de natal e os Manifolds, equipamentos compostos por blocos de válvulas, tubulações e equipamentos eletrônicos. Os materiais metálicos em contato com fluidos de produção necessitam ser revestidos com ligas inoxidáveis para aumento da vida útil do equipamento.

A árvore de natal molhada, item mais comum no mercado de óleo e gás, trabalha submersa e pode ser conectada a Manifolds, conforme figura 2. Estes concentram e controlam a produção de várias árvores, antes do envio a superfície. A árvore é constituída por blocos de válvulas gaveta, linhas de fluxo e tubulações, além de sistemas de controle. Resumindo, o conjunto ANM é composto pela base adaptadora de produção (BAP), pelo suspensor de coluna de produção, pela terminação das linhas de fluxo, pela ANM propriamente dita, onde se concentram os blocos de válvulas principais e pela capa da ANM [3].

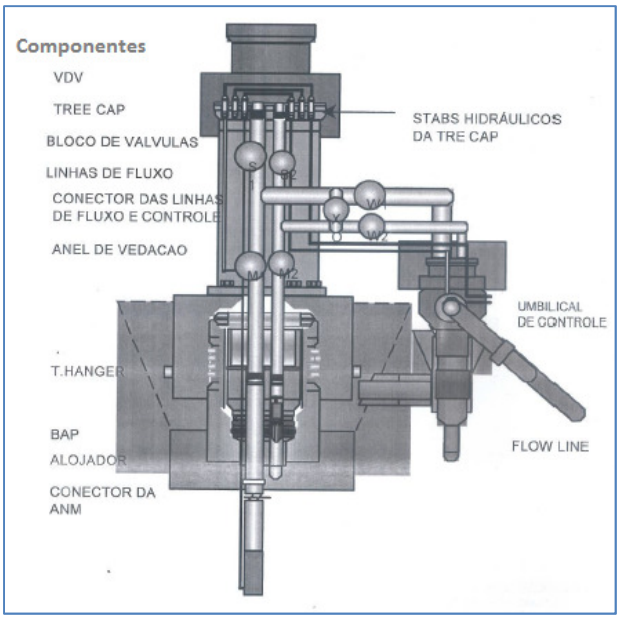


Figura 2 - Representação esquemática - ANM [3].

II.3 Superligas de níquel na exploração de petróleo e gás

As superligas a base de níquel foram inicialmente desenvolvidas para fabricação de componentes de motores submetidos a altas temperaturas, entretanto suas características permitem que esses materiais possam ser usados em várias outras aplicações que exijam, especificamente, resistência mecânica maior e resistência a corrosão. Conforme já mencionado, o mercado de óleo e gás demanda de materiais que mantenham suas características de resistência mecânica e resistência a corrosão quando submetidos a ambientes agressivos com elevadas pressões e contato com fluidos de alta corrosividade. Tais meios geralmente apresentam níveis significativos de sulfeto de hidrogênio, dióxido de carbono, cloretos, e de enxofre livre. Além disso, alguns destes ambientes estão sob pressão de ate 172 MPa e em temperaturas de até 260℃ . Essa combinação (agentes nocivos / temperatura) aumentará consideravelmente a agressividade do meio para com o material dos equipamentos. O cenário formado nessas condições aumenta a possibilidade de trincamento por corrosão sob tensão. Por outro lado, a temperaturas baixas, a fragilização por hidrogênio e trincamento por corrosão sob tensão na presença de sulfetos também são potenciais mecanismos de falha e são promovidos por corrosão galvânica, condições ácidas e H_2S dissolvido. No nível de instalação da árvore de natal molhada (ANM), o ambiente pode apresentar temperaturas na ordem de 4 graus centigrados [4].

A partir da árvore de natal molhada, o óleo é conduzido até a unidade estacionária através de dutos de produção, que podem ser flexíveis ou rígidos. Uma das funções do Manifold é concentrar a produção de várias árvores, enviando o óleo e economizando no uso dos dutos de produção. A parte suspensa de um duto de produção é denominada "riser" (trecho dinâmico), sua operação é critica devido a esforços de fadiga promovidos pela ação da correnteza, efeito das ondas e movimentação da unidade estacionária. A parte dos dutos que estão acomodados no fundo do mar é denominada “flowline” (trecho estático). A extração de óleo nesse ambiente requer materiais especiais. No caso desses materiais, o controle da microestrutura é muito importante [5]. A figura 3 mostra um bloco típico de válvulas tipo gaveta sendo revestido pelo processo de soldagem TIG.



Figura 3 - Figura de bloco de válvulas recebendo revestimento de superliga de níquel [6].

II.4 Inconel 625

A superliga a base de níquel NiCrMo-3, mais comumente conhecida como Inconel 625, possui uma estrutura CFC, austenítica. Sua densidade é de 8,44 g/cm^3 (21ºC) [2]. O módulo de elasticidade a tração e a torção são respectivamente 208 e 81 GPa, ambos a 21ºC. Esta liga possui alto percentual de elementos químicos na forma de solução sólida em sua matriz. É característico dessa liga, uma das razões para elaboração deste trabalho, sua baixa usinabilidade. Isso ocorre devido a alguns fatores:

1. Alta resistência aos efeitos térmicos (material considerado refratário). A maior parte da resistência do material é mantida durante a usinagem;

2. Grande encruamento do material com a usinagem;

3. Carbonetos comuns e necessários à aplicação da liga causa desgaste das ferramentas da usinagem;

4. Altas taxas de difusão no par ferramenta-peça devido às altas temperaturas presentes na região de corte;

5. Ocorre soldagem por fricção da liga de níquel na superfície da ferramenta de corte, devido à alta adesão da liga além das baixas velocidades empregadas para a usinagem;

6. Alta ductilidade em uma dureza média (~300 HV), levando à dificuldade de formação e quebra do cavaco;

7. Baixa condutividade térmica, tornando a superliga refratária. Há um aquecimento maior da ferramenta e, por consequência, maior desgaste [7 - 8].

A microestrutura de uma liga à base de níquel, como o Inconel 625, é formada através de solução sólida de matriz reforçada, contendo diversos tipos de carbonetos além de fase secundária após transformações [7].

As fases que constituem o Inconel 625 são:

1. Liga matriz (γ) - Gama

É a solução sólida CFC com alto percentual de elemento de liga. Elementos como W, Mo e Cr, que promovem o aumento da dureza por solução sólida são adicionados na liga acima de 65% da temperatura de fusão, faixa de temperatura em que acontece a fluência, o endurecimento é dependente da difusão. A velocidade baixa de difusão dos elementos Mo e W é benéfica, pois promovem o aumento da dureza, além da diminuição da taxa de fluência da matriz em altas temperaturas [7, 8].

2. Fase (γ') – Gama primária

Esta fase surge pela precipitação de altas frações de Al e Ti de acordo com a austenita de níquel ($Ni_3(Al,Ti)$). Esta é um intermetálico que aumenta a resistência mecânica da liga à medida que a temperatura se eleva, de modo semelhante ao que ocorre nas ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, porém sendo muito mais estável do ponto de vista termodinâmico, o que favorece a manutenção da elevada resistência mecânica, mesmo em altas temperaturas. Sendo assim, a resistência mecânica das superligas de níquel é fortemente influenciada pelas características das partículas de fase γ', como sua

quantidade, tamanho médio, formato e distribuição, uma vez que essas partículas, coerentes com a matriz, induzem o aparecimento de distorções no reticulado da mesma, as quais estão associadas a tensões elásticas, que dificultam o movimento de discordâncias. Superligas modernas são caracterizadas por uma fração volumétrica alta desses precipitados. O desarranjo entre γ/γ´determina a morfologia de γ´. Um desarranjo na ordem de (0,05%) faz com que γ´ tenha a forma esférica, um aumento deste desarranjo leva a formação de γ´ na forma de cubos com interface {100} e um desarranjo acima de 1,25% faz com que γ´ ocorra como placa semi-coerente [8].

3. Carbonetos

Carbono é adicionado para reagir com os elementos refratários e reativos resultando na formação de carbonetos primários. Durante a exposição a temperaturas elevadas em longos períodos, os carbonetos primários são decompostos em outros dois tipos de carbonetos, localizados nos contornos de grão, proporcionando um aumento da resistência às tensões, principalmente àquelas de origem trativa [7].

Os carbonetos mais comumente encontrados nas ligas de níquel são os MC, M_6C, M_7C_3 e $M_{23}C_6$, onde M é um elemento ou elementos metálicos formadores de carbonetos, conforme figura 4. Carboneto do tipo MC possui geralmente forma de blocos e se formam mais durante a solidificação, como no caso de uma soldagem. Aparecem como partículas discretas, distribuídos heterogeneamente pela matriz. Os carbonetos MC são as principais fontes de carbono para serem usados pela liga durante tratamentos térmicos e serviço [8].

Outros tipos de carbonetos como M_6C e $M_{23}C_6$ (presentes na figura 4), se formam da ordem de 815 a 980ºC e 760 a 980ºC respectivamente. Esses carbonetos controlam o tamanho de grão e a precipitação em placas de Widmanstätten, assim possuem uma função ímpar no controle da ductilidade e ruptura. São carbonetos de estrutura semelhante aos do tipo $M_{23}C_6$, mas geralmente aparecem quando os teores de elementos refratários são elevados, como o molibdênio ou o tungstênio. Carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ se formam durante serviço ou tratamento térmico, tanto a partir da degeneração dos carbonetos MC, quanto do carbono solúvel residual existente na matriz da liga [8].

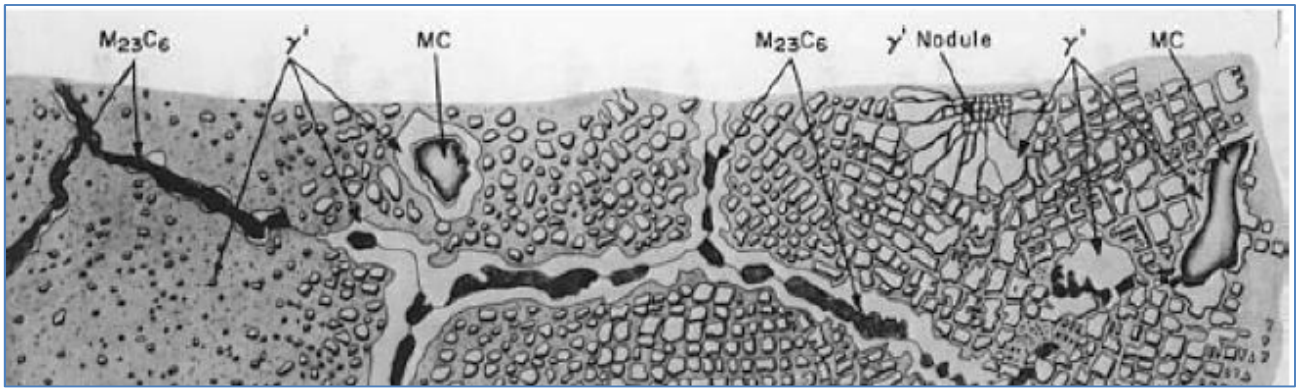


Figura 4 - Microestrutura observada em algumas ligas à base de níquel [8].

4. Contornos de grãos

   Uma fina camada de carbonetos e outros elementos químicos em proporções menores formam esta região que resultam no aumento de resistência sob temperaturas médias a elevadas [7].

5. Fases TCP – Fases topologicamente empacotadas

   Estas são fases secundárias μ, σ e δ que proporcionam resistência mecânica à liga. Sua estrutura é tetragonal e sua interação ocorre pela afinidade química e geométrica com a matriz CFC da liga [7].

A quantidade presente destas fases poderá variar de acordo com o processo de fabricação e processos termomecânicos submetidos à liga, conforme figuras 5 e 6.

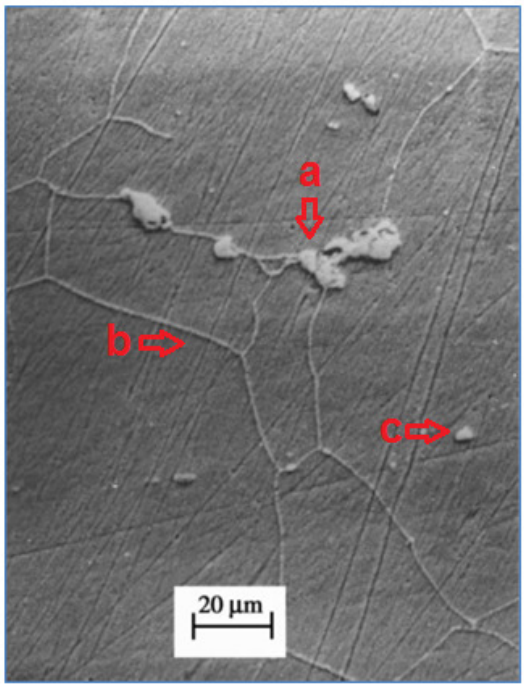


Figura 5 - Microscopia ótica mostrando carbonetos primários (a), filme contínuo de carbonetos nos contornos de grão (b) e carbonetos discretos na matriz (c) [9].

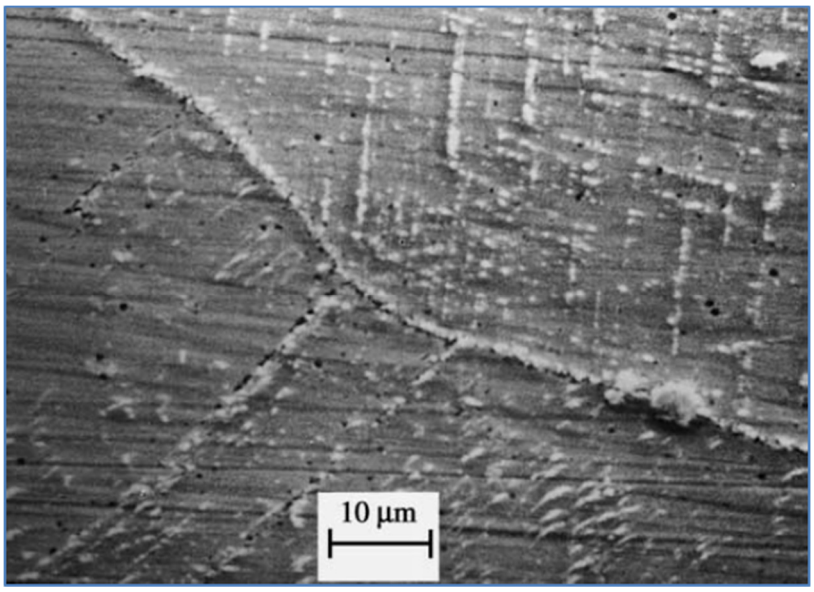


Figura 6 - Micrografia (MO) de amostra de material após serviço em campo, envelhecida a 923K por 500 horas apresentando precipitados de δ alongados [9].

II.5 Propriedades físico-químicas da Superliga de níquel Inconel 625

A superliga e de níquel Inconel 625 possui vários elementos em sua composição, que são responsáveis por muitas propriedades do material. Abaixo são descritos os principais elementos de liga do Inconel 625 e sua influência.

- Cromo (Cr): Aumento da resistência à corrosão. Diminui a usinabilidade devido a sua forte presença na formação de carbonetos ($M_{23}C_6$);

- Ferro (Fe): O acréscimo de ferro tende a baixar a resistência à corrosão, devido a baixa escala de aderência de óxido (elemento desoxidante);

- Molibdênio (Mo): Por ser um material refratário, é acrescido na liga para aumentar a resistência mecânica e à corrosão em altas temperaturas. Forma carbonetos M_6C resistentes à abrasão;

-Nióbio (Nb): Também é considerado refratário. Modera o endurecimento da liga quando associado ao alumínio e ao titânio (Formação de carboneto do tipo MC);

- Tântalo (Ta): Considerado também refratário. Adicionado em forma de solução sólida aumenta a resistência da liga. Possui efeito prejudicial na usinabilidade, pois também aumenta a formação de carbonetos (MC);

- Carbono (C): É um elemento intersticial de aumento de resistência do níquel. Possui grande influência na formação de carbonetos;

- Silício (Si): Aumenta a fluidez da soldagem. Favorece a fratura à quente da liga;

- Fosforo (P) e Enxofre (S): São elementos indesejáveis para a liga devido sua capacidade de fragilização em temperaturas médias;

- Alumínio (Al): Possui o maior o potencial de endurecimento da liga. Sua presença fragiliza o material. Responsável pela formação de carbonetos complexos junto do titânio, bem como o Al_2O_3, que possui alta resistência à corrosão em temperaturas elevadas;

- Titânio (Ti): Modera a capacidade de endurecimento da liga, quando substitui em volume o alumínio. Presente na formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$;

- Cobalto (Co): Aumenta a resistência em altas temperaturas. Diminui a usinabilidade do material e reduz a solubilidade do alumínio e do titânio na matriz CFC austenítica. Possui maior solubilidade para o carbono do que para o níquel, logo para uma quantidade equivalente de carbono, menos carbonetos estarão presentes na matriz δ.

Como já citado anteriormente, as ligas a base de níquel são resistentes ao calor e a corrosão quando submetidas a meios quimicamente agressivos. Essas ligas permanecem com elevada resistência mecânica em altas temperaturas e a corrosão é relativamente lenta. Este aspecto deve ser observado quando da especificação da ferramenta de corte e dos parâmetros de processo, além do meio lubrificante/refrigerante que deverá ser utilizado durante a usinagem [7, 10].

II.6 Aços baixa liga

II.6.1 Soldabilidade dos Aços Baixa Liga

Entende-se por soldabilidade, a facilidade que um material tem para ser soldado garantindo a manutenção das propriedades físicas, químicas e metalúrgicas da junta soldada. Outras definições colocam a soldabilidade como a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada. A maioria das ligas metálicas são soldáveis mas, logicamente, algumas apresentam maiores dificuldades de se manter as propriedades desejadas. Para se determinar a soldabilidade de um material, é necessário considerar o processo de soldagem e sua aplicação [11].

Especificamente para os aços baixa liga é necessário o uso de pré-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem, além do controle rígido das temperaturas de interpasse.

Dessa maneira, consegue-se uma junta soldada com as características desejadas, conforme qualificação do procedimento de soldagem e mantendo propriedades desejadas como tenacidade e tensão de ruptura. Um alto calor adicionado durante a soldagem resulta em um excessivo crescimento de grãos prejudicando a tenacidade e a tensão de ruptura [11, 12].

Estes aços não devem ser normalizados ou revenidos após a soldagem, embora o tratamento térmico de alívio de tensões se torne uma exigência quando a espessura do componente for maior que 35 mm. Com relação as temperaturas do tratamento de alívio de tensões, deve ser sempre consultada a faixa de temperatura pela qual o material passou durante o processo de revenimento anteriormente a soldagem, pois temperaturas próximas podem fazer com que o material sofra redução das propriedades mecânicas. A mesma atenção deve ser tomada quando das aplicações em trabalho a quente [12].

II.6.2 Soldabilidade do Inconel 625

A superliga de níquel Inconel 625 apresenta boa soldabilidade tanto para os processos de soldagem TIG e MIG quanto para outros processos. O Inconel 625 não apresenta grandes mudanças das propriedades mecânicas com mudanças no processo de soldagem ou variações nos parâmetros de soldagem, tendo as trincas a quente como principal defeito pós-soldagem sendo o mesmo relacionado com a presença de fósforo e enxofre.

II.6.3 Pré-aquecimento

O pré-aquecimento é uma operação utilizada no substrato a ser soldado, que consiste em aquecer localmente a região da solda reduzindo assim a condutividade térmica do material e a taxa de resfriamento da junta soldada. A realização do pré-aquecimento depende da composição química do aço, das propriedades dos metais de base e do processo de soldagem empregado [12].

O controle da temperatura pode ser realizado por meio de pirômetros de contato e/ou termopares soldados a peça ou ainda, lápis térmicos.

O pré-aquecimento de um material antes da soldagem diminui a dureza na zona termicamente afetada devido a redução da taxa de resfriamento e por consequência,

minimização da formação de martensita, além de diminuir as tensões residuais finais na peça devido a soldagem e o processo natural de contração pós solidificação. Um gradiente térmico de pequena intensidade entre o metal de solda e o metal de base resulta em uma baixa retirada de calor da zona soldada provocando assim a redução da taxa de resfriamento. Já o pré-aquecimento a altas temperaturas pode facilitar a formação de trincas a quente, em consequência do aumento de segregação dos elementos residuais durante o processo de soldagem, como fósforo e enxofre, causando liquação em fases de baixo ponto de fusão [12].

Os blocos e peças de aço forjado revestidos de liga de material inoxidável possuem geometria complexa, o que dificulta o pré-aquecimento antes da soldagem de maneira homogênea. O pré-aquecimento é feito através de resistências elétricas e o controle de temperatura é feito por termopares de controle soldados nas regiões próximas aos colos que serão soldados. A figura 7 mostra um bloco comum no mercado de óleo e gás sendo montado com as resistências, antes da soldagem.

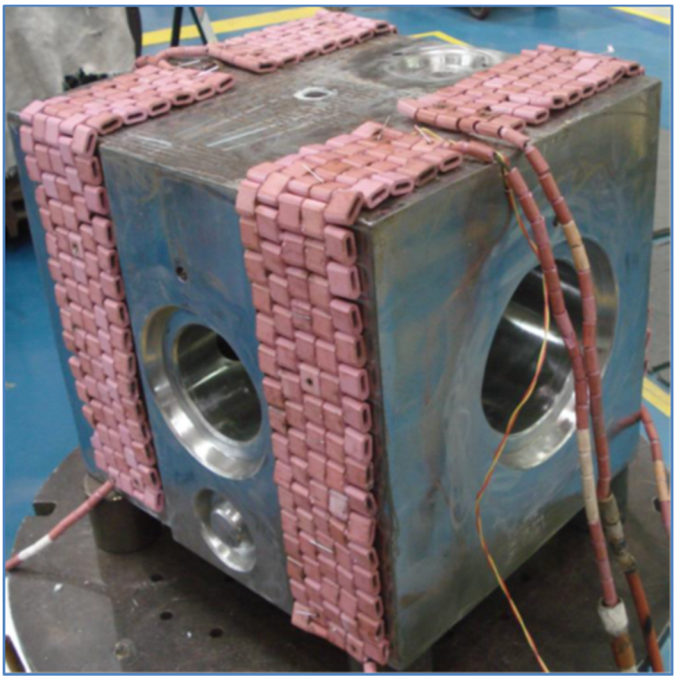


Figura 7 - Bloco de válvulas de aço forjado AISI 8630 com resistências montadas para pré-aquecimento [2].



Figura 8 - Máquina de pré-aquecimento de 12 canais com controladores de temperatura e alarme sonoro [2].

II.7 Processo de Soldagem GTAW-P

O processo GTAW-P ou TIG pulsado é um processo de soldagem largamente utilizado na indústria, que usa como fonte de calor o arco elétrico, através de um eletrodo não consumível de tungstênio, para fundir metais, conforme figura 9. O processo utiliza como gás de proteção um gás inerte, geralmente argônio ou hélio, sendo a soldagem autógena ou com metal de adição. Possui uma excelente qualidade, além de ser um processo limpo e o mais utilizado para passe de raiz e materiais de pequena espessura. O processo TIG é mais utilizado para soldagem de ligas de alumínio, magnésio, titânio, aços inoxidáveis, entre outros, sendo este o processo mais indicado para pequenas espessuras [13].

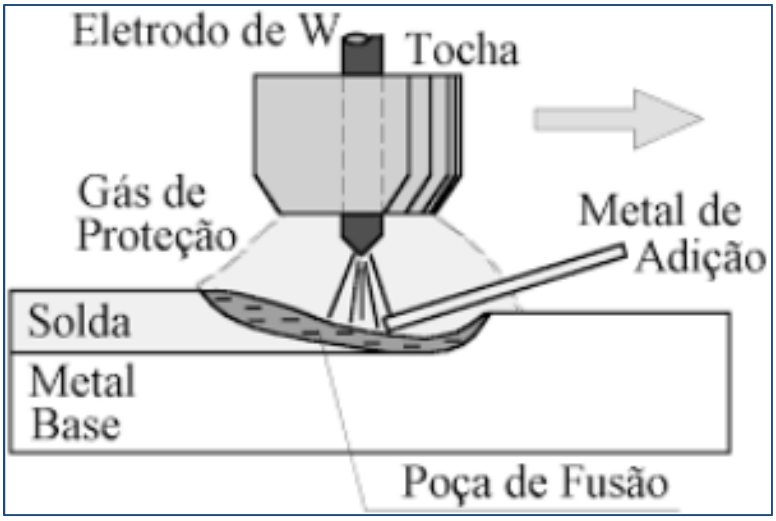


Figura 9 - Esquema de soldagem do processo GTAW [14].

II.7.1 Principais vantagens e desvantagens

A soldagem TIG apresenta os seguintes tipos de vantagens:

- Cordões de solda de alta qualidade e acabamento, sem escória e sem respingos;
- Pode ser empregado em todos os tipos de posições;
- Menor aquecimento da peça soldada [13].

A soldagem TIG apresenta as seguintes desvantagens:
- Só pode ser realizada em local protegido, devido a proteção gasosa;
- Produtividade baixa devido à baixa taxa de deposição de material;
- Dependência da habilidade do soldador, quando não automatizado [13].

Duas variantes para deposição de material podem ser usadas na soldagem TIG, o processo “Hot Wire” ou arame quente e o processo “Cold Wire” ou arame frio, respectivamente. Neste trabalho foi utilizado o processo hot wire. O processo Cold Wire é utilizado para diâmetros pequenos, com redução da velocidade de soldagem.

II.7.2 Processo de alimentação do metal de adição e processo "Hot Wire"

A adição de material por meio do processo Hot Wire consiste em pré-aquecer o metal de adição, com auxilio de equipamento periférico. O arame é pré-aquecido em consequência da resistência elétrica, oferecida pela passagem de uma corrente alternada, que utiliza uma fonte de tensão constante. A corrente alternada é utilizada para pré-aquecer o arame e evitar a extinção do arco. Arames pré-aquecidos tem sido utilizados para soldagem de aços carbono, baixa liga, aços inoxidáveis e ligas de cobre e níquel, entretanto, não se recomenda para alumínio e cobre, em consequência da baixa resistividade elétrica desses arames, que requerem alta corrente de aquecimento, provocando excessiva deflexão do arco e má fusão do arame [12].

II.7.3 Corrente Pulsada

A utilização de corrente pulsada consiste em variar a intensidade de corrente por um intervalo curto de tempo, com o intuito de controlar a quantidade de calor adicionada à peça durante a soldagem. Na figura 10 observa-se uma representação típica de corrente pulsada.

Existem muitas vantagens em se utilizar o processo com corrente pulsada, pois é possível aumentar a penetração e obter uma corrente média de elevada intensidade, possibilitando um calor imposto controlado e menor distorção (empenamento) na peça, em relação à corrente contínua com polaridade direta [12].

A principal vantagem da corrente pulsada é permitir uma combinação da força, boa penetração e fusão do pulso, enquanto mantém a aérea de soldagem relativamente fria. Assim, é possível obter maiores penetrações, quando comparado ao processo utilizando corrente contínua constante, além de possibilitar o trabalho com materiais mais sensíveis à aposição de calor com minimização das distorções. Por esses motivos, o processo também é particularmente útil na soldagem de materiais muito finos. Apesar de muito utilizada nos processos automatizados, a corrente pulsada oferece vantagens também para a soldagem manual. Os soldadores mais inexperientes podem aumentar a sua habilidade através da contagem dos pulsos para controlar a velocidade da tocha e do arame frio de alimentação. Para os soldadores mais experientes, a corrente pulsada permite a soldagem de materiais

mais finos e ligas não similares com maior facilidade. A figura abaixo apresenta uma representação de um cordão de solda realizado por corrente pulsante [15].

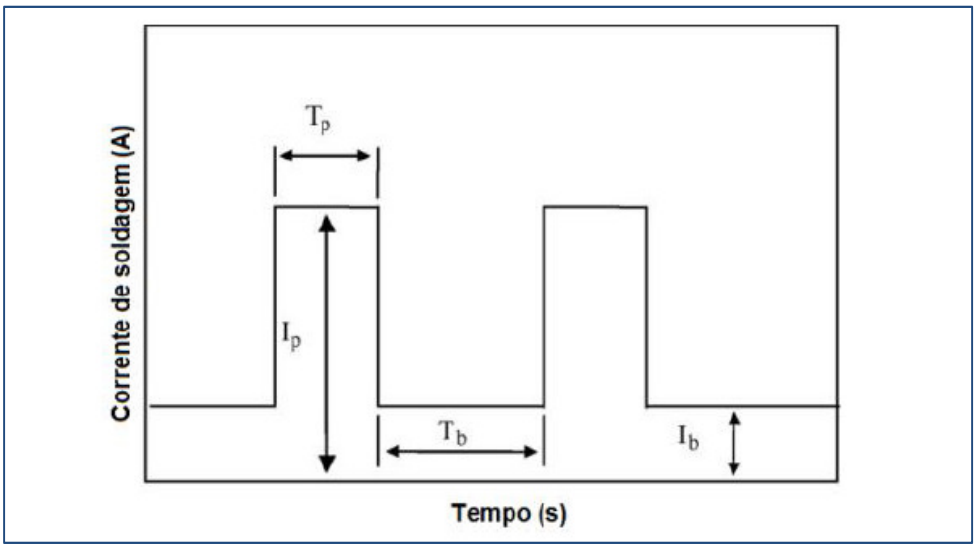


Figura 10 - Esquema da corrente pulsada (Ip = Corrente de pico, Tp = Tempo da corrente de pico, Ib = Corrente de base, Tb = Tempo da corrente de base) [16].

II.8 Diluição

A diluição é medida de acordo com a área do reforço em função da área de penetração, conforme figura 11. O controle da diluição em uma soldagem de revestimento como apresentado neste trabalho é extremamente importante. Valores baixos de diluição são desejáveis para manter a composição química do metal de adição com teores reduzidos de Fe e, consequentemente, garantir sua resistência à corrosão. Revestimentos com alta diluição do substrato aumentam o teor de ferro do metal de solda e reduzem consideravelmente a resistência à corrosão das ligas de níquel, que em algumas normas esta condicionada a, no máximo, 10% de Fe [17].

Devido à diluição de Fe proveniente do substrato tem-se por norma a soldagem de no mínimo duas camadas de revestimento de liga de níquel, a fim de se conseguir os teores de Fe desejáveis para garantir a resistência à corrosão da solda.

A análise mais comumente usada para avaliar a diluição após soldagem se dá pelo uso da metodologia apresentada nas figuras 11 e equação 1 [17]. Em função da necessidade de soldagem de 2 camadas, a análise da penetração da soldagem pode gerar resultados importantes que indiquem uma maior ou menor diluição.

