CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTO DE INCONEL 718 DEPOSITADO COM DIFERENTES CORRENTES E SUBMETIDO A TRATAMENTO TERMICO DE ENVELHECIMENTO

Sidnei Guerreiro da Silva

Dissertação de Mestrado apresentada 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.

Orientadores:

Hector Reynaldo Meneses Costa

Rio de Janeiro

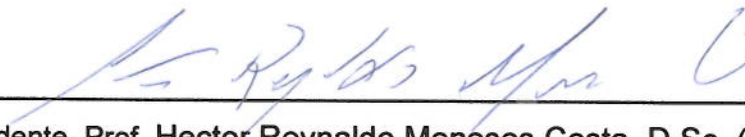
Dezembro de 2016

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTO DE INCONEL 718 DEPOSITADO COM DIFERENTES CORRENTES E SUBMETIDO A TRATAMENTO TERMICO DE ENVELHECIMENTO

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.

Sidnei Guerreiro da Silva

Aprovada por:



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



Prof. Silvio Romero de Barros, D.Sc.



Prof. José Brant de Campos, D.Sc. (UERJ)

Rio de Janeiro

Dezembro de 2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

S586 Silva, Sidnei Guerreiro da
Avaliação microestrutural de revestimento de Inconel 718 depositado com diferentes correntes e submetido a tratamento térmico de envelhecimento / Sidnei Guerreiro da Silva.—2016.
xviii, 107f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2016.
Bibliografia : f. 101-107
Orientador : Hector Reynaldo Meneses Costa

1. Microestrutura. 2. Liga de níquel. 3. Liga de níquel – Tratamento térmico. 4. Revestimento em metal. 5. Engenharia mecânica. I. Costa, Hector Reynaldo Meneses (Orient.). II. Título.

CDD 620.11299

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo dom da minha vida, por me fazer feliz ao lado de minha esposa Dora Guerreiro, e minhas lindas filhas Carolina e Luísa Guerreiro, as quais também agradeço o apoio concedido.

A PETROBRAS e meus gerentes que permitiram levar este trabalho adiante.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca e seu corpo de professores, pela troca de conhecimento e oportunidade concedida de realizar este Mestrado.

Ao meu orientador, Hector Reynaldo Meneses Costa, por sua dedicação, companheirismo e profissionalismo.

À professora Ivani Bott, da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro e ao técnico de laboratório Asafe Bittencourt, que muito colaborou na análise das amostras.

A Universidade do Estado do Rio de Janeiro e ao professor Ivan Napoleão Bastos.

Políticos e fraldas devem ser trocados de tempos em tempos, pelo mesmo motivo.

Eça de Queirós

RESUMO

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTO DE INCONEL 718 DEPOSITADO COM DIFERENTES CORRENTES E SUBMETIDO A TRATAMENTO TERMICO A 750ºC

Sidnei Guerreiro da Silva

Orientadores:

Hector Reynaldo Meneses Costa

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 tem como objetivo avaliar a microestrutura da superliga Inconel 718 utilizada como revestimento sobre um substrato de aço 4140, com processo Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), e depositada com diferentes correntes. A caracterização metalúrgica foi realizada utilizando microscopia optica, microdureza e microscopia eletrônica de varredura e técnica de EDS (Energy Dispersive Spectroscopy). Os resultados mostraram a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), uma região muito fina adjacente à linha de fusão, de alta dureza, que é afetada pelos parâmetros de soldagem, que podem ser otimizados de modo a evitar sua formação. Além disso, após tratamento térmico de envelhecimento, foram encontradas zonas descarbonetadas e precipitação mais intensa.

Palavras-chave: Ligas de Níquel, Inconel 718, zonas parcialmente diluídas, zonas frágeis, caracterização metalúrgica.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2016

ABSTRACT

MICROSTRUCTURAL EVALUATION OF INCONEL 718 DEPOSITED WITH DIFFERENT CURRENTS AND SUBMITTED TO THERMAL TREATMENT AT 750ºC

Advisors:

Hector Reynaldo Meneses Costa

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais – Centro Federal de Educacao Tecnologica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

This study aims to evaluate the microstructure of Inconel 718 superalloy deposited as coating in a 4140 substrate with Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process, under different current conditions. The metallurgical characterization was performed using optical microscopy, microhardness and scanning electron microscope with EDS (Energy Dispersive Spectroscopy). Results showed that.the formation of Partially Diluted Zones (PDZ), a narrow region adjacent to the fusion boundary, with high hardness, is affected by welding parameters, wich can be optimized in order to avoid its formation. Also, after aging heat treatment, decarburized zones and more intense precipitation were found.

Keywords:

Nickel alloys, Inconel 718, metallic coatings, partially diluted zones, hard zones, metallurgical characterization.

Rio de Janeiro

December, 2016

Sumário

I Introdução 1

II Revisão Bibliográfica 3

II.1 Histórico, desenvolvimento e aplicações típicas 3

II.2 Classificação das ligas de Níquel 7

II.3 Metalurgia das ligas de Níquel 10

II.3.1 A fase γ 10

II.3.2 A fase γ` 10

II.3.3 A fase γ” 11

II.3.4 Carbetos 12

II.3.5 Fases δ e TCP 13

II.4 A Liga Inconel 718 16

II.5 Metalurgia da soldagem/deposição 17

II.5.1 Aspectos térmicos da soldagem 17

II.5.2 Regiões da junta soldada 18

II.6 Processos de Soldagem 22

II.6.1 Processos de soldagem por fusão 22

II.6.1.1 Soldagem com Eletrodo de Tungstênio com Proteção Gasosa (GTAW) 23

II.7 Zonas parcialmente diluídas 25

II.7.1 Influencia do pré aquecimento, espessura do metal de base e composição do eletrodo 28

II.7.2 Influencia da velocidade de resfriamento e do processo de soldagem 29

II.7.3 Influencia da composição do metal de base 29

II.7.4 Influencia dos tratamentos térmicos pós soldagem 29

III Metodologia Experimental 32

III.1 Introdução 32

III.2 Procedimento de soldagem 32

III.3 Tratamento térmico 33

III.4 Lixamento, polimento, preparação das amostras e realização dos ensaios metalográficos com microscopia ótica 34

III.5 Grau de Diluição 35

III.6 Levantamento de microdureza 36

III.7 Ensaio metalográfico em MEV 37

IV Resultados 39

IV.1 Descrição geral e identificação dos depósitos 39

IV.2 Análise em microscopia ótica e microdurezas dos depósitos de Inconel 718 sem tratamento térmico 40

IV.3 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura e microdureza dos depósitos 48

IV.3.1 Análise dos depósitos sem tratamento térmico 48

IV.3.1.1 Análise da amostra INC70A STT 48

IV.3.1.2 Análise da amostra INC90A STT 56

IV.3.1.3 Análise da amostra INC110A STT 65

IV.4 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, dos depósitos sem tratamento térmico 67

IV.5 Análise dos depósitos soldados com corrente 70A, com tratamento térmico de 4, 8 e 12 horas (amostras INC70A TT4H, INC70A TT8H, INC70A TT12H) 70

IV.6 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, do depósito INC70A STT tratado com 4, 8 e 12 horas (amostras INC70A TT4H, INC70A TT8H, INC70A TT12H) 80

IV.7 Análise dos depósitos soldados com corrente 90A, com tratamento térmico de 4, 8 e 12 horas (amostras INC90A TT4H, INC90A TT8H, INC90A TT12H) 82

IV.8 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, do depósito INC90A STT tratado com 4, 8 e 12 horas (amostras INC90A TT4H, INC90A TT8H, INC90A TT12H) 88

IV.9 Análise dos depósitos soldados com corrente 110A, com tratamento térmico de 8 e 12 horas (amostras INC110A TT8H e INC110A TT12H) 89

IV.10 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, do depósito INC110A STT e tratado com 8 e 12 horas (amostras INC110 STT, INC110 TT8H, INC110 TT12H) 94

IV.11 Análise comparativa entre as microdurezas encontradas nas Zonas Parcialmente Diluídas e Revestimentos das amostras 95

V Conclusões 98

VI Sugestões para trabalhos futuros **100**

Referências Bibliográficas **104**

Lista de Figuras

Figura II.1	Palhetas de uma turbina (fonte: http://www.estg.ipleiria.pt).	3
Figura. II.2	Princípios básicos para seleção de ligas (fonte: http://www.sumitomocorp.co.jp).	5
Figura. II.3	Foto de uma ANM (fonte: www.Kvaerner.com).	6
Figura. II.4	Duto rígido de aço API X65 com deposição interna de Inconel (BELTRÃO et al, 2009).	6
Figura. II.5	Conteúdo de Níquel em peso de algumas ligas (ASM VOL 2, 1992).	9
Figura. II.6	Fases γ` (forma esférica) e γ” (discos alongados) da liga Inconel 718 (DU,J.H. et al, 2007).	12
Figura. II.7	Micrografia em MEV mostrando carbetos dispersos na matriz e precipitação da fase δ nos contornos de grão de liga Inconel 718 (KUO, 2009).	12
Figura. II.8	Fase Delta precipitada ao longo do contorno de grão (LENA, 2010).	14
Figura. II.9	Micrografia em MEV mostrando fase Laves e fase δ na liga Incopnel 718 e trinca na região da fase Laves (LENA, 2010; CLARK et al, 2008).	14
Figura. II.10	Analise por EDS em linha, mostrando variação da composição química da fase Laves (adaptado de BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M., 2012).	15
Figura. II.11	Diagrama TTT da liga Inconel 718 (DUPONT et al, 2009).	16
Figura. II.12	Regiões da junta soldada (FILHO, 2008).	19
Figura. II.13	Diluição.	19
Figura. II.14	Crescimento epitaxial (KOU, 2003).	20
Figura. II.15	Processo de soldagem TIG (MODENESI, 2006).	24
Figura. II.16	Estrutura tipo praia, com maior nível de dureza (SILVA, 2010).	26
Figura. II.17	Estrutura tipo peninsula (SILVA, 2010).	27
Figura. II.18	Estrutura tipo ilha (SILVA, 2010).	27
Figura. II.19	Influencia da taxa de resfriamento na formação de martensita e intermetálicos (KEJELIN, 2006 e OMAR, 1998).	29
Figura. II.20	Efeito da migração do carbono na dureza pela formação de precipitados (BEAUGRAND et al, 2009).	30

Figura. III.1	Forno utilizado no tratamento térmico.	33
Figura. III.2	Microscópio Optico, Zeiss Axiophot.	34
Figura. III.3	Corpos de Prova para avaliação microestrutural do Inconel 718.	35
Figura. III.4	Tela do programa Streams Essentials utilizada para medição da diluição dos depósitos.	36
Figura. III.5	Microdurometro Shimadzu, modelo HMV.	37
Figura. III.6	Microscópio Eletrônico de Varredura, CanScan 3200 LV 40kV.	38
Figura. IV.1	Micrografia do deposito INC70A STT, aumento de 12,5X.	40
Figura. IV.2	Micrografia do deposito INC90A STT, aumento de 12,5X.	40
Figura. IV.3	Micrografia do deposito INC110A STT, aumento de 12,5X.	41
Figura. IV.4	Microscopia óptica do deposito INC70A STT, aumento de 50X.	41
Figura. IV.5	Microscopia óptica do deposito INC70A STT, aumento de 500X.	42
Figura. IV.6	Microscopia optica do deposito INC90A STT, aumento de 50X.	42
Figura. IV.7	Microscopia optica do deposito INC90A STT, aumento de 500X.	43
Figura. IV.8	Microscopia óptica do deposito INC90A STT, mostrando fingers. Aumento de 500X.	43
Figura. IV.9	Microscopia óptica do deposito INC110A STT, aumento de 50X.	44
Figura. IV.10	Microscopia optica do deposito INC110A STT, mostrando morfologia típica de ZPD e fingers. Aumento de 500X.	44
Figura. IV.11	Diluição dos depósitos de Inconel STT 718 (sem tratamento térmico), em função das correntes de soldagem.	45
Figura. IV.12	Largura, reforço, extensão da ZTA e penetração dos depósitos de Inconel 718 STT, em função das correntes de soldagem.	46
Figura. IV.13	Microdurezas médias no deposito, ZTA e MB dos depósitos de Inconel STT, em função da corrente de soldagem.	47
Figura. IV.14	Medições de microdureza ao longo da interface, mostrando ZPD tipo “praia” e “península”, com precipitados (amostra INC70A STT).	48
Figura. IV.15	Precipitados próximo à interface com o metal de base (amostra INC70A STT).	49

Figura. IV.16	Variação dos elementos de liga (ZPD tipo “rampa”) na interface, passando sob a indentação com microdureza 270HV (amostra INC70A STT).	50
Figura. IV.17	Variação do elemento C na interface, passando sob a indentação com microdureza 270HV (amostra INC70A STT).	52
Figura. IV.18	Variação dos elementos de liga em precipitado – carbeto (amostra INC70A STT).	53
Figura. IV.19	Precipitados no meio do revestimento (amostra INC70A STT).	54
Figura. IV.20a	Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC70A STT).	55
Figura. IV.20b	Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC70A STT).	55
Figura. IV.20c	Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC70A STT).	56
Figura. IV.21	Microdureza na ZPD (alta) típica de estrutura martensítica, seguida de queda na microdureza, referente a precipitados (amostra INC90A STT).	57
Figura. IV.22	Indentações mostrando microestruturas martensíticas, de alta dureza, seguidas de outra indentação no revestimento (amostra INC90A STT).	58
Figura. IV.23	Maior aumento na região martensítica (amostra INC90A STT).	58
Figura. IV.24	Espectro de EDS na indentação com microdureza 505HV (amostra INC90A STT).	59
Figura. IV.25	Precipitados próximos à interface e zona amorfa (amostra INC90A STT).	60
Figura. IV.26	Precipitados próximos à interface e zona amorfa – maior aumento (amostra INC90A STT).	61
Figura. IV.27	Variação dos elementos de liga (ZPD tipo “rampa”) na interface (amostra INC90A STT).	62
Figura. IV.28	Precipitados no centro do revestimento (amostra INC90A STT).	63

Figura. IV.29a	Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC90A STT).	64
Figura. IV.29b	Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC90A STT).	64
Figura. IV.30	Medições de microdureza ao longo da interface (ZPD), com região típica de estrutura martensítica, seguida de queda na microdureza, referente a precipitados no revestimento (amostra INC110A STT).	65
Figura. IV.31	Maior aumento na região martensítica (amostra INC110A STT).	66
Figura. IV.32	Precipitados no meio do revestimento (amostra INC110A STT).	67
Figura. IV.33	Medições de microdureza ao longo da interface, com precipitados e ZPD tipo “praia” (amostra INC70A TT4H).	70
Figura. IV.34	ZPD tipo “praia” na interface (amostra INC70A TT4H).	71
Figura. IV.35	Espectro de EDS na indentação com microdureza de 410HV (amostra INC70A TT4H).	72
Figura. IV.36	Variação dos elementos de liga (ZPD tipo “rampa”) na interface, passando pela indentação com microdureza 410HV (amostra INC70A TT4H).	73
Figura. IV.37	Variação do elemento C próximo à interface, passando pela indentação de 410HV (amostra INC70A TT4H).	74
Figura. IV.38	Medições de microdureza ao longo da interface, com precipitados e ZPD tipo “praia” e “península” (amostra INC70A TT8H).	75
Figura. IV.39	ZPD na interface (amostra INC70A TT8H).	76
Figura. IV.40	Variação dos elementos de liga na interface (ZPD tipo “degrau”), passando pela indentação com microdureza 400HV (amostra INC70A TT8H).	77
Figura. IV.41	Variação do elemento C na interface, passando pela indentação com microdureza 400HV (amostra INC70A TT8H).	78
Figura. IV.42	Medições de microdureza ao longo da interface e revestimento, com precipitados e ZPD (amostra INC70A TT12H).	79

Figura. IV.43	ZPD na interface (amostra INC70A TT12H).	80
Figura. IV.44	Medições de microdureza ao longo da interface, com precipitados e martensita na ZPD tipo “península” (amostra INC90A TT4H).	82
Figura. IV.45	Zona amorfa ao longo da interface e precipitação (amostra INC90A TT4H).	83
Figura. IV.46	Zona amorfa em maior detalhe (amostra INC90A TT4H).	84
Figura. IV.47	Precipitado de carbetos e morfologia típica de fase delta na interface (amostra INC90A TT4H).	84
Figura. IV.48	Medições de microdureza ao longo da interface, mostrando ZPD com precipitados e martensita (amostra INC90A TT8H).	85
Figura. IV.49	ZPD tipo ‘ilha” (amostra INC90A TT8H).	86
Figura. IV.50	Medições de microdureza ao longo da interface, mostrando ZPD com precipitados e martensita (amostra INC90A TT12H).	87
Figura. IV.51	Precipitados no meio do revestimento (amostra INC90A TT12H).	87
Figura. IV.52	Medições de microdureza ao longo da interface, com martensita na ZPD tipo “praia” e “península” (amostra INC110A TT8H).	89
Figura. IV.53	Microdureza na ZPD (alta) típica de estrutura martensítica, seguida de queda na microdureza, referente a precipitados no revestimento (amostra INC110A TT8H).	90
Figura. IV.54	Carbetos e fase delta próximo à interface com o metal de base (amostra INC110A TT8H).	91
Figura. IV.55	Medições de microdureza ao longo da interface, com martensita na ZPD tipo “praia” e “península” (amostra INC110A TT12H).	92
Figura. IV.56	Precipitados no revestimento (amostra INC110A TT12H).	93
Figura. IV.57	Morfologias típicas de precipitados no revestimento: fase delta, carbetos e fases γ´ e γ” no interior dos grãos (amostra INC110A TT12H).	94
Figura. IV.58	Microdurezas encontradas nas ZPDs em função do tratamento térmico da amostra.	96

Figura. IV.59 Microdurezas médias encontradas no revestimento em função do tratamento térmico da amostra. 97

Lista de Tabelas

Tabela II.1	Composição química média de algumas ligas de níquel comumente empregadas (VALLE, 2012).	8
Tabela II.2	Rendimento térmico característico de alguns processos de soldagem (MODENESI, 2006).	18
Tabela III.1	Composição química do aço carbono SAE 4140.	32
Tabela III.2	Parâmetros de soldagem utilizados nas amostras de Inconel 718.	33
Tabela IV.1	Condições de tratamento térmico pós soldagem e designação das amostras.	39
Tabela IV.2	Medidas de diluição, largura, reforço extensão da ZTA e penetração dos depósitos.	45
Tabela IV.3	Microdurezas médias no deposito, ZTA e MB dos depósitos de Inconel 718 STT.	47

Lista de Abreviaturas

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

MB: Metal de Base

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

TTT: diagrama Tempo-Transformação-Temperatura

ZPD: Zona Parcialmente Diluída

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO

As ligas de Níquel tem amplo emprego na indústria em geral, mas encontra particular aplicação onde se requerem características de resistência mecânica, à corrosão e fluência; assim, as indústrias petrolífera e aeroespacial tem particular interesse no estudo e desenvolvimento destes materiais.

O desenvolvimento das ligas de Níquel (ou superligas) teve início nos Estados Unidos durante a década de 1930, visando aplicação em turbinas de jatos, sendo um dos principais materiais utilizados nesta aplicação até hoje, estendendo seu uso a motores de foguetes, reatores nucleares, equipamentos petroquímicos, etc.