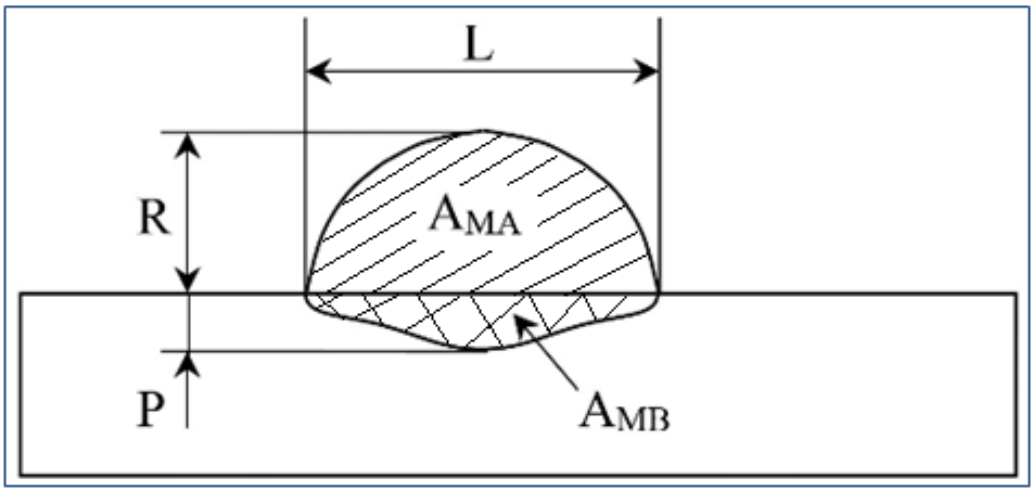


Figura 11 - Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição (L- Largura, R- Reforço, P- Penetração, AMB- Área do metal base ou substrato, AMA - Área do metal de adição) [17].

$$D\ (\%) = (\ Amb\ /\ Amb + Ama)\ x\ 100 \qquad \textbf{Eq. 1}$$

Usualmente, para soldagem de ligas especiais, pode ser utilizado o diagrama de Schaeffler, conforme figura 12, para determinar as microestruturas da solda onde pode ser determinado a composição química do material a ser estudado [12].

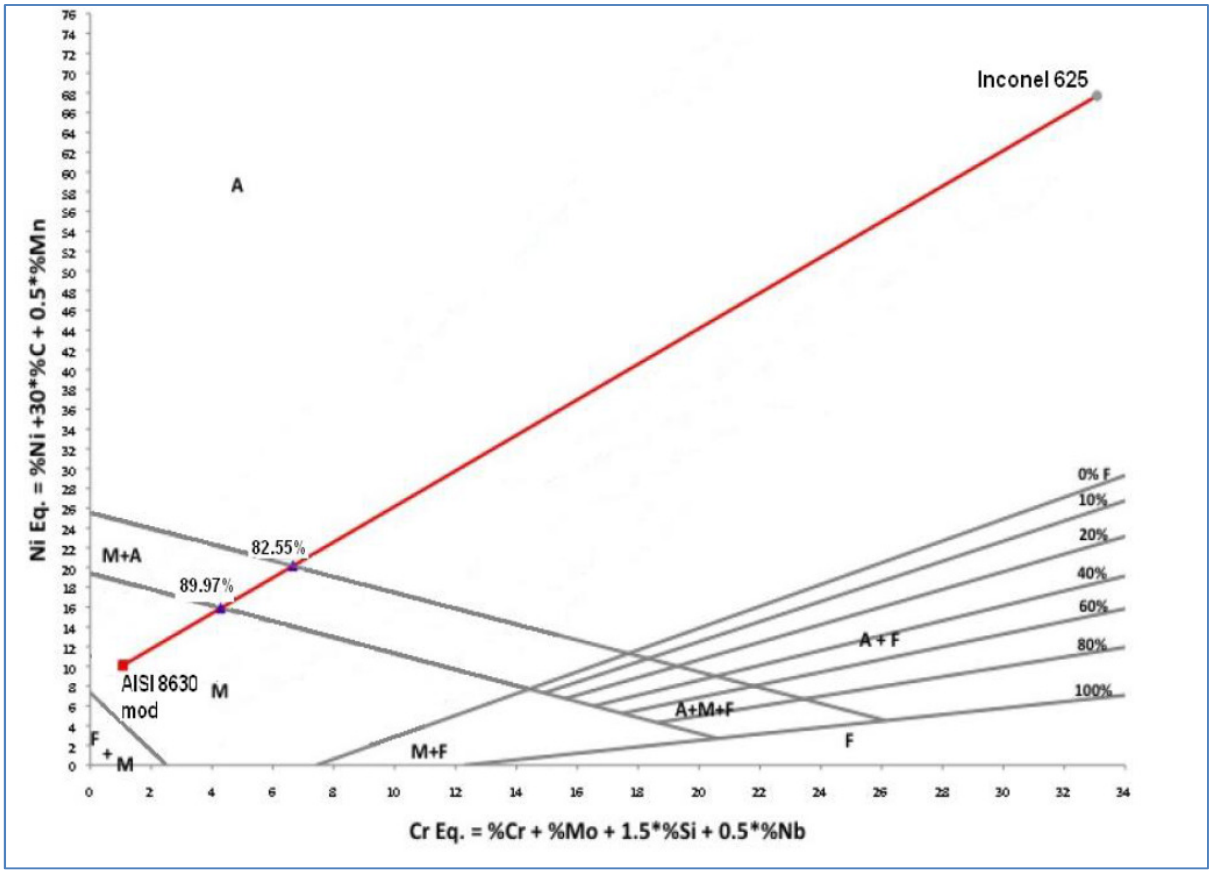


Figura 12 - Diagrama de Schaeffler apresentando a composição química prevista para o aço AISI 8630 modificado e Inconel 625 [12].

II.9 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD´s)

Quando se realiza a soldagem de materiais dissimilares ocorre a formação de pequenas zonas diluídas, duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão. Estas regiões de ordem micrométrica possuem uma variação química especifica, mas intermediária entre o metal de base e o metal de adição podendo ser determinadas qualitativamente por cálculos de diluição. Essas regiões são denominadas zonas parcialmente diluídas (ZPD).

As ZPD's podem fragilizar uma solda tornando a junta susceptível ao ataque de corrosão por "pitting", fragilização por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em meios onda haja presença de H_2S, queda de resistência mecânica, em especial impacto, e falhas por fadiga, podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato. Torna-se então necessário buscar condições que minimizem a formação das zonas parcialmente diluídas [12 - 18].

A formação de ZPD se dá em função da composição química e da condição de soldagem, que pode gerar turbulência da poça de fusão indesejável, tendo uma influência significativa na formação de ZPD. Em soldagens dissimilares, uma mistura completa na poça de soldagem, incluindo a interface desta poça com o substrato sólido é muito improvável, em função desta turbulência gerada pelo arco elétrico. A velocidade de deslocamento de um líquido é zero sobre uma parede sólida (condição de contorno de não - deslizamento), de acordo com as teorias da mecânica dos fluidos; logo, próximo à interface da poça de fusão a convecção é enfraquecida, e uma camada líquida de substrato estática ou de fluxo laminar pode existir na interface. Durante a soldagem esta camada de substrato líquido pode não se misturar ou misturar-se parcialmente com o metal de solda líquido da poça, gerando ZPD. As ZPD's podem ser compostas de diferentes constituintes, podendo ser deletérios, com microestruturas indesejadas como a martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas tais como, Sigma e Chi, dependendo do substrato e do consumível utilizados [18]. Na figura 13 estão representadas todas as regiões.

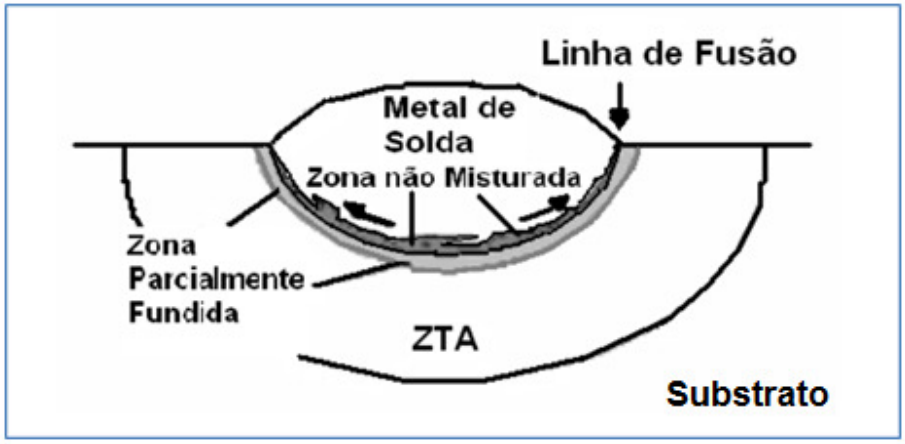


Figura 13 - Esquema da poça de fusão [12].

II.9.1 Características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)

As ZPD's são compostas de várias formas e tamanhos e ocorrem de forma irregular além de possuir a seguinte classificação:

Estruturas de "Praias" – pequenas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão ou em regiões dispersas na linha de fusão, conforme figuras 14 e 15.

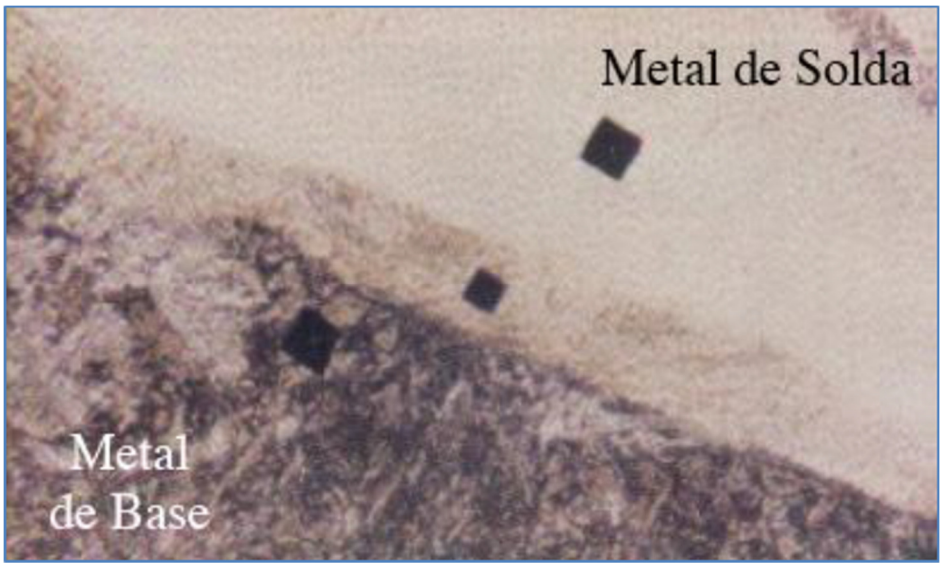


Figura 14 - ZPD's tipo praia apresentando dureza maior [12].

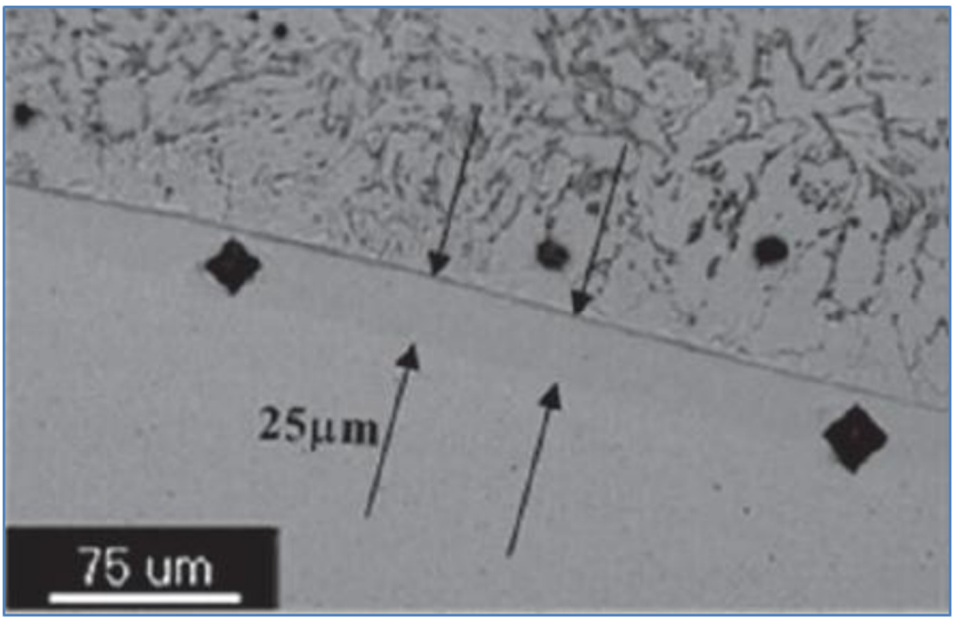


Figura 15 - ZPD's tipo praia apresentando dureza maior [12].

Estruturas de "Baías" – áreas parcialmente circundadas pelo metal de base, ao qual usualmente apresentam dureza elevada, conforme observado na figura 16.

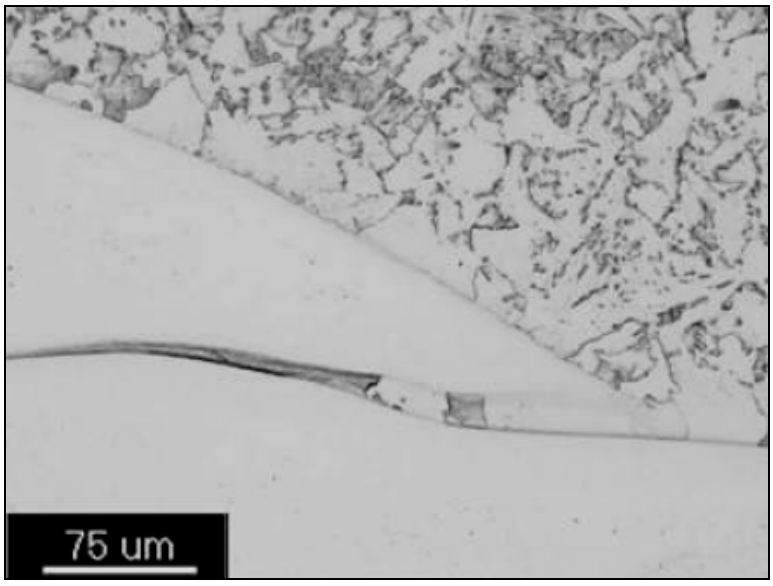


Figura 16 - ZPD tipo baías ou península [19].

Estruturas de “Ilhas” – Regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas não podendo ser identificadas na interface do revestimento e MB de acordo com a figura 17.

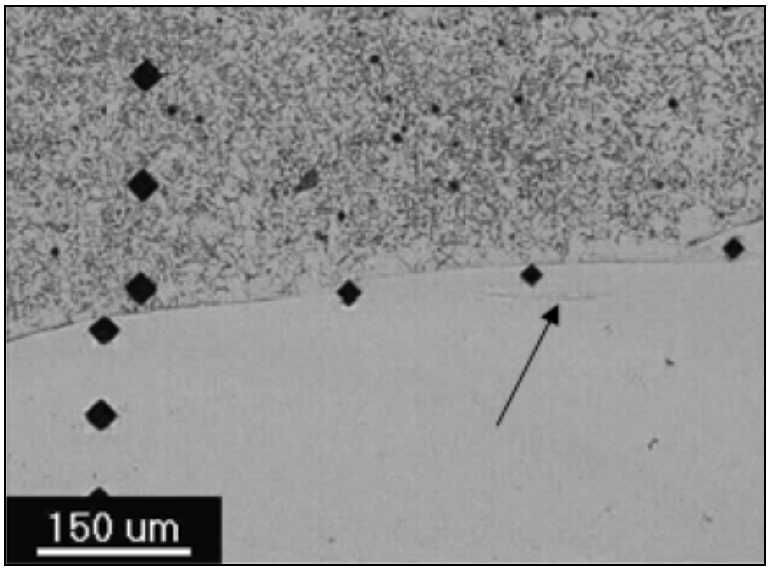


Figura 17 - ZPD tipo ilha de pequenas dimensões apresentando dureza maior [19].

III Materiais e métodos

Para este trabalho foi soldado um corpo de prova em material AISI 8630 e usado consumível da superliga de Níquel NiCrMo-3 (Inconel 625) com variação da temperatura de pré-aquecimento, conforme mostrado na figura 18, com o intuito de se avaliar a influência da temperatura de pré-aquecimento na penetração, além de influência da temperatura de soldagem do substrato na formação de precipitados que venham a reduzir a usinabilidade do Inconel.

O processo utilizado foi o processo TIG automatizado com máquina do fabricante Fronius e sistema ETR, que faz a tocha de soldagem girar, mantendo as peças fixas no momento da soldagem, como pode ser visto na figura 19. O material AISI 8630 é um material utilizado em larga escala no mercado de óleo e gás.

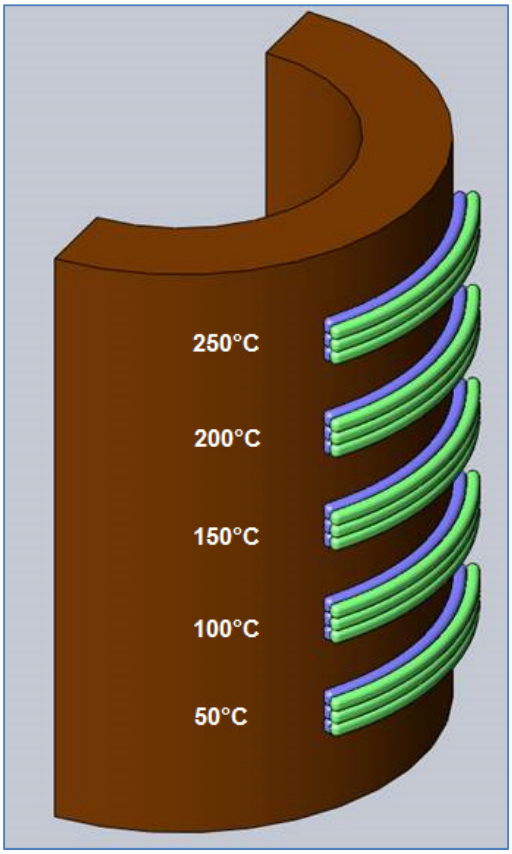


Figura 18 - Desenho esquemático da soldagem do corpo de prova.

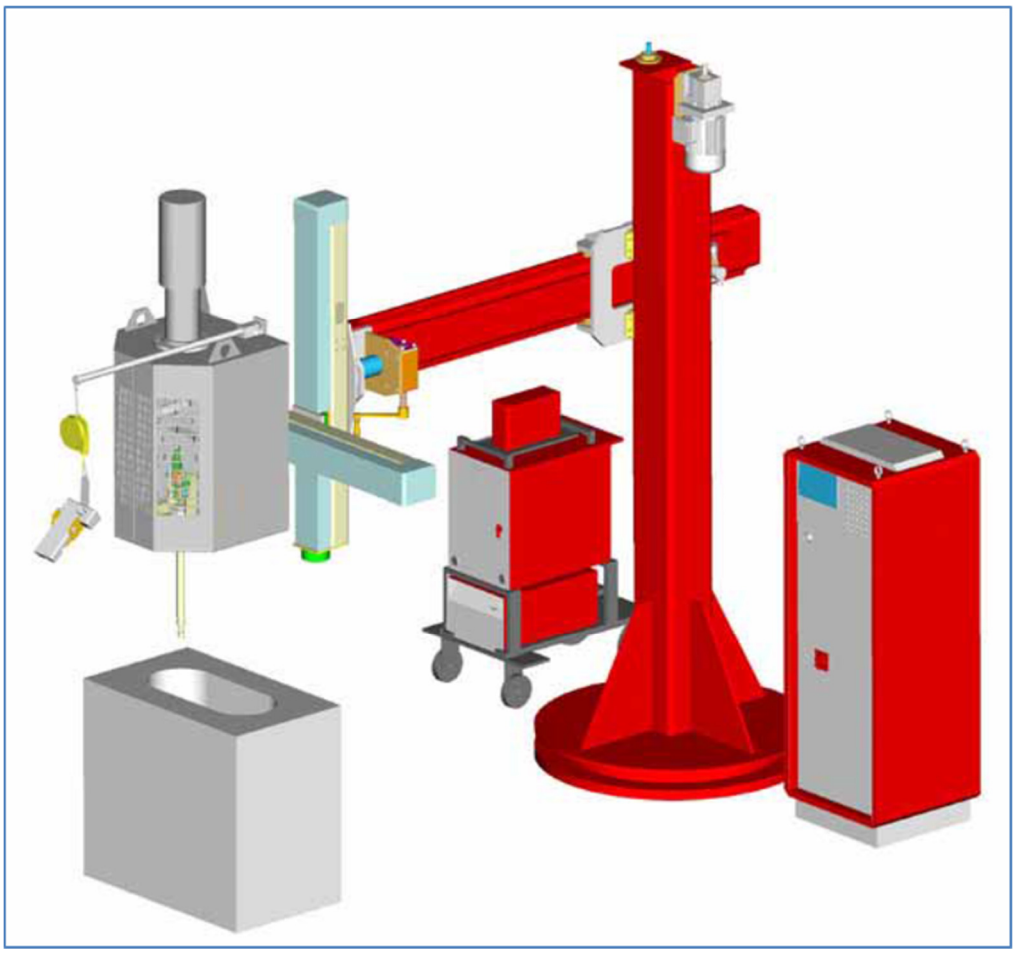


Figura 19 - Máquina de soldagem do fabricante Fronius, processo GTAW automatizado.

III.1 Propriedades do substrato

Nas tabelas 1, 2, 3 e 4, são apresentadas a composição química do substrato utilizado neste trabalho, bem como algumas propriedades mecânicas e informações sobre os tratamento térmicos realizados, de acordo com o relatório FMC número 47370869. O material utilizado foi fornecido pela empresa Howco Group, na forma de barra, com 8.50" de diâmetro externo e 29.80" de comprimento. Após o recebimento da matéria prima, foi usinado o corpo de prova com o diâmetro interno de 5.00", em um comprimento de 10.00", mantendo o diâmetro externo conforme foi fornecido. O Inconel 625 foi fornecido pelo fabricante Special Metals, com a composição química especificada pela tabela 5.

Tabela 1 - Composição química do AISI 8630 [2].

Elementos	Especificação (%)	Econtrado (%)
Carbono	0,25 - 0,33	0,3150
Manganês	0,70 - 1,10	0,8800
Cromo	0,85 - 1,00	0,9400
Molibdênio	0,35 - 0,45	0,4000
Níquel	0,75 - 0,90	0,8100
Silício	0,15 - 0,35	0,3000
Fósforo	0,025	0,0080
Enxofre	0,025	0,0120
Vanádio	0,06	0,0020
Cobre	0,25	0,1800
Titânio	0,06	0,0010
Aluminio	0,035	0,0200

Tabela 2 - Propriedades mecânicas encontradas no substrato [2].

Localização ensaio tração	Direção	Rp 0,2% (Escoamento)	Rm (Ruptura)
1/4 T	Longitudinal	517 a 655	655 a 786
Resultados (MPa)		589	744

Localização Ensaio Charpy	Direção	Rp 0.2%	Lat. Exp	Ciz.
1/4 T	Longitudinal	42/28	0.000 min	----
Resultados (Joules)	46℃ negativos	59 80 70	,71 ,99 ,76	20 20 20

Tabela 3 - Tratamento térmico do substrato [2].

Tipo	Temp (°C)	Tempo de patamar
Normalização	900	3 hrs
Têmpera	870	3 hrs
Revenido	680	9 hrs

Tabela 4 - Dureza do substrato [2].

	Especificação	Encontrado
Dureza material	207 / 237 HBW	218 / 228 HBW

Tabela 5 - Composição química do consumível Inconel 625 [46].

Elementos	AWS (%)
C	0,10 max
Mn	2,5 – 3,5
Si	0,5 max
P	0,03 max
S	0,015 max
Cr	18,0 – 22,0
Ni	67,0 min
Cu	0,5 max
Fe	3,0 max
Ti	0,75 max
Nb e Ta	2,0 – 3,0
Outros	0,5 max

III.2 Montagem e pré-aquecimento

Para o pré-aquecimento, foram utilizadas resistências elétricas comumente utilizadas nesse tipo de soldagem, garantindo maior homogeneidade de temperatura no corpo de prova. A resistência foi coberta com manta cerâmica a fim de minimizar a troca de calor com o ambiente. Foram utilizados, para controle de temperatura da soldagem, termopares do tipo cromel / alumel soldados à peça. A temperatura foi monitorada por controladores com mostrador digital e alarme sonoro e visual (figura 20), que são programados conforme temperatura que se deseja pré-aquecer a peça. As máquinas de pré-aquecimento enviam corrente elétrica para as resistências conforme temperatura medida pelo termopar soldado à peça, garantindo a temperatura desejada na soldagem, conforme figura 21.



Figura 20 - Aspecto do controlador de temperatura do substrato.

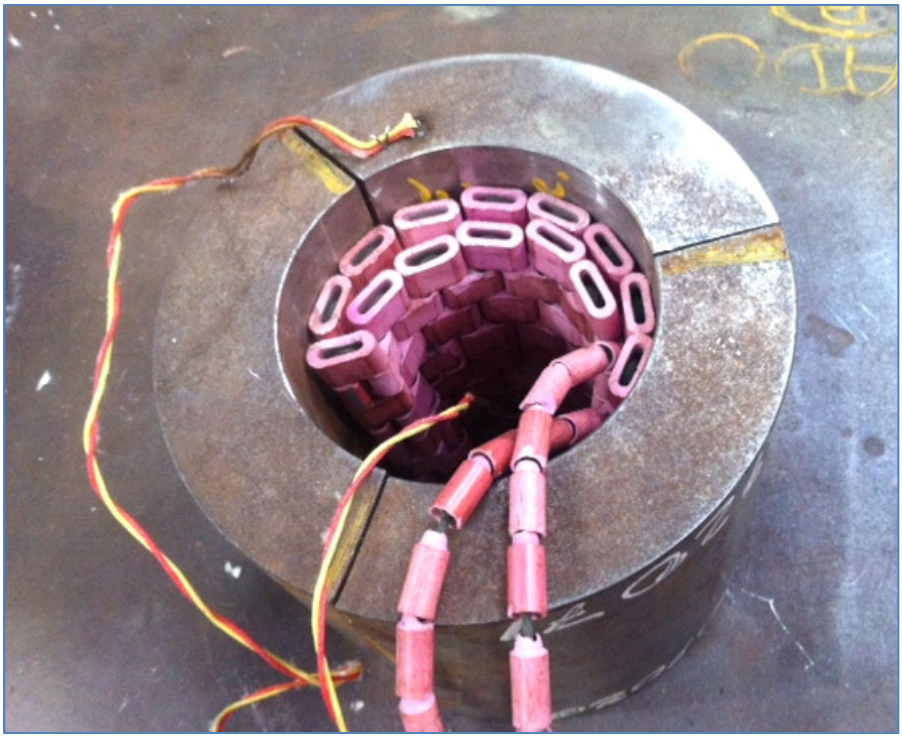


Figura 21 - Detalhe da montagem do corpo de prova.

A preparação pré-soldagem foi feita com escova rotativa inoxidável e removedor, para eliminar oxidação leve e óleos ou graxas provenientes dos processos anteriores de usinagem.

III.3 Controles e parâmetros de soldagem

A máquina de soldagem faz o controle dos parâmetros de soldagem com pequena variação. Os parâmetros de soldagem foram mantidos em todas as faixas de temperaturas de pré-aquecimento. Os parâmetros estão apresentados na tabela 6. Todos os parâmetros são programados na máquina de soldagem. Parâmetros principais como voltagem, amperagem e velocidade de soldagem são programados, além de outros parâmetros necessários ao processo como corrente do arame (corrente do hot wire), parâmetros de abertura e fechamento de arco, possibilidade de oscilação mecânica e outras programações para realização da soldagem automatizada.

Tabela 6 - Parâmetros utilizados no processo de soldagem.

Parâmetros de soldagem utilizados							
Voltagem	Amperagem de pico	Amperagem de base	Pulso	Velocidade do arame	Velocidade de soldagem	Corrente hot wire	Aporte térmico máximo
12 V	280 A	180 A	200/200 ms	250 cm/min	25 cm/min	50 A	8,98 KJ/mm

Foram usadas tochas especiais para o processo com preparação padrão conforme figura 22, com difusor de gás, a fim de se garantir melhor fluxo do mesmo e tubo guia do arame de cobre, dobrado manualmente.



Figura 22 - Detalhe da montagem da tocha [20].

Foi utilizado eletrodo de tungstênio com 3,2 mm de diâmetro, com adição de 2% de cério como elemento de liga. A alimentação de arame é automática e a afiação do eletrodo

utilizada é padrão, conforme recomendação do fabricante (figura 23). A montagem da tocha está apresentada na figura 24.

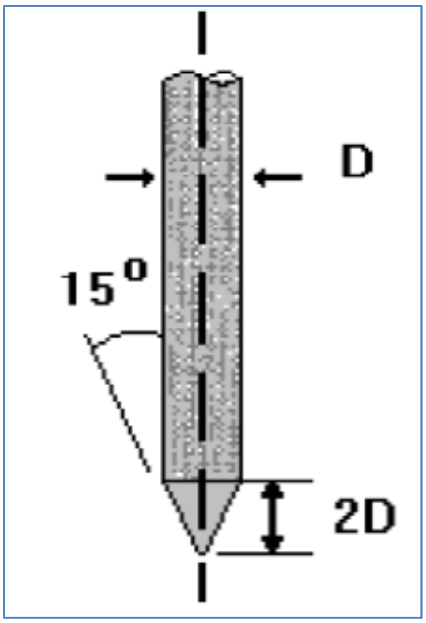


Figura 23 - Afiação recomendada do eletrodo de tungstênio.



Figura 24 - Aspecto da preparação eletrodo.

Foram soldadas duas camadas para cada temperatura pré-estabelecida neste trabalho, de 50℃ até 500℃, com variação de 50℃. O corpo de prova foi marcado, como pode ser verificado na figura 25 e posteriormente cortado em serra industrial de fita.

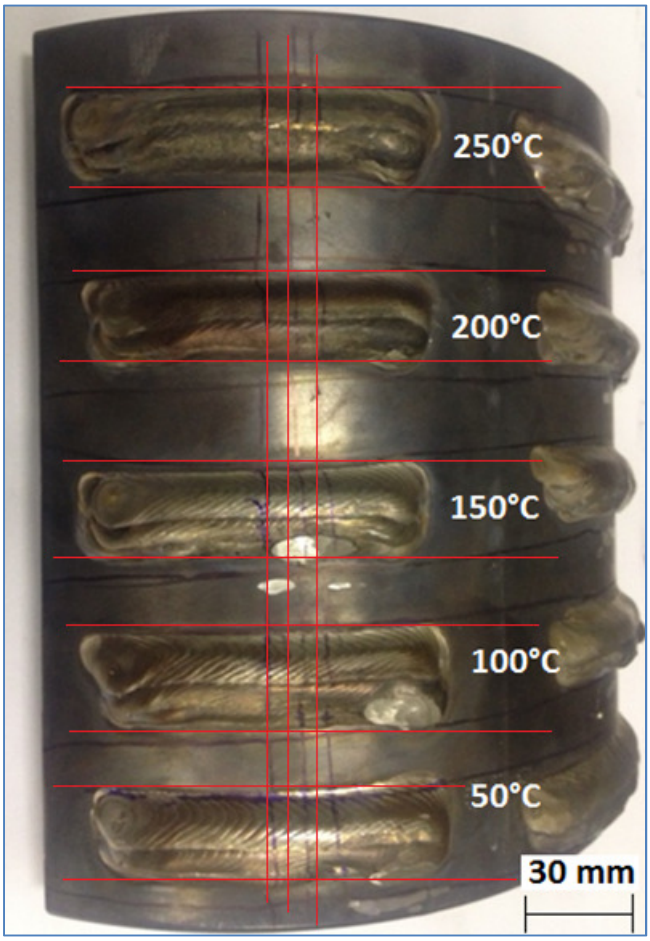


Figura 25 - Detalhe do corpo de prova com soldagem para cada faixa de temperatura, identificado com as regiões do corte (linhas vermelhas).