Entre as principais possibilidades de aplicação destas ligas estão a deposição por processos de soldagem sobre um substrato de maior resistência mecânica, em um processo conhecido como *cladding*, que confere ao equipamento características únicas para aplicação em ambientes corrosivos e com resistência mecânica. As ligas resistentes à corrosão encontrarão ainda grande aplicação na produção de petróleo da camada pré sal brasileira, onde reservatórios carbonáticos (basicamente situados na Bacia de Santos) com grandes volumes de óleo foram encontrados em lâminas d'água em torno de 2000m, com poços alcançando 5000m de profundidade, teores de CO2 de 8 a 12%, em um cenário de operação a 300 km da costa e condições ambientais mais severas que na Bacia de Campos. O custo e disponibilidade destes materiais no mercado brasileiro também deve ser levado em consideração, uma vez que deva ser possível selecionar um material com desempenho adequado, mas que não traga impactos à implantação do projeto e sua posterior inspeção e manutenção (BELTRÃO et al, 2009).

Entretanto, quando revestimentos são depositados sobre substratos, podem ocorrer na interface da linha de fusão regiões com grande alteração microestrutural e grandes gradientes de composição química, como zonas descarbonetadas, de baixas dureza e resistência mecânica e as zonas parcialmente diluídas, muito frágeis e de baixa resistência à corrosão: ambas, comprometem a integridade do equipamento. No revestimento, por sua vez, pode ocorrer a precipitação de carbetos ricos em elementos de liga, diminuindo sua resistência à corrosão; assim, a avaliação microestrutural e de resistência à corrosão torna-se importante na avaliação da qualidade do deposito, visando a otimização do processo fabril e da vida útil do equipamento.

A liga Inconel 718 foi desenvolvida por H.L. Eiselstein e patenteada em 1963, e constitui uma dos mais importantes materiais atualmente. Contém vários elementos de liga (Cr, Nb, Mo, Ti e Al) e é indicada para solicitações a altas temperaturas, com alta resistência mecânica (pode alcançar valores em torno de 1240 MPa), resistência à corrosão, à ação da água do mar, sais e com boa ductilidade até 650 ºC (SANTOS, 2009) e soldabilidade. Dados de 2006, mostram que neste ano, a produção da liga correspondeu a 50% do volume de ligas de níquel produzido (DUPONT et al, 2009).

Neste trabalho foi estudada a liga Inconel 718, depositada com correntes de 70, 90 e 110A em sum substrato de aço 4140. As análises microestruturais foram realizadas com microscopia ótica, microdureza e microscopia eletrônica de varredura. Além disso, também se avaliou as alterações microestruturais dos depósitos após tratamento térmico a 750ºC.

No Capítulo II é apresentada uma revisão bibliográfica, com as principais aplicações das ligas de Níquel, sua metalurgia e problemas comumente encontrados na soldagem dissimilar.

No Capitulo III é relatada a metodologia deste trabalho, que envolveu a preparação das amostras (lixamento e polimento), ataque químico, visualização no microscópio ótico, obtenção de microdureza e visualização no MEV.

No Capitulo IV são descritos os resultados obtidos, realizando comparação entre as amostras e com resultados de pesquisas semelhantes da bibliografia: foi possível observar o efeito no aumento da corrente de deposição na microestrutura do material, a ocorrência de ZPDs e os efeitos no revestimento.

No Capitulo V são apresentadas as conclusões do trabalho.

No Capitulo VI são feitas recomendações para continuação desta pesquisa.

CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRAFICA

II.1 Histórico, desenvolvimento e aplicações típicas

As ligas de Niquel constituem uma das classes mais importantes de materiais, podendo ser usadas em grande variedade de ambientes e aplicações, desde ambientes criogênicos até temperaturas de 1200ºC, com características de resistência à corrosão, resistência à altas temperaturas, tenacidade e resistência mecânica, podendo formar ligas com diversos elementos (Ni e Cu são totalmente solúveis, Fe, Co, Cr e Mo possuem solubilidade de média a alta), o que torna grande a quantidade de produtos que podem ser disponibilizados pelo mercado (aços inoxidáveis, aços ligados ao níquel, ligas à base de níquel e cobre, além de materiais com deposição superficial por solda e eletroquímica, etc) e industrias que demandam sua aplicação (alimentícia, eletrônica, automotiva, transporte, refino, produção de óleo e gás, etc.) (DUPONT et al, 2009).

O desenvolvimento das superligas de Ni, Co, e Fe começou nos Estados Unidos nos anos 1930, porém ao longo dos anos as superligas de níquel tornaram-se as mais utilizadas. Os estudos e pesquisas de ligas para turbinas, que tem requisitos de resistência mecânica, à fluência e fadiga, entre outras, levaram ao desenvolvimento das ligas Nimonic 80 e 80A, Hasteloy B e X (ASM VOL 2, 1992), e atualmente uma das principais aplicações continua sendo em turbinas de jatos de aviação, como pode ser observado na Figura II.1.



Figura II.1 – Palhetas de uma turbina (fonte: http://www.estg.ipleiria.pt).

A expansão térmica nas superligas de níquel é menor do que nas ligas ferrosas austeníticas e isso são importantes do ponto de vista da aplicação em turbinas de jatos, já que esses componentes são projetados com estreitas tolerâncias dimensionais para operar bem

em serviço, além de um baixo coeficiente de expansão térmica contribuir para minimizar as tensões térmicas, minimizando assim a ocorrência de empenamento e fadiga térmica (DUPONT et al, 2009).

Na indústria petroquímica, onde comumente se lida com altas temperaturas, materiais corrosivos, tóxicos e inflamáveis, se exige que as ligas aplicadas possuam alto grau de confiabilidade, onde também deve ser observado a estabilidade do material com o tempo e temperatura em operação. Questões como custo, fabricação, reparo, soldagem, disponibilidade e técnicas de inspeção devem ser levadas em consideração.

Aplicações típicas neste setor envolvem os aços inoxidáveis austeníticos, duplex e endurecíveis por precipitação, ligas contendo Ni, Cr, Mo, Cu e Ti (ASM, 1992).

O ambiente corrosivo encontrado na indústria *upstream* (produção de óleo e gás) pode ser bastante agressivo, onde os fluidos produzidos ocasionalmente contem teores significativos de H_2S, CO_2 e cloretos, combinados com alta temperatura (nos poços, pode ultrapassar 200ºC), altas pressões e água, em componentes que por vezes estão sujeitos à solicitações mecânicas e transportando produtos tóxicos, inflamáveis e poluentes. Assim, a seleção de ligas especiais, em geral contendo Ni, Cr e Mo como elementos que aumentam a resistência à corrosão, se faz necessária (BJAALAND et al, 2015; BELTRÃO et al, 2009).

Em geral, as ligas para uso em tais ambientes são selecionadas à partir das informações sobre a pressão parcial de CO2 e H2S esperadas, temperatura de operação, concentração de cloretos, pH e presença ou não de enxofre livre. A Figura II.2 a seguir, fornece uma visão geral do tipo de liga a ser aplicada em função das pressões parciais de CO2 e H2S e temperatura.

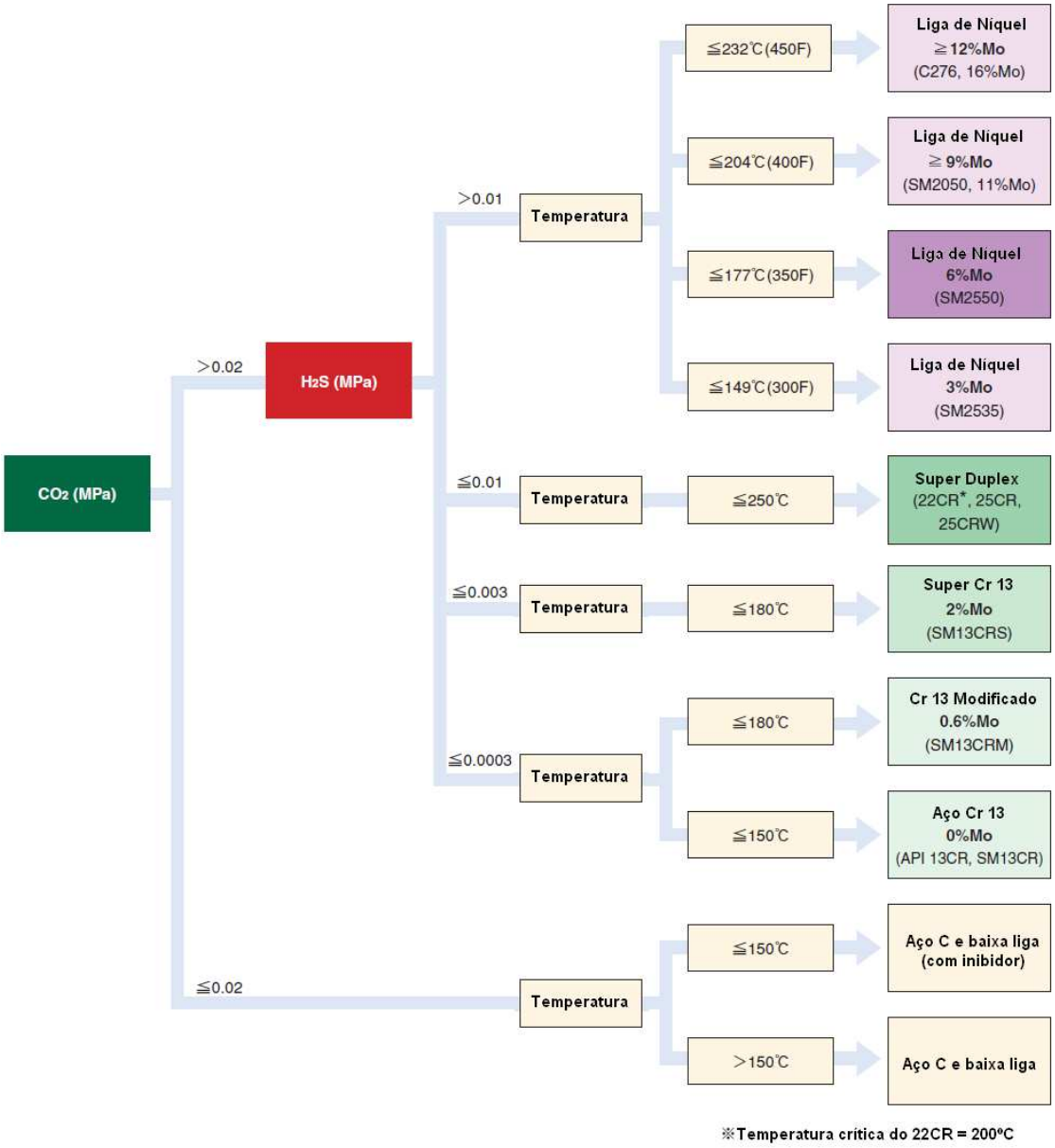


Figura II.2 – Princípios básicos para seleção de ligas (fonte: http://www.sumitomocorp.co.jp).

Como pode ser observado, as ligas de níquel são adequadas aos ambientes mais corrosivos (maiores pressões parciais de CO_2 e H_2S e maiores temperaturas), situando-se à frente dos aços super duplex, tanto em termos de desempenho e durabilidade, mas também em custo; assim, são geralmente utilizadas como revestimento protetor, aplicada por deposição sobre uma liga de menor custo, mas que forneça resistência mecânica, em um processo conhecido como *cladding* que consiste em realizar uma deposição por técnicas similares às de soldagem de uma liga nobre (em aplicações submarinas, tipicamente a Inconel 625, para resistência à corrosão) sobre uma liga de alta resistência mecânica (tipicamente aços da família 41XX), cujo emprego aumentou significativamente a partir dos anos 90 (BERRIDGE, 2011). São encontrados exemplos de aplicação em revestimentos das tubulações internas de

árvores de natal molhadas (ANMs), como ilustrada na Figura II.3, conectores de dutos flexíveis, e dutos rígidos (FU, A.Q et al, 2016), conforme Figura II.4.



Figura II.3 – Foto de uma ANM (fonte: www.Kvaerner.com).



Figura II.4 – Duto rígido de aço API X65 com deposição interna de Inconel (BELTRÃO et al, 2009).

II.2 Classificação das ligas de Níquel

A razão principal do uso de uma liga de níquel é a sua excelente resistência mecânica num amplo intervalo de temperaturas. A estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) da matriz austenítica apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à ruptura, ductilidade, boa resistência ao impacto e à fadiga e boas propriedades de fluência em temperaturas homólogas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC).

As ligas podem ser classificadas tanto de acordo com sua constituição química quanto de acordo com suas características de fabricação/ tratamento térmico. Assim, pela constituição química, podemos ter as seguintes categorias:

a- Níquel comercialmente puro: as ligas de elevada pureza chegam a ter 99.98 a 99,99% de níquel. Elementos de liga como alumínio e titânio, podem ser adicionados para elevar a resistência mecânica através de tratamentos térmicos. Dentre estas ligas, podemos destacar as 200, 201 205, 270, o permaníquel 300 e o duraníquel 301 (ASM vol 2).

b- Ligas binárias, como Ni-Cu, Ni-Mo, Ni-Fe: destas, a mais comum é a de composição Ni-Cu, conhecidas comercialmente como Monel (400, R-405 e K-500). Outras ligas binárias comercialmente importantes são as de composição Ni-Mo, destacando a liga Hastelloy B-2.

c- Ligas ternárias, como o Ni-Cr-Fe, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Nb: destas, destacam-se as conhecidas comercialmente por Inconel 600, Incoloy 800, e as Hasteloy C-276, Hastelloy C-22 e o Inconel 625 (Infomet).

d- Ligas complexas, como Ni-Cr-Fe-Mo-Cu: as principais ligas desse sistema são as Hastelloy G-3, os Inconel 617, 625, e 718 e o Incolloy 825 (Infomet).

A Tabela II.1 mostra a composição química média de ligas comumente empregadas, e a Figura II.5 mostra uma comparação do conteúdo de Níquel em peso, de algumas ligas.

Tabela II.1 – Composição química média de algumas ligas de níquel comumente empregadas (VALLE, 2010)

Elemento/ Liga	**Ni**	**Cr**	**Co**	**Mo**	**W**	**Nb**	**Al**	**Ti**	**Fe**	**Mn**	**Si**	**C**
Hasteloy X	47,3	22,0	1,5	9,0	0,6	---	---	---	18,5	0,50	0,50	0,10
Inconel 600	76,6	15,8	---	---	---	---	---	---	7,2	0,20	0,20	0,04
Inconel 601	60,7	23,0	---	---	---	---	1,35	---	14,1	0,50	0,25	0,05
Inconel 625	61,1	22,0	---	9,0	---	4,0	0,2	0,2	3,0	0,15	0,30	0,05
Inconel 706	41,5	16,0	0,5	0,5	---	2,9	0,2	1,75	40,0	0,18	0,18	0,03
Inconel 718	53,0	18,6	---	3,1	---	5,0	0,4	0,9	18,5	0,20	0,30	0,04
Inconel X 750	73,0	15,0	---	---	---	0,9	0,8	2,5	6,8	0,70	0,30	0,04
Incoloy 800	32,5	21	-	-	-	-	0,4	0,4	45,5	-	-	0,05
Hasteloy B-2	67	1	1	28	-	-	-	-	2	1		
Hasteloy C-276	55	15,5	2,5	16	6			0,7	5	1	0,08	
Hasteloy C-4	65	16	2	16					3		0,08	
Nimonic 75	78,8	20,0	---	---	---	---	---	0,4	---	0,10	0,70	0,01
Nimonic 80A	74,7	19,5	1,1	---	---	---	1,3	2,5	---	0,10	0,70	0,06
Nimonic 90	57,4	19,5	18,0	---	---	---	1,4	2,4	---	0,50	0,70	0,07
Nimonic 105	53,3	14,5	20,0	5,0	---	---	1,2	4,5	---	0,50	0,70	0,20
Nimonic 115	57,3	15,0	15,0	3,5	---	---	5,0	4,0	---	---	---	0,15
Nimonic PE.11	39,0	18,0	1,0	5,25	---	---	0,85	2,35	33,5	---	---	0,05
Nimonic PE.16	43,5	16,5	1,0	3,3	---	---	1,2	1,2	33,0	0,10	0,15	0,05
Nimonic PK.33	55,9	18,5	14,0	7,0	---	---	2,0	2,0	0,25	0,10	0,15	0,05
Nimonic 120	63,8	12,5	10,0	5,7	---	---	4,5	3,5	---	---	---	0,04
Nimonic 942	49,5	12,5	1,0	6,0	---	---	0,6	3,9	27,5	---	---	0,03

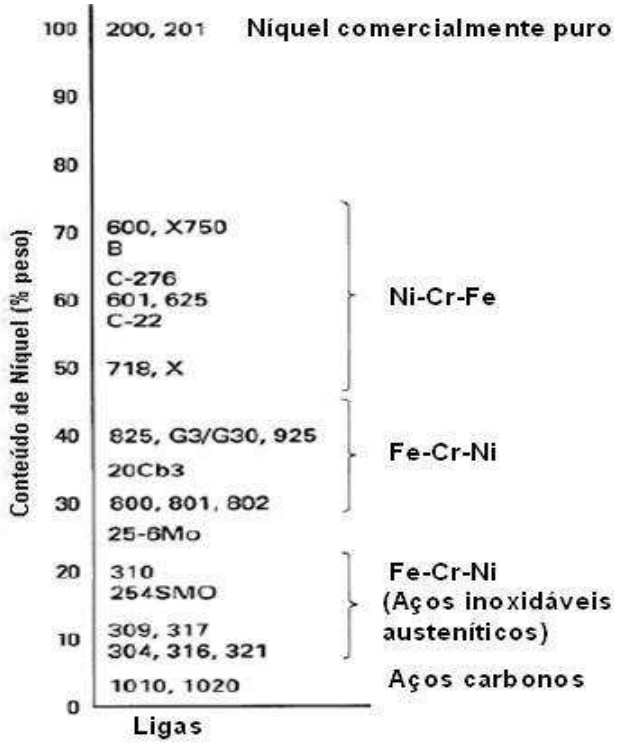


Figura II.5 – Conteúdo de Níquel em peso de algumas ligas (ASM VOL 2, 1992).

Conforme afirmado anteriormente, as ligas podem ser classificadas também de acordo com seus principais processos de fabricação e tratamento térmico. Assim, pode-se obter:

a- Ligas de Níquel Endurecidas por Solução Sólida: todas as ligas são endurecíveis por solução sólida Adições de Al, Cr, Mo e W contribuem fortemente para o endurecimento, enquanto Co, Cu, Fe, Ti e V apresentam um efeito menor (WELDING HANDBOOK PART 1, 1998).

Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais (NETO, 2010).

b- Ligas endurecíveis por precipitação: são endurecidas devido à precipitação de uma segunda fase, conhecida como $\gamma`$, de uma solução supersaturada, que ocorre após reaquecimento a uma determinada temperatura e tempo de uma liga previamente tratada termicamente. Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência e algumas ligas fundidas já apresentam essa fase após a solidificação (WELDING HANDBOOK PART 1, 1998).

c- Endurecíveis por dispersão de óxido: podem ser endurecidas através da dispersão de partículas de finos óxidos refratários (ThO_2) pela matriz, realizado através de técnicas de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas.

d- Ligas fundidas: entre as ligas fundidas mais usadas estão a 713C, a Inconel 100, a B-1900, a Udimet 500, a René 77, a René 80 e a Inconel 738 (INSTITUTO DE METAIS NÃO FERROSOS, 2012), que também podem ser endurecidas por solução sólida ou precipitação (WELDING HANDBOOK PART 1, 1998).

II.3 Metalurgia das ligas de Níquel

As ligas possuem microestrutura que consiste em uma matriz austenítica (fase *gama*, ou *γ*), que é endurecível por solução solida e por precipitação, e mais uma variedade de segundas fases, sendo as mais comuns a *γ`* e *γ"* e os carbonetos (MC, $M_{23}C_6$, M_6C e M_7C_3) (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016). Outras fases, geralmente indesejáveis, podem ser observadas devido à variação na composição, processamento ou exposição à alta temperatura, como as fases *delta* (*δ*), e fases TCP (do inglês, *topologically close-packed phases* ou fases topologicamente fechadas) como as fases *sigma* (*σ*), fase *Laves* e fase mi (*μ*).

II.3.1 A fase *γ*

A fase *γ* é continua na matriz austenitica, à base de Ni, sendo endurecível por solução solida pela adição de elementos como Cr, Mo, W, Co, Fe, Ti, e Al. Estes elementos diferem no diâmetro atômico entre 1 até 13% (SMITH, 1993).

II.3.2 A fase *γ`*

É uma fase intermetálica tipo CFC (cúbica de face centrada), tipicamente de composição Ni_3(Al, Ti). Os parâmetros de rede das fases *γ* e *γ`* são similares, fazendo com que a fase *γ`* seja a principal responsável pelo endurecimento por precipitação das ligas de níquel-ferro e níquel (ASM, VOL 9, 1992), também pela resistência à elevadas temperaturas e fluência destas: quanto maior a fração volumétrica desta fase, menor a distancia entre os precipitados, maior a dificuldade de movimentação de discordância e maior resistência mecânica. Nas demais ligas, porém, a fase que exerce maior papel endurecedor é a *γ"* (Ni_3Nb) (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016; LENA, 2010).

A morfologia pode ser esférica, como nas ligas base níquel-ferro e em algumas ligas antigas, mas com o aumento do desarranjo *γ/ γ´* e aumento do tempo de envelhecimento (LENA, 2010), a forma pode evoluir de esférica para globular, bloco e cuboidal (ligas mais

recentes). Variações no teor de molibdênio e na relação Al/Ti também alteram a morfologia desta fase. A fração, tamanho e distribuição da fase são parâmetros importantes de controle das propriedades.

II.3.3 A fase *γ”*

A fase *γ”* é metaestável, de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) formada em ligas que contem Nb (como o Inconel 718, 706 e Udimet 630), de composição tipo Ni_3Nb, onde o Fe atua como catalizador de sua formação, sendo a principal responsável pelo endurecimento da liga Inconel 718. Apresenta a morfologia de discos alongados, conforme pode ser observado na Figura II.6, com aproximadamente 60nm de comprimento

As fases γ`e γ” precipitam na faixa de temperaturas entre 600ºC e 900ºC, distribuídas na forma de pequenas partículas, como poderá ser observado mais adiante, no diagrama TTT da Figura II.11. O fenômeno mais comum, é a precipitação da fase γ` na matriz, e posteriormente a nucleação de γ” na interface. Diferentes combinações de tempo e temperaturas de envelhecimento podem resultar e diferentes durezas do material, em função das distintas frações volumétricas e tamanhos de precipitados destas fases (LENA, 2010; DUPONT et al, 2009)

Devido ao fato da fase não ser estável, a aplicação em temperaturas acima de 650ºC por longos períodos pode levar ao crescimento de grão, solubilização de *γ`* e *γ”* e formação de uma fase ortorrômbica e estável de Ni_3Nb, que é a fase delta (*δ*), com consequente perda de resistência.

A Figura II.6 *γ`* e *γ”* apresenta as fases na matriz da liga Inconel 718 e suas diferentes morfologias. A imagem foi obtida por MET.

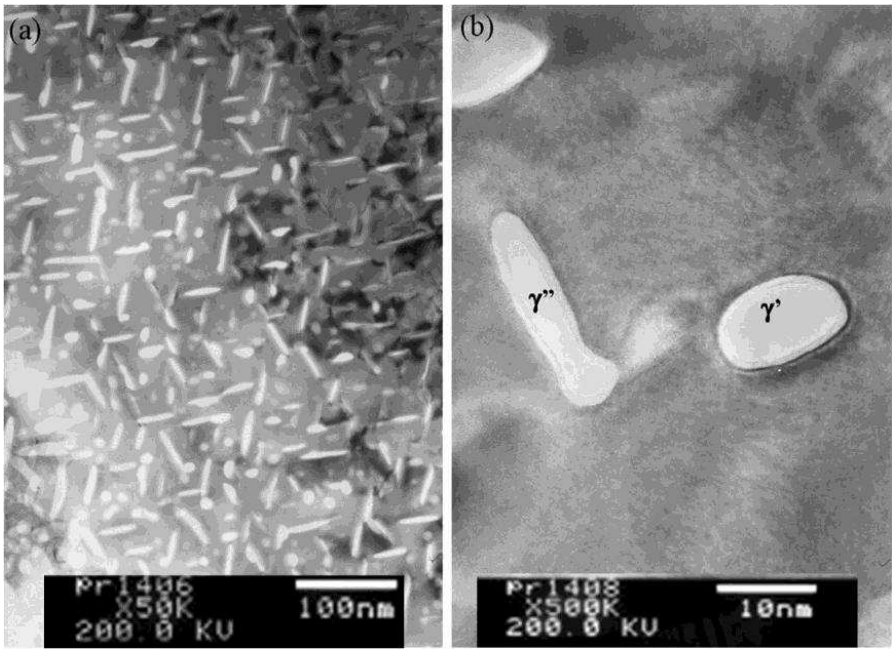


Figura II.6 – Fases *γ`* (forma esférica) e *γ"* (discos alongados) da liga Inconel 718 (DU,J.H. et al, 2007).

II.3.4 Carbetos

Estão presentes em todas as superligas resistentes à temperatura, utilizados para refinar o grão durante a fabricação e tratamento térmico, através do controle do crescimento de grão, aumentando a resistência da liga quando precipitados intergranularmente, impedindo o deslizamento dos contornos de grão e adicionam resistência à elevadas temperaturas. Os principais carbetos encontrados são os MC, $M_{23}C_6$, M_6C e M_7C_3, onde M representa um ou mais elementos metálicos, geralmente o Ti, Ta, Nb e Hf (ASM, VOL 9, 1992). A Figura II.7 mostra a precipitação do carbeto (Nb, Ti)C, além da fase *δ*, precipitada nos contornos de grão.

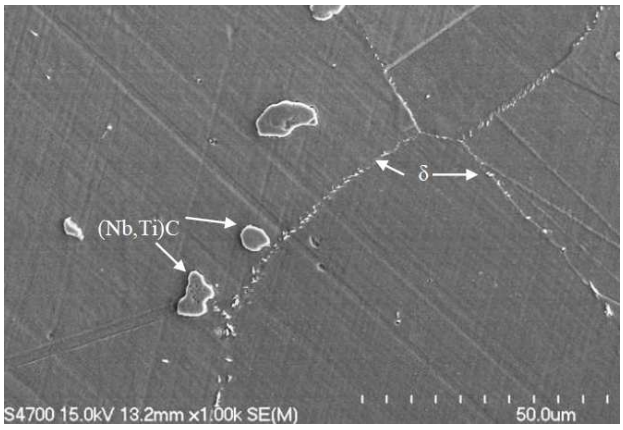


Figura II.7 – Micrografia em MEV mostrando carbetos dispersos na matriz e precipitação da fase δ nos contornos de grão de liga Inconel 718 (KUO, 2009).

O carbeto mais comumente encontrado nas ligas de Inconel 718 atuais é o (Nb, Ti)C mostrado acima, devido ao uso da fusão á vácuo (LENA, 2010). Pode também apresentar elementos como o Mo, W, Cr, Ni e Nb. também podem aparecer (ASM, VOL 9, 1992). Este carbeto se precipita em altas temperaturas e é muito estável até 1200ºC, e em função de sua morfologia e locais de precipitação podem ser divididos em dos tipos: primário e secundário (GAO, M., WEI,R.P., 2012):

- Os primários geralmente são grandes, estáveis e de morfologia irregular ou esférica, frequentemente aparecem alinhados na direção de solidificação. Seu espectro de EDS apresenta pico de Nb, e precipita de forma intragranular.

- Os secundários têm sua formação durante tratamentos térmicos, e precipita em forma de pequenas partículas nos contornos de grão.

II.3.5 Fases *δ* e TCP

As fases *δ* (delta) e *TCP* (do inglês, *topologically close-packed phases* ou fases topologicamente fechadas) ocorrem em ligas nas quais a composição química não foi devidamente controlada ou após exposição á elevadas temperaturas e tempos e comprometem as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material (CORMIER, J., SUAVE, L.M., 2016), principalmente durante tratamentos térmicos ou operação. Nas ligas Inconel 718, estão presentes as fases TCP: *σ* (sigma, ou Cr-Fe tetragonal), *α*-Cr (Cr CCC) e Laves.

As ligas Ni-Fe endurecidas pela fase γ” são suscetíveis à formação da fase delta, pois a fase *γ”* é metaestável, e dá origem a fase *δ* (termodinamicamente estável), de mesma composição Ni_3Nb, de estrutura cristalina ortorrômbica. Sua formação está associada a exposição a temperaturas entre 650ºC e 980ºC por um longo período de tempo, em que ocorre à dissolução da fase metaestável *γ”* e forma-se a fase estável *δ* com a morfologia de placas (DU,J.H. et al, 2007) ou glóbulos distribuídos nos contornos de grão, conforme pode ser observado na Figura II.8, com consequente perda nas propriedades mecânicas.

As características de formação desta fase dependem fortemente da temperatura: abaixo de 700 °C, a nucleação de *δ* é observada nos contornos de grão de *γ* e seu crescimento ocorre em função da transformação de *γ’’*. Entre 700 °C a 885°C a formação de *δ* é acompanhado pelo rápido crescimento de *γ’’* e acima da temperatura solvus (885°C), *γ’’* não é mais estável, já a temperatura solvus de δ é aproximadamente 1000°C.

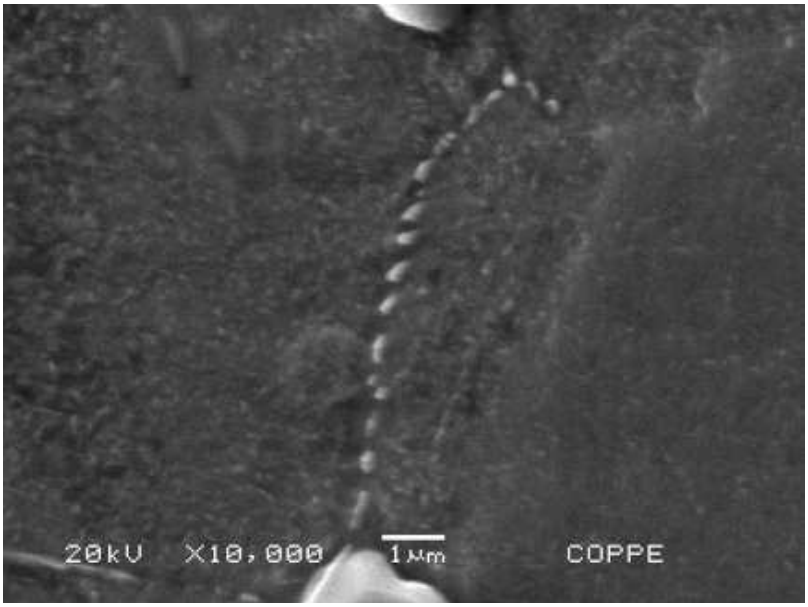


Figura II.8 – Fase Delta precipitada ao longo do contorno de grão (LENA, 2010).

As fases sigma e *α*-Cr se formam após exposição à temperaturas superiores a 700ºC, durante longos tempos, associado também á presença de esforço mecânico. Geralmente a fase *α*-Cr é formada próxima a fase Delta, no contorno de grão.

A fase Laves (Ni_2Nb) é formada a partir de micro segregação de elementos de liga em regiões interdendríticas, reforçada pela presença de Mo e Ti, durante a solidificação, sendo fonte preferencial de nucleação de trincas. Não deve estar presente após tratamentos de solubilização, mas pode ocorrer após soldagem ou deposição (LENA, 2010). A Figura II.9 mostra uma morfologia típica da fase Laves.

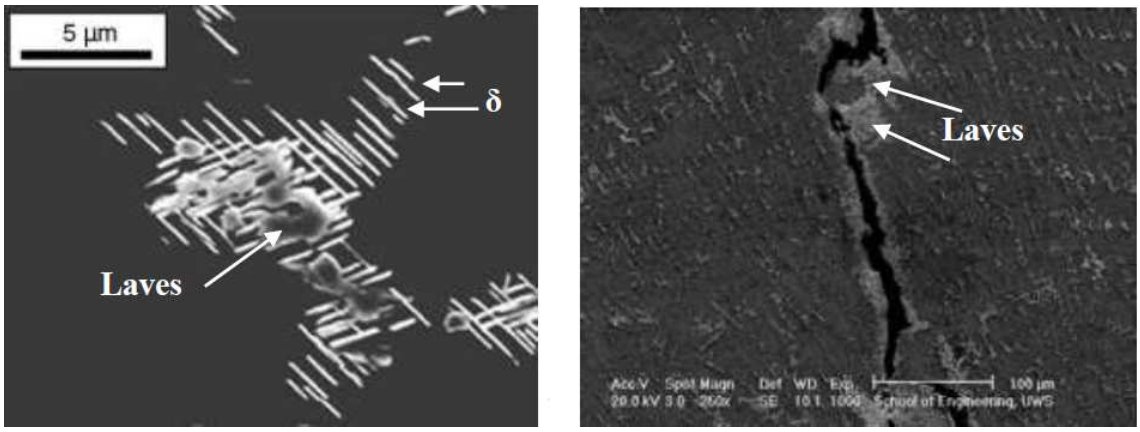


Figura II.9– Micrografia em MEV mostrando fase Laves e fase *δ* na liga Incopnel 718 e trinca na região da fase Laves (LENA, 2010; CLARK et al, 2008).

A fase Laves foi analisada em trabalhos anteriores (BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M., 2012; SCHIRRA, 1991) onde pode ser identificada através de sua composição e análise ESD em linha que, em relação á matriz, a fase laves apresenta menores quantidades de Ni, Cr e Fe, e aumento nos teores de Mo e Nb, principalmente, conforme pode ser observado na Figura II.10.

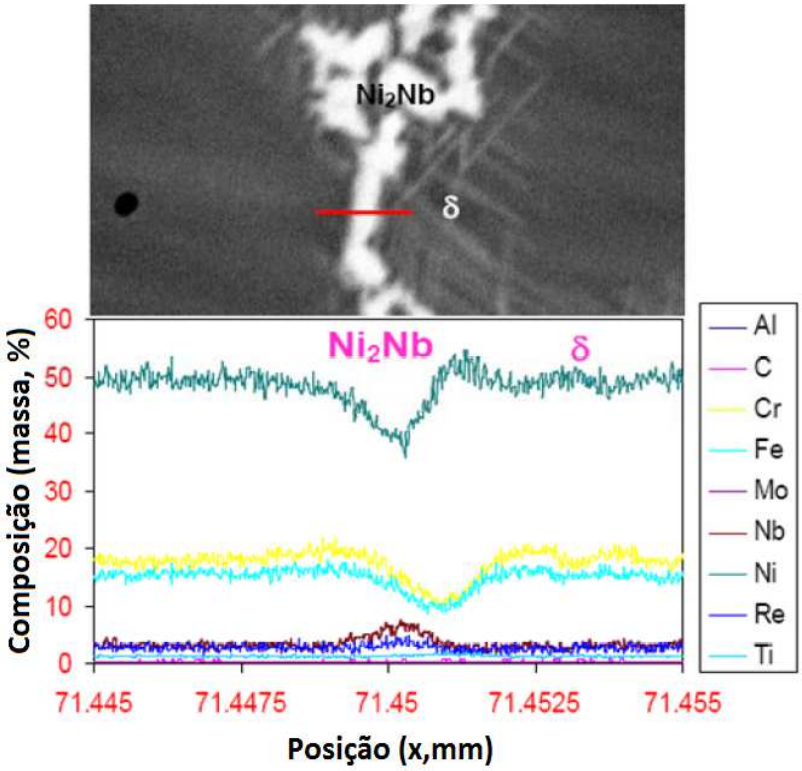


Figura II.10– Analise por EDS em linha, mostrando variação da composição química da fase Laves (adaptado de BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M., 2012).

II.4 A Liga Inconel 718

Como pode ser observado na Tabela II.1, a liga Inconel 718 se caracteriza por um maior teor de Nb, elemento responsável pela precipitação da fase *γ"* (Ni_3Nb), com morfologia de discos alongados orientados paralelamente aos planos cristalográficos, que é o principal mecanismo de aumento de resistência da liga. Além desta fase, existe ainda uma pequena quantidade da fase *γ`* ($Ni_3(Ti, Al)$), em forma de partículas quase esféricas, que também causa um efeito endurecedor, porém, menos efetivo. Quando a liga é exposta a temperaturas na faixa entre 650 e 800ºC durante longo período ocorre a dissolução da fase *γ"* numa fase *δ*, que possui morfologia de placas finas, e provoca o amolescimento do material, além de comprometer sua ductilidade e resistência à corrosão (SANTOS, 2009). A Figura II.11 mostra o diagrama TTT (Tempo – Transformação - Temperatura) da liga 718 (MANNAN et al, 2012).

O Inconel 718 é normalmente utilizado após solubilização e envelhecimento, e as condições exatas de tempo, temperatura e taxas de resfriamento dependem da aplicação e propriedades mecânicas requeridas.

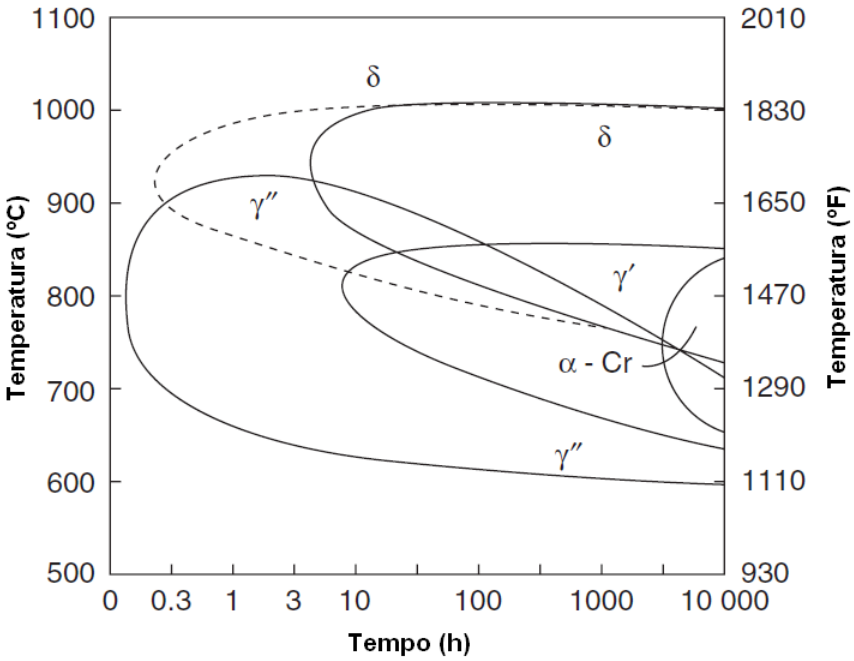


Figura II.11 – Diagrama TTT da liga Inconel 718 (DUPONT et al, 2009).

Uma das aplicações mais comuns do Inconel 718 como revestimento é na indústria aeronáutica, sendo depositada em componentes de forma complexa como palhetas, discos e rotores, aumentando a resistência ao atrito e corrosão (TABERNERO et al, 2011).

Entre as maiores preocupações da indústria aeronáutica está o custo de fabricação e reparo dos componentes, onde continuamente, se procura por processos mais flexíveis e eficientes, que reduzam o tempo de produção, perda de material e aumentem a vida útil dos equipamentos. A aplicação do Inconel 718 depositado como revestimento apresenta as seguintes vantagens:

a- Em geral, o ponto de partida para fabricação de um componente é um forjado de superliga de níquel, que deve ser usinado até sua configuração final; entretanto, estas ligas normalmente são de difícil usinabilidade, gerando desgaste das ferramentas e perda de material;
b- A deposição do material por técnica de *cladding* pode reduzir a quantidade de material empregada na manufatura e reparo, onde o metal é depositado sobre o componente até este assumir uma forma sais próxima à do final do processo (LAMBARRI et al, 2013) .