Para o tratamento térmico pós soldagem das amostras foi utilizado forno do fabricante Thermoheating, modelo com campânula, com aquecimento por resistências elétricas e capacidade para atingir temperatura máxima de 750℃. O tratamento térmico foi realizado na FMC Technologies do Brasil, assim como a soldagem e o corte do corpo de prova.

A amostra foi tratada termicamente com temperatura de patamar de 650℃ por 5 horas, conforme procedimento de soldagem qualificado de acordo com a norma ASME IX

[47], utilizado nesse trabalho e taxas de aquecimento e resfriamento controladas de 55℃/h, a partir de 315℃.

III.4 Análise Microestrutural

Ao final da soldagem e tratamento térmico, as amostras foram cortadas em serra de fita, na FMC Technologies, embutidas e preparadas no laboratório de metalografia do Cefet por lixamento manual, com uso das lixas d'água de numero 100, 200, 300, 400, 500, 600 e 1200, girando a amostra 90° em cada estágio de lixamento. Após a etapa de lixamento, deu-se início a etapa de polimento com uso de pasta de diamante de 6 micrômetros com a finalidade de remover os riscos da lixa de número 1200. As amostras foram polidas em sequência com pasta de diamante de 3 micrômetros, girando as mesmas em 90°. Na última etapa de polimento, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 1 micrômetro, girando as amostras em todas as direções a fim de se remover todos os riscos remanescentes das etapas anteriores. Após o polimento, foram realizados ataques químicos com água régia (ácido nítrico + ácido clorídrico + álcool etílico na proporção 1:1:1) para análise do revestimento e Nital a 2% (álcool etílico + ácido nítrico concentrado), para análise do substrato. A avaliação microestrutural foi feita via microscópio ótico (MO) modelo Olympus BX60M, e microscópio eletrônico de varredura (MEV) CanScan 3200 LV com EDS. O microscópio eletrônico de varredura possui filamento de tungstênio e tensão de 20 Kv.

III.5 Análise de Microdureza

As amostras preparadas por lixamento e polimento, conforme apresentado na sessão III.4, e foram analisadas em microdurômetro Vickers / Knoop da marca Instron-Wilson, com medições de microdureza na ZTA e no revestimento com carga de 300 gf com tempo de aplicação de 3 segundos. Foram feitas cinco medições na ZTA, defasadas aproximadamente 0.5 mm da linha de fusão e cinco medições no revestimento de cada amostra soldada (figura 26), para a condição como soldado, defasadas desde a região próxima a linha de fusão até a região mais próxima a superfície do revestimento. Para a condição da amostra após realização do tratamento térmico pós-soldagem, foram feitas

cinco medições na ZTA e cinco medições no revestimento, nas amostras soldadas nas condições extremas (50℃, 100℃, 450℃ e 500℃), conforme tabela 10.

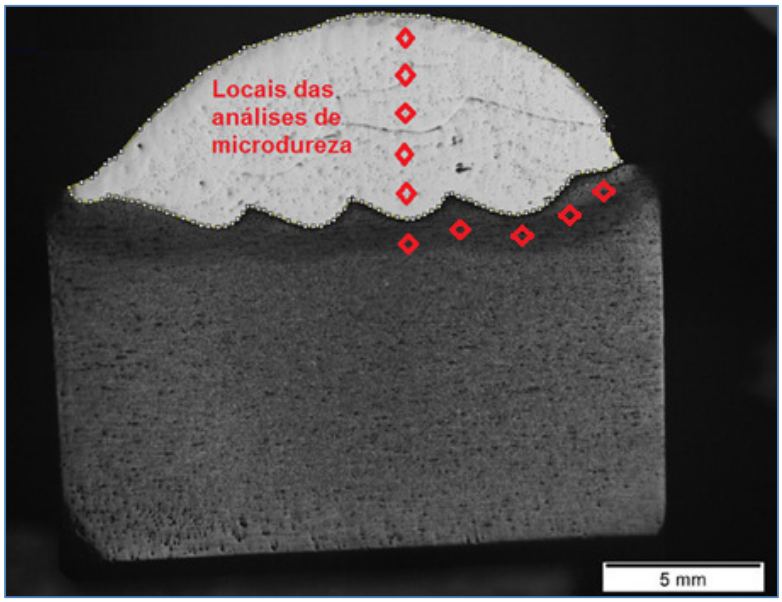


Figura 26 - Desenho esquemático dos locais das medições de microdureza.

III.6 Avaliação dimensional do revestimento e ZTA

Com a ajuda do microscópio ótico foram feitas medições da largura da ZTA em função da variação da temperatura de soldagem, para todas as condições soldadas. Foram feitas também com a ajuda do microscópio ótico, avaliações da variação da penetração da solda (área da zona fundida), em função da influência da temperatura de soldagem, para as amostras soldadas à 50℃, 100℃, 150℃, 450℃ e 500℃.

IV Resultados e Discussões

IV.1 Análise da largura da ZTA em função do aumento da temperatura do substrato

Na figura 27 podem ser observadas as macrografias dos corpos de prova soldados obtidos após o processo de cladeamento. Na figura 36-A estão identificadas as diferentes regiões das soldas para cada uma das amostras. No que se refere as amostras preparadas e atacadas antes do tratamento térmico, pode se observar claramente o aumento da largura da ZTA em função do aumento da temperatura de soldagem. Este resultado provavelmente ocorreu em função das isotermas das amostras com temperaturas de pré-aquecimento superiores terem atingido, durante a soldagem, as temperaturas de transformação em regiões mais afastadas da linha de fusão, temperaturas essas relativamente baixas que sofreram considerável influência da temperatura de pré-aquecimento.

Essa característica foi observada e relatada por Barbosa [21], que menciona que as isotermas de uma soldagem crescem, uma vez que uma energia térmica adicional desloca as isotermas para pontos mais distantes do centro do arco, proporcionando um aumento no tempo de aquecimento, bem como redução da velocidade de resfriamento.

Outros trabalhos também relacionam a influência na largura da ZTA em função do aumento do aporte térmico e da temperatura de pré-aquecimento, com maior largura da curva de repartição térmica e, por consequência, maior largura da ZTA [22].

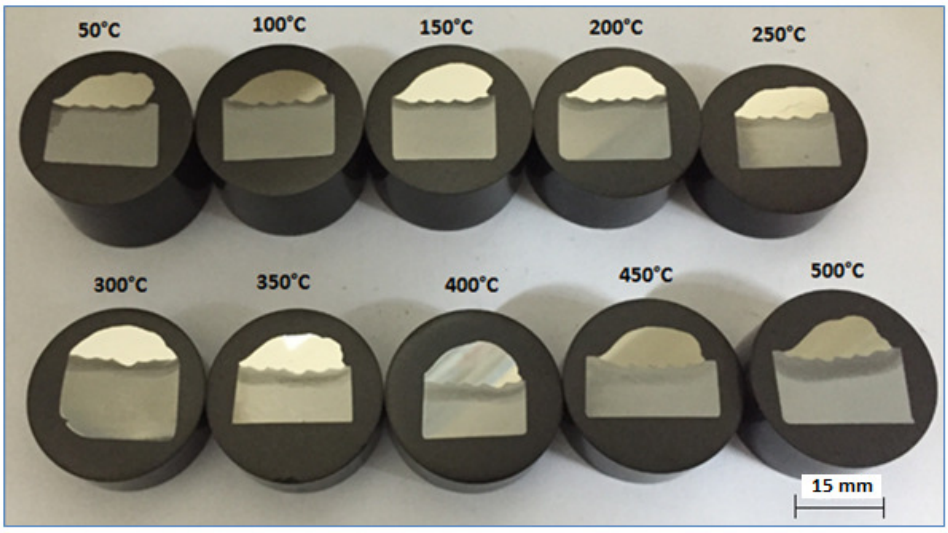


Figura 27 - Amostras embutidas na condição como soldadas. Ataque Nital.

Esse resultado pode ser melhor visto nas macrografias das amostras abaixo, após ataque químico de água régia para revelação das regiões da solda de revestimento. Com a ajuda do microscópio ótico (MO) foi feita medição da largura da zona termicamente afetada, conforme pode ser verificado nas figuras 28 até 32.

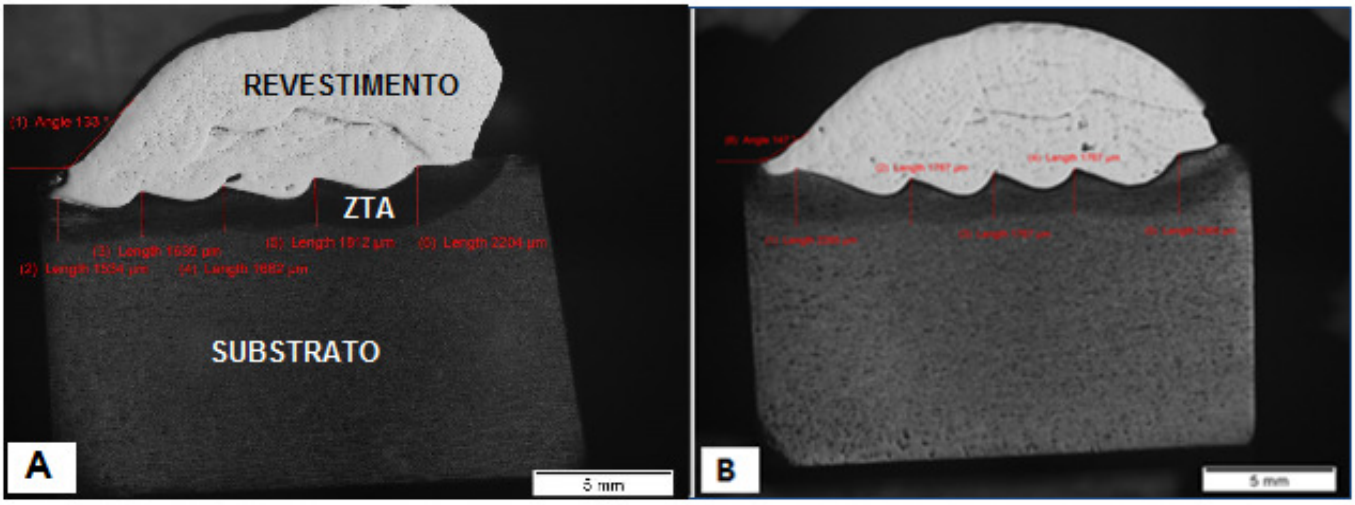


Figura 28 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 50℃ (A) e 100℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x.

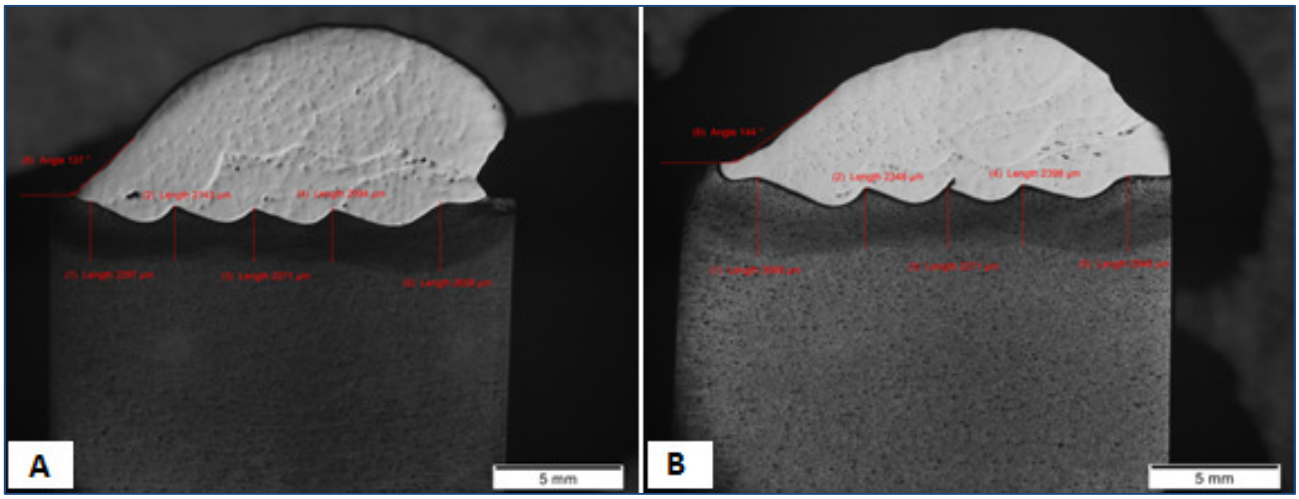


Figura 29 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 150℃ (A) e 200℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x.

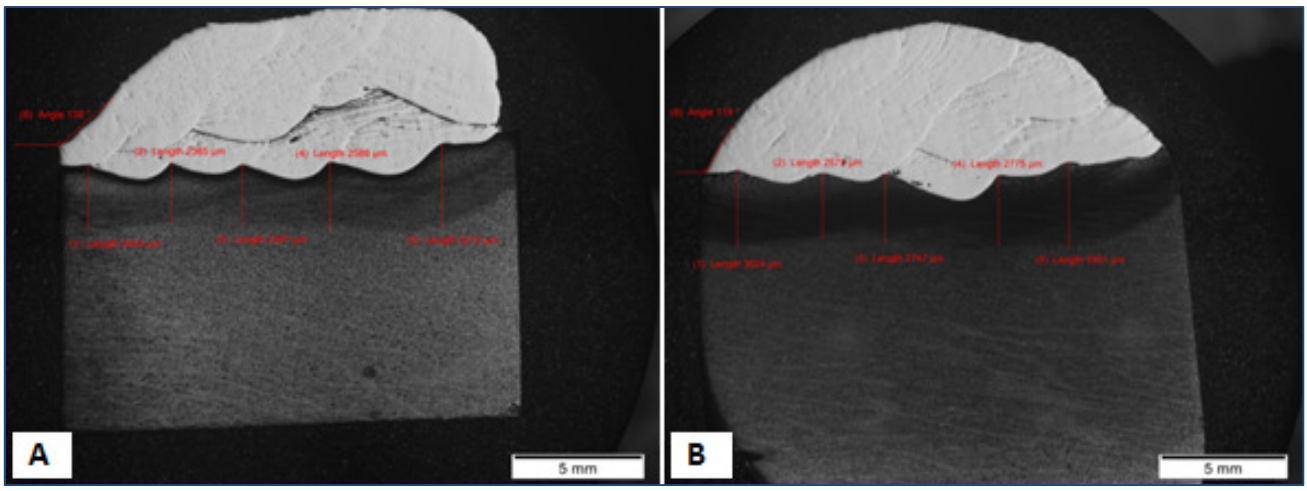


Figura 30 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 250℃ (A) e 300℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x.

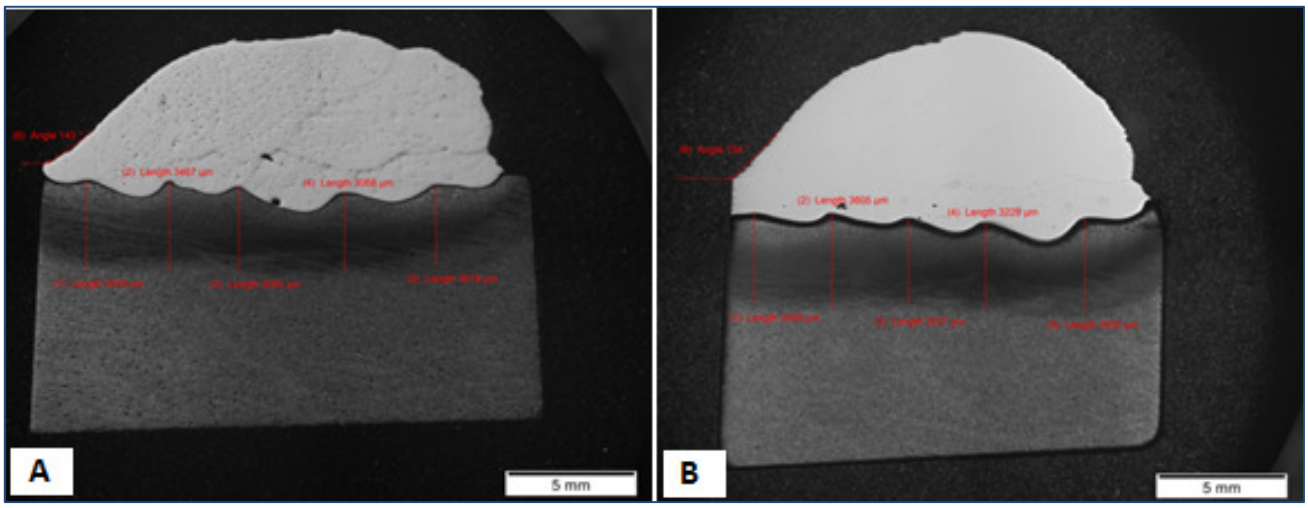


Figura 31 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 350℃ (A) e 400℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x.

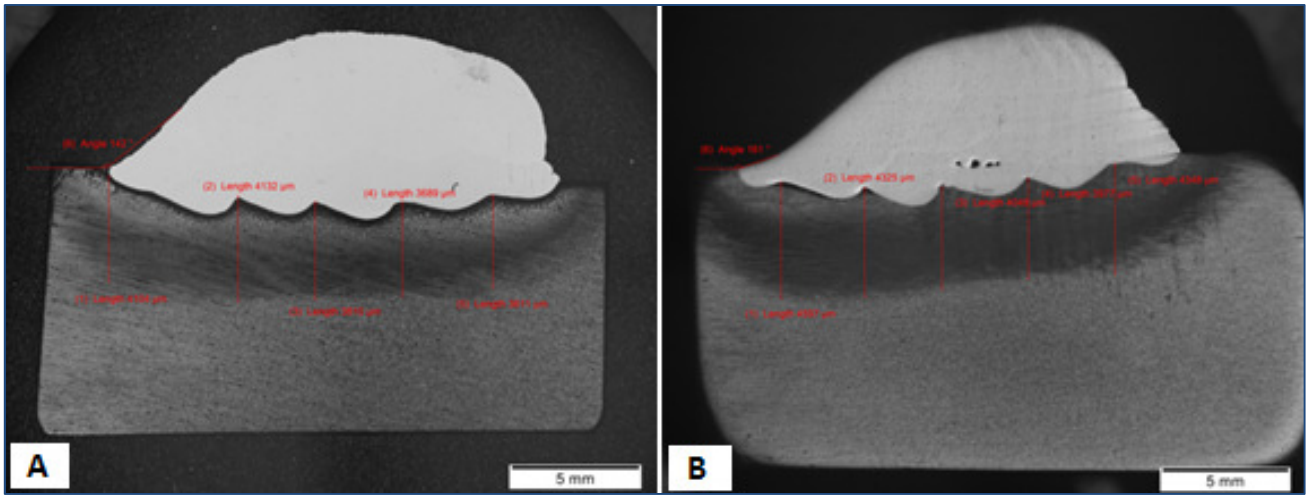


Figura 32 - Análise dimensional da ZTA na amostra de 450℃ (A) e 500℃ (B) como soldado. MO. Aumento 12,5x.

A tabela 7 apresenta os resultados da análise da largura média da ZTA, conforme medições nas amostras feitas a partir da linha de fusão (interface entre o revestimento e o substrato) até o final da região mais escurecida de cada amostra. É possível verificar o aumento da largura da ZTA em função do aumento da temperatura de soldagem. O gráfico da figura 33 mostra a reta formada em função dos valores da tabela 7. Para o levantamento da média da largura da ZTA, foram feitas 5 medições em cada amostra e calculada a média entre elas.

Tabela 7 - Média da largura da ZTA.

Temperatura da amostra (℃)	Média da largura da ZTA (mm)
50	1,8
100	2,0
150	2,2
200	2,6
250	2,6
300	2,9
350	3,3
400	3,4
450	3,9
500	4,2

As propriedades mecânicas da solda estão diretamente ligadas à largura da ZTA. Essa relação pôde ser verificada por Alburquerque et. al. [23], que citam o efeito da extensão da zona termicamente afetada e o tamanho de grão nas propriedades mecânicas da junta soldada. De acordo com os autores, ocorre uma redução da resistência mecânica e tenacidade à fratura com o aumento da extensão da ZTA e, consequentemente, da região de grãos grosseiros.

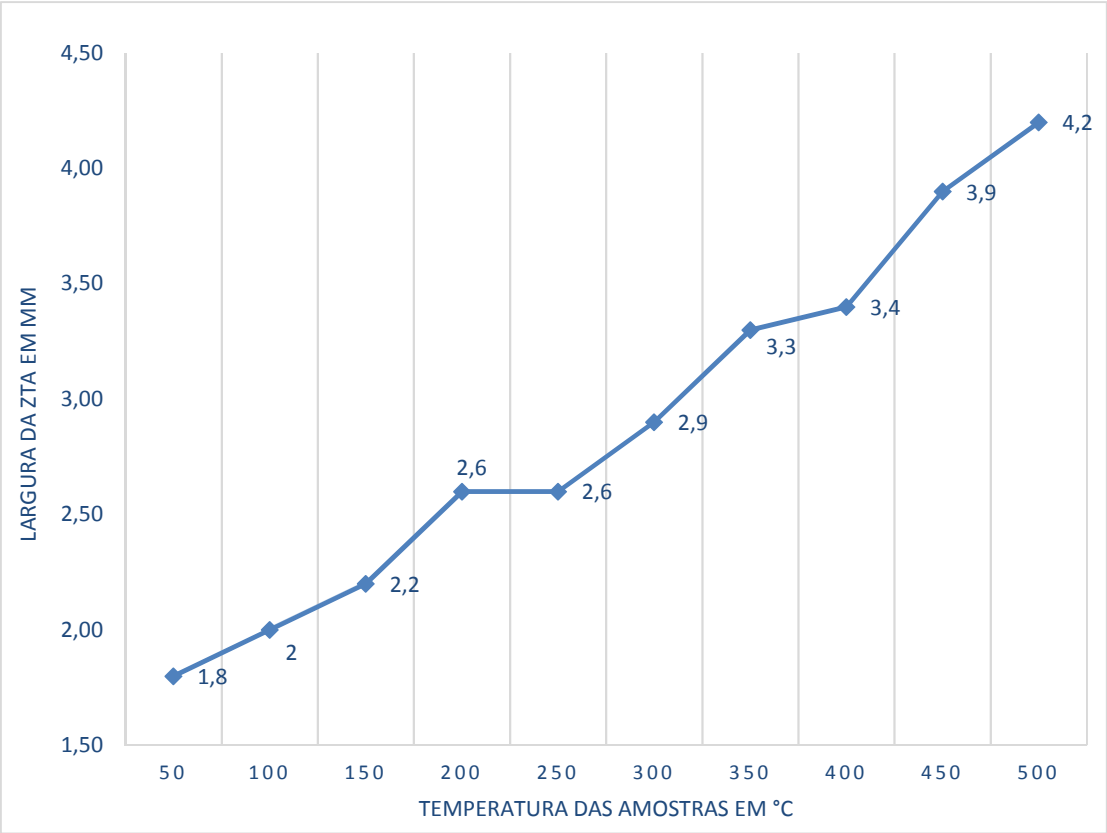


Figura 33 - Gráfico com largura da ZTA em função do aumento da temperatura de soldagem.

IV.2 Análise macrográfica

As figuras 34 e 35 mostram claramente a sobreposição das duas camadas soldadas nas faixas de temperatura de 50℃ e 100℃, 450℃ e 500℃. Não foram verificados defeitos aparentes como trincas e poros nas análises macroscópicas dessas quatro amostras.

A presença de defeitos na soldagem de cladeamento se deve, principalmente, aos parâmetros de soldagem e questões operacionais como posicionamento do eletrodo de tungstênio, afiação inadequada do eletrodo, posicionamento do tubo guia que direciona o consumível de soldagem para a poça de fusão e falta de limpeza adequada do substrato.

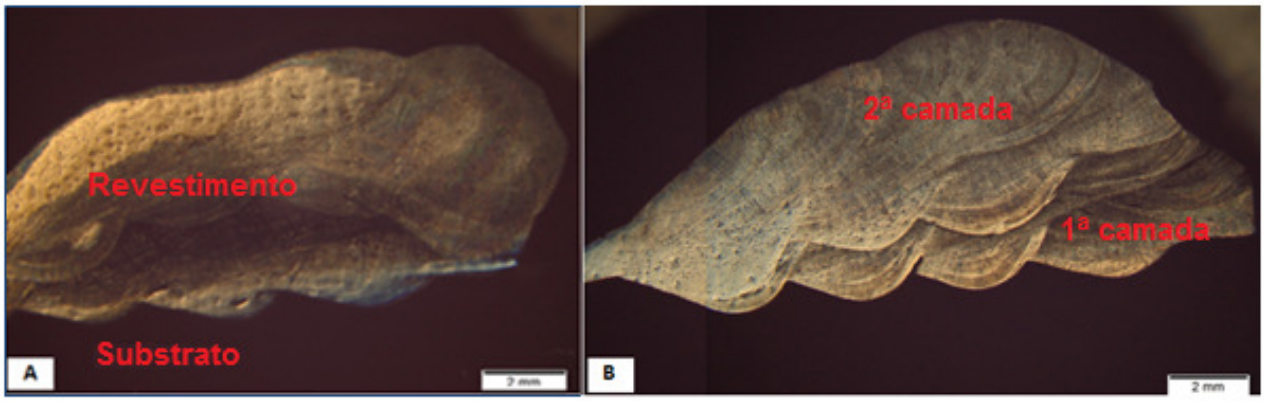


Figura 34 - Macrografias amostras 50℃ (A) e 100℃ (B), aumento 12,5x e ataque água régia, MO, como soldado.

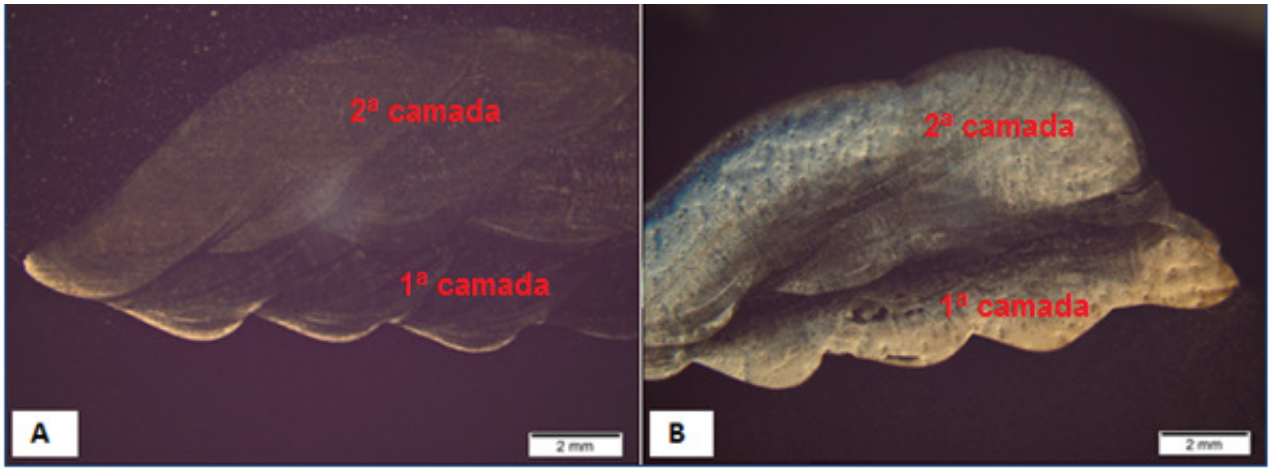


Figura 35 - Macrografias amostras 450℃ (A) e 500℃ (B) aumento 12,5x e ataque água régia, MO, como soldado.

A soldagem de duas camadas se deve a necessidade de obter teores de Fe inferiores a 10% na superfície pós-usinagem ou inferiores a 5%, de acordo com os requisitos do cliente em função da aplicação do projeto. Esse requisito pode ser visto na especificação para cabeça de poço e equipamento árvore de Natal, norma API 6A, tabela 15, página 59 [24].

IV.3 Caracterização microestrutural

IV.3.1 Micrografias das amostras de 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃ como soldado

Não foram realizadas as caracterizações microestruturais para as amostras soldadas de 150℃ até 400℃. Somente foram analisadas as amostras soldadas a 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃ em função dessas amostras já apresentarem dados suficientes para comparar os efeitos da soldagem nas condições extremas.

Assim como a microestrutura encontrada em vários trabalhos como por Verdi et. al. [10] e Waldemiro [8] a microestrutura encontrada em todas as condições estudadas foi uma microestrutura dendrítica, equiaxial próxima à interface substrato/revestimento e colunar no meio do revestimento, como pode ser visto nas figuras 36 a 43. Esse mesmo resultado foi obtido por Hou [25], na soldagem por plasma em liga de cobalto.

Modenesi [26] relaciona a formação das estruturas dendríticas com o aumento do aporte térmico e velocidade de resfriamento, que em geral, após a soldagem, é considerada alta. As variações microestruturais serão mais bem detalhadas na seção IV.6 através da análise por microscopia eletrônica de varredura que possui maiores recursos para este tipo de análise.