II.5 Metalurgia da soldagem/deposição

As operações de soldagem e deposição guardam entre si diversas semelhanças, utilizando os mesmos equipamentos e provocando alterações metalúrgicas semelhantes nos metais.

Existe uma grande variedade de materiais que podem ser utilizados como revestimento, dentre os mais importantes estão as superligas a base de Níquel e as superligas a base de Cobalto, sendo que a grande diferença entre ambos está no controle de diluição que ocorre na junta soldada/ material depositado: na soldagem, os parâmetros ótimos estão relacionados a uma maior penetração, com menor importância os níveis de diluição entre o metal depositado e o metal de base. Na aplicação de revestimentos, o consumível é quase sempre de composição diferente do metal de base e os elementos de liga presentes são bem balanceados para garantir o efeito desejado. Considerando-se a composição química do metal de base, normalmente de aço ao carbono e com o elemento ferro em maiores quantidades, fica evidente que a diluição excessiva entre o metal de solda e o substrato não favorece a resistência à corrosão necessária, causando efeitos indesejáveis ao equipamento (MOUGO, 2012).

Nas operações de soldagem ou deposição, ocorrem alterações localizadas e bruscas de temperatura no material, e a ação do calor é a responsável pela ocorrência de diversos fenômenos metalúrgicos como fusão, solidificação, transformações no estado sólido, deformações, etc., que por sua vez, podem provocar mudanças estruturais e degradação das propriedades do material, o que pode ter importante implicação na futura utilização da peça. Assim, a operação deve ser vista dentro de seu caráter multidisciplinar, que envolve o controle da operação de soldagem, as propriedades desejadas e a metalurgia do material, o efeito do meio ambiente na peça e os defeitos que podem ocorrer e suas técnicas de mitigação e correção, etc.

II.5.1 Aspectos térmicos da soldagem

A quantidade de calor ou energia térmica fornecida para a junta soldada constitui-se uma dos principais fatores a ser controlado para reduzir a ocorrência de defeitos, sendo importante a compreensão da forma como o calor é gerado a partir dos processos de soldagem e sua transferência para a peça.

O aporte térmico (*Apt*) é definido como a quantidade de calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento (geralmente expresso em *KJ/mm*), e é calculado pela equação II.1:

$$Apt = \eta \frac{V.i}{v} \qquad \text{Eq. II.1}$$

onde η representa a eficiência energética ou rendimento térmico de cada processo (que pode ser vista na Tabela II.2, *V* e *i* a voltagem (V) e amperagem (A), respectivamente, do processo, e *v* a velocidade de soldagem em mm/s.

Tabela II.2 – Rendimento térmico característico de alguns processos de soldagem (MODENESI, 2006).

Processo	**Rendimento Térmico (η)**
Arco Submerso (SAW)	0,85 - 0,98
MIG/MAG (GMAW)	0,75 - 0,95
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,70 - 0,90
TIG (GTAW)	0,22 - 0,8

Quanto mais alto for o aporte de calor, maior será a quantidade de energia transferida à peça, consequentemente, maior será a poça de fusão e mais larga a *zona termicamente afetada*. Por outro lado, a utilização de baixos valores de aporte térmico pode provocar falhas de penetração na junta soldada e elevadas velocidades de resfriamento, que pode ser prejudicial à junta.

II.5.2 Regiões da junta soldada

As regiões adjacentes à solda (ou à deposição) são submetidas a ciclos térmicos nas quais as temperaturas de pico decrescem à medida em que se afasta do centro da solda. Assim, podemos observar a existência de três regiões básicas (Figura II.12):

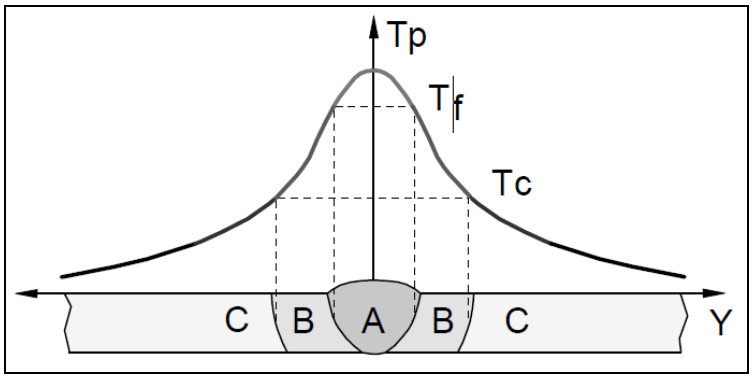


Figura II.12 – Regiões da junta soldada (FILHO, 2008).

a- Zona Fundida (ZF, região A da Figura II.12): região onde o material foi fundido durante a soldagem (temperaturas de pico superiores à temperatura de fusão), que corresponde à parte do metal de base (MB) juntamente com o metal de adição (MA), que passaram para a forma líquida e formaram a poça de fusão.

A massa metálica resultante na zona fundida é denominada *metal de solda*, sendo que a relação entre a quantidade de metal de base e a quantidade de metal total é chamada de *diluição* (*D*, Figura II.13), sendo representada pela equação II.2:

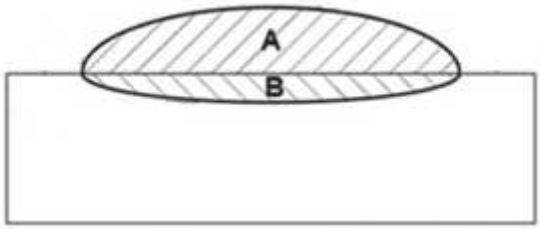


Figura II.13 – Diluição.

$$Diluição(D) = \frac{ÁreaB}{ÁreaA + ÁreaB} \qquad \text{Eq. II.2}$$

Assim, pode-se estimar o percentual de constituição de um determinado elemento químico na solda a partir da composição dos metais de base e adição através da seguinte equação:

$$X_{MS} = DX_{MB} + (1 - D)X_{MA} \qquad \text{Eq. II.3}$$

Onde:

X_{MS} : % do elemento químico *X* no metal de solda

X_{MB} : % do elemento químico *X* no metal de base

X_{MA} : % do elemento químico *X* no metal de adição

As condições existentes na poça de fusão, tais como o contato da poça com o metal de base de mesma composição (parte não fundida) e os elevados gradientes térmicos, fazem com que haja o crescimento direto do sólido, sem a nucleação de novos grãos. Tal processo de iniciação é chamado de *crescimento epitaxial ou nucleação epitaxial*, e pode ser observado esquematicamente na Figura II.14. Neste, o crescimento do grão inicia-se pelo arranjo dos átomos da fase líquida no substrato sólido existente, estendendo este, sem alterar a orientação cristalográfica. Assim, os grãos da ZF localizados junto à linha de fusão são uma continuação dos grãos adjacentes da ZTA. Como o tamanho de grão na ZTA depende das características metalúrgicas do metal base e do ciclo térmico, pode-se esperar que o tamanho de grão primário na ZF dependa também dos parâmetros de soldagem que afetam o ciclo térmico, em especial o aporte térmico (KOU, 2003).

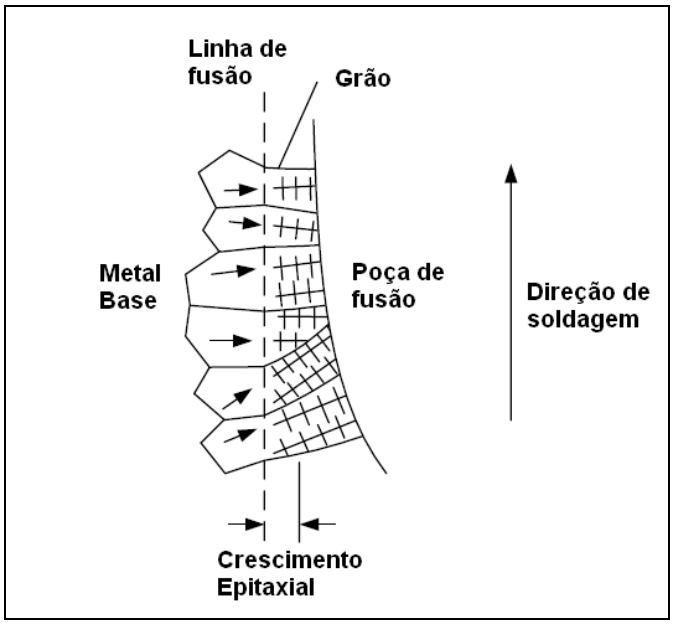


Figura II.14– Crescimento epitaxial (KOU, 2003).

O modelo de solidificação não epitaxial, ou seja, não observando as condições descritas acima com a nucleação de novos grãos não influenciados pelos grãos da ZTA, pode ocorrer em condições nas quais o metal de solda resultante tem a composição química muito diferente do metal de base (devido a natureza do metal de adição) ou na soldagem de materiais diferentes (FILHO, 2008).

Na soldagem multipasses, a microestrutura é mais complexa devido ao efeito refinador (em aços transformáveis) de um passe sobre os imediatamente anteriores.

b- Zona Termicamente Afetada (ZTA, região B da Figura II. 12): corresponde à região não fundida do metal base, mas onde ocorreram importantes transformações metalúrgicas no estado sólido e alterações na microestrutura e/ ou propriedades do material. As temperaturas de pico nesta região são superiores a uma temperatura crítica (Tc), característica do metal base.

As características finais da ZTA, inclusive sua extensão, irão depender do tipo de metal base e do processo e procedimentos de soldagem, em outras palavras, são função do ciclo térmico e da repartição térmica. De acordo com o tipo de metal que está sendo soldado, os efeitos dos ciclos térmicos poderão ser os mais variados. Para os aços carbono e baixa liga, a ZTA não irá incluir zonas aquecidas abaixo de aproximadamente 727ºC, já que abaixo desta temperatura o calor tem pouca influência nas características do metal (WELDING HANDBOOK, 1998).

No caso dos aços Carbono e aços baixa liga, a ZTA apresentará as seguintes regiões características:

b.1- Região de Crescimento de Grão: compreende a região do metal base, próxima da solda, que foi submetida a temperaturas próximas à temperatura de fusão, onde ocorre um rápido crescimento do grão austenítico. Constitui a região onde maiores problemas de soldagem podem ocorrer, e facilmente se transforma em martensita durante o resfriamento. É caracterizada por uma estrutura grosseira, com placas de ferrita, podendo apresentar perlita, bainita ou martensita.

b.2- Região de Refino de grão: compreende a região aquecida logo acima da temperatura A3, permitindo a nucleação da austenita, mas sem crescimento de grão significativo (WELDING HANDBOOK, 1993). Após o resfriamento, esta região é caracterizada por uma estrutura fina de ferrita e perlita, não sendo problemática na maioria dos casos.

c- Região Intercrítica ou região de refino parcial de grão: nesta região, a temperatura de pico varia entre A1 e A3, onde a perlita original (antes do aquecimento) se transforma em austenita, e durante o resfriamento, esta austenita se transforma em ferrita e novamente em perlita (KOU, 2003).

d- Metal de Base (MB): região mais distante do cordão de solda, aquecida geralmente abaixo de 727ºC (temperatura A1 para os aços Carbono) e sem mudanças microestruturais perceptíveis.

Alguns autores (KOU, 2003 incluir outras referências pois você cita autores) citam ainda a presença da *zona de ligação*, que é a região que liga os cristais da zona de fusão com os cristais da zona termicamente afetada. Em uma micrografia observa-se que se trata de uma linha de transição estrutural, aquecida entre a linha *liquidus* e a linha *solidus* do diagrama Fe-C.

II.6 Processos de soldagem

A soldagem pode ser considerada como um método de união de materiais, ressaltando-se que muitos processos de soldagem ou variações são usados para a deposição de material sobre uma superfície, visando a recuperação de peças e estruturas desgastadas, formação de revestimentos especiais, corte ou recobrimento de peças, etc, e constitui uma das maneiras mais antigas de fabricação, embora em sua forma atual seja um processo recente, com pouco mais de 100 anos. Atualmente, se apresenta como uma das formas mais práticas e econômicas de se unir partes de um material, e pode ser dividida em 2 grandes grupos:

a- Processos de soldagem por pressão ou por deformação: consiste em deformar as superfícies de contato, permitindo a aproximação dos átomos. As peças podem ser aquecidas localmente de modo a facilitar a deformação das superfícies;

b- Processos de soldagem por fusão: consiste na aplicação localizada de calor na região de união até a sua fusão e do metal de adição (quando utilizado), destruindo as superfícies de contato e produzindo a união pela solidificação do metal fundido, que é o processo utilizado neste trabalho. Seus principais processos serão tratados a seguir.

II.6.1 Processos de soldagem por fusão

Constitui uma das técnicas de união mais utilizadas, onde materiais iguais ou dissimilares são aquecidos até seu ponto de fusão, através do uso de uma fonte de calor, que pode ser termoquímica, elétrica (resistência elétrica ou arco elétrico), mecânica (explosão) ou energia radiante (laser ou feixe de elétrons); nesta técnica, podem ainda ser utilizados eletrodos consumíveis ou não, com ou sem adição de material (BALLESTEROS, 2009).

Existe um grande número de processos de soldagem diferentes, sendo necessária a seleção do processo (ou processos) adequado para uma dada aplicação. Não há processo universal que tenha bom desempenho a quaisquer materiais e geometrias; do mesmo modo, qualquer material pode, de alguma maneira, ser unido a outro, apesar de nem sempre se alcançar as mesmas propriedades na junta e no material base (DAVIS, 1993).

Os processos de soldagem mais amplamente utilizados são os a arco elétrico, que foram introduzidos no final do século XIX, e utilizam o arco elétrico estabelecido entre as partes a serem soldadas e o eletrodo metálico, como fonte de calor. A energia elétrica, convertida em calor, gera um arco com temperatura de aproximadamente 7000°C, provocando a junção dos metais através da fusão dos mesmos.

Os processos a arco mais comuns são os de eletrodo revestido (*SMAW – Shielded Metal Arc Welding*), arco submerso (*SAW – Submersed Arc Welding*), eletrodo de tungstênio com proteção gasosa (*GTAW – Gas Tungsten Arc Welding*), gás-metal (*GMAW – Gas Metal Arc Welding*) e arame tubular (*FCAW – Flux Cored Arc Welding*).

II.6.1.1 Soldagem com Eletrodo de Tungstênio com Proteção Gasosa (*GTAW*)

A soldagem com eletrodo de tungstênio protegido por gás inerte (ou *TIG - Tungsten Inert Gas*) é um processo onde a união dos metais é produzida pelo calor de um arco entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça, conforme a Figura II. 15. A proteção do eletrodo e da zona de fusão é realizada com a utilização de gases inertes, normalmente o argônio ou mistura com hélio. O metal de adição pode ser utilizado ou não: para soldagem de topo de placas finas, metais de adição são normalmente desnecessários (soldagem *autógena*).

Este processo pode ser usado de forma manual ou mecanizado, permitindo um excelente controle das condições operacionais, com a execução de soldas de alta qualidade e excelente acabamento, particularmente em juntas de pequena espessura (inferior a 10 mm e mais comumente entre 0,2 e 3 mm). Seções de maior espessura podem ser soldadas, mas considerações econômicas tendem a favorecer processos com eletrodo consumível (MODENESI, 2006). A soldagem *GTAW* é mais utilizada para aços ligados, aços inoxidáveis e ligas não ferrosas. Um uso comum, para aços estruturais, é a execução de passes de raiz na soldagem de tubulações, com os outros passes sendo realizados com outro processo (*SMAW* ou *GMAW*).

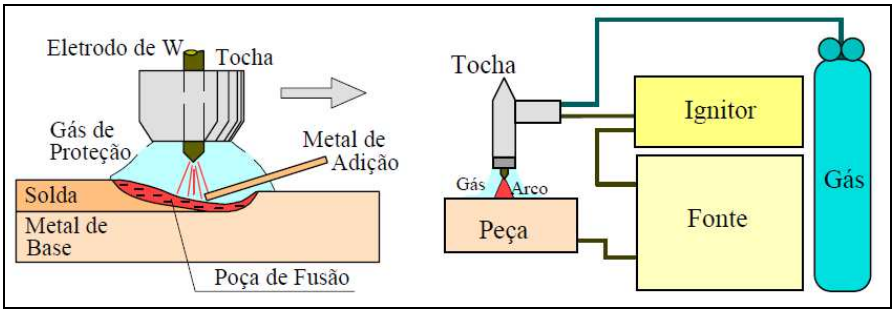


Figura II.15 – Processo de soldagem *TIG* (MODENESI, 2006).

O processo TIG é preferido em soldagens de peças finas por causa do seu limitado aporte térmico. A taxa de alimentação de metal de adição é algumas vezes independente da corrente de soldagem, permitindo assim variações na fusão relativa do metal de base e do metal de adição. Desta forma, o controle de diluição e do aporte térmico para a solda pode ser obtido sem mudar o tamanho do cordão de solda. A desvantagem do processo é sua baixa taxa de deposição, que se deve a limitação da corrente, pois excessivas correntes poderiam causar a fusão do eletrodo resultando em inclusões frágeis de tungstênio no metal de solda (KOU, 2003).

O seu equipamento básico consiste de uma fonte de energia (CC e/ou CA), tocha com eletrodo de tungstênio, fonte de gás de proteção e um sistema para a abertura do arco. O equipamento para *GTAW* é mais caro e complicado do que o usado na soldagem com eletrodos revestidos.

O processo *GTAW* normalmente produz um deposito de qualidade superior e com controle preciso. As principais vantagens deste processo em relação aos demais para aplicações de *cladding* são o baixo aporte térmico, baixa distorção da peça, bom controle da poça de fusão e zona fundida. Em modo de corrente pulsada a qualidade é ainda superior: nesta variante do processo, a corrente rapidamente alterna entre dois valores:

a- Corrente de pico (superior, Ip): apresenta elevada intensidade de corrente, duas ou três vezes superior à intensidade utilizada em corrente contínua comum;

b- Corrente de base (inferior, Ib). é caracterizado por corrente baixa e tempo de base suficiente para evitar a extinção do arco elétrico mas que proporciona o resfriamento da poça de fusão (MODENESI, 2003)

A corrente de soldagem é um parâmetro que afeta diretamente o aporte térmico e a diluição: o aumento da corrente implica em maior diluição e vice-versa. Um menor aporte

térmico gera menor fusão do substrato e menor diluição, resultando em melhores propriedades anti-corrosivas, refino de grãos na zona fundida e controle de segregação.

II.7 Zonas parcialmente diluídas

Originalmente, a soldagem de metais dissimilares se referia à união de duas ligas ou metais de base quimicamente/ metalurgicamente diferentes, através de um metal de adição devidamente selecionado (SILVA, 2010). Um grande número de eletrodos austeníticos foi desenvolvido, e têm sido utilizados na soldagem de juntas de metais dissimilares austeníticos/ferríticos, em aplicações que requerem maior resistência ao calor e/ou à corrosão (KEJELIN et al, 2009).

Porém, um outro tipo de aplicação da soldagem de metais dissimilares inclui a aplicação de um metal nobre, com características de resistência à corrosão, sobre um substrato que confere a resistência mecânica adequada do equipamento, em um processo conhecido como *cladding*, que historicamente tem se apresentado como uma solução altamente viável e de vasta aplicação, por exemplo, em equipamentos submarinos, onde um metal de base selecionado devido à características de alta resistência mecânica, como o 4130 ou 4140, é revestido com ligas à base de níquel, em especial, em sistemas de produção de óleo ou gás contendo CO_2 e H_2S (BERRIDGE, 2011).