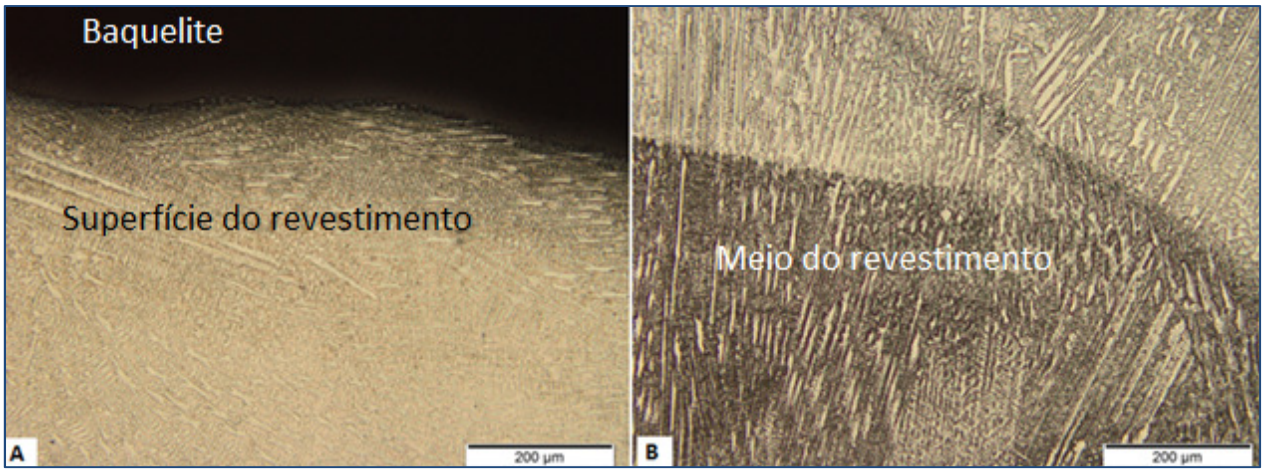


Figura 36 - Micrografias da amostra 50℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

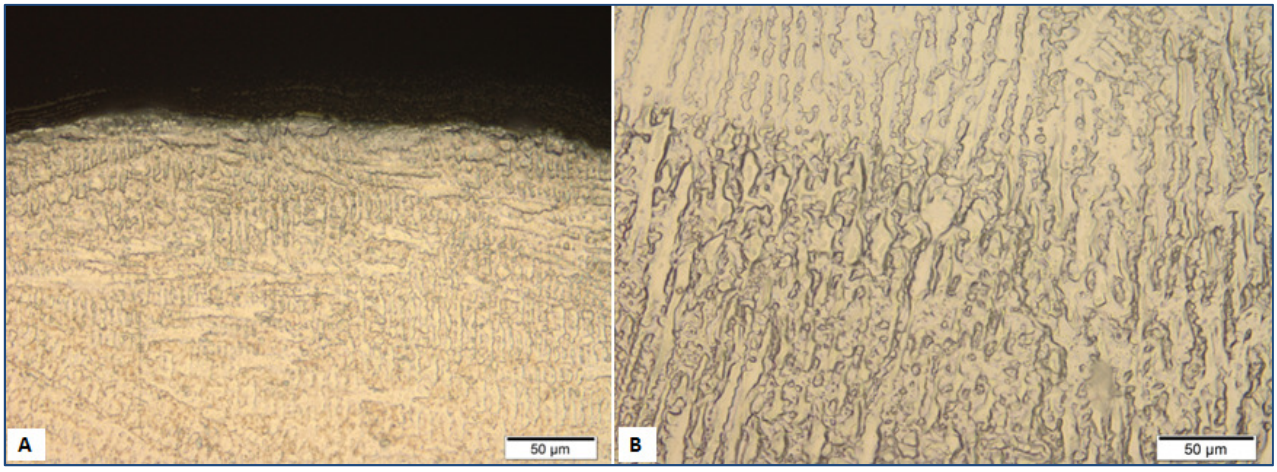


Figura 37 - Micrografias da amostra 50℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

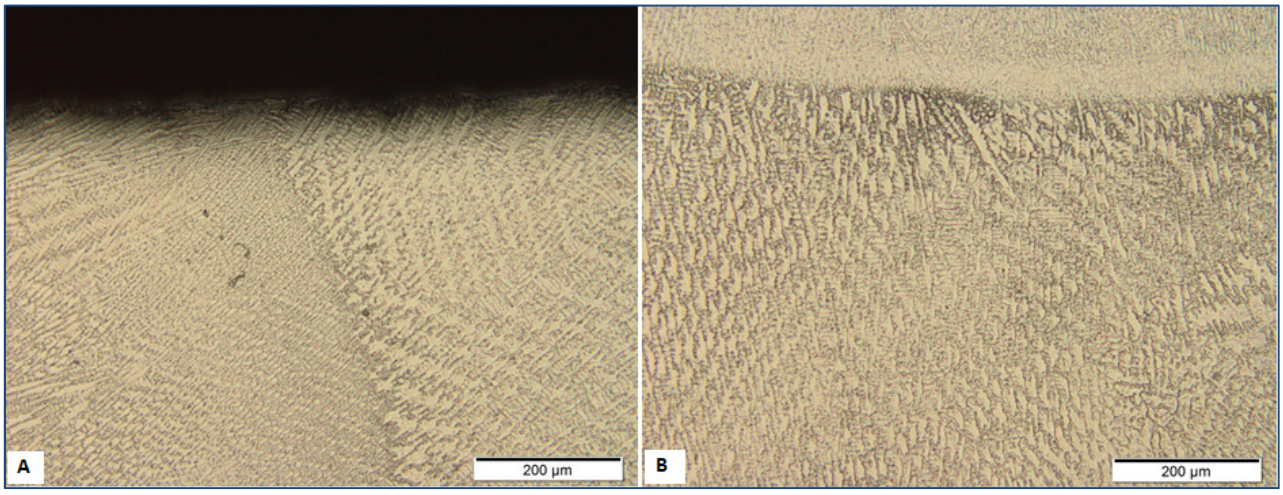


Figura 38 - Micrografias da amostra 100℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

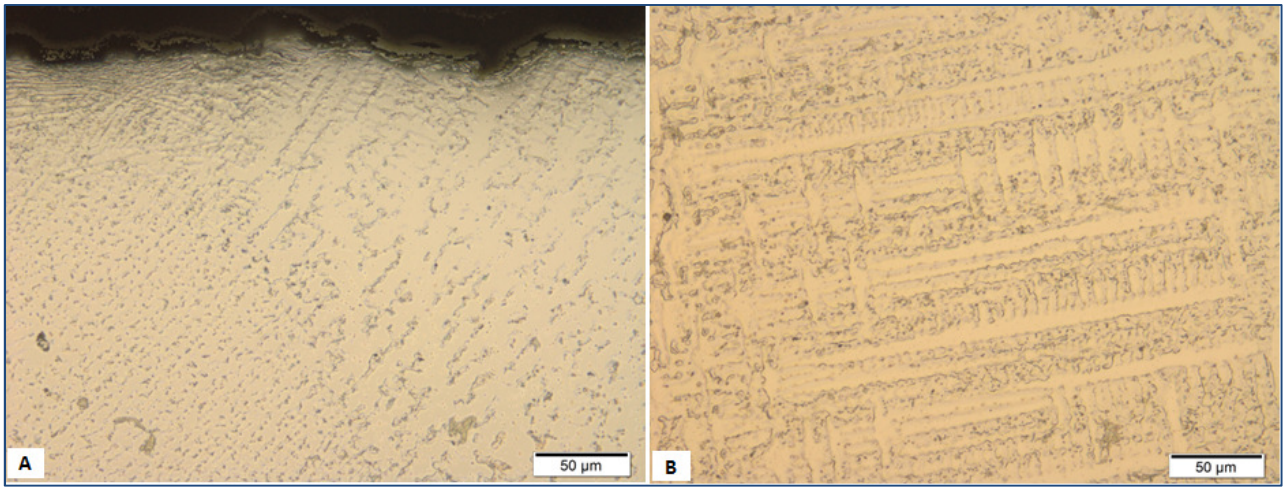


Figura 39 - Micrografias da amostra 100℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

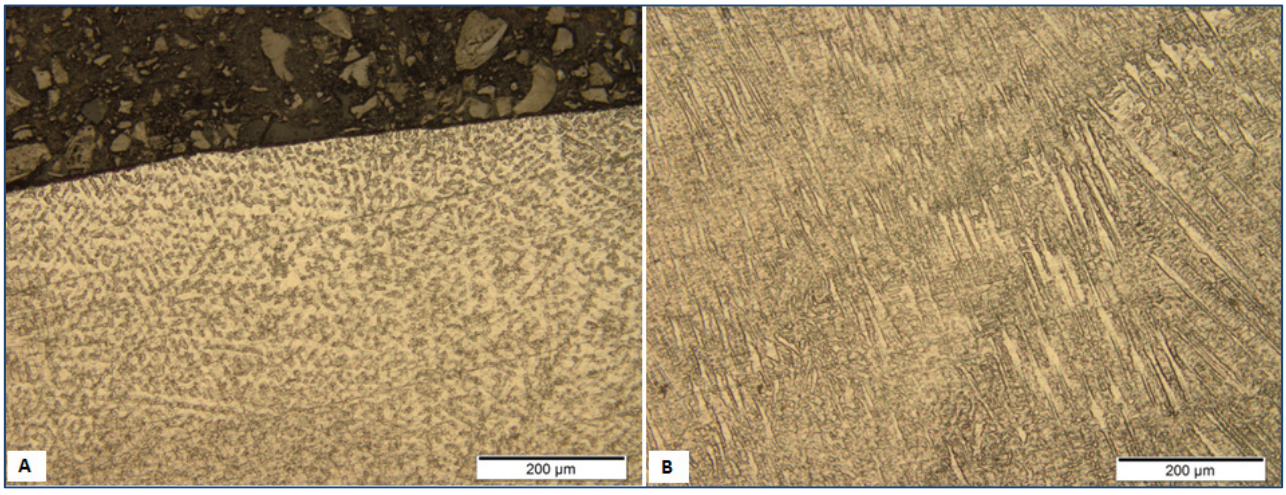


Figura 40 - Micrografias da amostra 450℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

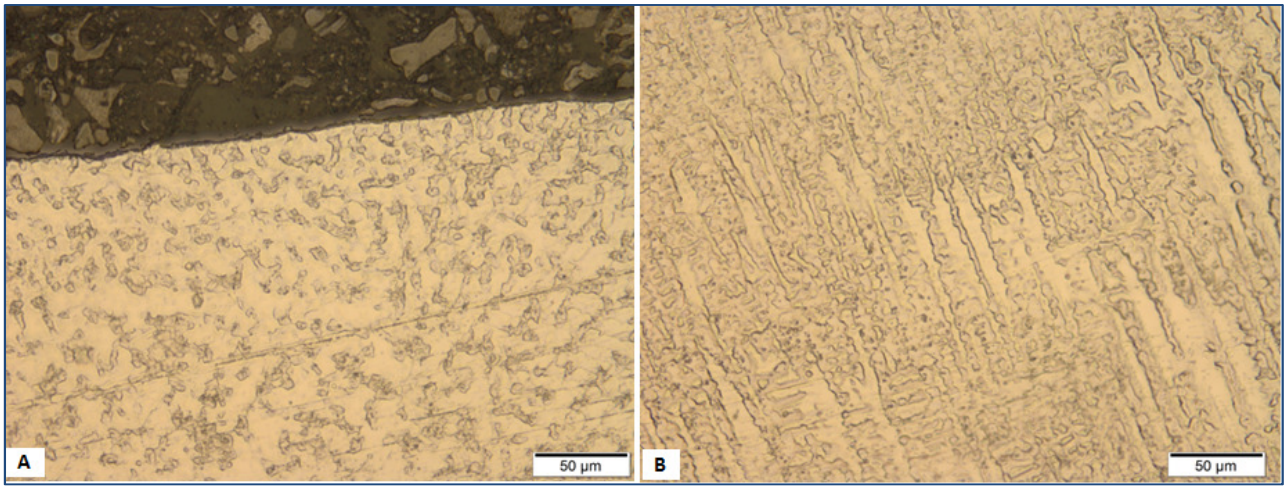


Figura 41 - Micrografias da amostra 450℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

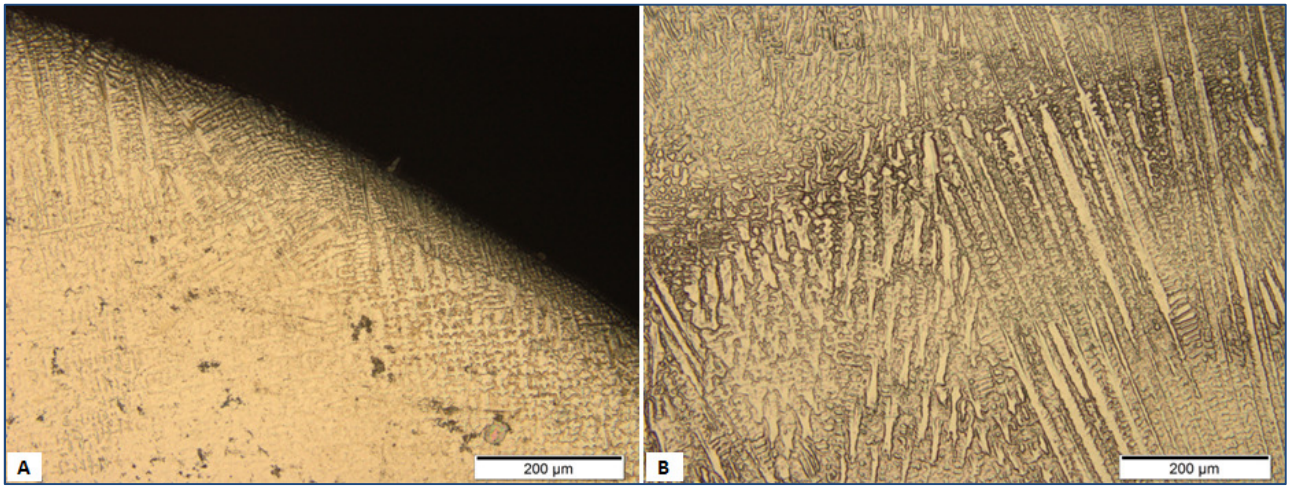


Figura 42 - Micrografias da amostra 500℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

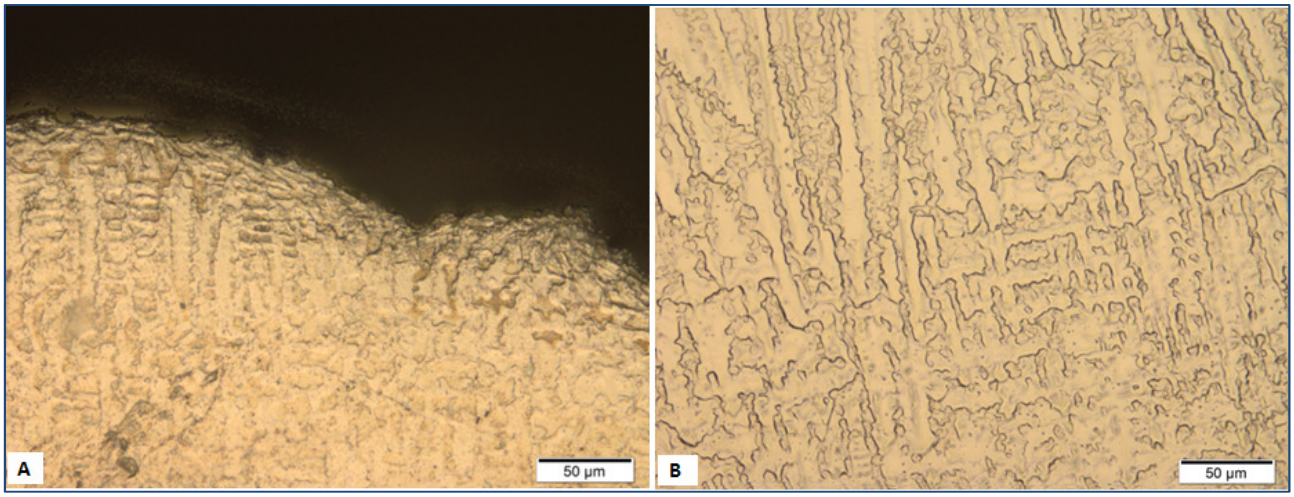


Figura 43 - Micrografias amostra 500℃, aumento 500x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento.

IV.3.2 Caracterização microestrutural das amostras de 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃ após o TTPS

A seguir, nas figuras 44 a 47, poderão ser observadas as microestruturas encontradas após tratamento térmico das amostras. Nessas figuras nota-se a variação da microestrutura entre passes em função das diferentes velocidades de resfriamento entre as interfaces e o meio do cordão.

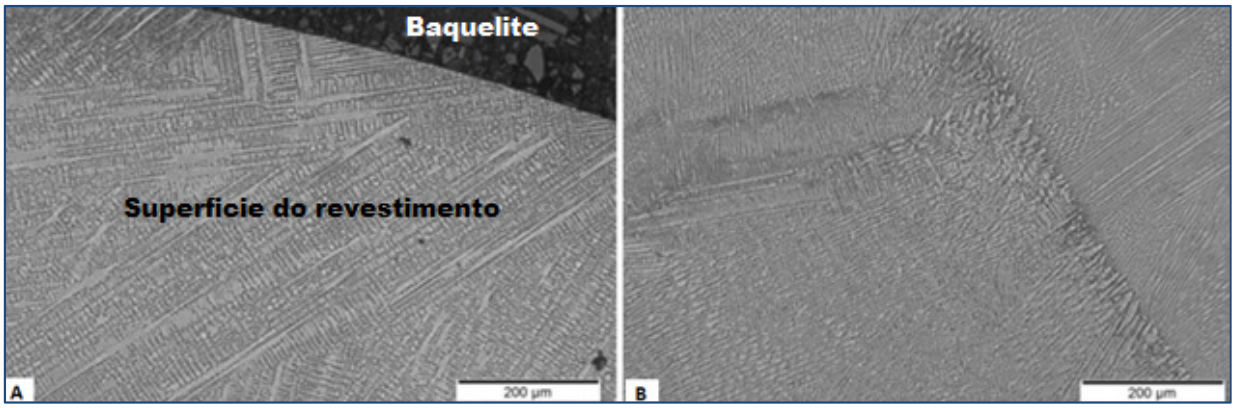


Figura 44 - Micrografias da amostra de 50℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. Com TTPS de 650℃.

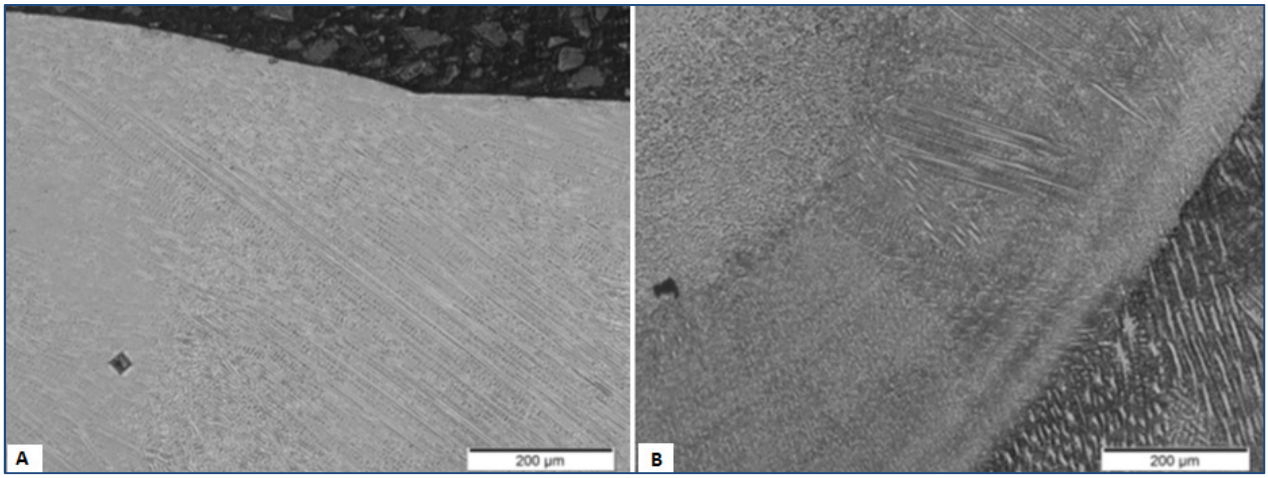


Figura 45 - Micrografias da amostra de 100℃, aumento 200x (A) superfície do revestimento (B) meio do revestimento. Com TTPS de 650℃.

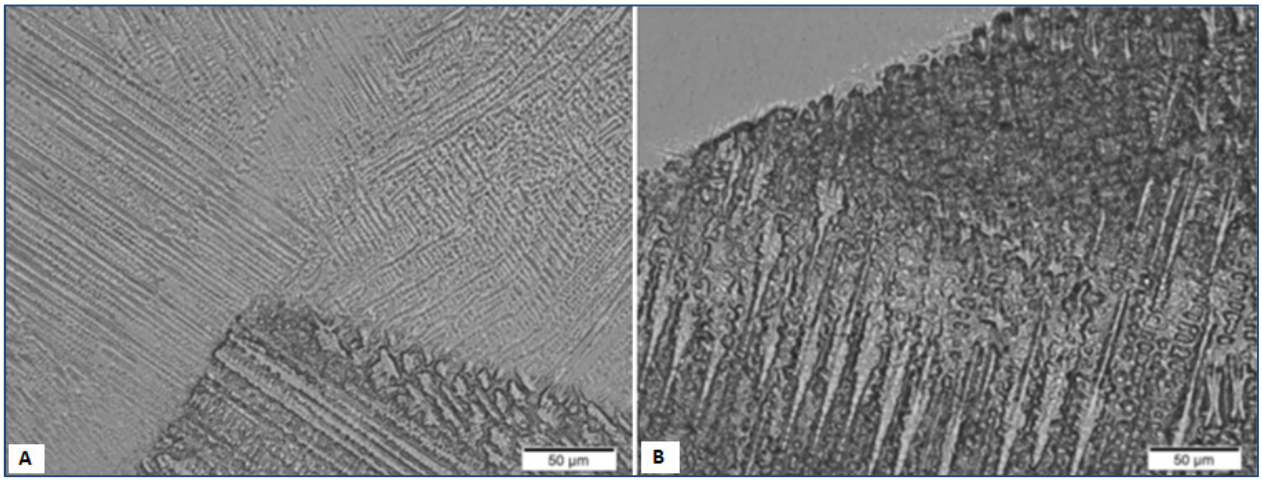


Figura 46 - Micrografias da amostra de 450℃, aumento 500x (A) e (B) interface Revestimento. Com TTPS de 650℃.

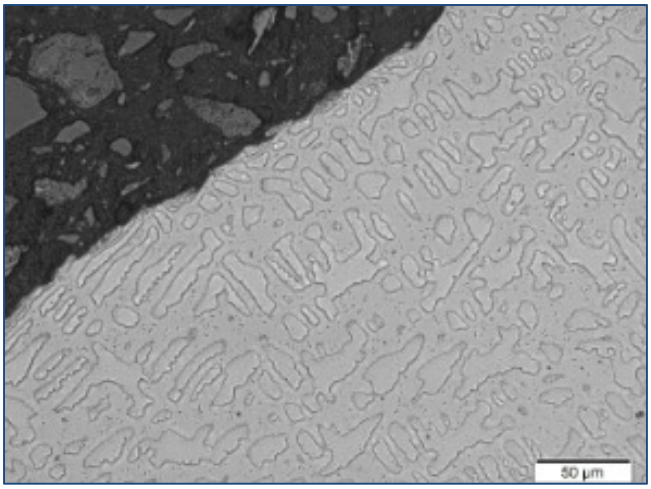


Figura 47 - Micrografias amostra de 500℃, aumento 500x superfície do revestimento. Com TTPS de 650℃.

O efeito dos tratamentos térmicos em superligas, como Inconel 625, indicam a precipitação de fases secundárias. Valle [27], estudando o efeito do tratamento térmico de envelhecimento na superliga Inconel 718, verificou o aumento da precipitação com o envelhecimento por 6 horas a 800℃ e redução da dureza, pela dissolução das fases secundárias y' e y'', com as amostras sendo solubilizadas a 1050℃ por 5 e 10 minutos. Esse tratamento térmico é característico do Inconel 718, material que possui a precipitação como uma forma de aumento da dureza e resistência. O Inconel 625, ao contrário, mesmo tendo os precipitados como fases comuns em sua microestrutura, tem seu mecanismo de aumento de dureza por solução sólida [27].

IV.4 Análise das microdurezas das amostras antes e depois do TTPS

BLAU [28] relatou a dureza de um revestimento como resultado de sua microestrutura e composição química, sendo ambas influenciadas pelos parâmetros utilizados no processo de cladeamento, uma vez que este afeta a taxa de solidificação e o nível de diluição na poça de fusão. O ensaio de microdureza é uma importante ferramenta para a caracterização de revestimentos.

A tabela 8 detalha os resultados obtidos para microdureza Vickers para as condições estudadas sem tratamento térmico pós-soldagem e a tabela 9 mostra a média dos valores apresentados na tabela 8.

Tabela 8 - Microdureza Vickers com carga de 300 gf antes do TTPS.

		HV revestimento				
		1	2	3	4	5
Amostras	50°C	233	261	250	279	246
	100°C	255	221	250	242	268
	150°C	216	247	251	225	238
	200°C	242	256	239	224	220
	250°C	253	242	235	245	258
	300°C	237	230	219	209	224
	350°C	228	231	224	228	215
	400°C	211	314	212	219	222
	450°C	212	219	213	219	215
	500°C	233	216	216	214	200

Tabela 9 - Média da microdureza Vickers com carga de 300 gf.

		HV médio revestimento	HV médio ZTA
Amostras	50°C	254	434
	100°C	247	357
	150°C	235	445
	200°C	236	426
	250°C	246	362
	300°C	224	335
	350°C	225	320
	400°C	236	318
	450°C	216	335
	500°C	216	350

A tabela 10 apresenta os resultados obtidos pelo ensaio de microdureza Vickers, com carga de 300 gf para as amostras soldadas com temperaturas de 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃, com tratamento térmico pós-soldagem.

Tabela 10 - Microdureza Vickers com carga de 300 gf após o TTPS.

		HV médio revestimento	HV médio ZTA
Amostras	50°C	242	304
	100°C	260	315
	450°C	235	270
	500°C	222	262

O comportamento da microdureza nas amostras soldadas nesse trabalho pode ser melhor verificado pelos gráficos apresentados abaixo, figuras 48 a 51. Estes gráficos foram gerados a partir dos resultados apresentados nas tabelas 8, 9 e 10.

As microdurezas encontradas no revestimento não apresentaram grande variação com o tratamento térmico assim como com a variação da temperatura e com o afastamento da linha de fusão, com pequena tendência a uma queda dos valores com o aumento da temperatura. Eccard [8], na soldagem de revestimento de Inconel sobre substrato 4140, encontrou resultados médios das durezas no revestimento similares, mesmo com variação dos parâmetros de soldagem e da espessura da camada. Os resultados de análise da dureza no revestimento encontrados por Eccard [8] variaram de180 HV10 até 350 HV10. A média das durezas encontradas foi de 235 HV10 para a amostra 1, soldada com maior aporte de calor e 216 HV10 para a amostra 2, soldada com menor aporte de calor (20% menor). Foi concluído por Eccard que essa dispersão ou espalhamento é devido a grande carga da aplicada na análise (10 Kgf), que gera uma maior área de impressão e, por consequência, sofre influência maior das variações de composição e microestrutura. O espalhamento ou dispersão é a variação dos resultados de determinada propriedade. A medida mais comum para se avaliar esta variabilidade é o desvio padrão. Um grande valor de desvio padrão corresponde a um alto grau de dispersão/espalhamento, conforme Callister [29]. O desvio padrão pode ser determinado pela equação 2.

$$S = [\{\sum_{i=1}^{i=n}(x_i - M)^2\} / (n - 1)]^{1/2} \quad \text{Eq. 2}$$

onde M é média de uma quantidade de medidas de um determinado parâmetro, n é o número de observações ou medições e xi é o valor de uma medida discreta.

Valores médios semelhantes de microdureza (carga de 500 gf) na superliga Inconel 625 podem ser encontrados em diversos trabalhos como na avaliação da soldagem da superliga Inconel 625 em comparação com a liga AISI 904L, com utilização do processo de soldagem eletroescória por fita, feito por Albuquerque [30], usando tratamento térmico pós-soldagem com parâmetros similares ao deste presente trabalho. Foram encontrados valores com pequena variação, sem TTPS, entre 210 e 222 HV, mesmo em regiões mais distantes da linha de fusão e entre 228 a 261, após TTPS, aumentando o valor com o aumento da distância da linha de fusão, onde há uma menor velocidade de resfriamento. Albuquerque relatou um aumento da dureza do Inconel 625 após tratamento térmico, em função de uma possível formação de carbonetos, com o valor médio da microdureza passando de 216 HV para condição como soldado para 242 HV após TTPS. O teor de carbono relatado, relativamente baixo a distancias de 3 a 7 mm da linha de fusão (0,019%), em comparação com o teor a 0,5 mm da linha de fusão (0,18%), não foi decisivo para gerar maior precipitação de carbonetos próxima a linha de fusão. Isto se deve, provavelmente, a uma microestrutura originada por um rápido resfriamento que não propicia a segregação dos elementos constituintes de carbonetos.

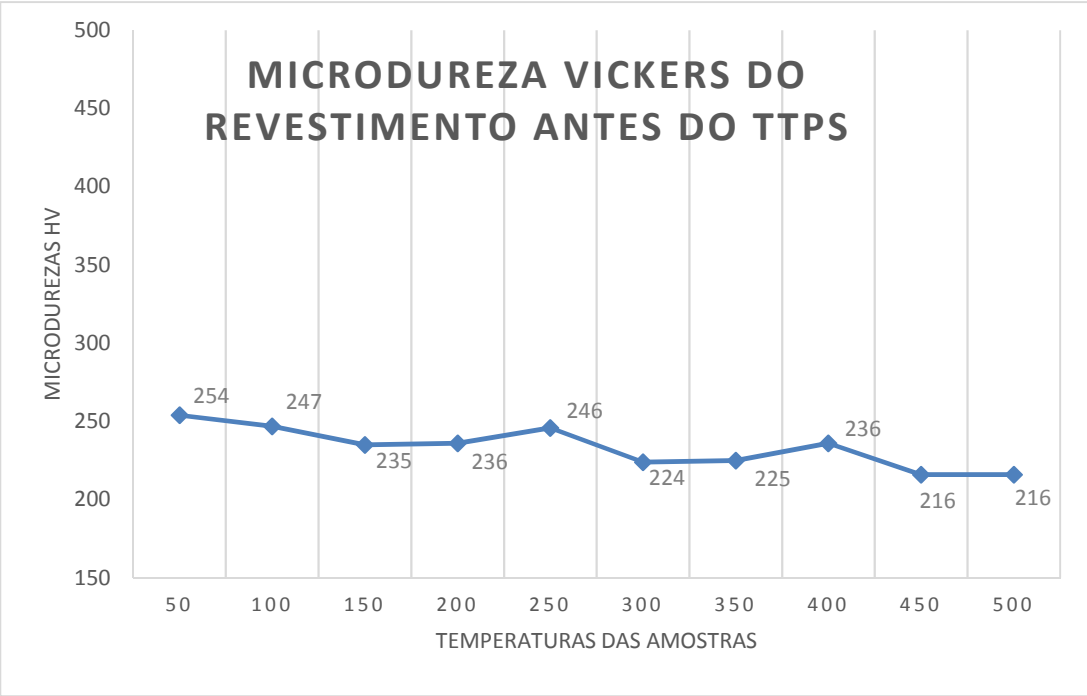


Figura 48 - Gráfico de microdureza do revestimento antes do TTPS (como soldado).

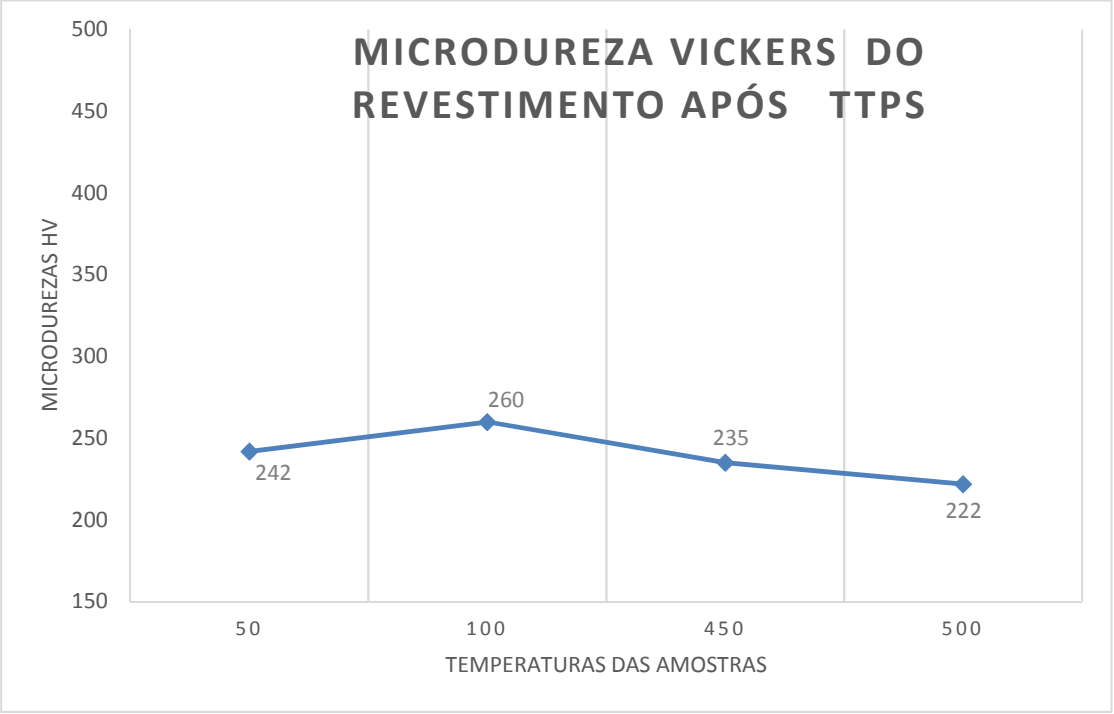


Figura 49 - Gráfico de microdureza do revestimento após o TTPS.

Um maior aquecimento do substrato e, por consequência, uma menor taxa de resfriamento e aumento do processo difusional propiciaram durezas menores nas amostras soldadas nas temperaturas entre 300℃ e 500℃. Devido a um rápido resfriamento das amostras soldadas de 50℃ até 250℃ houve formação de microestrutura dura, característica de resfriamento rápido, como a martensita, apresentado na figura 50, com maiores valores de micro dureza na ZTA.

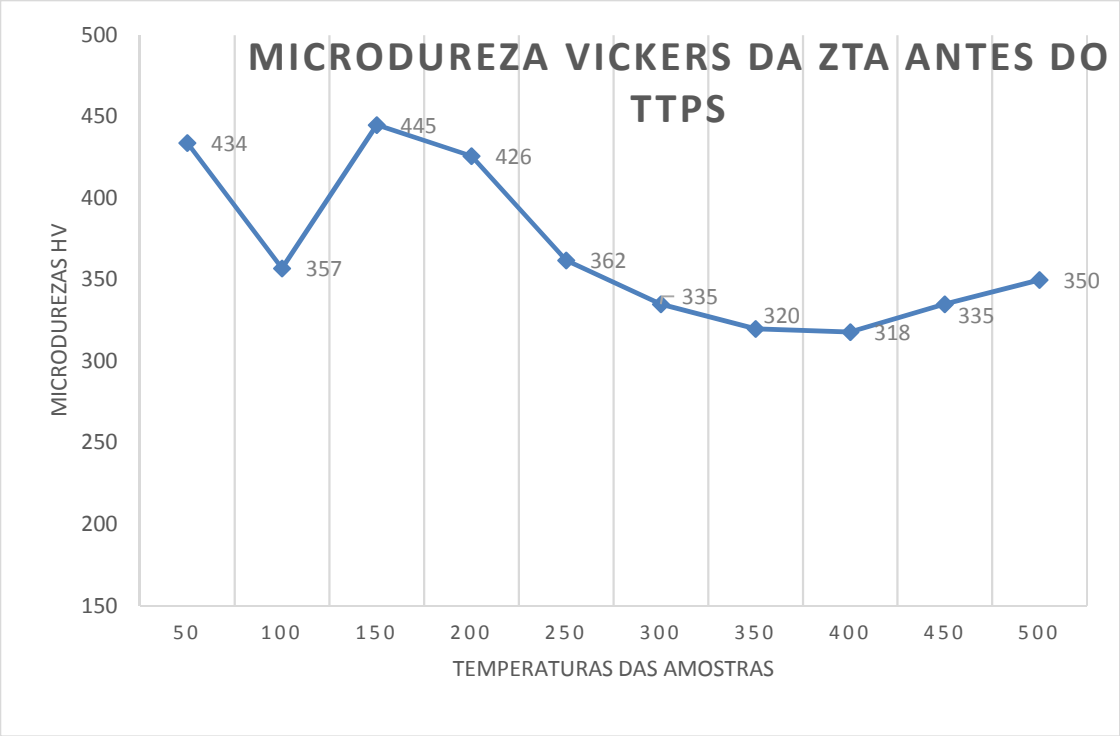


Figura 50 - Gráfico de microdureza da ZTA antes do TTPS (como soldado).

Somente após o tratamento térmico, houve o revenimento da martensita e redução da dureza da mesma, conforme apresentado na figura 51. Assim como os resultados encontrados por Cantarin [12], os resultados dos ensaios comprovam a importância do tratamento térmico para redução da dureza na ZTA. Para soldagem de superligas de Níquel como o Inconel 625, o tratamento térmico tem como função principal a redução da dureza na ZTA, atendendo assim, para grande parte das aplicações, a norma de materiais para uso em ambientes contendo H_2S na produção de óleo e gás Nace MR0175 [31], com dureza máxima de 250 HV10, o que não foi atingido neste trabalho em função das temperaturas não convencionais do substrato no inicio da soldagem, mas indicam a redução drástica

nestes valores. Foram avaliadas somente as principais condições das amostras, soldadas nas temperaturas de 50℃, 100℃, 450℃ e 500℃, obtendo-se assim os resultados das condições extremas da soldagem do corpo de prova.

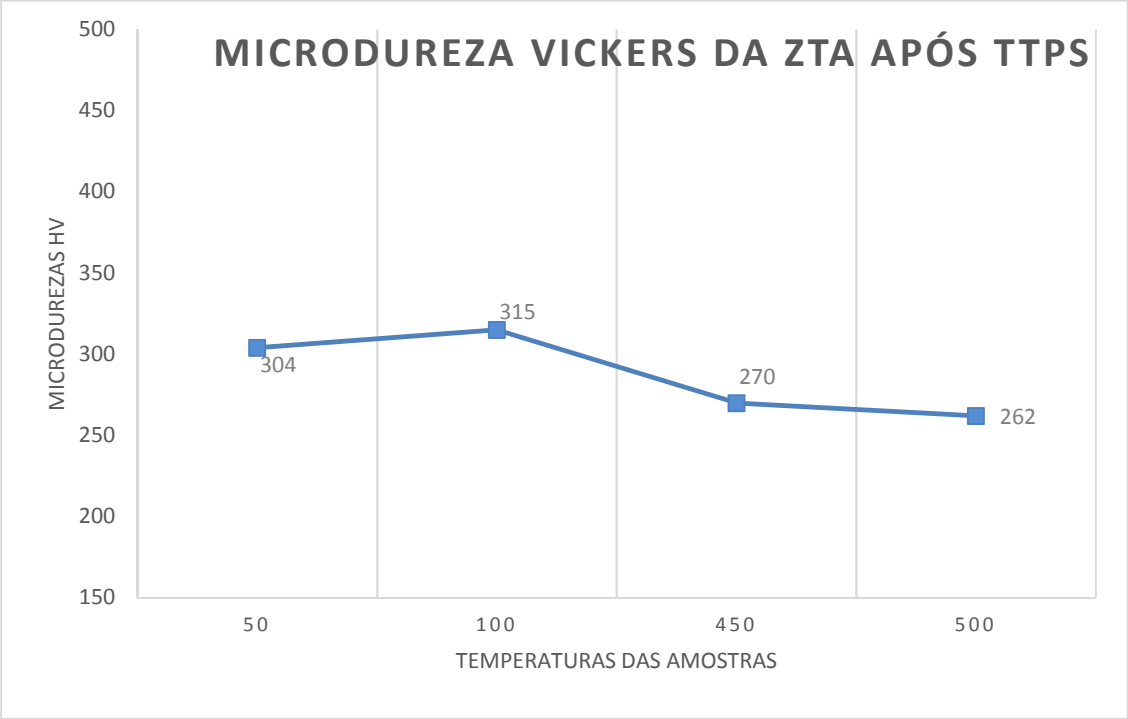


Figura 51 - Gráfico de microdureza da ZTA após o TTPS.

IV.5 Análise da penetração com o aumento da temperatura do substrato

A análise da influência da temperatura de soldagem na penetração da solda também foi um dos objetivos do trabalho. De acordo com a tabela 8, é percebida uma influência na penetração com temperaturas de pré-aquecimento diferentes, apresentando ligeiro aumento da penetração com o aumento da temperatura de soldagem do substrato. Foi identificado um aumento de penetração na amostra soldada com temperatura do substrato de 100℃, que pode ter ocorrido devido a alguma variação dos parâmetros de soldagem durante o processo.

A temperatura influencia diretamente na condutibilidade térmica do aço, sendo responsável pela transferência maior ou menor do calor gerado pelo arco, em função do gradiente de temperatura do arco e do restante da peça. No caso dos aços baixa liga, a

condutividade térmica relativamente baixa acarreta em uma menor influência pelo pré-aquecimento na fusão do substrato, sendo a fusão mais relacionada com as características do arco elétrico. Como exemplo de material com características opostas pode ser citado o alumínio, que possui uma alta condutividade térmica (aproximadamente 4 vezes a dos aços) à temperatura ambiente. Para o caso do alumínio, um aumento da temperatura do substrato e por consequência, redução no gradiente de temperatura durante a soldagem, é fator primordial para garantir uma melhor fusão localizada, evitando assim defeitos como "falta de fusão".

Essa correlação entre resfriamento do material e condutibilidade térmica também foi citada por Barbosa [21], que menciona a contração das isotermas gerada pela maior condutividade térmica de alguns materiais e, por consequência, diminuição do tempo de aquecimento e temperatura máxima, aumentando a velocidade de resfriamento.

Uma segunda análise foi feita em novas amostras, considerando agora a área da região fundida, mostrada na figura 52. Os resultados das amostras de 50℃, 100℃ e 450℃ também indicaram um aumento da fusão do substrato, com as áreas da região fundida de 17 mm², 21 mm² e 22 mm², respectivamente. Na amostra soldada com temperatura do substrato de 500℃ não foi possível fazer a medição em função da perda de referência do substrato após o corte da amostra. Não foi feita a análise de diluição pelo método de áreas considerando a área do reforço pois em algumas amostras houve um escorrimento da segunda camada da soldagem, o que poderia gerar resultados errados.

Tabela 11 - Análise da penetração das amostras de 50℃, 100℃, 150℃, 450℃ e 500℃.

	Penetração (mm)			
Amostras	**Cordão 1**	**Cordão 2**	**Cordão 3**	**Média**
50°C	**0,9**	**1,0**	**0,9**	**0,9**
100°C	**1,3**	**1,4**	**1,5**	**1,4**
150°C	**1,2**	**1,2**	**1,2**	**1,2**
450°C	**1,2**	**1,5**	**1,6**	**1,4**
500°C	**1,3**	**1,4**	**1,7**	**1,5**

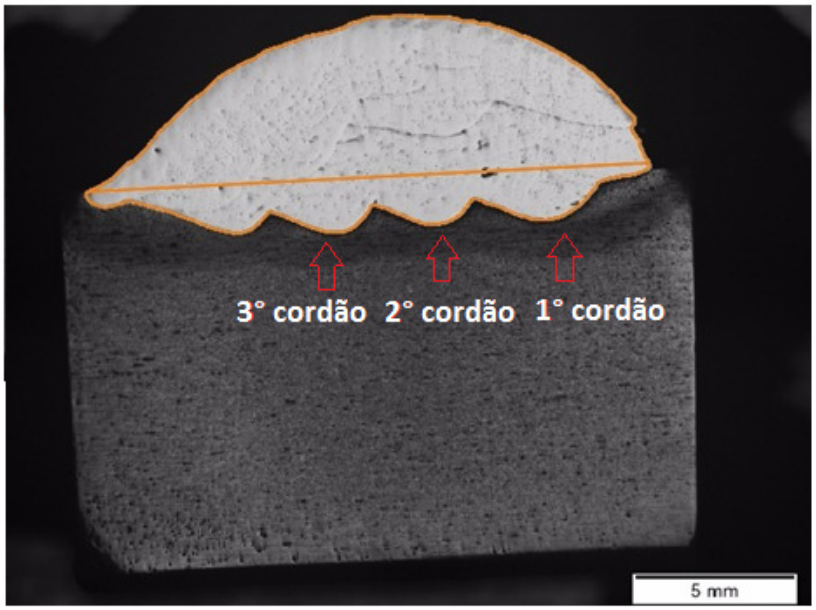


Figura 52 - Amostra soldada com temperatura de 100℃ com indicação da área de penetração, aumento 12,5x.

As macrografias obtidas para análise de reforço e penetração estão nas figuras 53 a 55, para as amostras soldadas com temperaturas de 50℃, 100℃, 150℃, 450℃ e 500℃. A análise não se estendeu para todas as amostras, tendo sido concentrada somente nas temperaturas mais baixas e mais altas de soldagem.

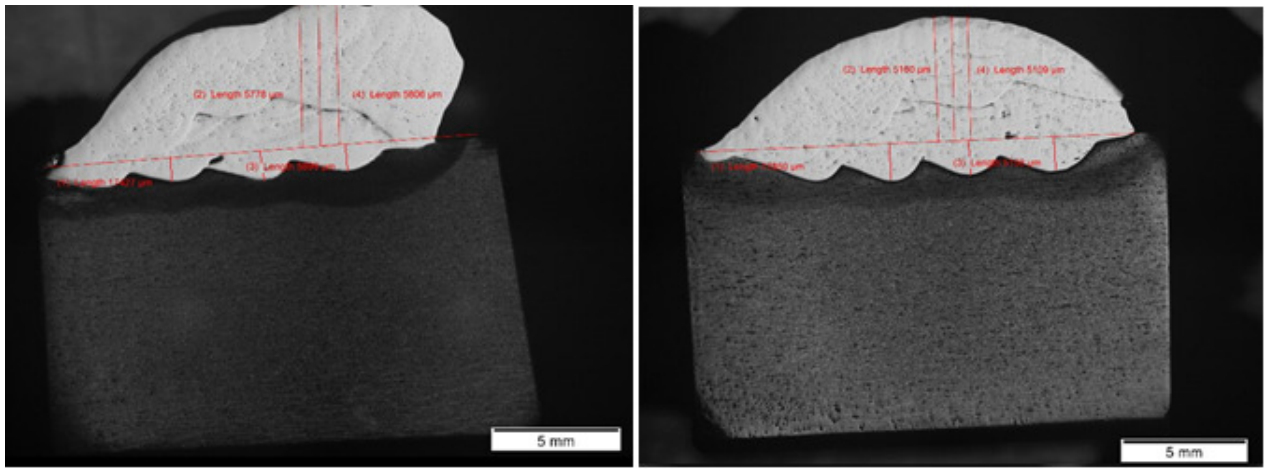


Figura 53 - Análise de penetração amostra 50℃ e 100℃, aumento 12,5 x.

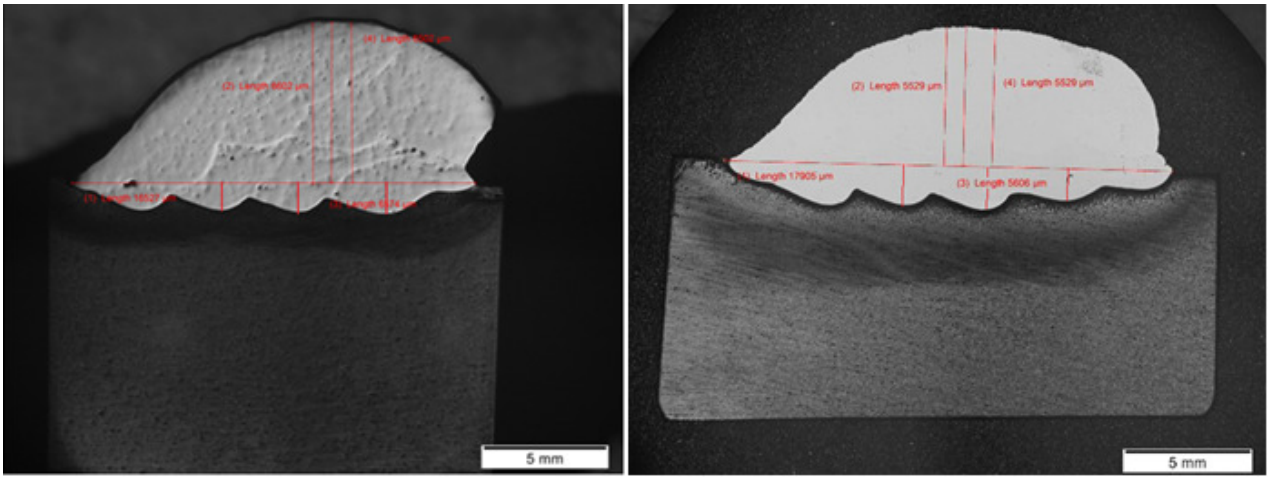


Figura 54 - Análise de penetração amostra 150℃ e 450℃, aumento 12,5 x.

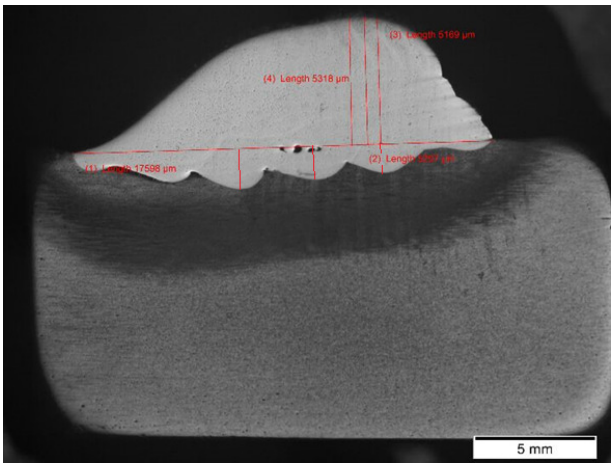


Figura 55 - Análise de penetração amostra 500℃, aumento 12,5 x.

IV.6 Amostras de 50℃ e 500℃ sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)

As amostras foram preparadas e avaliadas através de microscopia eletrônica de varredura com a finalidade de se avaliar a formação de precipitados somente nas amostras com temperaturas de pré-aquecimento de 50℃ e 500℃, antes e após o tratamento térmico, em função do resultado similares de penetração das amostras acima de 100℃ em relação às amostras de 50℃.

Pode-se verificar um crescimento dendrítico colunar observado, com clara separação das dendritas primárias e secundárias, de acordo com a figura 56. Conforme

já mencionado, a microestrutura dendrítica e espaçamento interdendritico são influenciados pela velocidade de resfriamento. De acordo com Modenesi [26], o espaçamento médio interdendrítico reduz com o aumento da velocidade de resfriamento e essa característica afeta diretamente as propriedades mecânicas. Este espaçamento tende a crescer com o aumento da energia de soldagem e consequente redução da velocidade de resfriamento.

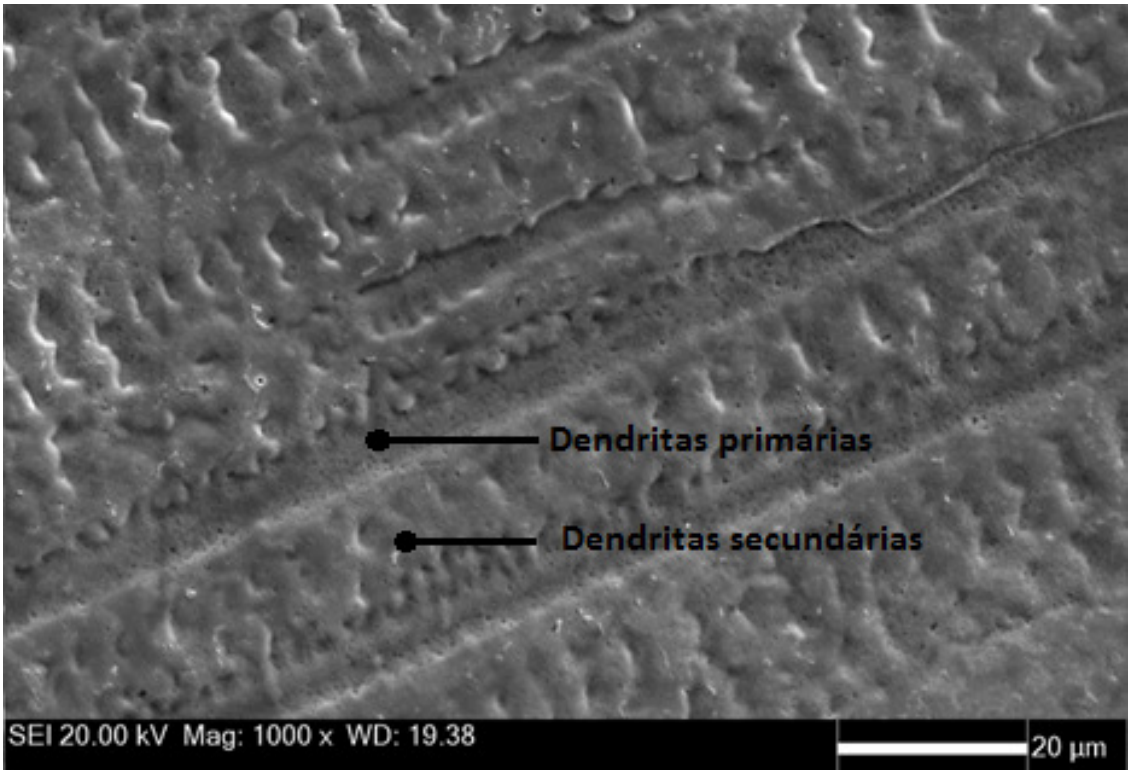


Figura 56 - Amostra de 50℃, sem tratamento térmico - revestimento.

De acordo com as análises das amostras, existe uma pequena zona de transição entre o substrato e o revestimento com os teores de Fe estabilizado abaixo dos teores da superliga Inconel 625. Essa zona apresenta composição química intermediária em relação à composição do substrato e da liga de níquel. A essa zona se dá, conforme já citado, o nome de zona parcialmente diluída ou misturada, que pode também se apresentar sob a forma de faixa ao longo da linha de fusão (ZPD do tipo praia). Silva et. al. [32] estudaram o processo de formação da ZPD em trabalhos relacionados com a soldagem de liga de níquel sobre aço C-Mn. Assim como pode ser observado nas figuras 57 e 58, tem-se a mesma conclusão de Silva et. al., com a redução do teor de Fe e um aumento dos teores de Ni, Cr e Mo, resultado esperado para os materiais empregados, estabilizando logo depois nos

valores próximos aos valores originais da liga de níquel, com exceção do ferro. Não foi visto uma ZPD do tipo praia com grande largura nas amostras soldadas com temperatura de 50℃, em comparação com as amostras soldadas com 500℃. Na amostra soldada na temperatura de 50℃, o teor de Fe decai rapidamente e os elementos de liga comuns a superliga Inconel 625 estabilizaram rapidamente, próximo a linha de fusão.

Com a estabilização dos elementos da superliga de níquel Inconel 625 a valores próximos aos especificados pra o consumível, há um aumento da resistência a corrosão e redução da usinabilidade do revestimento em função do maiores teores de cromo e molibdênio e as formações esperadas dos carbonetos. Na região próxima a linha de fusão também há uma influência negativa na resistência a corrosão em função da diluição do ferro contido no substrato e, como já relatado, deve ter seus teores controlados. O aumento da concentração de níquel altera as linhas de transformação da austenita (Ac3 e Ac1), passando de uma estrutura cristalina CCC (liga ferrítica) para CFC (liga austenítica), aumentando a tenacidade em diferentes temperaturas. O aumento da tenacidade se dá devido a menor resistência ao deslizamento dos planos cristalinos para a estrutura CFC.

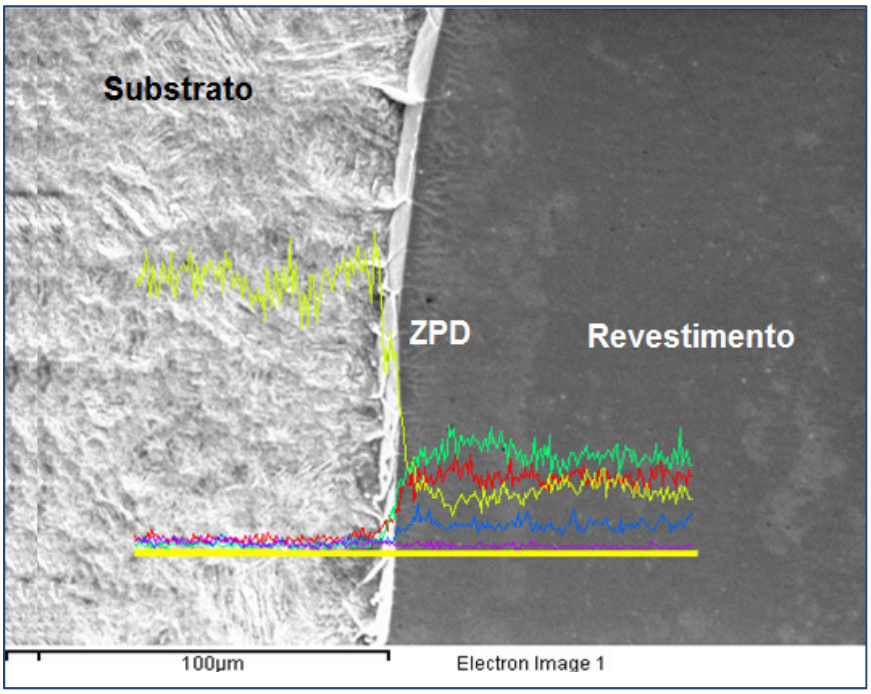


Figura 57 - Amostra de 50℃, como soldado - interface substrato e revestimento com análise por EDS através de análise de linha.

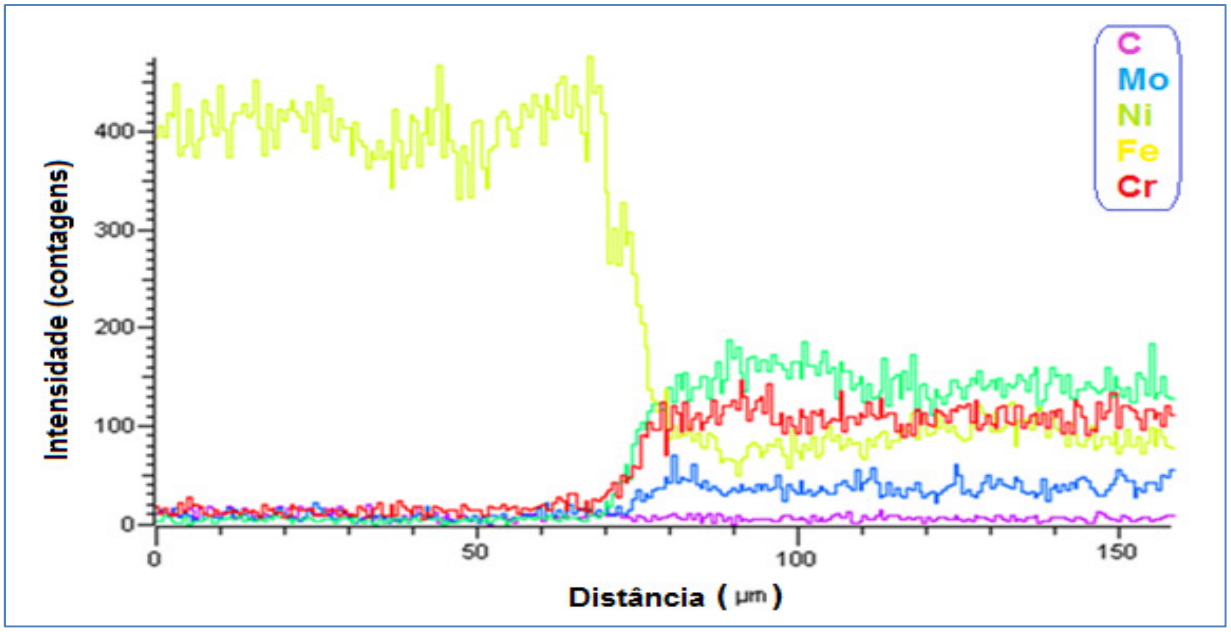


Figura 58 - Análise de linha por EDS da amostra de 50°C, como soldado - interface substrato e revestimento.

Na figura 59 é visível uma discreta precipitação de fases secundárias na amostra soldada com 50°C de temperatura de pré-aquecimento. Silva et. al. [32], no estudo dos aspectos da soldagem dissimilar de revestimento de superliga Inconel 625, também observaram a formação de carbonetos de Nb mesmo em condições "como soldado", sem tratamento térmico posterior. A presença deste carboneto primário precipitado a altas temperaturas pode ainda solubilizar cromo, molibdênio e tungstênio. Uma das funções principais desse elemento é aumentar o tempo operacional do material em regime de fluência dos materiais, de acordo com Santos [33].

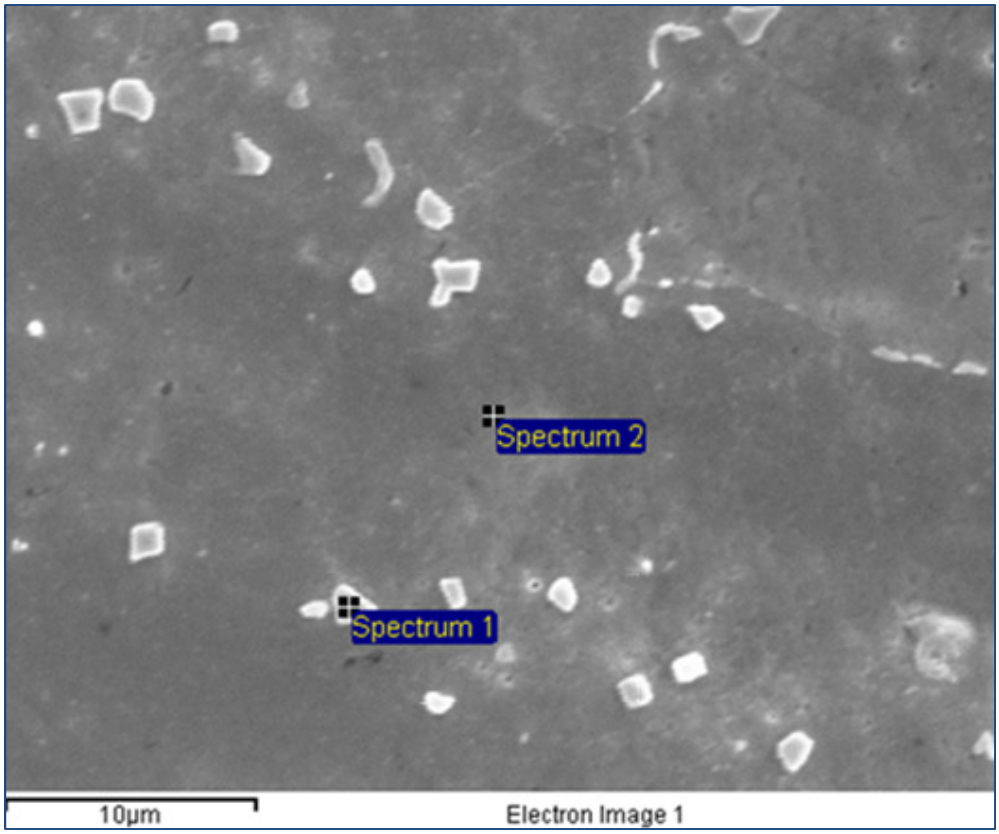


Figura 59 - Amostra de 50℃, como soldado - revestimento. Indicações dos locais onde foram feitas análises pontuais por EDS.