Um dos principais problemas encontrados durante a soldagem ou deposição de metais dissimilares austeníticos, ferríticos e/ou martensíticos é formação *zonas parcialmente diluídas* (ZPDs, também conhecidas como *zonas parcialmente misturadas, intermediate diluted zones, hard zones, unmixed zones ou intermediate mixed zones*) (OMAR, 1998) que podem se formar ao longo da linha de fusão, conforme pode ser observado nas Figuras II.16 a II.18. Estas zonas se formam devido à grande diferença química entre os metais, e apresentam composição intermediária (que só pode ser conhecida através de microanálise) entre o metal de solda/ deposição e o metal de base, possuem dimensões da ordem de dezenas de micrometros e são frágeis mecanicamente, com valores de dureza que podem alcançar a faixa de dureza de estruturas martensíticas; esta dureza elevada está associada aos gradientes de composição química existentes ao longo da interface revestimento/substrato (GITTOS, 1992). Geralmente são pequenas e descontínuas (KEJELIN et al, 2009).

As ZPDs podem ser constituídas de precipitados, fases intermetálicas (sigma, chi, etc.) ou da própria martensita (SILVA, 2010; OMAR, 1998). Por estas características, podem tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por *pitting*, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão, além de ser um sitio para nucleação de trincas de

fadiga (FU, A.Q et al, 2016, YANG et al, 2015; KEJELIN et al, 2009; ABDULAH et al, 2008;). Portanto, é necessário que se busquem procedimentos de soldagem/deposição que minimizem ou eliminem estas zonas.

A formação das zonas parcialmente diluídas ocorre devido ao enfraquecimento da convecção na interface da poça de fusão: assim, uma pequena camada de metal de base líquida pode não se misturar completamente ao metal de solda liquido na poça, formando a ZPD (KUO et al, 2009). A composição química dos metais, condições de soldagem, manipulação do arco elétrico e turbulência na poça de fusão têm influencia significativa sobre a constituição das ZPDs.

As estruturas formadas pelas ZPDs foram classificadas como (KOU, 2007; OMAR, 1998; DOODY, 1992):

a- Tipo "praias" (beaches): são constituídas por faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão, geralmente descontinuas, e com espessuras que podem chegar a 150 microns, dependendo dos materiais envolvidos (KOU, 2007), conforme Figura II.16.

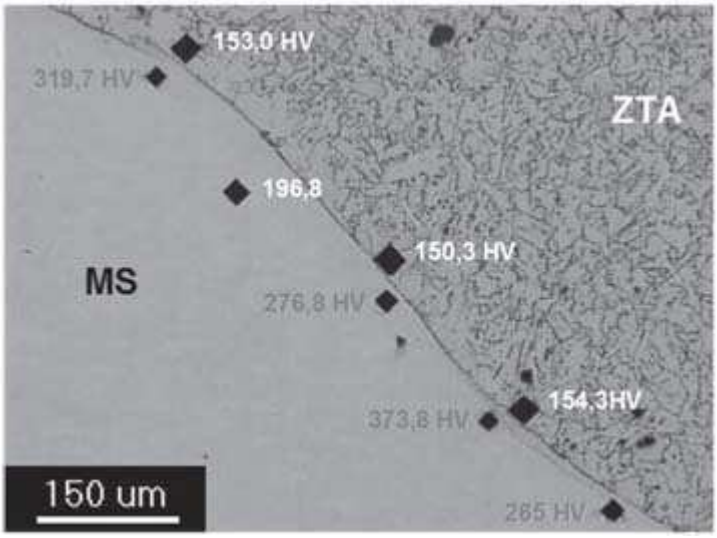


Figura II.16 – Estrutura tipo praia, com maior nível de dureza (SILVA, 2010).

b- Tipo "penínsulas" (ou "baias"): são estruturas que se estendem geralmente para dentro do metal depositado, que tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo "praias" (KEJELIN et al, 2009), conforme Figura II.17.

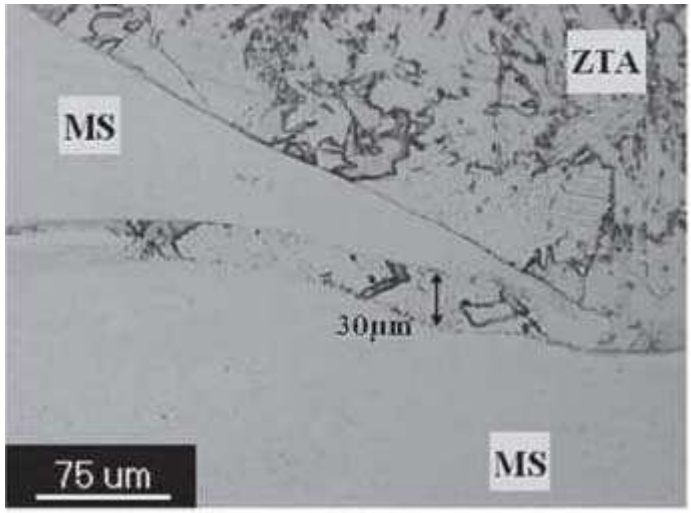


Figura II.17 – Estrutura tipo península (SILVA, 2010).

c- Tipo "ilhas": são estruturas desprendidas do metal de base, inteiramente envolvidas pelo metal de solda, ocorrendo principalmente nos passes de raiz em soldas (KOU, 2007): é reportado pela literatura (KEJELIN, 2006) que esta é uma região preferencial para ocorrência de ZPDs, como pode ser observado na Figura II.18.

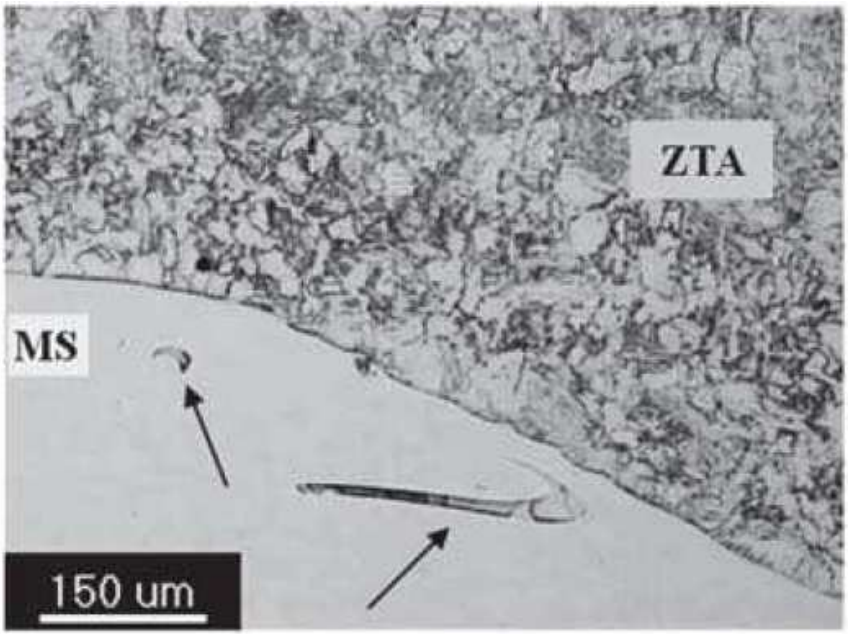


Figura II.18 – Estrutura tipo ilha (SILVA, 2010).

Dependendo dos materiais envolvidos no processo de soldagem/deposição, as estruturas tipo península ou ilhas podem ser de composição química intermediária entre o metal de base e o metal depositado, ou serem totalmente formadas pelo metal de base, que durante o processo de soldagem, se "desprendeu". Ocasionalmente, é relatada a formação de

martensita nas suas interfaces (FU, A.Q et al, 2016, YANG et al, 2015; KOU, 2007; KOU, 2007a; OMAR, 1998 e DOODY, 1992)

Diversos estudos (CANTARIN 2011; FENSKE et al 2011; BAHRAMI et al 2010; ABDULAH et al 2008; KOU, 2007; KEJELIN, 2005; SUDHA et al 2002; OMAR, 1998; ALBERT et al, 1997; MISSORI, 1997; GITTOS, 1992, 2008 e 2015, LUNDIN, 1992) foram realizados sobre os efeitos dos parâmetros de soldagem na formação das ZPDs em soldas de metais dissimilares, onde foi observado que todos exercem influencia na formação das zonas duras, em especial o pré-aquecimento, espessura do metal de base e composição do eletrodo; o estabelecimento de parâmetros otimizados pode diminuir ou até mesmo eliminar as ZPDs.

II.7.1 Influencia do pré aquecimento, espessura do metal de base e composição do eletrodo

Em trabalho envolvendo a deposição de eletrodos E309 (aço inoxidável) e ENiCrFe-3 (Inconel 625) com processo eletrodo revestido em metais de base AISI306, 316L, ASTM A-36 e API 5L-X60 (OMAR, 1998) foi observada uma grande redução das ZPDs através do estabelecimento de um pré-aquecimento e temperatura de interpasse otimizados: foram testadas temperaturas de pré aquecimento de 150, 177, 205, 232, e 260ºC, com temperatura de interpasse 14ºC acima da anterior, concluindo-se que para o eletrodo inoxidável o pré-aquecimento ideal fica entre 177 e 205ºC e para o eletrodo de Inconel entre 205 e 232ºC, sendo que este ultimo apresentou redução entre 70 e 85% na extensão das ZPDs, enquanto o primeiro ficou entre 30 e 50%. A espessura da chapa também exerce influência – quanto maior a espessura, maior o pré-aquecimento ótimo. Conclusão semelhante foi obtida em outro trabalho (KEJELIN, 2006), com deposição de Inconel 625 em chapa de aço API 5L-X60 com pré-aquecimento de 100 a 130º e de 200º a 230ºC.

A formação de ZPDs também pode ser evitada com a aplicação dos primeiros passes com baixa energia de soldagem, reduzindo a tendência à formação de martensita e difusão de carbono para o metal de solda; entretanto, deve haver atenção espacial ao pré-aquecimento neste caso, pois baixa energia de soldagem implica em alta velocidade de resfriamento (KEJELIN, 2006).

Em geral, eletrodos com níquel tendem a possuir menores ZPDs, pela não afinidade deste elemento com o carbono ou pela formação de carbetos menos estáveis (LUNDIN 1992), evitando a precipitação de carbetos (GITTOS, 1992, 2008 e 2015; ABDULAH et al 2008; OMAR, 1998).

II.7.2 Influencia da velocidade de resfriamento e do processo de soldagem

Há uma velocidade ótima de resfriamento, cujos limites situam-se entre os da formação de martensita (velocidades altas) e os da precipitação de fases intermetálicas duras (OMAR, 1998), daí a necessidade do ajuste na temperatura de pré-aquecimento, interpasse e energia de soldagem, conforme pode ser observado na Figura II.19.

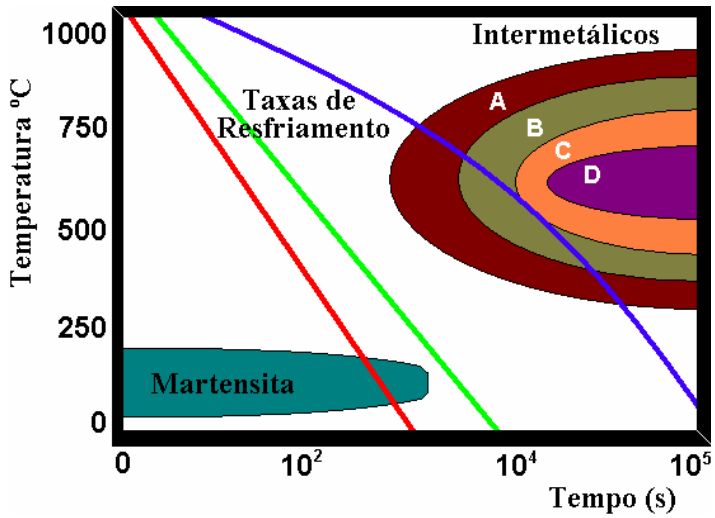


Figura II.19 – Influencia da taxa de resfriamento na formação de martensita e intermetálicos (KEJELIN, 2006 e OMAR, 1998).

II.7.3 Influencia da composição do metal de base

Trabalhos realizados comparando o efeito da deposição de Inconel sobre substratos de aço ASTM A-36 (0,25%C) e API 5L-X60 (X%C) (KEJELIN, 2006) e entre 8630 (X%C) e F22 (X%C) (FENSKE et al, 2011) concluíram que metais de base com maior teor de carbono tendem a formar maior quantidade de zonas duras ao longo da interface do metal de solda. Com maior precipitação de carbetos (FENSKE et al 2011). Acredita-se que o maior teor de carbono proporcione maior difusão no material (LUNDIN, 1992).

II.7.4 Influencia dos tratamentos térmicos pós soldagem

Tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS) envolvem o aquecimento do material até uma determinada temperatura, permanência por determinado tempo e resfriamento posterior, geralmente de maneira lenta e tem como objetivos a redução das tensões residuais geradas pelo ciclo de soldagem, aumentando a ductilidade, diminuindo a dureza e melhorando as condições da zona afetada pelo calor. Porém, quando aplicados a juntas dissimilares, podem trazer efeitos prejudiciais, como:

a- descarbonetação: diversos autores (OMAR, 1998; CANTARIN, 2011, KEJELIN, 2006 e KOU, 2003) relataram que após o tratamento houve a difusão de carbono do metal pobre para o metal rico em elementos de liga, que pode levar a formação de uma zona amolecida (*soft zone*), de baixa dureza e baixa resistência na ZTA (esta observação foi feita em soldas dissimilares envolvendo ligas com Cr e Mo). Em metais bainíticos e martensíticos, a zona amolecida pode ser composta de ferrita. A espessura desta zona descarbonetada pode aumentar em função do tempo e temperatura de exposição (SUDHA et al, 2002 e LUNDIN, 1992).

b- precipitação de intermetálicos: o carbono difundido para o metal rico em elementos de liga provoca a formação de bandas ricas em precipitados de carbonetos e nitretos, além também de outras fases deletérias (p.ex. sigma) a depender da composição dos materiais (CANTARIN, 2011; SUDHA et al 2002; OMAR, 1998). Esta região é rica em precipitados apresenta elevada dureza.

É importante ressaltar que a zona amolecida e a zona aonde ocorre a precipitação de intermetálicos são próximas (distancia na ordem de grandeza de microns), e apresentam grande variação de resistência (a diferença pode chegar a 120 Kpsi) e dureza (LUNDIN, 1992).

A Figura II.20 mostra o efeito da concentração de carbono (à esquerda) na microdureza de uma zona na interface de uma solda envolvendo aço 8630M e a liga Inconel 625: neste caso, a maior microdureza está associada a precipitação de intermetálicos como carbetos de Nb e Mo.

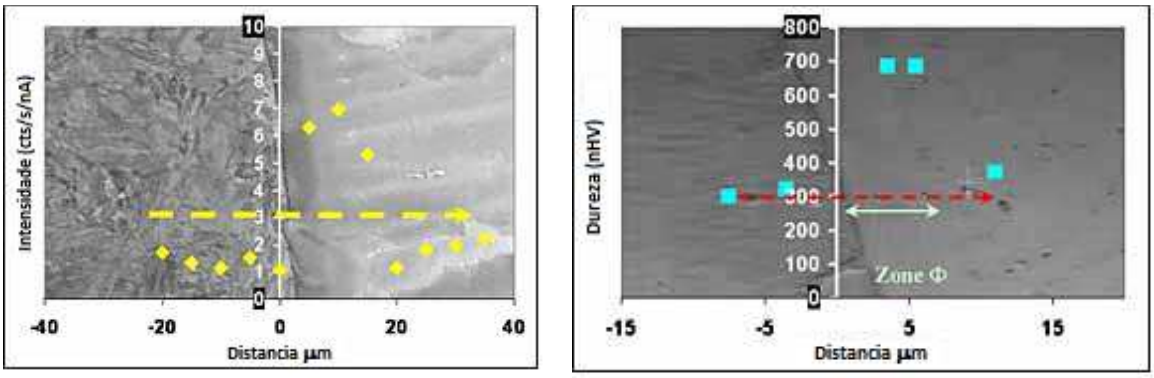


Figura II.20 – Efeito da migração do carbono na dureza pela formação de precipitados (BEAUGRAND et al, 2009).

c- crescimento dos grãos do metal de base próximo à linha de fusão: leva esta região da solda a ter menor tenacidade.

d- formação de fases frágeis: em trabalho envolvendo a deposição de liga de cobre em aço EN31 mostrou a formação de regiões com perlita, cementita e bainita (VELU, 2013), porém, martensita virgem também foi encontrada em pesquisas envolvendo outros metais (FU, A.Q et al, 2016, YANG et al, 2015; GITTOS et al, 2015 e 1992; CANTARIN 2011; BAHRAMI et al, 2010; KEJELIN, 2006;) com dureza de até 450 HV (KEJELIN, 2006; FU, A.Q et al, 2016) e 500HV (GITTOS, 1992)

Tanto a precipitação de intermetálicos, fases frágeis e o crescimento dos grãos podem levar até ao desprendimento da camada de metal nobre aplicada sobre o metal de base (descolamento do *cladding*) (OMAR, 1998)

A soldagem ou deposição dissimilar também é amplamente utilizada em equipamentos submarinos, onde ligas de Inconel são depositadas em metais forjados de baixa liga (AISI 8630, F22). Quando em operação, estes equipamentos são submetidos à proteção catódica, de modo a evitar corrosão, que fornece uma grande fonte de hidrogênio: a combinação do acumulo deste elemento em regiões onde ocorreu a formação de ZPDs (microestrutura suscetível) e alto carregamento levou a fragilização por hidrogênio, nucleação de trinca e perda da funcionalidade de equipamentos no Mar do Norte e Golfo do México (FENSKE et al, 2011 e 2010; BAHRAMI et al 2010; BEAUGRAND et al, 2009;).

CAPÍTULO III - METODOLOGIA EXPERIMENTAL

III.1 Introdução

O procedimento de deposição do revestimento e tratamento térmico ocorreu em trabalho anterior (OLIVEIRA, 2011), está resumido nos itens III.2 e III.3. Após este, o processo experimental do presente trabalho transcorreu na seguinte sequencia:

a- Lixamento, polimento, preparação das amostras (ataque químico) e análise microestrutural dos revestimentos por microscopia ótica;
b- Avaliação da diluição através do método de área;
c- Levantamento da microdureza na zona parcialmente diluída (ZPD) e no revestimento;
d- Avaliação da liga com uso de MEV.

O detalhamento de cada etapa acima é apresentado a seguir.

III.2 Procedimento de soldagem

O substrato utilizado para deposição da liga Inconel 718 foi um eixo de aço carbono (SAE 4140), cuja composição química pode ser observada na Tabela III.1.

Tabela III.1 – Composição química do aço carbono SAE 4140 (OLIVEIRA, 2011).

Composição química, % peso							
Cr	Mn	C	Si	Mo	P	S	Fe
0,95	0,87	0,4	0,27	0,20	(máx)0,04	(máx)0,040	bal

Os revestimentos foram depositados através do processo de soldagem TIG circunferencial, automatizado, com dois cordões de solda sobrepostos em toda a circunferência do eixo.

Para a preparação da soldagem utilizou-se a limpeza química em meio ácido de forma a eliminar quaisquer óxidos ou impurezas da superfície do metal de base.

Os parâmetros de soldagem utilizados estão mostrados nas Tabelas III.2. Como pode ser observado, o aporte térmico foi variado através da variação da corrente de soldagem.

Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem utilizados nas amostras de Inconel 718.