Modenesi [26] relata a solidificação da poça de fusão ligada com alterações locais de composição química (segregação). A segregação pode causar variações de propriedades mecânicas ao longo do material e, em casos mais graves, a presença de trincas. A segregação intercelular e interdendrítica, principal formação em soldas, ocorre dentro dos grãos com uma certa periodicidade que depende do espaçamento intercelular ou interdendrítico. O seu mecanismo é o mesmo que ocorre em fundição ou lingotamento e, em todos os casos, a segregação é mais pronunciada quando o modo de solidificação for dendrítico.

Foi feita análise pontual na matriz e na fase secundária apresentada pela figura 60, com os espectros relativos aos pontos 1 e 2 indicados na figura 59. Os espectros obtidos e apresentados abaixo, para o ponto1, indicam uma possível formação de carboneto de Nb e para o ponto 2 foram encontrados os elementos de liga esperados para a matriz na soldagem com Inconel 625 como Cr, Ni e Mo.

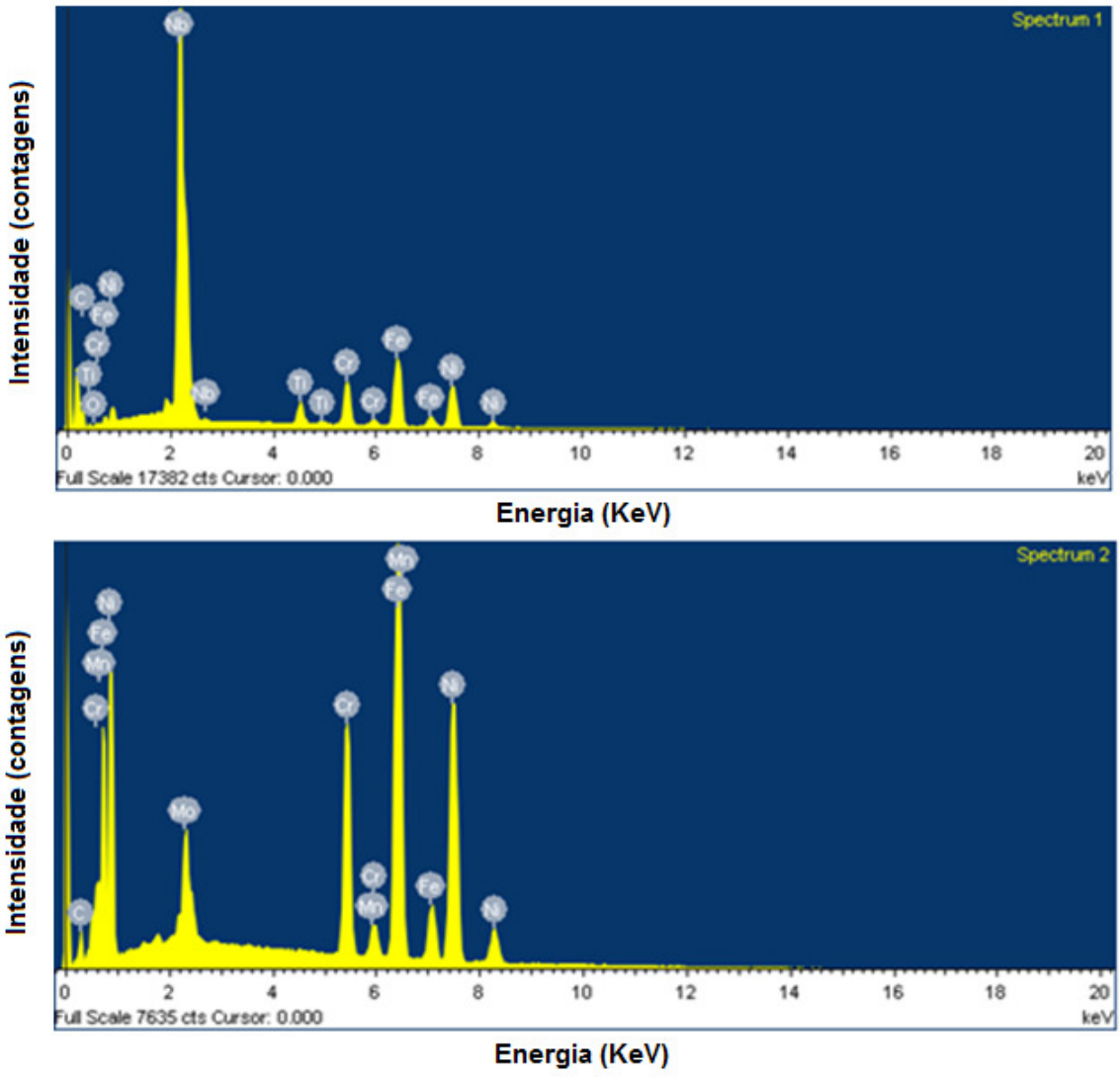


Figura 60 - Análises pontuais por EDS da amostra de 50℃ como soldado - revestimento. Pontos indicados na figura 59.

As amostras soldadas com temperatura do substrato de 500℃, na condição como soldado, estão apresentadas abaixo. Conforme destacado na figura 61, é verificada a presença de zona parcialmente diluída do tipo "ilha". Essa zona, conforme já mencionado anteriormente, aparece na interseção do substrato com o revestimento em razão da

agitação da poça, agitação essa proveniente de várias causas, a destacar as condições de soldagem.

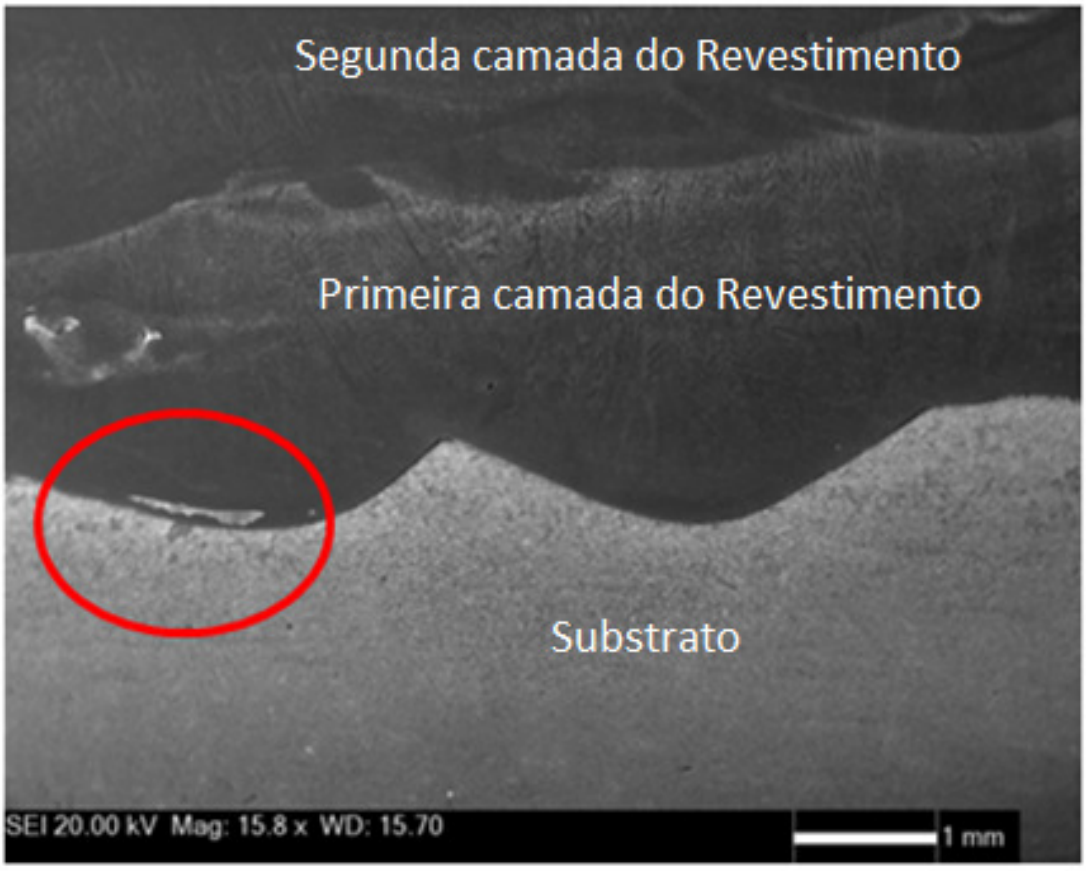


Figura 61 - Amostra de 500°C, como soldado - interface substrato e revestimento com ZPD.

O processo de solidificação e formação das fases secundárias pode ser mais claramente visto na amostra soldada com temperatura de pré-aquecimento de 500°C (figura 62). Conforme mencionado por Dupont [34], a solidificação do revestimento de Inconel 625 começa com a formação das dendritas primárias, que são pobres em Mo e Nb em seus núcleos. A solidificação prossegue para fora dos centros das dendritas primárias e esses elementos continuam na fase líquida enquanto os elementos principais como Fe, Ni e Cr segregam levemente nas dendritas primárias. O processo continua até que o líquido interdendritico se torne enriquecido, principalmente de Nb. A solidificação termina com a formação das dendritas secundárias e fases secundárias.

Silva et. al. [32] mencionaram a possível influência dos parâmetros de soldagem na precipitação, provavelmente em função de um maior aporte de calor. Um aumento do aporte de calor para as amostras soldadas com maiores temperaturas neste trabalho pode também ser responsável pela maior precipitação de fases secundárias. Espera-se uma maior difusão e enriquecimento das dendritas secundárias com os elementos formadores de carbonetos em função do maior aporte. A formação de microestrutura dendrítica, citada como sendo favorável à precipitação de fases secundárias, também sofre influência com o aporte térmico / pré-aquecimento e consequente variação da velocidade de resfriamento, sendo favorável à formação dendrítica o aumento do pré-aquecimento.

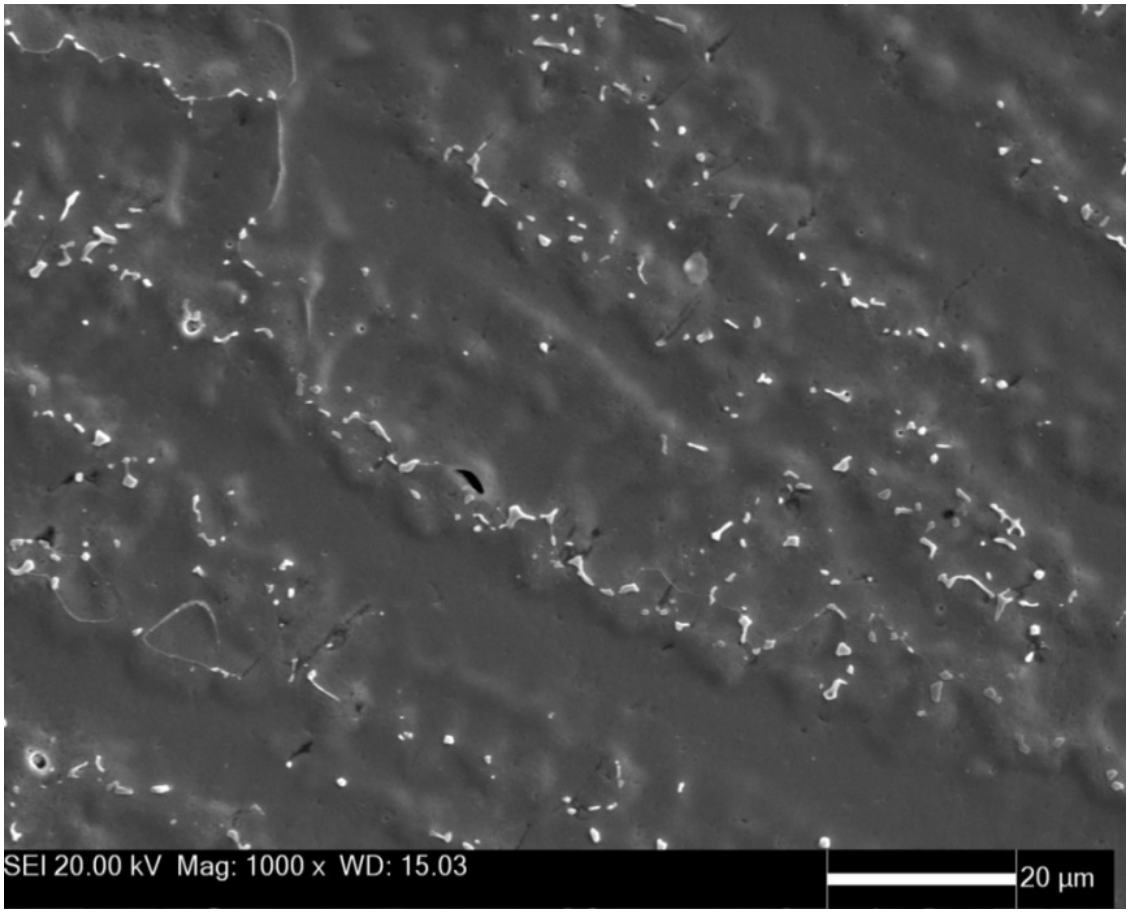


Figura 62 - Amostra de 500℃, como soldado - revestimento.

A figura 63 apresenta a interface entre o revestimento e o substrato, para a amostra soldada a temperatura de 500℃, como soldado. Foi feita análise por EDS da interface e apresentada nas figuras 67.

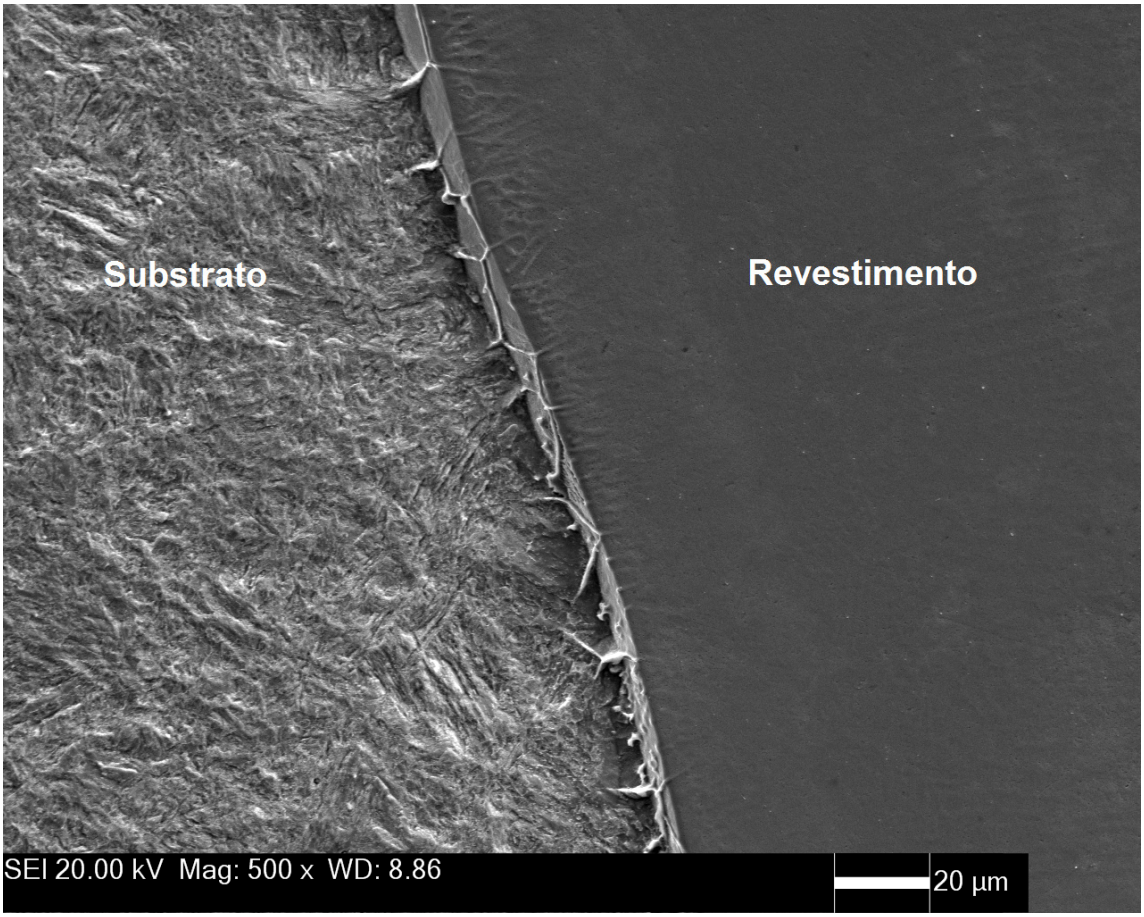


Figura 63 - Amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento.

De acordo com Eccard [8], os carbonetos do tipo MC possuem geralmente forma de blocos e se formam mais durante a solidificação, como no caso da soldagem dos corpos de prova neste trabalho. Estes carbonetos aparecem como partículas discretas, distribuídos heterogeneamente pela matriz e, após tratamento térmico, podem ser formadores dos carbonetos M_6C e $M_{23}C_6$, presentes nos contornos de grão, conforme mostrado na figura 4. A presença de fases Laves é relatada em vários trabalhos na superliga Inconel 625. De acordo com Perez [35], as fases Laves são fases de arranjo topologicamente fechado (TCP), com estrutura cristalina do tipo $MgZn_2$, intermetálicas, com composição tipo A_2B. Exemplos de fases Laves incluem Fe_2Ti, Fe_2Nb e Fe_2Mo mas sua fórmula geral é $(Fe, Cr, Mn, Si)_2$ (Mo, Ti, Nb). Uma quantidade grande de fases Laves propicia uma queda na ductilidade em baixa temperatura.

Perez [35] relata a precipitação precoce dos carbonetos nas ligas de níquel porque a cinética de transformação é controlada pela difusão de carbono (intersticial) enquanto que para a formação de intermetálicos, se requer a difusão de elementos substitucionais. A formação de fases intermetálicas e carbonetos acontece de 550℃ a 750℃ quando envelhecida, como pode ser observado na figura 64.

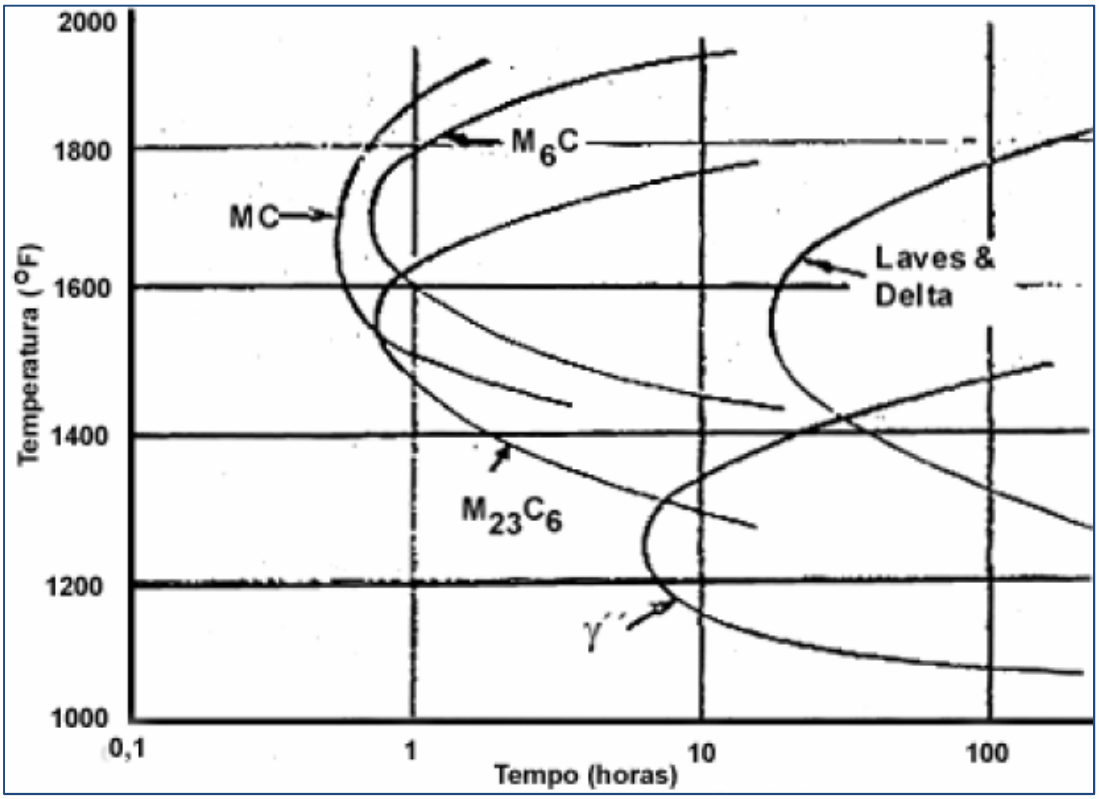


Figura 64 - Diagrama TTT de segundas fases em alta temperatura no Inconel [35].

As figuras 65 e 66 mostram presença de Nb e Mo, na análise de linha por EDS, para a amostra soldada a 500℃, na condição como soldada, indicando uma possível formação de carbonetos desses elementos.

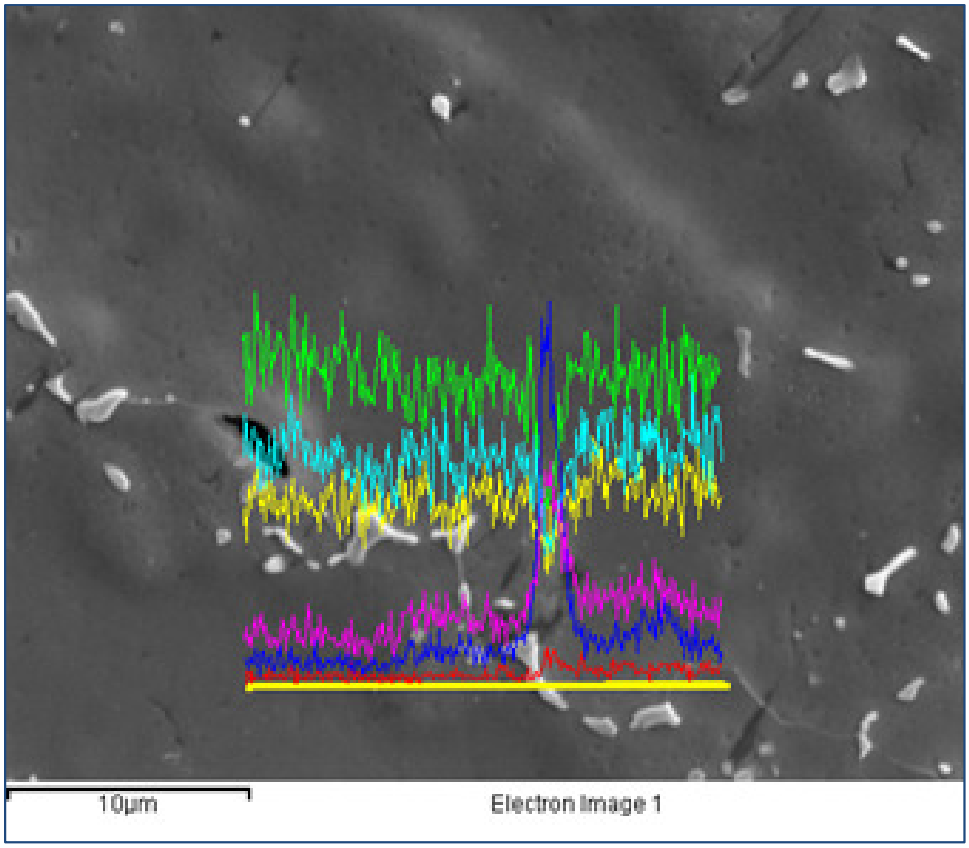


Figura 65 - Amostra de 500℃, como soldado - revestimento com análise de linha por EDS.

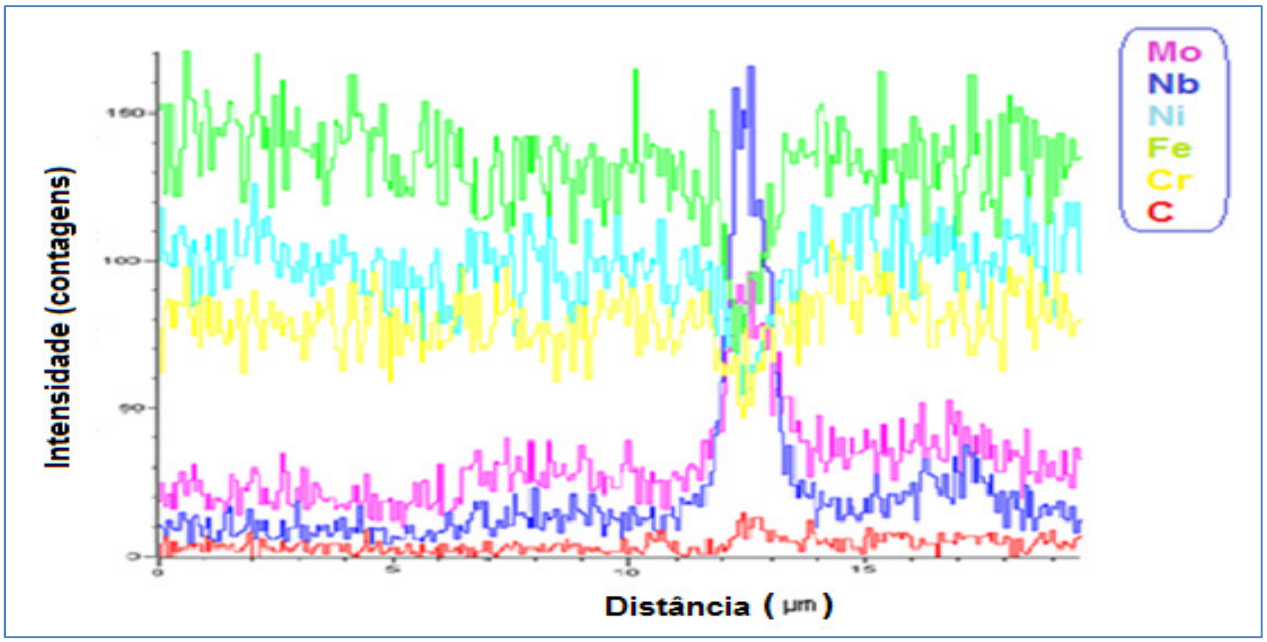


Figura 66 - Análise de linha por EDS da amostra de 500℃, como soldado - revestimento.

As figuras 67 e 68 indicam, pela análise por EDS, uma composição mista e extensa, com o teor de Fe decaindo à medida que os teores dos elementos de liga do revestimento aumentam. Nota-se o teor de Fe acima dos elementos de liga Cr e Ni, indicando uma diluição maior nesta amostra do que as amostras soldadas com baixas temperaturas, assim como apresentado na figura 57.

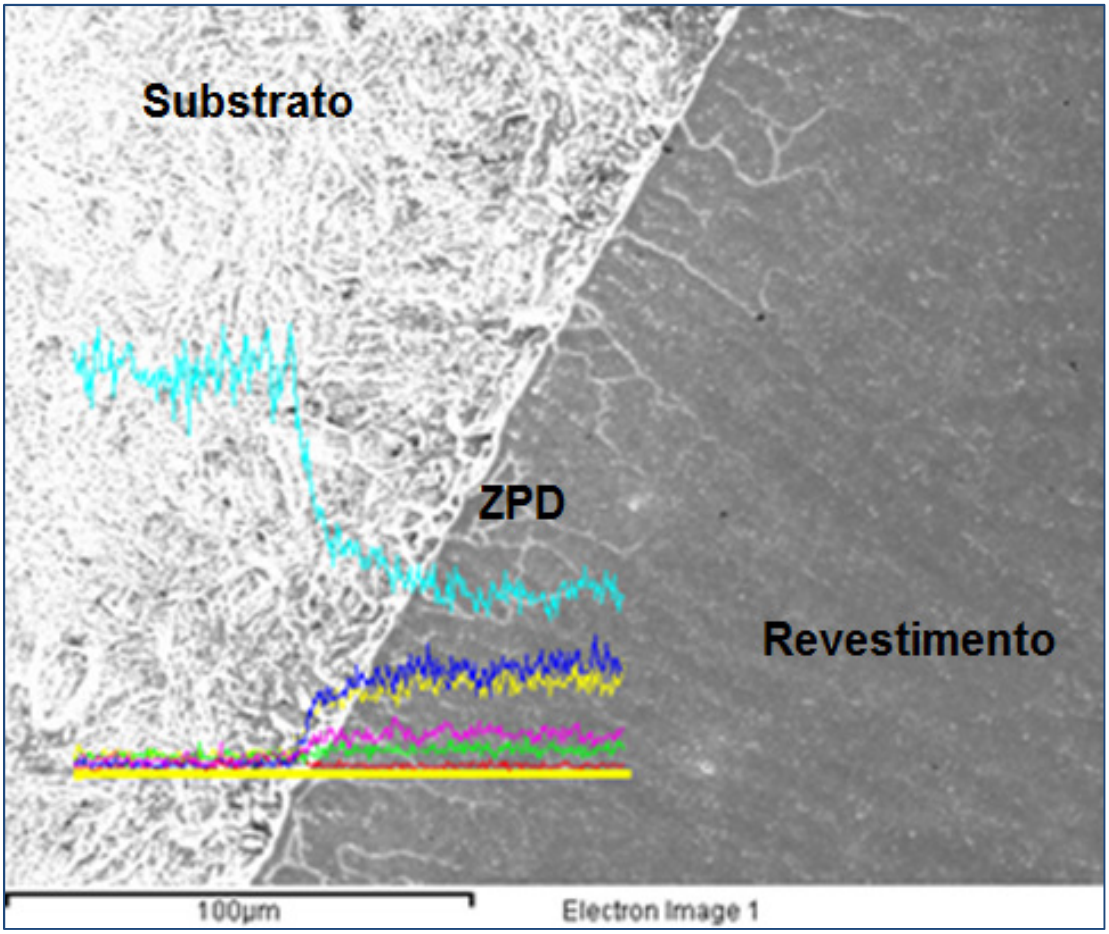


Figura 67 - Amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento com análise por EDS.

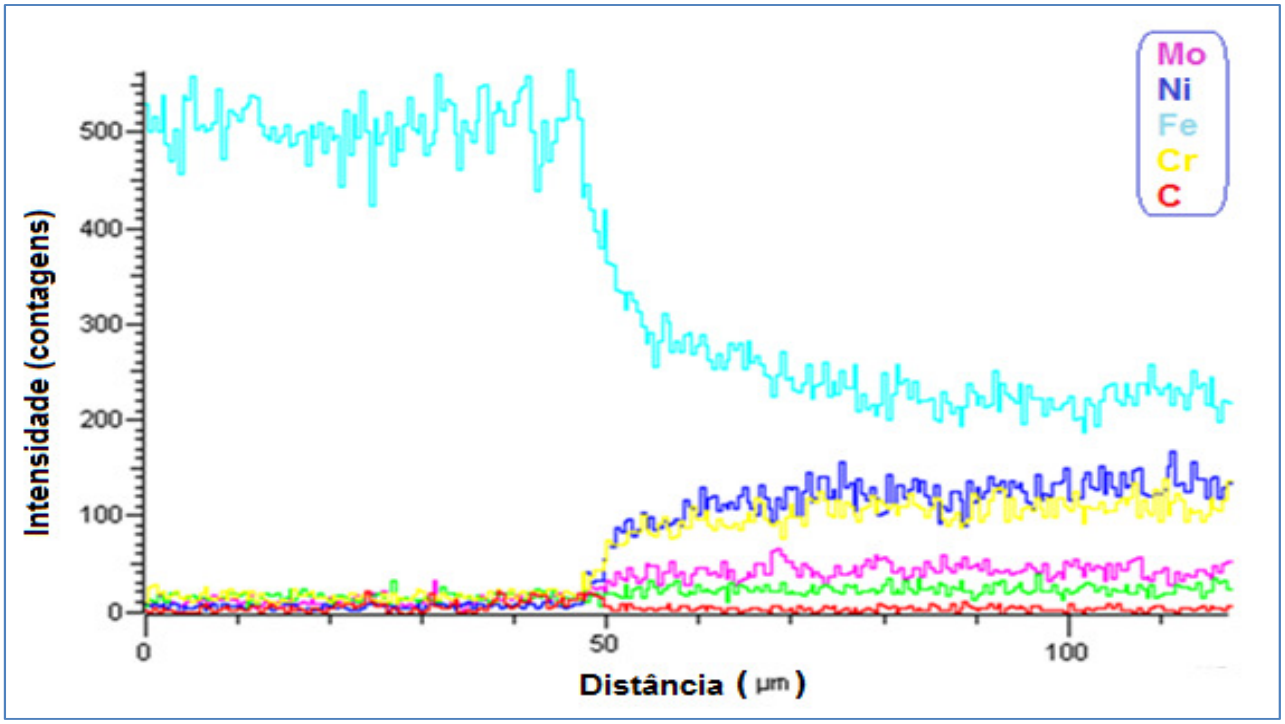


Figura 68 - Análise de linha por EDS da amostra de 500℃, como soldado - interface substrato e revestimento.

IV.7 Análises das amostras de 50℃ e 500℃ com tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)

As figuras abaixo representam a análise dos corpos de prova soldados com temperaturas de 50℃ e 500℃ e tratados termicamente pós-soldagem (TTPS), conforme informado neste trabalho. O tratamento térmico para soldagem das ligas de níquel, como a superliga Inconel 625, é necessário para que se obtenham as propriedades ideais na ZTA, conforme as normas vigentes do mercado de óleo e gás e como já foi mostrado anteriormente, na análise de microdureza.

O tratamento térmico realizado tem como função principal o revenimento da ZTA, mas possui influência também na formação de fases secundárias como apresentado nas amostras com tratamento térmico.

A figura 69, relativa a amostra soldada a temperatura de 50℃, com TTPS, mostra a interface entre o substrato e o revestimento de Inconel 625 com indicações pontuais dispersas visíveis no revestimento que podem indicar a presença de fases secundárias.

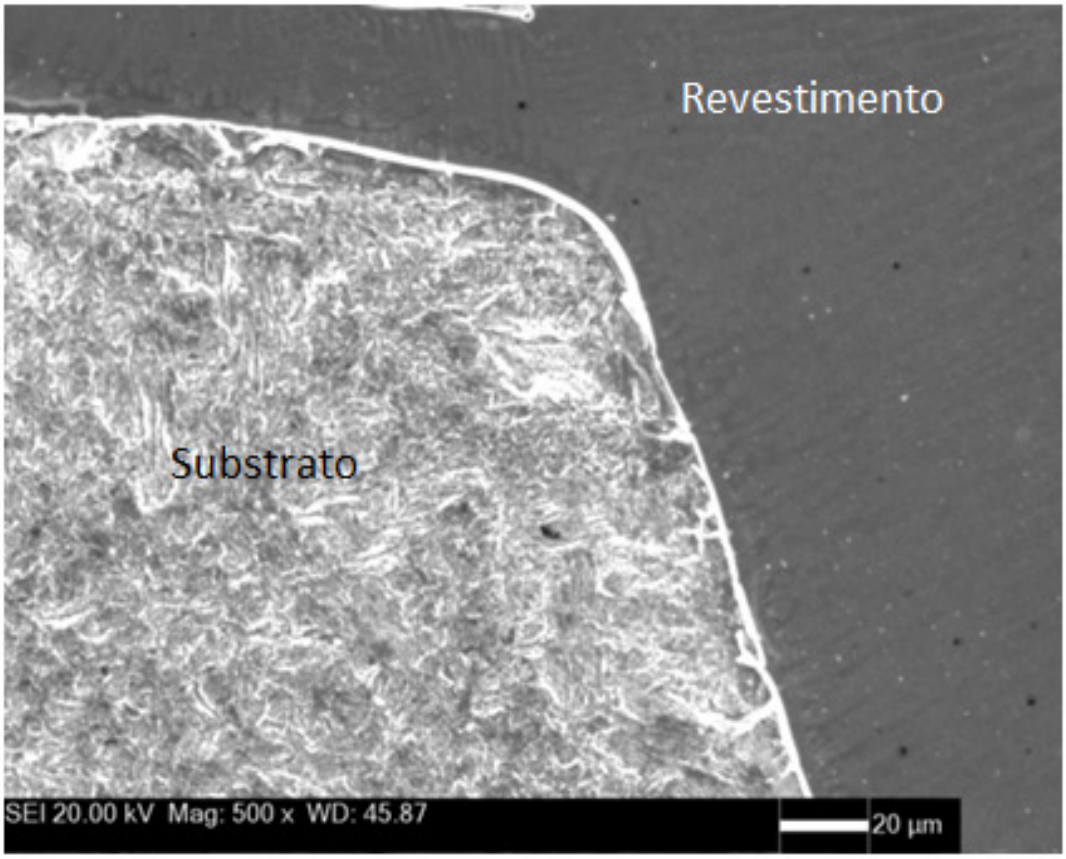


Figura 69 - Amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento.

A figura 70 apresenta formação dendrítica na amostra soldada com temperatura de 50℃, com TTPS, característica de estruturas soldadas, com precipitados dispersos pela amostra.

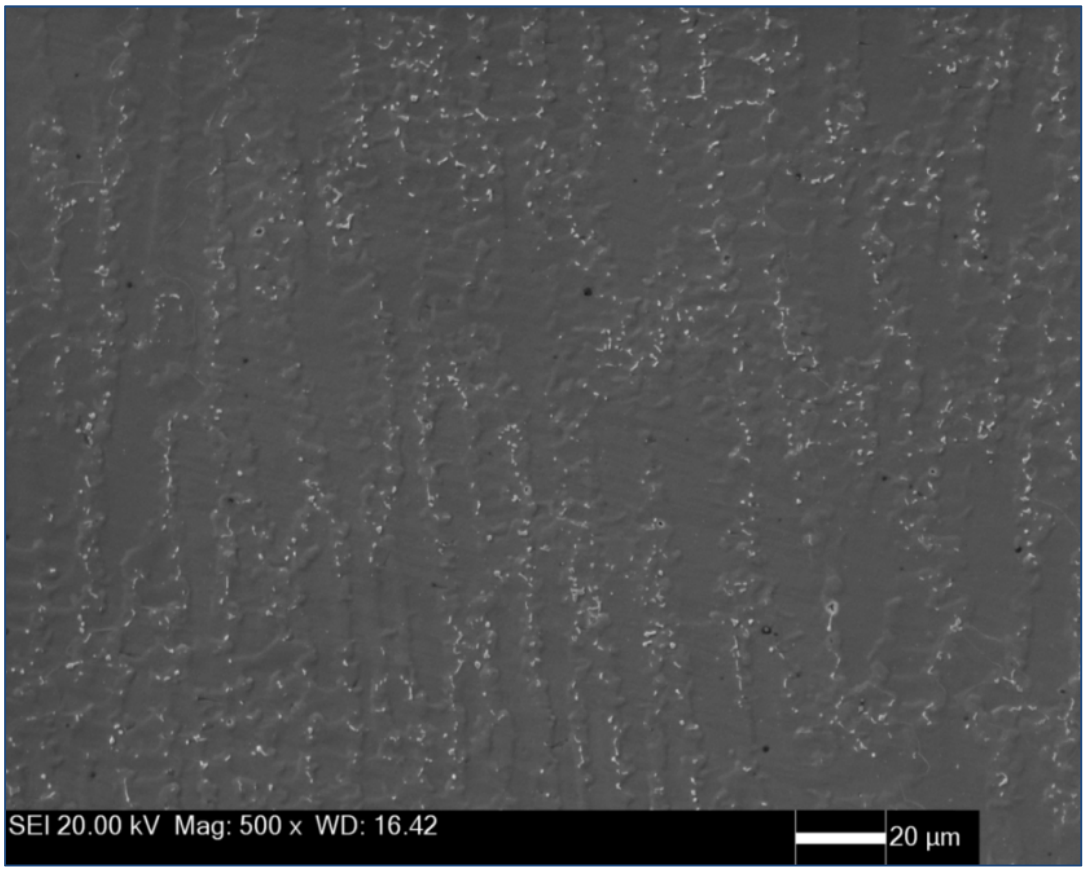


Figura 70 - Amostra de 50℃, com TTPS - revestimento.

Não foi identificada ZPD clara na amostra soldada com temperatura de 50℃, conforme apresentado na figura 71 e confirmado pela análise de linha por EDS, apresentada na figura 72 e 73, com pouca mistura dos elementos químicos. Há uma drástica redução do teor de Fe e rápida estabilização dos elementos comuns da superliga Inconel 625.

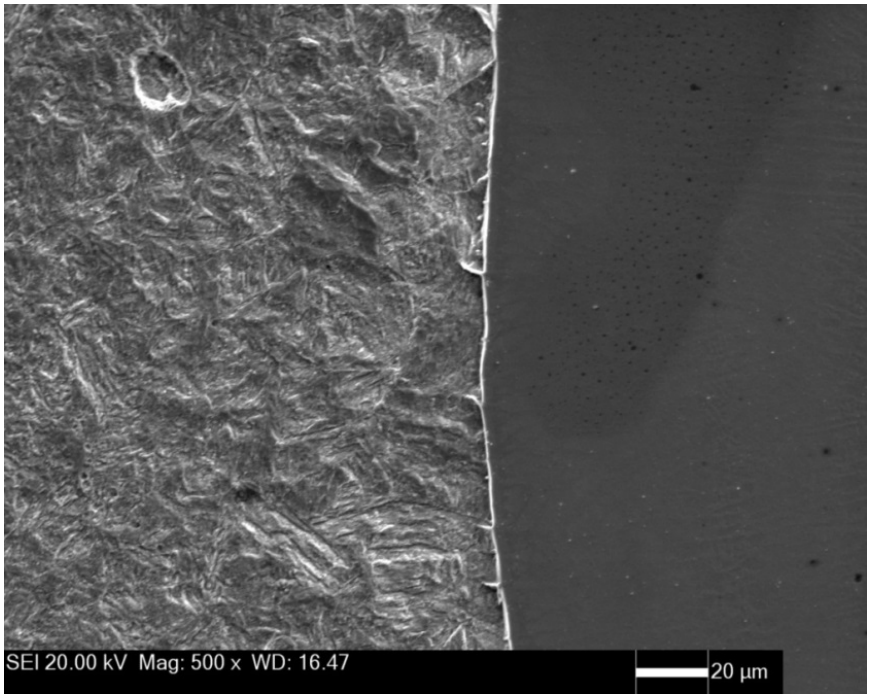


Figura 71 - Amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento.

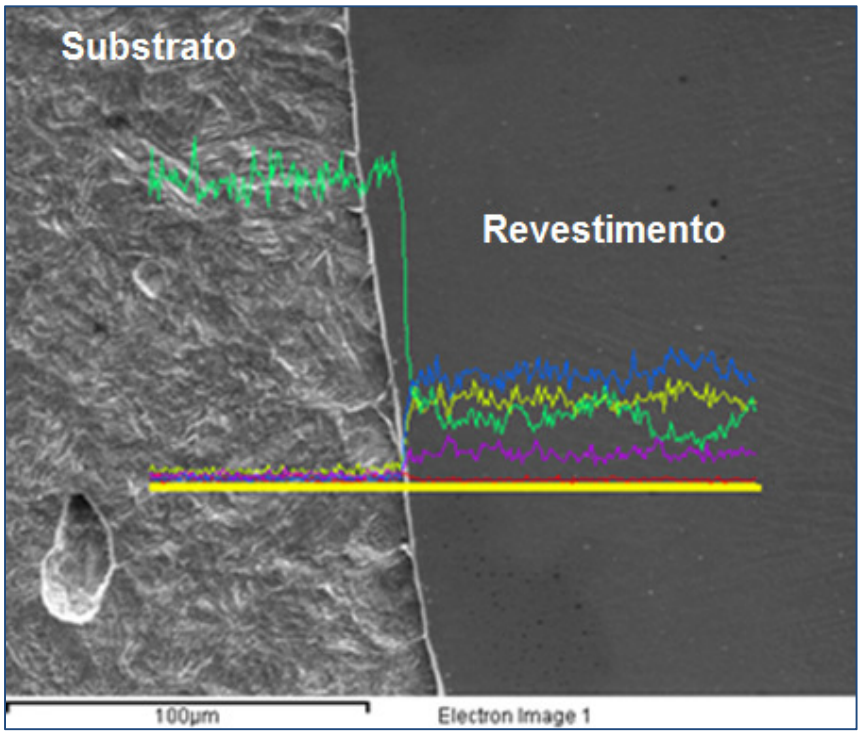


Figura 72 - Amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento com análise de linha por EDS.

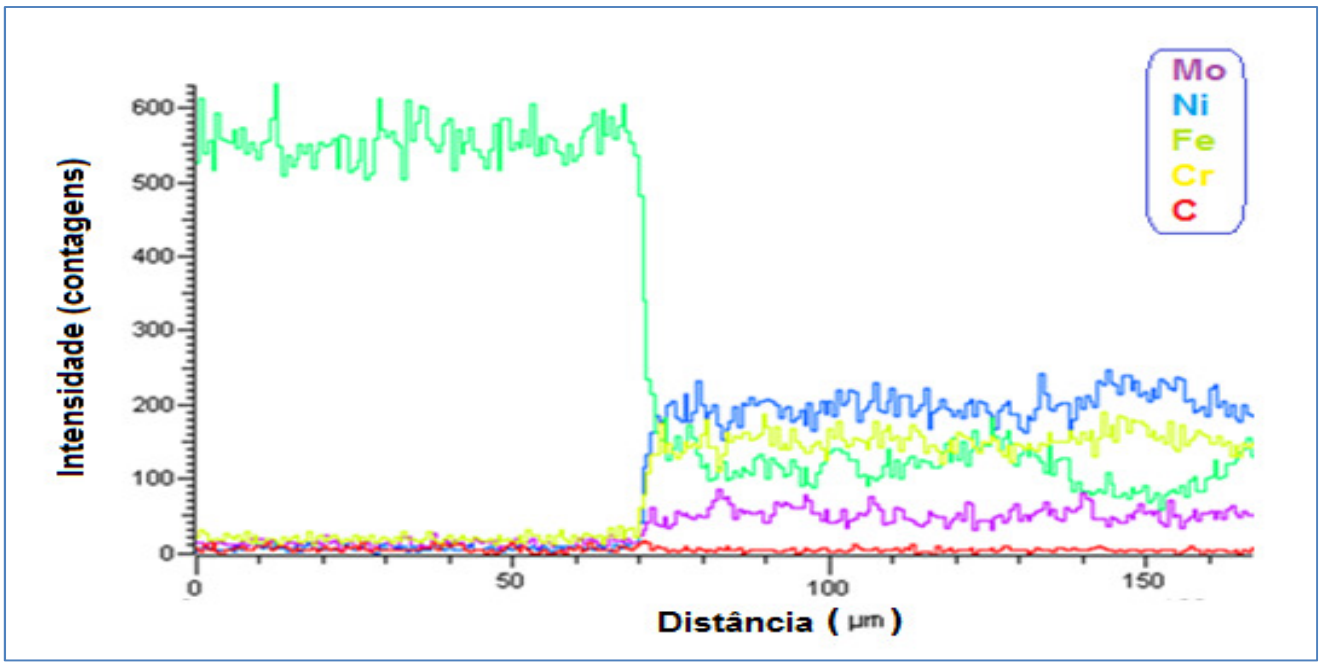


Figura 73 - Análise de linha por EDS da amostra de 50℃, com TTPS - interface substrato e revestimento.

Foi feita a análise pontual por EDS das fases secundárias apresentadas na figura 74, assim como análise da matriz e do revestimento e os resultados são apresentados na figura 75.

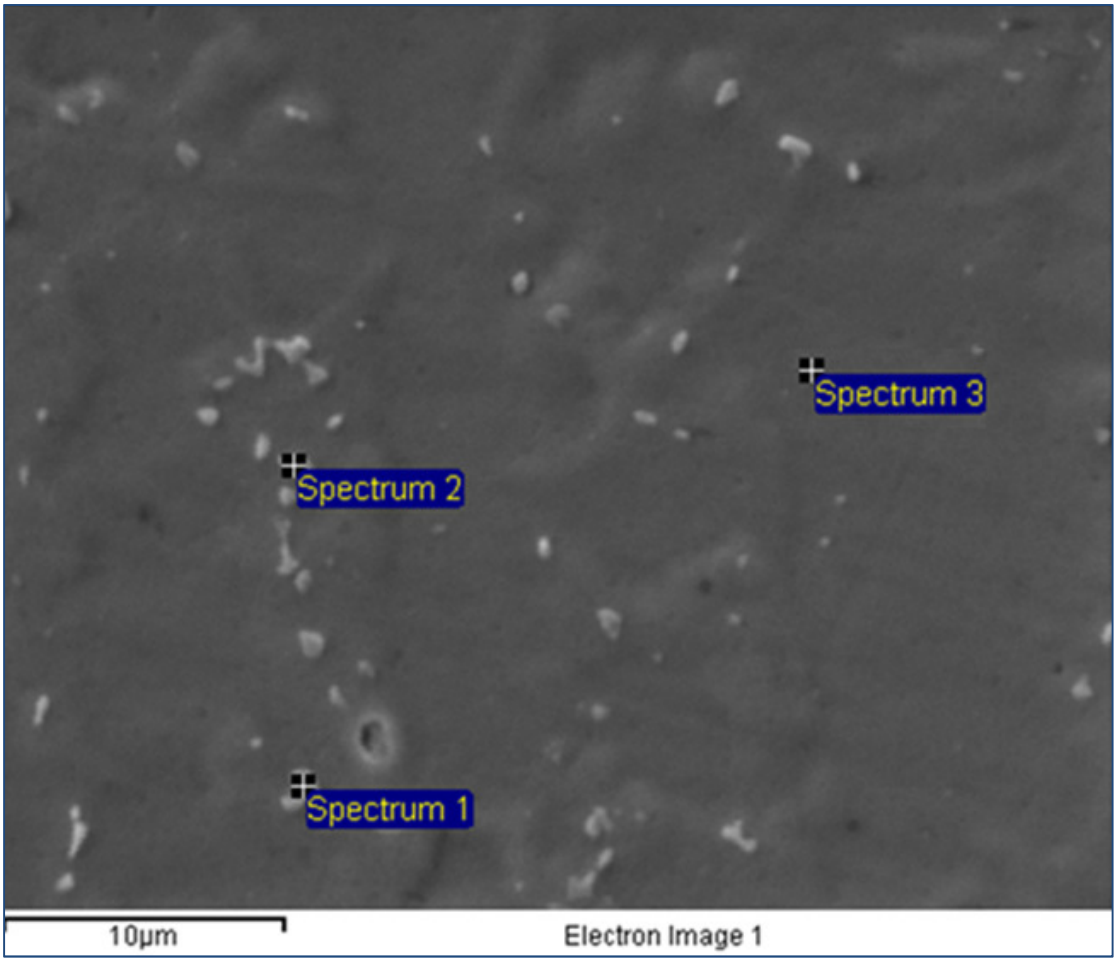


Figura 74 - Amostra de 50℃, com TTPS - revestimento. Indicações dos locais onde foram feitas análises pontuais por EDS.

Todas as análises indicam a presença dos mesmos elementos químicos nas fases secundárias, não apresentando nenhuma composição que indique formação diferente, com possível formação de carboneto de Nióbio e molibdênio. A análise da matriz apresentou novamente os elementos esperados para a superliga Inconel 625, entre eles Ni, Cr, Mo e Fe.

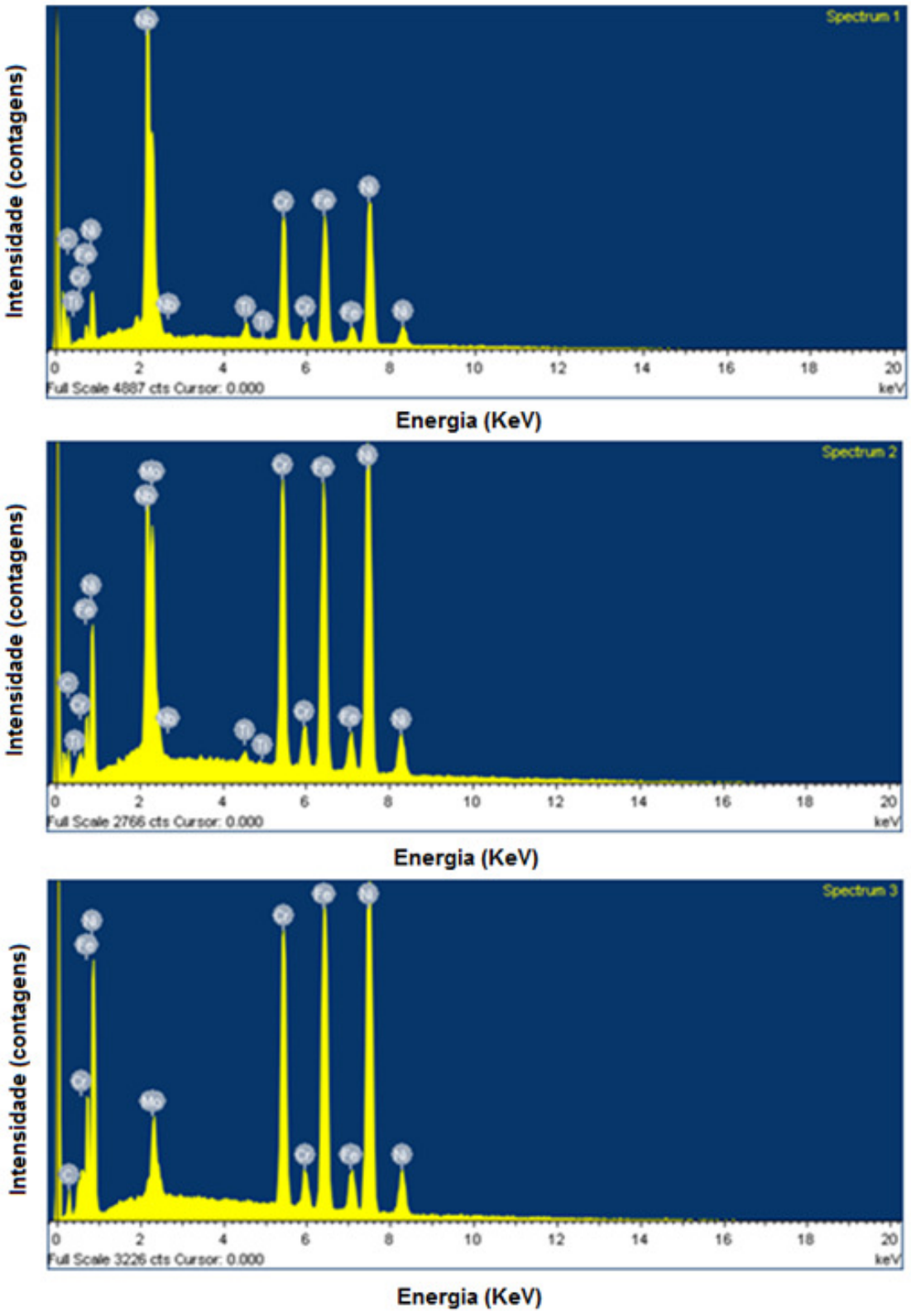


Figura 75 - Análises pontuais por EDS da amostra de 50℃ com TTPS - revestimento. Pontos indicados na figura 74.

A seguir são apresentadas as amostras soldadas a temperatura do substrato de 500℃, com tratamento térmico pós-soldagem, com identificação das regiões na figura 76.

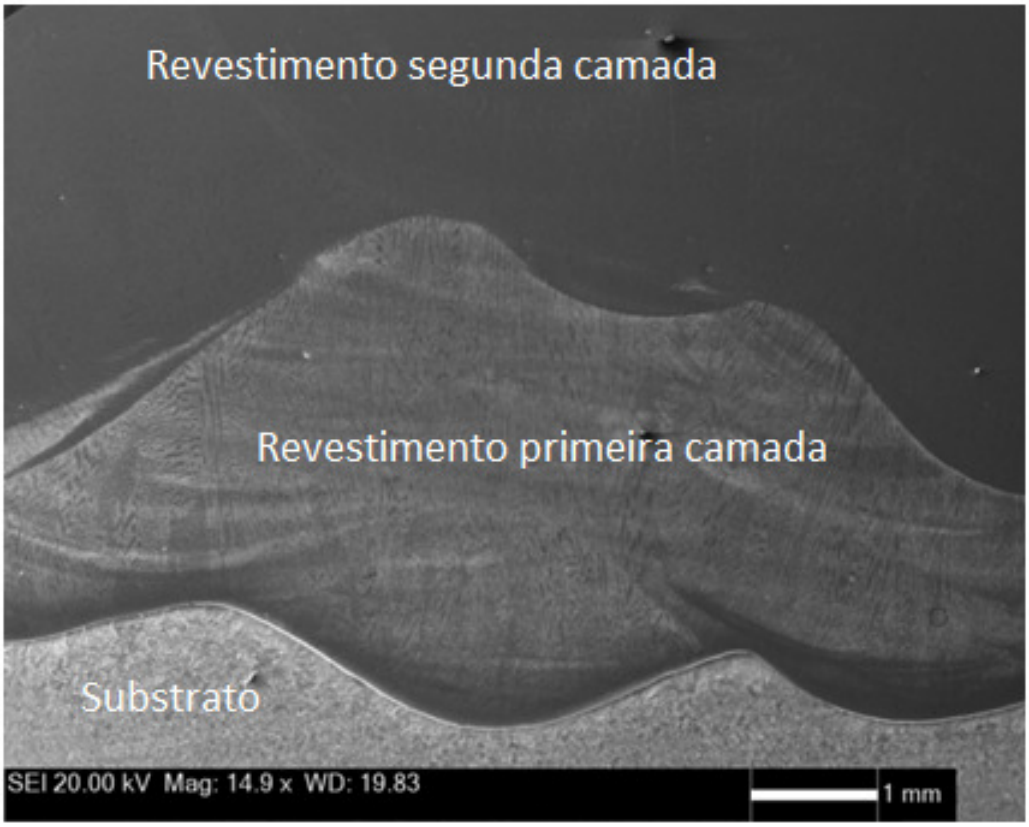


Figura 76 - Amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento.

Na micrografia apresentada na figura 77 pode-se ver claramente a formação de uma extensa zona descarbonetada. O processo de descarbonetação se dá pela difusão do carbono em função de diferentes gradientes de concentração entre o substrato 8630 e o consumível Inconel 625, e em função das altas temperaturas aplicadas ao processo de soldagem assim como no tratamento térmico, necessário para essa difusão. O processo inverso de carbonetação ou cementação também é utilizado através do uso de fontes de carbono em superfícies de materiais em que se desejam, superficialmente, um aumento da resistência à abrasividade. A descarbonetação é citada por outros autores como Kejelin [36], na avaliação da soldagem dissimilar de Inconel 625 sobre substrato API 5L X-60, onde o autor relata a descarbonetação dos grãos do metal de base próximos à linha de fusão, como responsável pela perda de tenacidade de juntas dissimilares submetidas ao TTPS.

Na figura 77, com identificação da interface descarbonetada, já é visível a grande formação de fases secundárias no revestimento, comprovadas nas figuras seguintes.

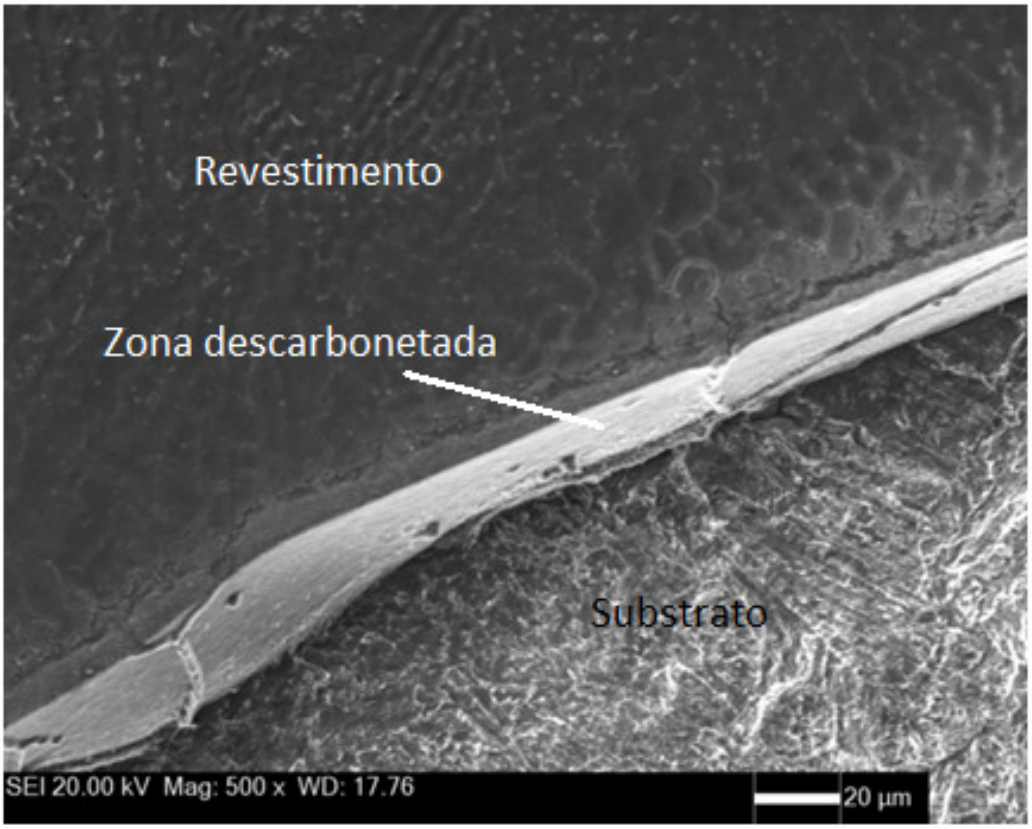


Figura 77 - Amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento.