Parametros de soldagem								
Consumível		**Corrente (A)**	**Tensão (V)**	**Velocidade de alimentação (cm/min)**	**Velocidade da peça (cm/min)**	**Gás de proteção**	**Eletrodo de W**	
Tipo	**Diâmetro (mm)**						**Tipo**	**Diâmetro (mm)**
Inconel 718	1,14	50	8,7	12	3,6	Argônio	EW Th 2	1,6
		70						
		90						
		110						

No caso da deposição do Inconel 718 com 50A, não foi obtida adesão do revestimento ao substrato provavelmente devido ao baixo aporte térmico utilizado. Portanto, a amostra foi descartada.

III. 3 Tratamento térmico

O tratamento térmico pós soldagem foi realizado em temperatura de 750ºC, durante 4, 8 e 12 horas. O forno utilizado foi tipo mufla, conforme Figura II.5.



Figura III.1 – Forno utilizado no tratamento térmico.

III.4 Lixamento, polimento, preparação das amostras e realização dos ensaios metalográficos com microscopia ótica

Após a deposição dos materiais, as amostras foram cortadas na seção transversal do eixo, embutidas em baquelite a quente e seguidas de lixamento com lixas de granulometria 100, 220, 400, 500, 600 e 1200. Na etapa final foi utilizada pasta de diamante até 1 μm. As amostras foram atacadas por imersão em solução química de água régia, composta de 40 ml de água destilada, 30 ml de ácido nítrico (HNO3) e 30 ml de ácido clorídrico (HCl), com tempo de imersão aproximado de 2 minutos.

A avaliação microestrutural foi realizada com microscópio óptico (MO) para caracterização da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e Metal de base (MB). Nesta avaliação foram analisados os seguintes aspectos da junta soldada:

a- Uniformidade dos cordões;
b- Presença de defeitos como trincas, mordeduras e porosidades.

O microscópio óptico, marca Zeiss Axiophot pode ser observado na Figura III.2.



Figura III.2 – Microscópio Optico, Zeiss Axiophot.

A avaliação microestrutural foi realizada nas amostras depositadas com correntes de soldagem de 70, 90 e 110A, nas condições sem tratamento térmico de envelhecimento, e com tratamentos térmicos de 4, 8 e 12 horas. As amostras podem ser observadas na Figura III.3.



Figura III.3 – Corpos de Prova para avaliação microestrutural do Inconel 718.

III.5 Grau de diluição

A obtenção da diluição nos cordões foi realizada utilizando o método das áreas, que representa a participação do substrato na formação do cordão.

Obteve-se uma macrografia da seção transversal de cada cordão, utilizando o microscópio e a câmera a ele acoplada. As áreas foram medidas usando o programa *Streams Essentials* versão 1.7 (2011), conforme a Figura III.4, delineando o contorno das áreas de interesse sobre a imagem, o programa calcula as áreas requisitadas obtendo um resultado mais preciso.

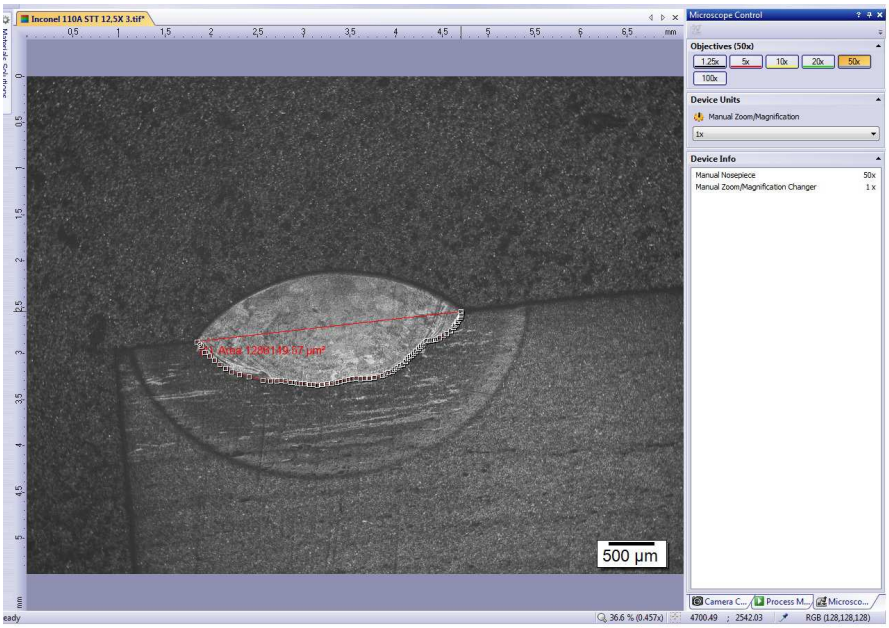


Figura III.4 – Tela do programa Streams Essentials utilizada para medição da diluição dos depósitos.

Analogamente, foram realizadas as medições de extensão da ZTA, penetração, e altura do reforço utilizando o mesmo programa.

III.6 Levantamento de microdureza

As medições de microdureza da zona parcialmente diluída e do revestimento foram realizados na Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-RJ), levantados com um durômetro da marca Shimadzu, modelo HMV (Figura III.5), utilizando-se de um penetrador Vickers (pirâmide de diamante de 136º) e uma carga de 100gf (HV 0,1).



Figura III.5 – Microdurometro Shimadzu, modelo HMV.

III.7 Ensaio metalográfico em MEV

Foi realizada também análise no microscópio eletrônico de varredura (MEV), onde foram observados os seguintes aspectos:

a- Caracterização da microestrutura do revestimento;

b- Avaliação por Análise por Dispersão de Energia - EDS (por linha e ponto) dos elementos de ligas presentes e dos tipos de carbetos;

c- Caracterização das interfaces revestimento/ZTA e ZTA/metal base;

d- Avaliação qualitativa das zonas parcialmente diluídas.

O microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo CanScan 3200 LV 40kV com EDS e EBSD, pode ser observado na Figura III.6.

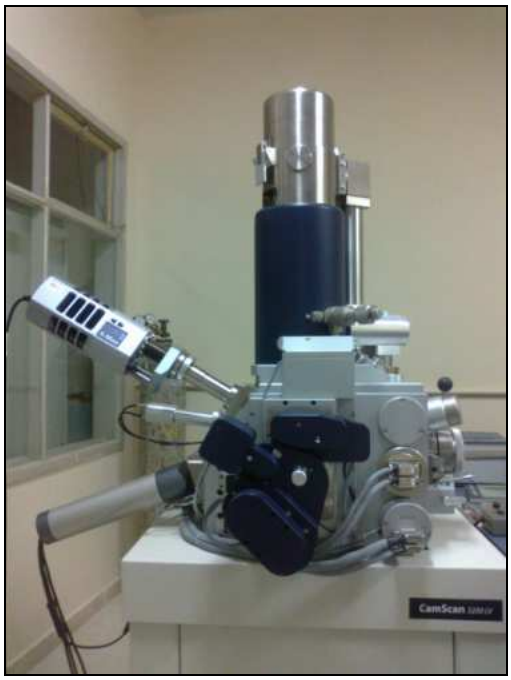


Figura III.6 – Microscópio Eletrônico de Varredura, CanScan 3200 LV 40kV.

CAPÍTULO IV – RESULTADOS

Este capítulo apresenta os resultados das analises de microscopia óptica, microdureza e microscopia eletrônica de varredura realizados nas amostras descritas no capitulo anterior. Em seguida, os resultados são analisados e comparados com trabalhos similares da literatura.

IV.1 Descrição geral e identificação dos depósitos

Foram analisados ao todo 11 cordões de solda/deposição sob diferentes condições de soldagem e tratamento térmico, sendo que cada condição recebeu uma identificação especial, conforme pode ser observado na Tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Condições de tratamento térmico pós soldagem e designação das amostras.

Condições de Tratamento Térmico Pós Soldagem			
Consumível	**Corrente (A)**	**Tempo de Tratamento Térmico (h)**	**Designação da amostra**
Tipo			
Inconel 718	70	Sem tratamento térmico	INC 70A STT
		Com tratamento térmico de 4 horas	INC 70A TT 4h
		Com tratamento térmico de 8 horas	INC 70A TT 8h
		Com tratamento térmico de 12 horas	INC 70A TT 12h
	90	Sem tratamento térmico	INC 90A STT
		Com tratamento térmico de 4 horas	INC 90A TT 4h
		Com tratamento térmico de 8 horas	INC 90A TT 8h
		Com tratamento térmico de 12 horas	INC 90A TT 12h
	110	Sem tratamento térmico	INC 110A STT
		Com tratamento térmico de 8 horas	INC 110A TT 8h
		Com tratamento térmico de 12 horas	INC 110A TT 12h

Os parâmetros de soldagem, composição química dos depósitos e tratamentos térmicos (ou ciclo de aquecimento) a que os materiais estão submetidos influenciam nas características e condições finais dos depósitos. Desta forma, foram realizadas análises das características gerais dos depósitos, microestrutura, microdureza e composição química dos revestimentos nas condições como depositado e após submetidos aos ciclos de aquecimento descritos anteriormente; os resultados são mostrados a seguir.

IV.2 Análise em microscopia ótica e microdurezas dos depósitos de Inconel 718 sem tratamento térmico

As Figuras IV.1 até IV.3 mostram as microscopias ópticas com aumento de 12,5X, dos depósitos de Inconel 718 sem tratamento térmico, onde podem ser observadas as características gerais do cordão e ZTAs.

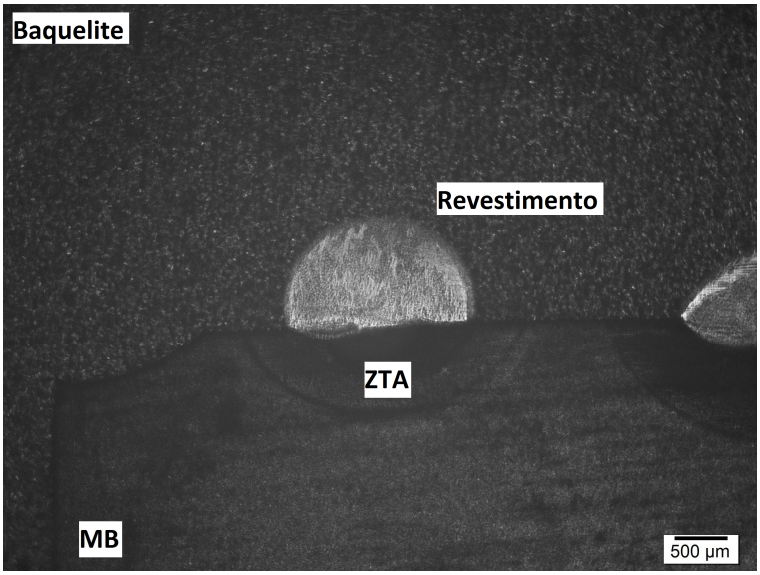


Figura IV.1 – Micrografia do deposito INC70A STT, aumento de 12,5X.

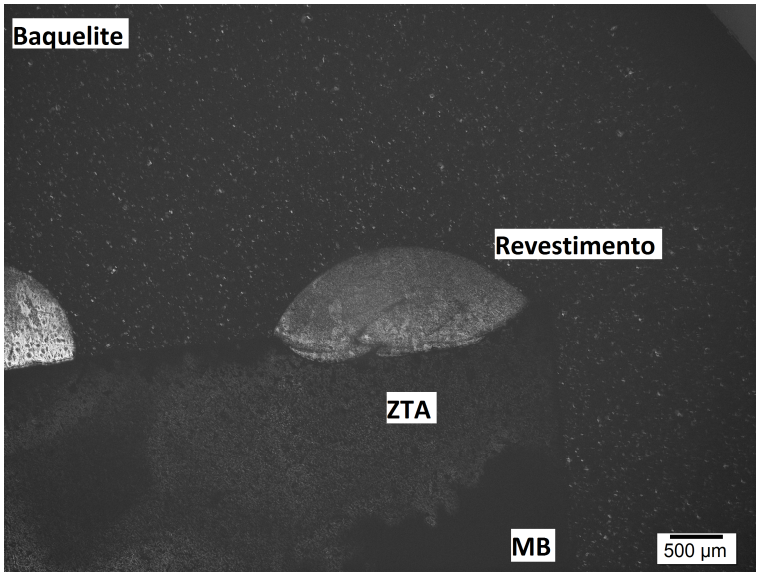


Figura IV.2 – Micrografia do deposito INC90A STT, aumento de 12,5X.

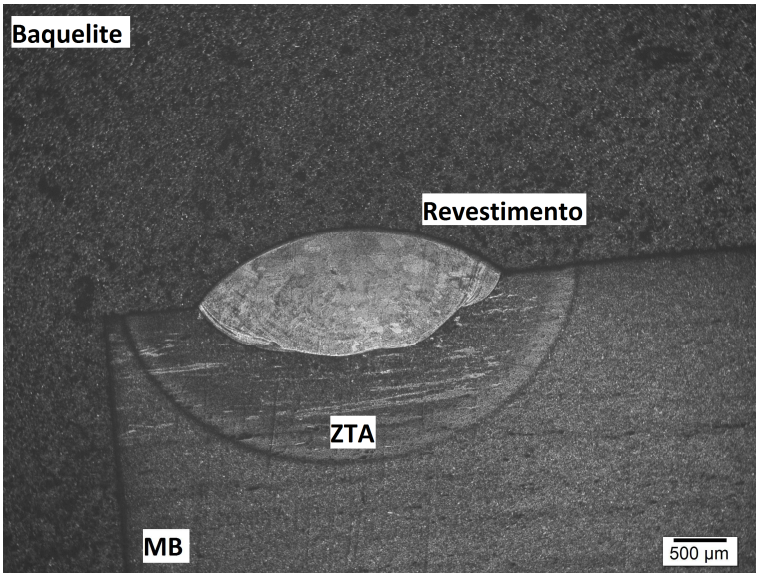


Figura IV.3 –Micrografia do deposito INC110A STT, aumento de 12,5X.

As Figuras IV.4 e IV.5 mostram as microscopias do deposito INC70A STT com aumento de 50X e 500X, respectivamente. Pode ser observada uma interface bem definida, sem defeitos, entre o revestimento e o metal de base. Visualmente, pode ser constatada a presença de morfologias típicas de ZPDs tipo praia e península, porém, pouca quantidade, e que ainda devem ser avaliadas quanto à sua microdureza.

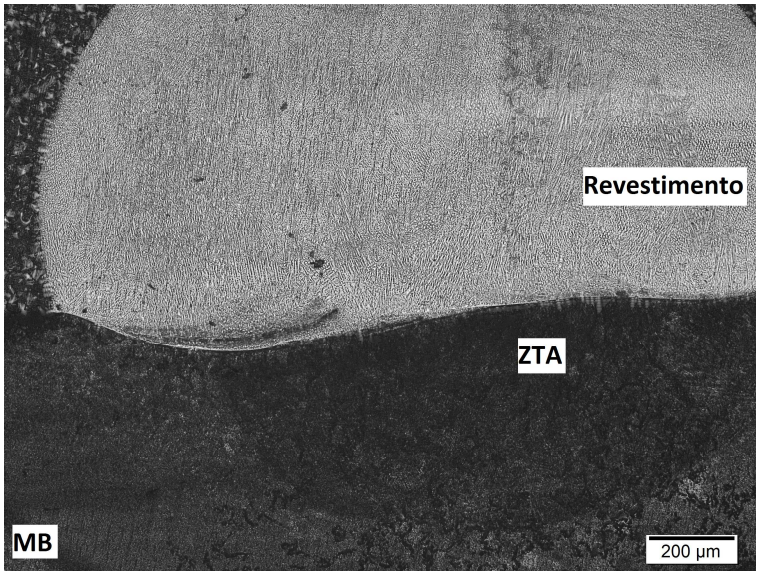


Figura IV.4 – Microscopia óptica do deposito INC70A STT, aumento de 50X.

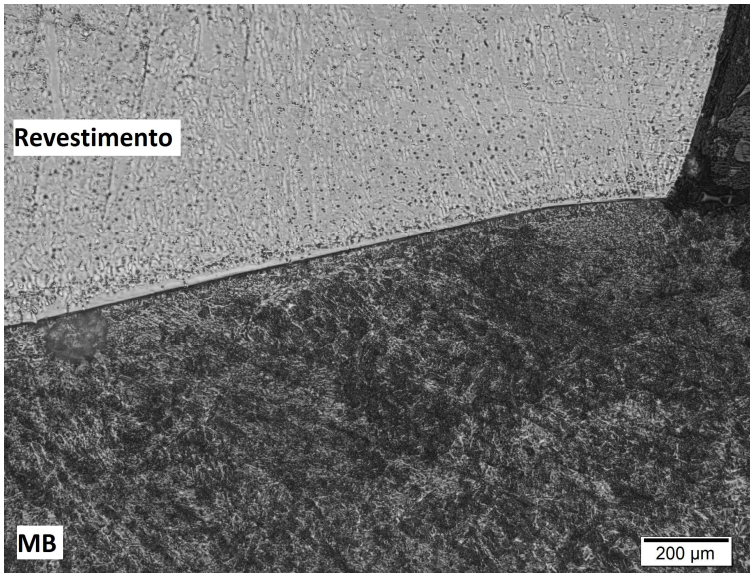


Figura IV.5 - Microscopia óptica do deposito INC70A STT, aumento de 500X.

As Figuras IV.6 e IV.7 mostram as microscopias do deposito INC90A STT com aumento de 50X e 500X, respectivamente. Foi constatado, visualmente, um aumento na quantidade de morfologias típicas de ZPDs em relação ao deposito anterior, em boa parte do deposito, com presença maior na raiz.

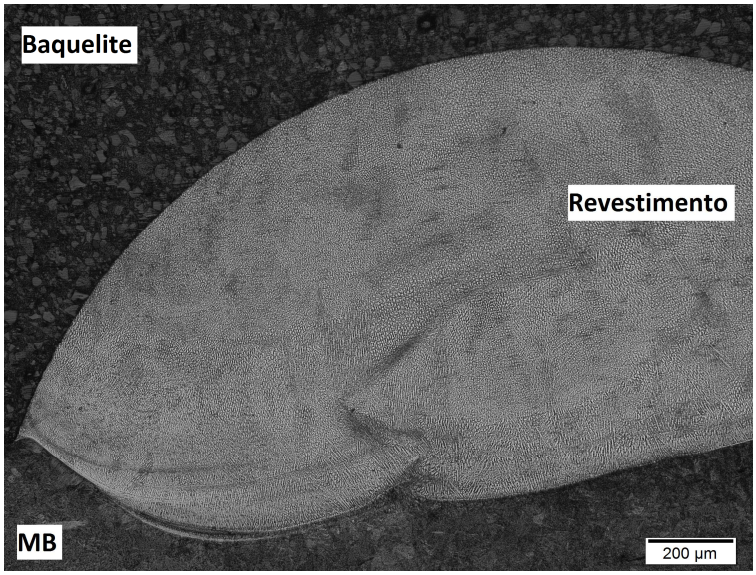


Figura IV.6 – Microscopia optica do deposito INC90A STT, aumento de 50X.

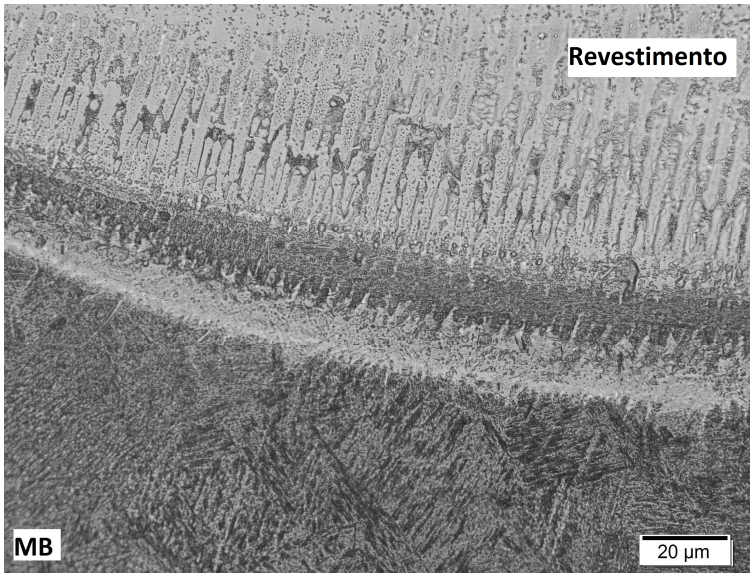


Figura IV.7 – Microscopia optica do deposito INC90A STT, aumento de 500X.

Neste deposito, foi verificada ainda uma possível zona descarbonetada muito fina, entre o revestimento e o metal de base.

A maior quantidade de calor gerada por este ciclo de deposição, em relação ao depósito feito com 70A, proporcionou a penetração do deposito liquido nos contornos de grão do metal de base (*fingers)* que geralmente ocorrem quando o metal de base entra na região austenítica (durante o ciclo de aquecimento na soldagem), e seus contornos são preenchidos com o deposito (BEAUGRAND et al, 2009), conforme pode ser observado na Figura IV.8.

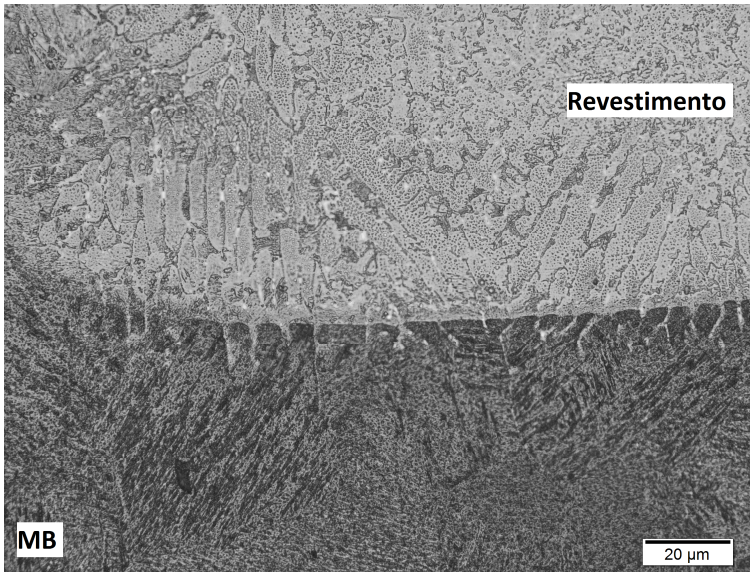


Figura IV.8 - Microscopia óptica do deposito INC90A STT, mostrando *fingers*. Aumento de 500X.

As Figuras IV.9 e IV.10 mostram as microscopias do deposito INC110A STT com aumento de 50X e 500X, respectivamente. Pode ser observada visualmente uma maior quantidade de morfologias típicas de ZPDs, em relação aos depósitos anteriores, além dos mesmos *fingers* presentes na amostra INC90A STT, porem em maior quantidade.

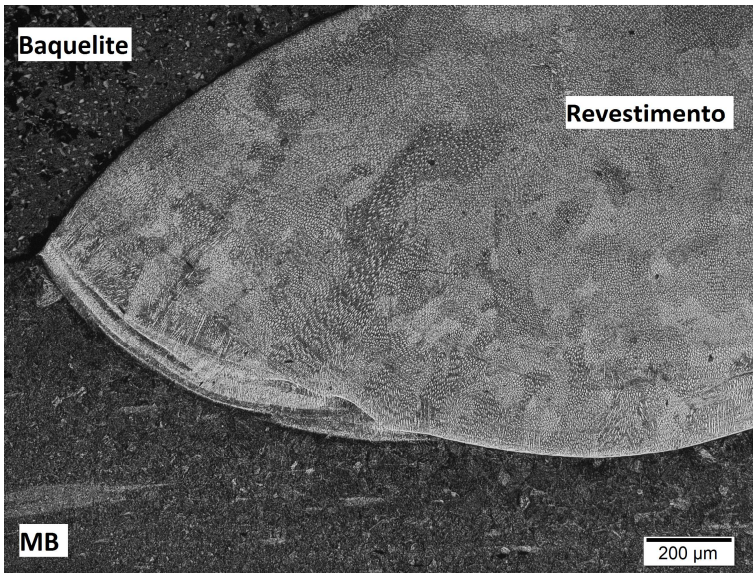


Figura IV.9 - Microscopia óptica do deposito INC110A STT, aumento de 50X.

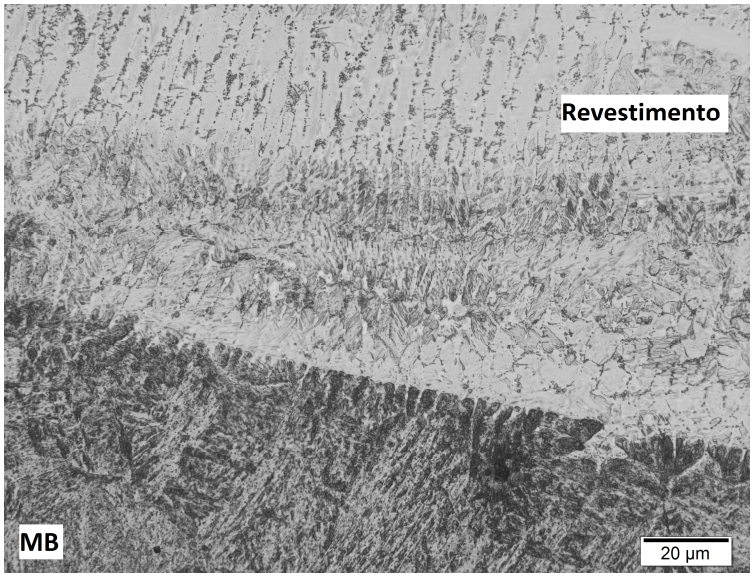


Figura IV.10 - Microscopia optica do deposito INC110A STT, mostrando morfologia típica de ZPD e *fingers*. Aumento de 500X.

A Tabela IV.2 mostra as medidas de diluição, largura, reforço, extensão da ZTA e penetração dos depósitos, que também estão mostrados em forma gráfica, para fins de comparação, nas Figuras IV.11 e IV.12. As medidas foram obtidas no programa Image Pro Plus.

Tabela IV.2 – Medidas de diluição, largura, reforço extensão da ZTA e penetração dos depósitos.

Amostra/ Medida	INC70A STT	INC90A STT	INC110A STT
Diluição (%)	5,46	35,7	53
Largura (µm)	1700	2421	2903
Reforço (µm)	973	622	512
Extensão ZTA (µm)	608	778	909
Penetração (µm)	187	566	600
Energia de soldagem (kJ/cm)	0,154	0,218	0,35

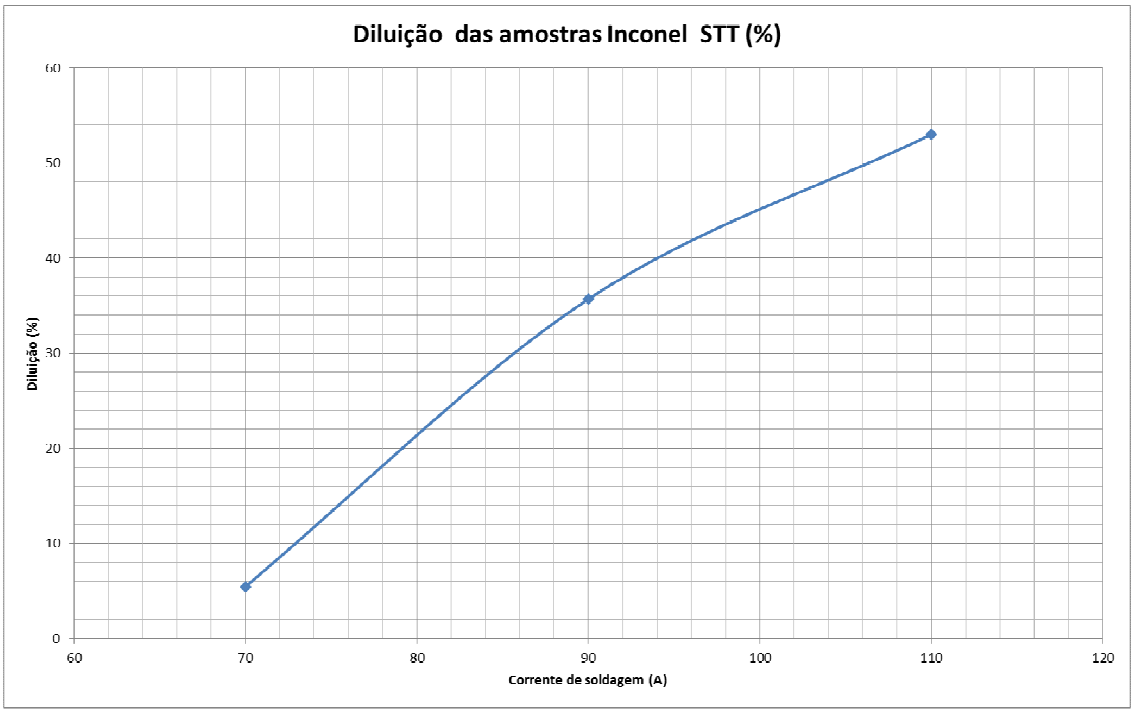


Figura IV.11 – Diluição dos depósitos de Inconel 718 STT, em função das correntes de soldagem.

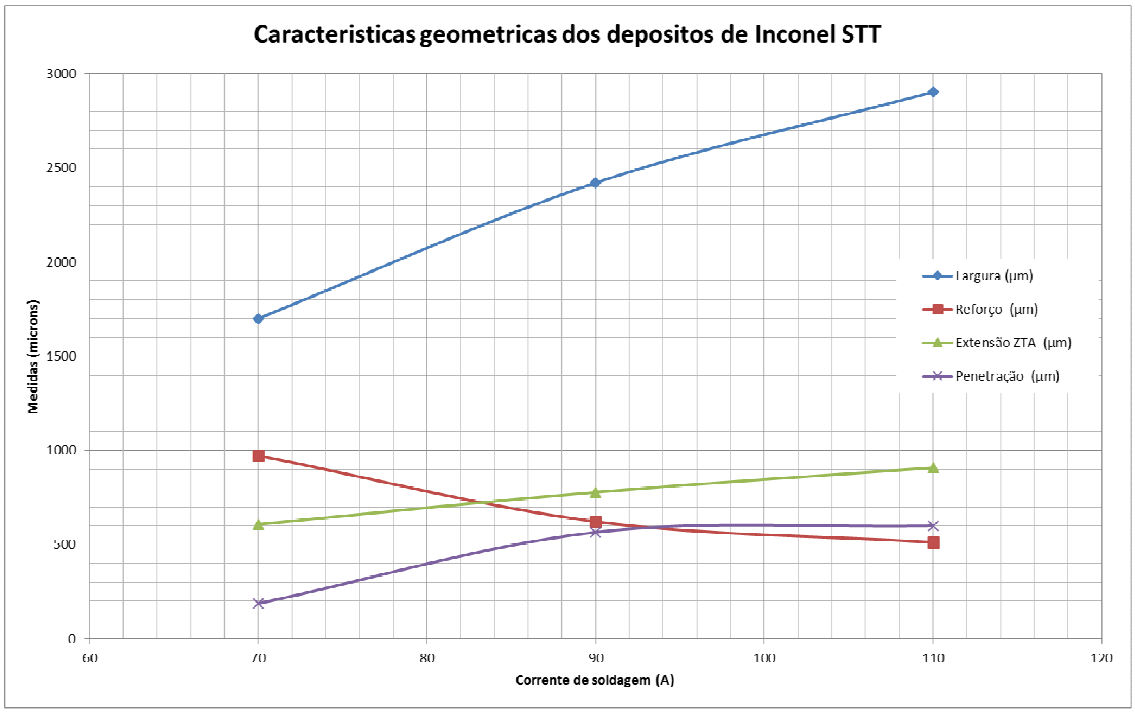


Figura IV.12 – Largura, reforço, extensão da ZTA e penetração dos depósitos de Inconel 718 STT, em função das correntes de soldagem.

Pode ser observado que os cordões depositados com maior intensidade de corrente apresentam-se mais largos e com maior penetração, fato que está atribuído ao maior aporte térmico. Da mesma maneira, a diluição também é diretamente afetada, pois com maior quantidade de energia envolvida no processo, maior a quantidade de metal de base fundida e maior a mistura entre substrato e revestimento. Estes resultados estão coerentes com a literatura (DIAS, 2011; KEJELIN et al 2006; MODENESI, P. e MARQUES, P.V., 2006; KOU 2003).

Os valores de diluição estão coerentes com trabalhos anteriores (OLIVEIRA, 2011), onde pode-se observar que para a corrente de 70 A apresentou valor muito baixo em comparação com as outras correntes utilizadas, e que possivelmente não há garantia de ligação metalúrgica que seja compatível com a aplicação de quaisquer esforços mecânicos, mesmo que de pequena magnitude.

Outros parâmetros que também são importantes de serem observados são a dureza e extensão da ZTA, pois nesta podem se formar estruturas que fragilizam e prejudicam o desempenho de uma junta soldada ou deposito.

Um aumento na corrente de deposição resulta em maior aporte térmico aplicado sobre o metal de base, que aumenta a extensão da ZTA, conforme pode ser observado na Tabela IV.2: uma consequência das ZTAs mais extensas é a formação de grãos mais grosseiros, com menor tenacidade; estes resultados são coerentes com a literatura (SILVA et al, 2010; WELDING HANDBOOK, 1998; KOU, 1993).

A aplicação de baixos aportes térmicos ocasionou um aumento nos valores de microdureza na ZTA, conforme pode ser observado na Tabela IV.3 e Figura IV.13. Este aumento na microdureza está relacionada a altas taxas de resfriamento impostas, e seus valores (acima de 400 HV) são coerentes com a formação de estruturas martensíticas (SILVA et al, 2010; KEJELIN et al, 2006; KOU, 2003, WELDING HANDBOOK, 1998).

Tabela IV.3 – Microdurezas médias no deposito, ZTA e MB dos depósitos de Inconel 718 STT.

Amostra/ Dureza (HV 0,1kgf)	**INC70A STT**	**INC90A STT**	**INC110A STT**
Inconel 718	250	220	220
ZTA GG	560	540	510
Metal de base	360	350	350

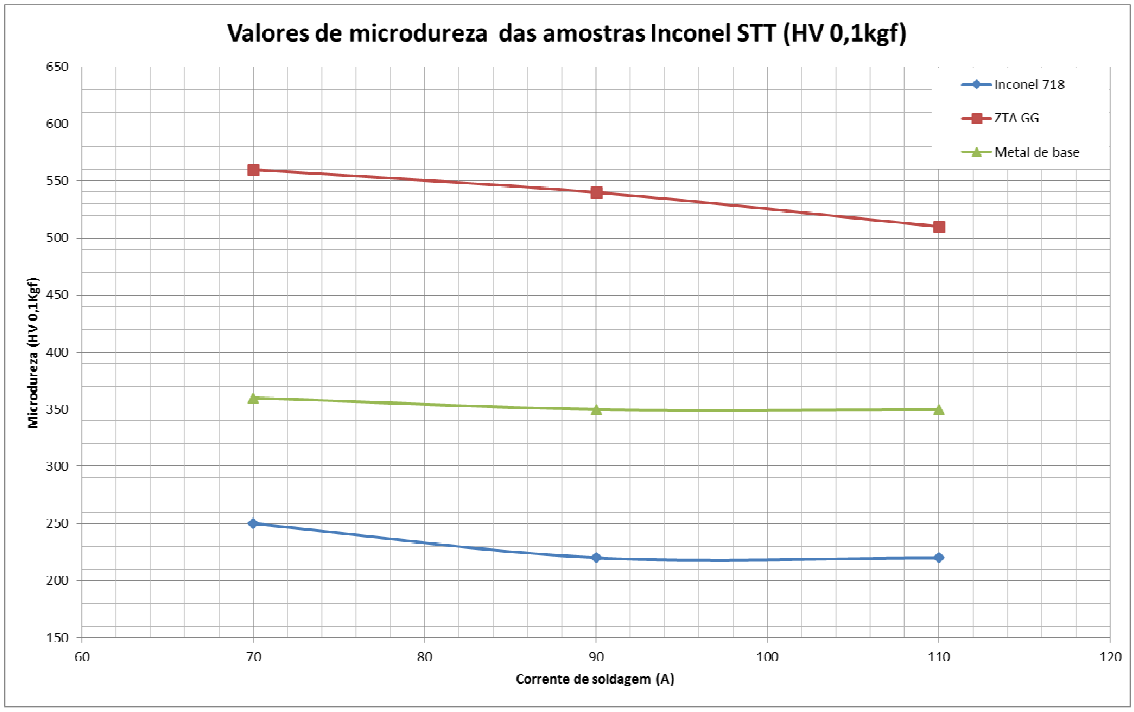


Figura IV.13 – Microdurezas médias no deposito, ZTA e MB dos depósitos de Inconel STT, em função da corrente de soldagem.

IV.3 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura e microdureza dos depósitos

IV.3.1 Análise dos depósitos sem tratamento térmico

IV.3.1.1 Análise da amostra INC70A STT

A análise da microestrutura dos revestimentos iniciou pela interface revestimento/metal de base ou substrato, onde foi possível observar os limites entre os dois materiais.

A amostra INC70A STT apresentou regiões com ZPDs tipo “praia” e “península”, com durezas próximas às do meio do revestimento, variando entre 210 e 270HV, constituída basicamente de precipitados interdendríticos, conforme pode ser observado na Figura IV.14, imagem feita no MEV. Nesta Figura, também pode ser constatada a presença de uma fina zona sem morfologia especifica, com crescimento planar, no qual não são observadas as presenças de contornos de grão ou interfaces entre células e dendritas, fazendo interface entre o deposito e o metal de base, e que está presente em boa parte da amostra, com espessuras variando entre 10 e 20µm.

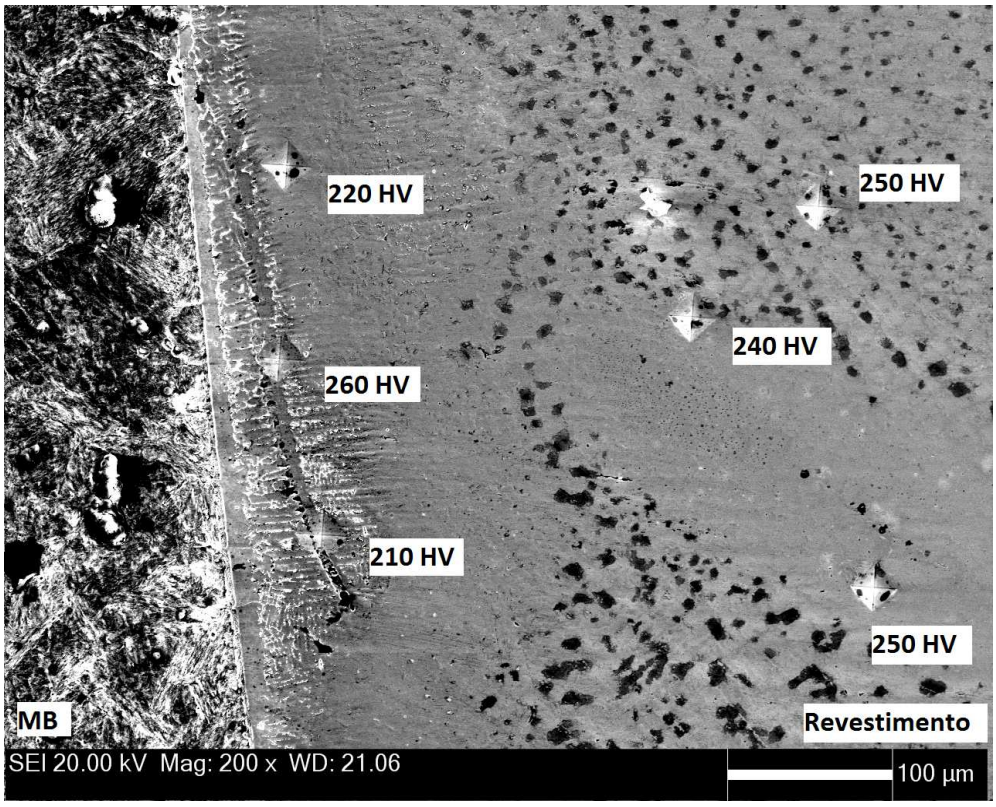


Figura IV.14 – Medições de microdureza ao longo da interface, mostrando ZPD tipo “praia” e “península”, com precipitados (amostra INC70A STT).