Em todas as micrografias da amostra soldada com temperatura de 500℃ foi observada grande formação de fases secundárias, com morfologia diferente das encontradas nas outras amostras apresentadas. Santos [33], em seu trabalho de pesquisa, não verificou a dissolução e alteração dos precipitados do tipo MC, na caracterização da superliga Inconel 713, a uma temperatura de 600℃, mesmo após 2000 horas, quando comparada a amostra bruta de fusão.

O controle da formação de fases secundárias através da redução da temperatura de pré-aquecimento pode levar a rápidas velocidades de resfriamento pós-soldagem, com consequente alteração da dureza da ZTA e aparecimento de regiões com formação martensítica. Altas temperaturas do substrato (temperatura de interpasse) podem levar a formação de uma microestrutura mais grosseira na ZTA, com queda na tenacidade e

também aumento da formação de precipitados, com queda da usinabilidade do revestimento. Uma solução para ambas as questões poderia ser o aumento da temperatura mínima de pré-aquecimento e redução da temperatura máxima de interpasse admitida, mas essa alteração dos limites de temperatura de soldagem acarretaria em uma faixa muito estreita de temperatura para soldagem, podendo levar a muitas paradas durante processo e perda de produtividade, além da necessidade de emendas que podem gerar defeitos de solda. A seguir, na figura 78, percebe-se uma maior formação de fases secundárias com morfologias variadas.

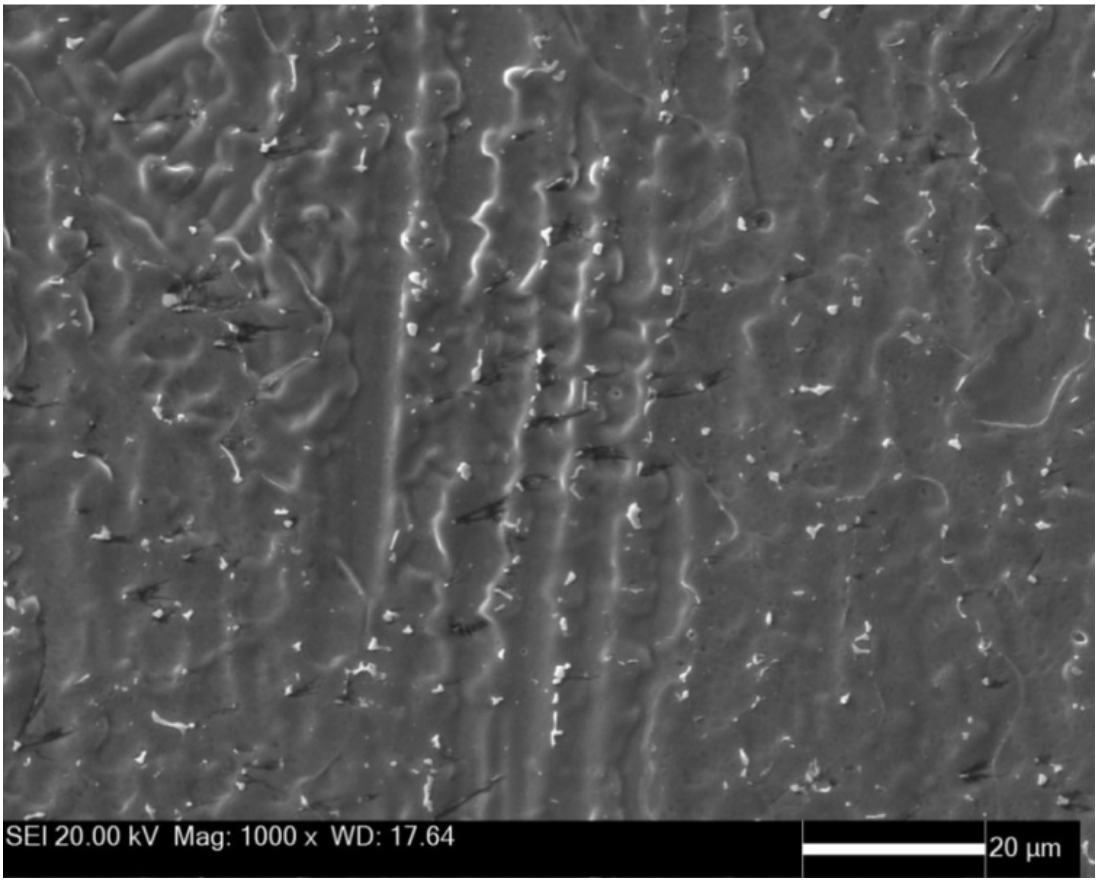


Figura 78 - Amostra de 500℃, com TTPS - revestimento.

A análise de linha da região, apresentada nas figuras 79 e 80, confirma a formação da zona descarbonetada, com drástica redução dos elementos principais contidos na superliga Inconel 625 e no substrato. As amostras soldadas com 50℃ apresentam pequena ZPD, com os teores de ferro decaindo rapidamente para valores abaixo dos encontrados para níquel e cromo. Nas amostras soldadas com temperatura de 500℃ os teores de ferro

decaem mais lentamente, ficando ainda acima dos teores de níquel e cromo nas amostras analisadas, indicando uma ZPD mais extensa e uma maior diluição, como apresentado nas análises de penetração. No entanto, a análise se restringe a uma região bem próxima a linha de fusão e não foi repetida para regiões mais afastadas, sobretudo após a segunda camada da superliga Inconel 625, mandatória para este tipo de revestimento. Essa diferença na diluição e maior teor de ferro avaliado nas amostras soldadas com temperatura de 500℃ do substrato pode não ser representativa após soldagem de duas camadas, com cada camada tendo, em média, 3 mm.

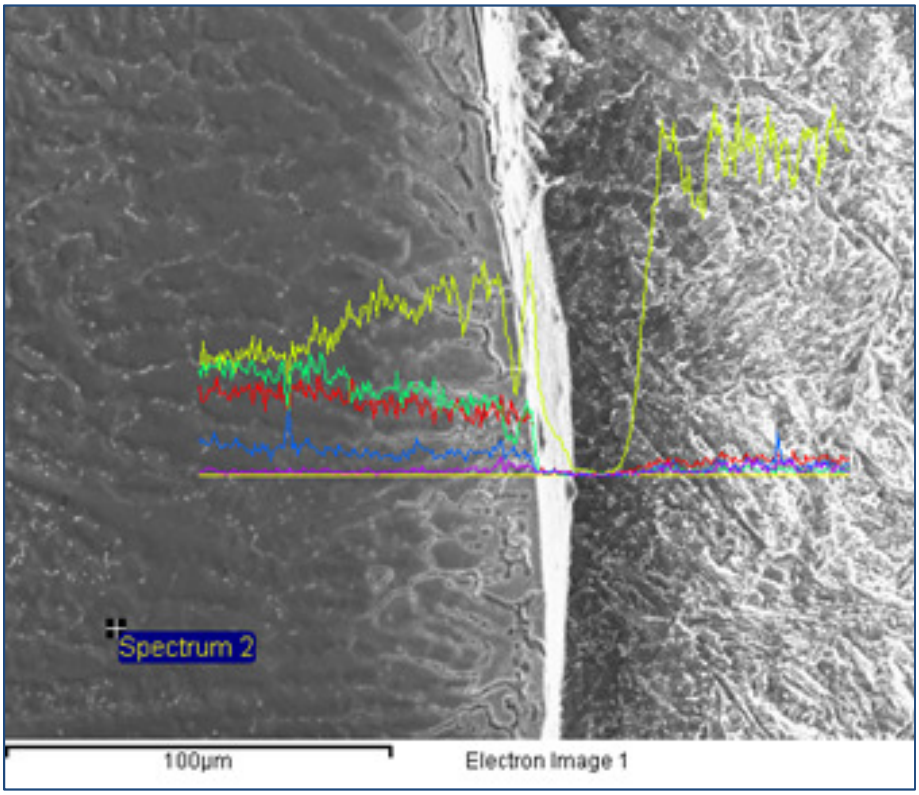


Figura 79 - Amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento com análise de linha por EDS.

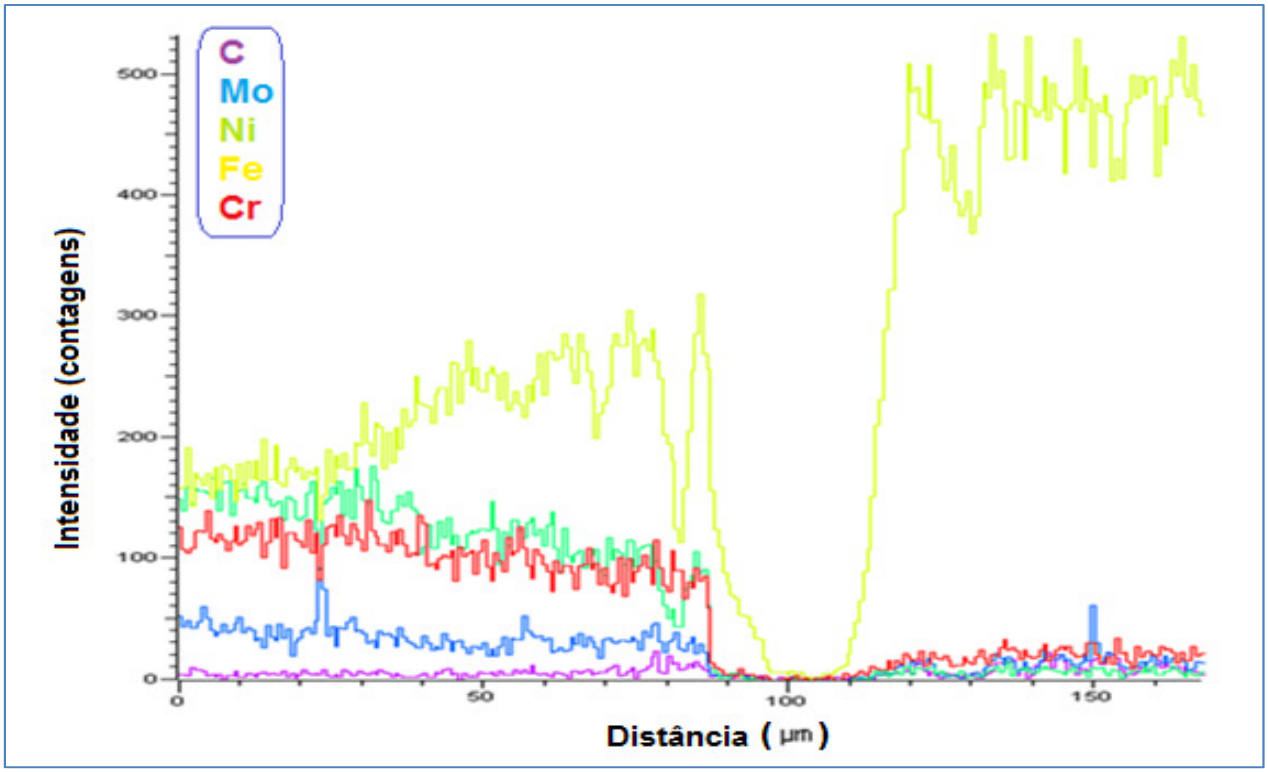


Figura 80 - Análise de linha por EDS da amostra de 500℃, com TTPS - interface substrato e revestimento.

A figura 81 apresenta novamente as diferentes morfologias dos precipitados formados na amostra soldada com 500℃, assim como apresentou a amostra soldada nessa mesma temperatura. Conforme a micrografia apresentada, pode-se medir precipitados com até 5 µm. Nas amostras soldadas com 50℃ podemos ver precipitados de, no máximo, 2 a 3 µm, com forma bem definida, conforme figura 74.

Mesmo sem uma análise quantitativa aprofundada, o resultado sugere maior precipitação e pode explicar uma queda na usinabilidade de algumas regiões. Logicamente, a temperatura de soldagem não é o único fator de influência, tendo a composição química do metal base e do consumível, além dos parâmetros de soldagem, como fatores adicionais para formação dos precipitados. Em função dos resultados apresentados, tem-se uma indicação do aumento da precipitação com o aumento da temperatura do substrato, podendo sofrer influência da composição química, com maior diluição no revestimento para maiores temperaturas como também menor velocidade de resfriamento e aumento do processo difusional, com tendência a formação de microestrutura dendrítica e de precipitados.

Fenske [37] e Albuquerque [30] citam a difusão de carbono durante tratamento térmico e formação de carbonetos no revestimento em função de uma menor velocidade de resfriamento. A baixa taxa de resfriamento com soldagem a altas temperaturas também pode colaborar para esse processo difusional. Em seu estudo com soldagem de superliga Inconel 625 em aços baixa liga AISI 8630 e ASTM A182 F22, Fenske [37] encontrou diferentes morfologias para formação de carbonetos após tratamento térmico, como M_7C_3, o que indica clara influência do substrato e tratamento térmico na formação de segundas fases.

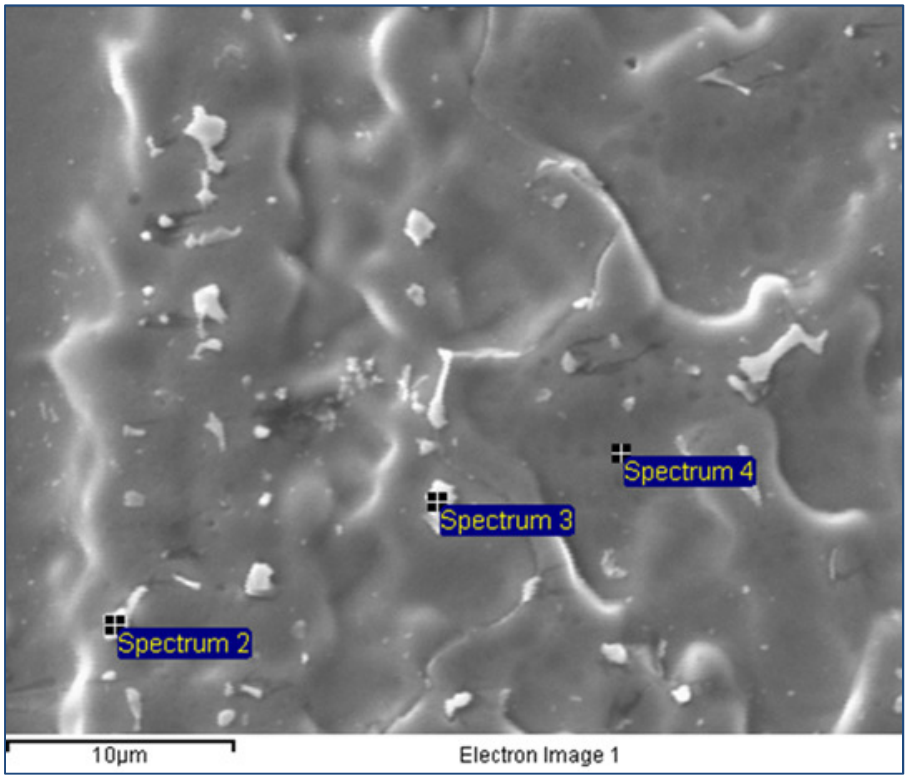


Figura 81 - Amostra de 500℃, com TTPS - revestimento. Indicações dos locais onde foram feitas análises pontuais por EDS.

Nas amostras de 50℃ e 500℃ com e sem TTPS foram encontradas as mesmas fases, indicando fases secundárias ricas em Nb e Mo, possivelmente carbonetos destes elementos químicos.

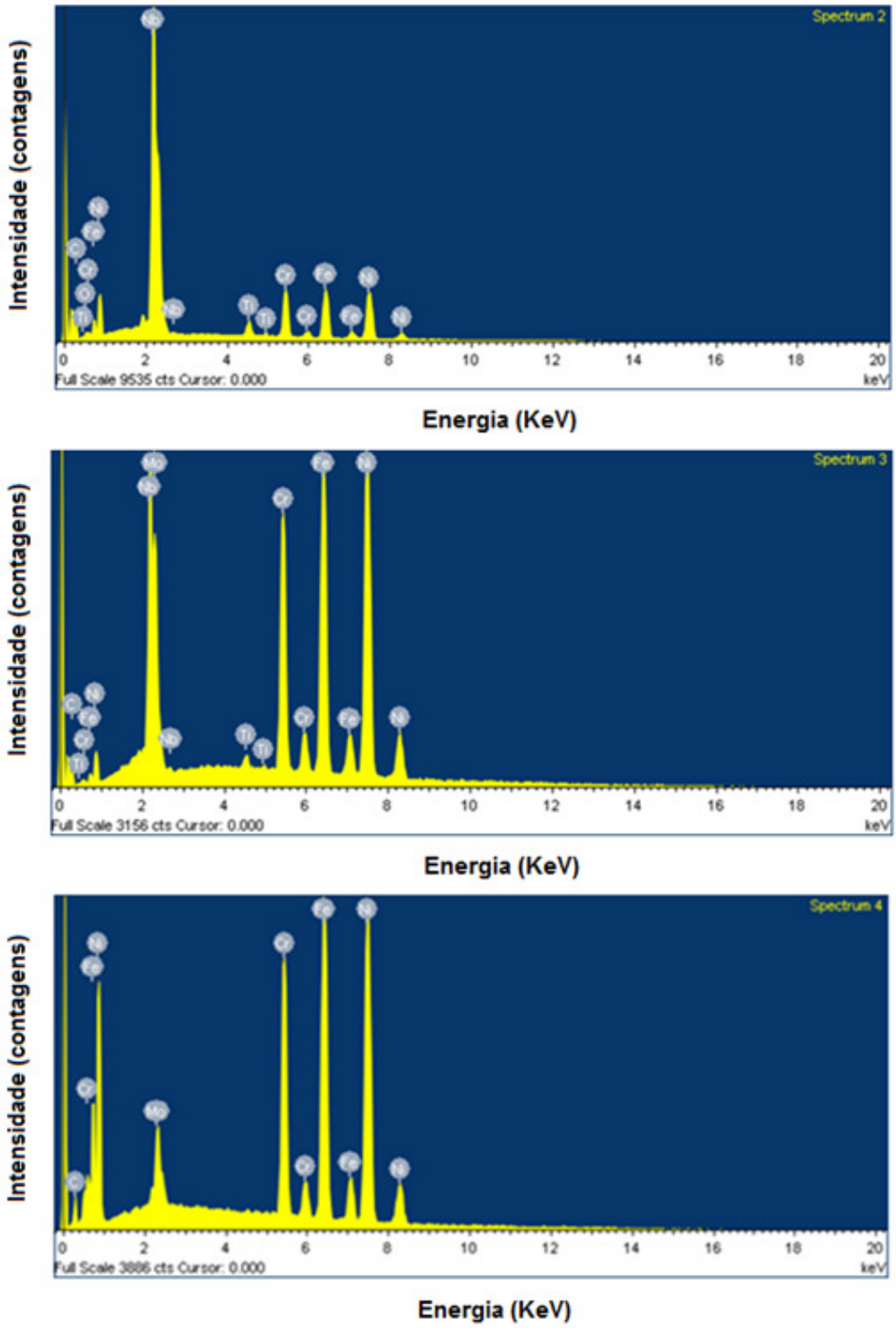


Figura 82 - Análises pontuais por EDS da amostra de 500℃, com TTPS - revestimento. Pontos indicados na figura 81.

V Conclusão

De acordo com as análises, verificou-se um pequeno aumento na penetração com o aumento da temperatura de pré-aquecimento e um aumento expressivo na largura da ZTA em todas as amostras, provavelmente pelo fato da ZTA ser formada em temperaturas mais baixas e sofrer maior influência das isotermas em regiões mais distantes da LF, por um tempo maior, nas temperaturas de transformação.

Os resultados de microdureza na ZTA comprovam a importância do tratamento térmico para redução dos valores de dureza. Foi também observada formação de ZPD na interface substrato/revestimento tanto nas amostras de 50℃ quanto de 500℃, com variação no teor de Fe (maior nas amostras de 500℃) estimado pelas análises por EDS.

Em todas as amostras analisadas foi verificada formação de fases secundárias, havendo uma aparente diferença na quantidade, tamanho e morfologia para maiores temperaturas de soldagem, em função da redução da velocidade de resfriamento, aumento da difusão e formação de estrutura dendrítica. Os carbonetos de nióbio e molibidênio formados não são prejudiciais a resistência a corrosão. Não foi observada a formação de carboneto de cromo, que poderia reduzir a resistência a corrosão do revestimento.

A redução da faixa de temperatura de soldagem, com manutenção ou aumento da temperatura de pré-aquecimento e redução da temperatura de interpasse, minimizando assim tanto a formação martensítica na ZTA quanto a formação de precipitados, pode levar a uma queda na produtividade com paradas excessivas. O controle do aporte térmico com redução de amperagem/voltagem e/ou aumento da velocidade de soldagem também devem ser avaliados com cautela, pois podem levar a defeitos como falta de fusão, característico do processo.

O controle da precipitação no Inconel 625 se torna complexo, em função dos diferentes tipos de substrato utilizados nos equipamentos de óleo e gás, variação permitida da composição química do consumível, e velocidade de resfriamento da solda em função do difícil controle de temperatura nas geometrias complexas com a metodologia atual usada nesse mercado. Para manter a qualidade na soldagem e evitar excesso de precipitação que reduza a usinabilidade do revestimento é imprescindível um maior controle na temperatura de soldagem.

VI Sugestões para trabalhos futuros

Avaliar a soldagem de revestimento com superliga de níquel NiCrMo-3 (Inconel 625) com diferentes corridas do fornecedor do arame e composições químicas diferentes para os elementos de liga formadores de carbonetos, dentro dos limites mínimo e máximo especificados por norma.

Avaliar a formação de precipitados com soldagem da superliga Inconel 625 em diferentes substratos, com variação significativa do teor de carbono.

Estudar a formação de fases secundárias em função da variação dos parâmetros de soldagem, relacionando a taxa de resfriamento aceitável para minimizar a formação de precipitados e atingir todas as propriedades necessárias do revestimento e substrato.

Analisar o aumento da dureza do revestimento e grau de encruamento em função de parâmetros de usinagem utilizados.

VII Bibliografia

[1] FERREIRA, L.P.; *Mercado na indústria do petróleo e gás*. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/noticias/mercado/415-industria-de-petroleo-e-gas.html>; Acesso em: 12/02/2015.

[2] *Projeto Chevron Frade*, Disponível em: <http://www.fmctechnologies.com/en/SubseaSystems/GlobalProjects/South%20America/Brazil/ChevronFrade.aspx>; Acesso em: 20/03/2016.

[3] GARCIA, José Eduardo De Lima; FIGUEIREDO, Mauricio Werneck; *Árvore de natal molhada* - Revisão 1 - Petrobrás Brasileiro S.A.; 2002.

[4] NASCIMENTO, Jônio Lopes; *Estudo da confiabilidade por analise microestrutural e de propriedades mecânicas de superliga de níquel Inconel 718 empregada em ambientes agressivos na exploração de petróleo*; Dissertação de mestrado; Cefet; Rio de Janeiro; 2007.

[5] MCCOY et. al.; *Sistemas de produção em águas profundas*; Disponível em: *http://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/6084/6084_3.PDF; Acesso* em: 13/06/2016.

[6] Fronius máquinas de solda; Disponível em: http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/fronius_brasil; Acesso em: 20/04/16.

[7] RODRIGUES, Marcelo; HASSUI, Amauri; *Análise do desgaste de ferramentas de metal duro revestidas no fresamento de liga a base de níquel - Inconel 625 - depositada em forma de revestimento metálico*; Disponível em: <http://www.grima.ufsc.br/cobef4/files/011016043.pdf>; Acesso em: 12/02/2016.

[8] ECCARD, Waldomio De Oliveira; *Estudo do reparo do revestimento de Inconel 625 em aços de baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem*; Dissertação de Mestrado; Cefet; Rio de Janeiro; 2014

[9] SHANKAR, Vani; SANKARA, K. Bhanu; Mannan; *Microstruture and mechanical proprites of Inconel 625 superalloy*; Journal of Nuclear Materials; India; 2000.

[10] VERDI D. et. al.; *Mechanical proprites of Inconel 625 laser cladded coatings: Depth sensing indentation analysis*; Materials Science & Engineering; 598; 15-21; 2014.

[11] MODENESI, Paulo; *Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas*; Disponível em: http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf2011; Acesso em: 13/06/2016.

[12] CANTARIN, Tadeu Noveli; *Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW*; Dissertação de mestrado; Universidade de São Paulo; São Paulo; 2011.

[13] Apostila de TIG; Disponível em: http://www.lasoldagem.com.br/apostilas/APOSTILA_TIG_L&A_rev_2.pdf; Acesso em: 15/02/2016.

[14] RODRIGUES, Juliana; *Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG*; Dissertação de mestrado; Universidade de São Paulo, S.P.; 2013.

[15] *Treinamentos para soldador*; Disponível em: <http://www.asmtreinamentos.com.br/asm/downloads/soldador/arquivo40.pdf>; Acesso em: 10/02/2016.

[16] GARCIA, Erick Renato Vargas; *Efeito da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101*; Dissertação de mestrado; Universidade de São Paulo, S.P.; 2011.

[17] MIRANDA, Edvan Cordeiro et. al.; *Avaliação do Uso do Tecimento sobre o Nível de Diluição e Geometria do Cordão de Solda na Soldagem TIG com Alimentação Automática de Arame Frio;* Soldagem e inseção; vol.20 no.2; São Paulo; 2015.

[18] SILVA, Marcos Mesquita et. al.; Caracterização de solda de revestimento de AWS 317L depositados por GMAW duplo arame em aços ASTM a 516 gr 60 para uso na indústria do petróleo; Soldagem e inspeção (Impr.); vol.15; no.3; São Paulo; 2010.

[19] SILVA, Marcos Mesquita et. al.; *Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura de revestimentos AISI 317L depositados em aços ASTM A516 Gr 60 para aplicação no setor de petróleo e gás*; Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v.5.2 (2010) 54-60 ISSN 1809-8797; Universidade Federal de Campina Grande; 2010.

[20] FRONIUS DO BRASIL, Disponível em: http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/SID-518D24BD-CF8784A3/fronius_brasil/hs.xsl/40_3148.htm#.V2wvuf72a-M; Acesso em: 23/06/16.

[21] BARBOSA, Reginaldo Pinto; *Engenharia de materiais*; Centro Universitário do leste de Minas Gerais; 2007.

[22] Treinamentos para soldador; Disponível em: www.asmtreinamentos.com.br/soldador/arquivo 89.pdf; Acesso em: 14/05/2016.

[23] ALBUQUERQUE, Siderley et. Al.; *Avaliação da microestrutural e propriedades mecânicas de metal de solda obtidos por processos de soldagem manual e automatizado na soldagem de aço API 5L X80*; Soldag. Insp. São Paulo; Vol.16; No. 4, p.322-332; 2011.

[24] API 6A, *Especificação para cabeça de poço e equipamento árvore de natal; tabela 15*; pagina 59.

[25] Q.Y. HOU*; J.S. GAO; F. ZHOU; *Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing*; School of Materials Science and Engineering; Ma'anshan, China; 2004.

[26] MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS, Dagoberto B.; *Introdução à Metalurgia da Soldagem*; Universidade Federal de Minas Gerais; Belo Horizonte; 2012.

[27] VALLE, Lena De Castro; *Efeitos da solubilização e do revestimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718*; Dissertação de mestrado; Universidade Federal do Rio de Janeiro; R.J.; 2010.

[28] BLAU, P.J.; *Microindentation hardness testing. In: Friction, Lubrification, and Wear Technology*; v. 18; ASM handbook; ASM International; pp.787-796; 1992.

[29] CALLISTER, Willian. D.; *Ciência e engenharia de materiais, uma introdução*; Editora LTC; 5ª edição.

[30] ALBUQUERQUE, Francisco Carlos; *Estudo comparativo de revestimentos metálicos com as ligas AISI 304L e Inconel 625 obtidos pelo processo de soldagem eletroescória*; Dissertação de mestrado; Cefet; R.J.; 2013.

[31] Nace MR0175; *Materiais para uso em ambientes contendo H_2S na produção de óleo e gás*; 2015.

[32] SILVA, Cleiton Carvalho et. al.; *Metallurgical aspects of dissimilar weld overlays of Inconel 625 Nickel based superalloys*; Soldagem e Inspeção; São Paulo; Vol.17; No. 3, São Paulo; 2012.

[33] SANTOS, Álvaro Guilherme; *Simulação termodinâmica e caracterização da superliga a base de níquel Inconel 713LC*; Escola de engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo; 2012.

[34] Du PONT, J. N.; *Solidification of an alloy 625 weld* overlay, Metallurgical and materials transactions; Vol. 27A; 1996.

[35] PEREZ, Geraldo Jesus Aracena; *Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ERNiCrMo-3 em tubos de aço 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo*; Dissertação de mestrado; Universidade do Ceará; Ceará; 2005.

[36] KEJELIN, Norton Zanette; *Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625*; Labsolda/EMC/UFSC; Florianópolis, Santa Catarina, Brasil.

[37] FENSKE, Jamey Alan; *Microestructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments*; Submitted in partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering; University of Illinois; Illinois; 2010.

[38] CORNIER, Jonathan; MATAVELI, Lorena; *Comments on microestructural evolution of hydroformed Inconel 625 bellows;* Journal of Alloys and Compounds; Institut pprime, ENSMA; 2016.

[39] ASM Metals Handbook. *Welding, Brazing and Soldering*; v.6; 10th Edition edn; 1993.

[40] MODENESI, P.J.; *Introdução aos processos de soldagem; Disponível em* http://docslide.com.br/documents/soldagem-i-introducao-aos-processos-de-soldagem-paulo-modenesi.html*; Acesso em 13/06/2016.*

[41] BRACARENSE, A. Q.; "*Processo de Soldagem TIG – GTAW*"; Disponível em: http://www.ebah.com.br/content/ABAAAfZ-wAD/apostila-soldagem-tig; Acesso em: 13/06/2016.

[42] Welding Handbook: Materials Application; Part. 1, v.3, 8th Edition; edn. Miami; 1998.

[43] *Welding Handbook: Materials Application*; Part. 2, v.4, 8th Edition edn. Miami; 1998.

[44] ABOU S.F. Omar. *Soldagem de revestimento em componentes subsea utilizando o processo de soldagem TIG-Hot Wire e arame sólido ER NiCrMo-3*"; Brasil; 2012.

[45] GOULD, E.K.; *Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Alloy Steels*; The Ohio State University, Ohio; 2010.

[46] Special Metals Corporation , Disponível em: www.www.specialmetals.com; Acesso em: 20/07/2016.

[47] Código ASME seção IX - Qualificações de solda e brazagem; 2013.