Ao longo de toda interface entre MB e o deposito pode ser observada a ocorrência de precipitados, na forma globular e de placas ou lamelas, como pode ser visto na Figura IV.15.

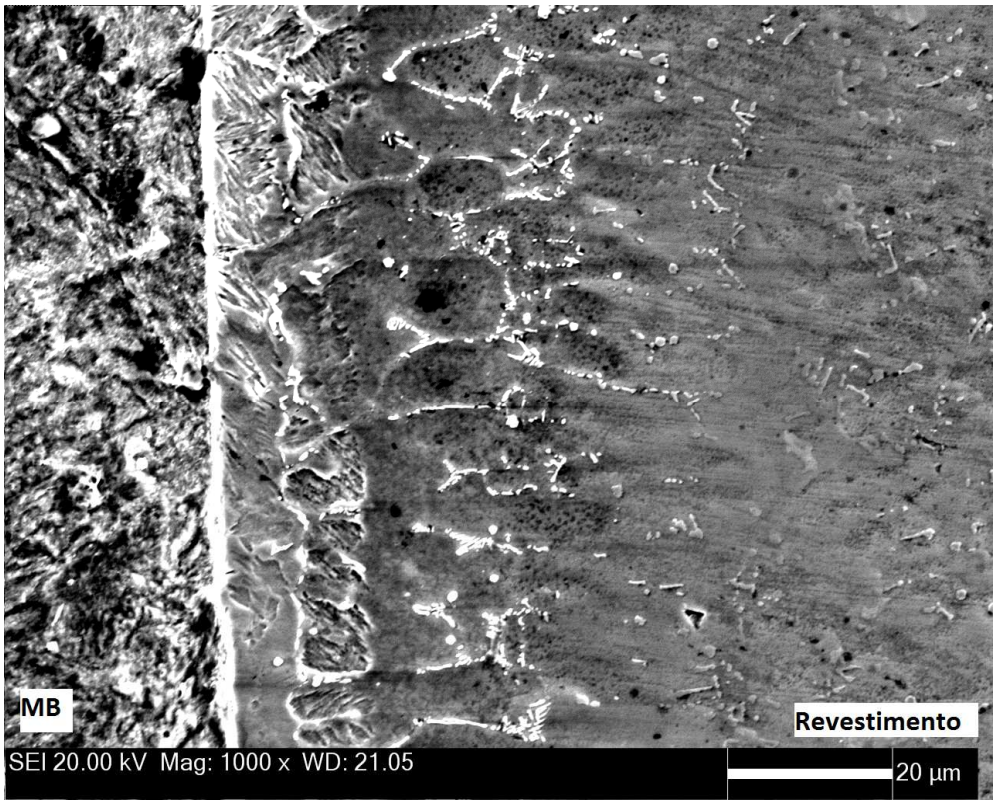


Figura IV.15 – Precipitados próximo à interface com o metal de base (amostra INC70A STT).

A Figura IV.16 apresenta a variação dos elementos de liga presentes ao longo de uma linha, na região da interface, por sob uma indentação de 270HV: pode ser visto que há uma gradação na composição química, ao longo de uma linha de aproximadamente 50µm, que apresentam uma composição intermediaria entre o MB e o deposito, conforme pode ser observado na variação dos elementos Fe, Ni, Cr, Nb e Mo. Esta variação ocorreu também em outros trabalhos encontrados na literatura, (DODGE et al, 2014; KEJELIN et al, 2006; SILVA, 2012) é é classificada como “rampa” (DODGE et al, 2014; KEJELIN et al, 2006).

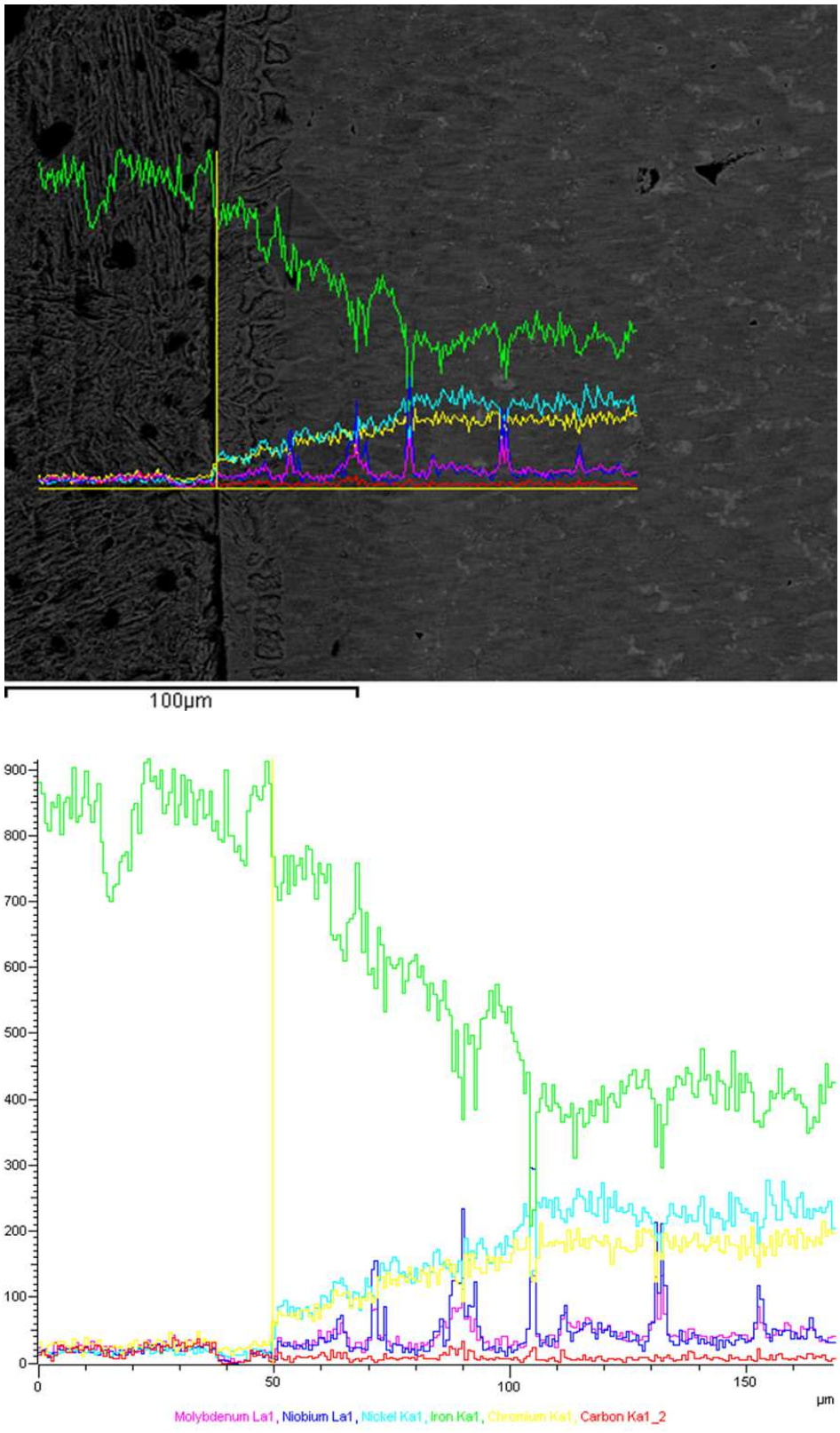
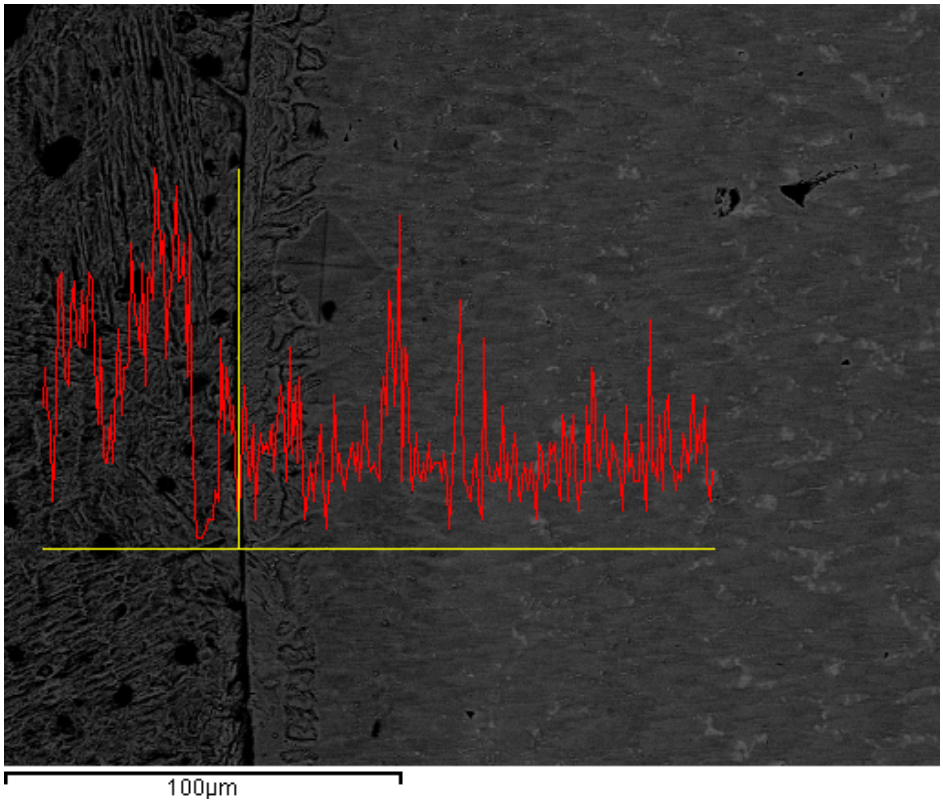


Figura IV.16 – Variação dos elementos de liga (ZPD tipo “rampa”) na interface, passando sob a indentação com microdureza 270HV (amostra INC70A STT).

É importante observar também a variação do elemento C, que está detalhada na Figura IV.17, realizada sob a mesma indentação de 270HV. Pode ser observada uma fina zona descarbonetada, que segundo a literatura (BJAALAND et al 2015; DODGE et al 2012; BEAGUGRAND et al, 2009) contribui para a formação de precipitados (carbetos) próximos à linha de fusão, conforme fora observado nas Figuras IV.14 e IV.15 anteriores. Outro problema decorrente da zona descarbonetada é a possibilidade desta apresentar menor resistência mecânica e tenacidade (DODGE et al, 2014)

A Figura IV.18 mostra uma análise por EDS realizado em um precipitado próximo à linha de fusão: pode ser observado pela variação dos elementos Mo, Nb e C e pela sua morfologia (globular) que este provavelmente é um carbeto, formado a partir do C oriundo do MB, que se difundiu para a interface: de fato, é relatado (DODGE et al, 2014; BEAUGRAND et al, 2009) que esta região apresenta intensa precipitação de carbetos de Mo e Nb.



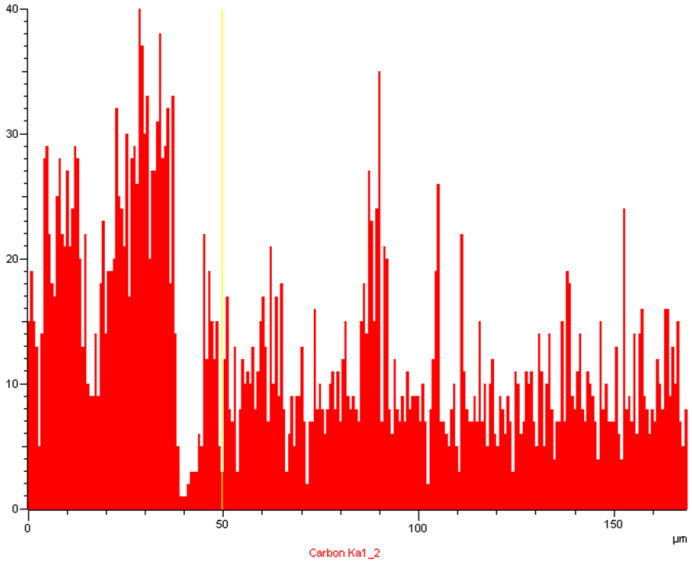


Figura IV.17 – Variação do elemento C na interface, passando sob a indentação com microdureza 270HV (amostra INC70A STT).

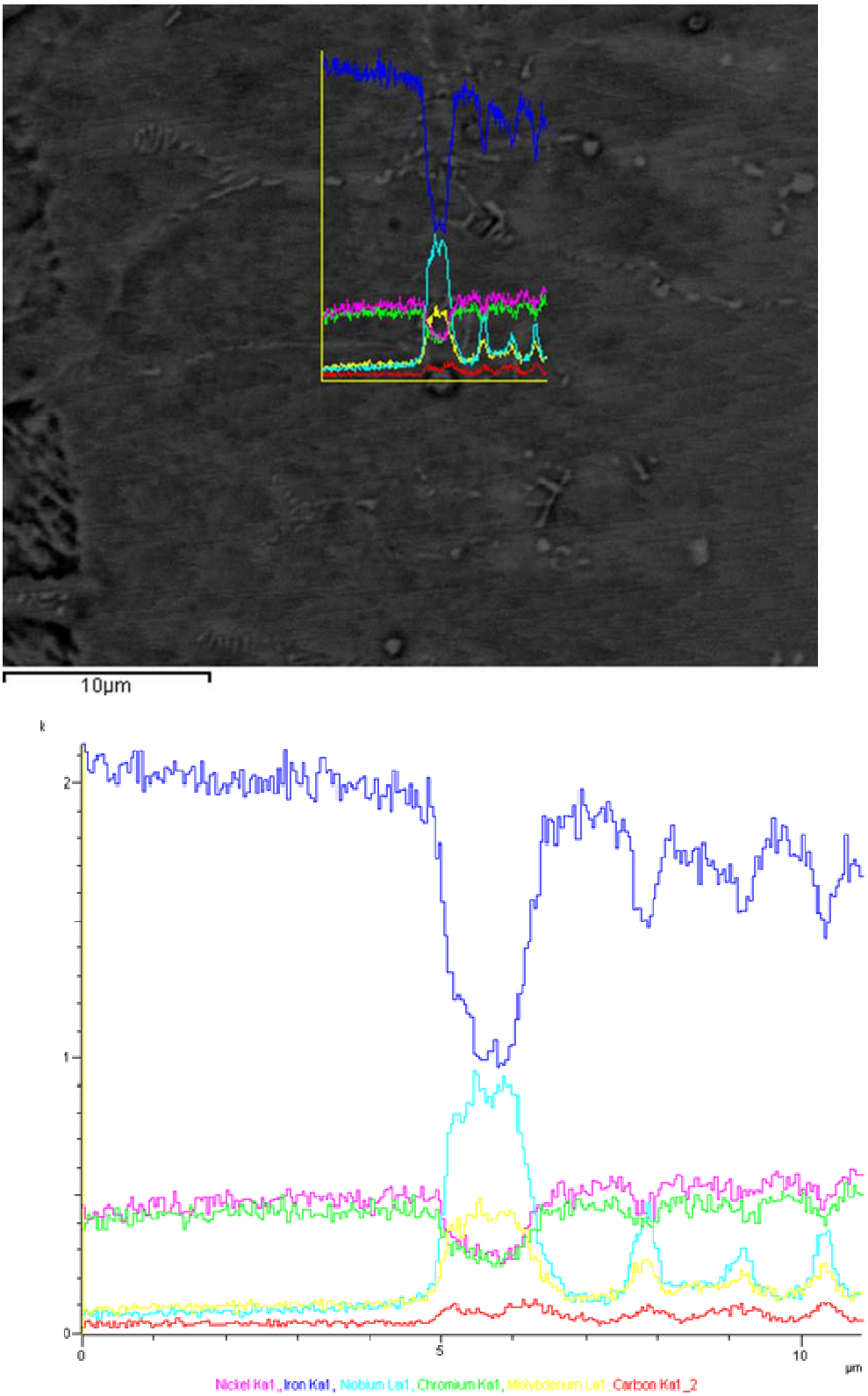


Figura IV.18 – Variação dos elementos de liga em precipitado – carbeto (amostra INC70A STT).

A Figura IV.19 mostra os precipitados no meio do revestimento.

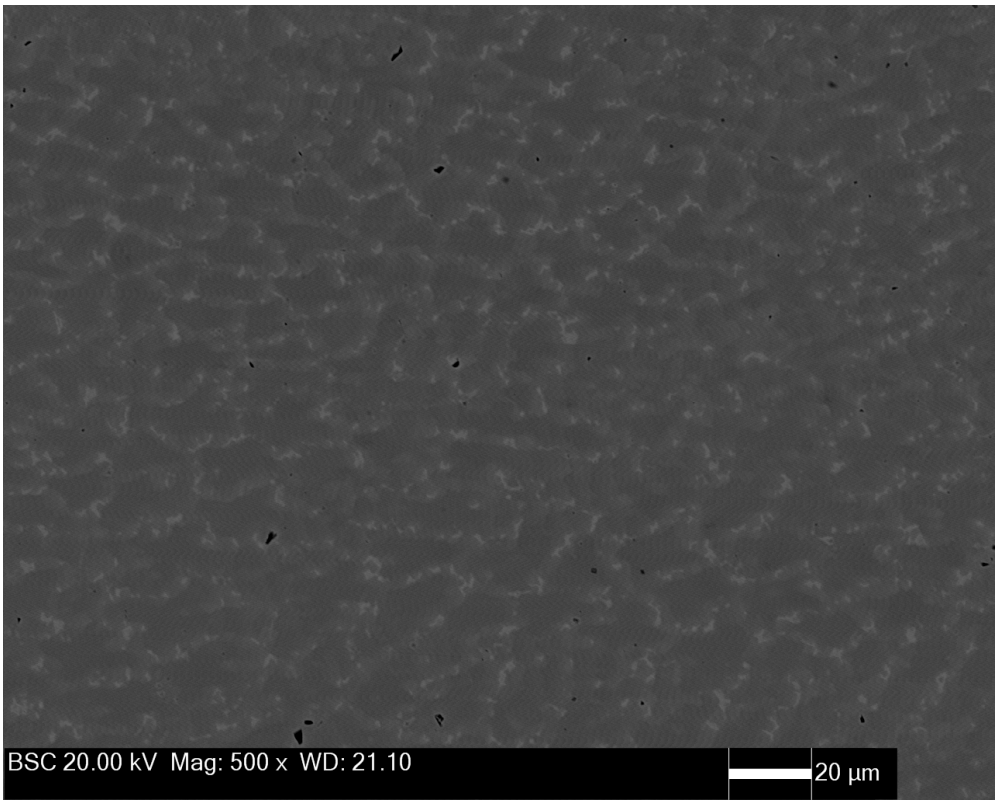


Figura IV.19 – Precipitados no meio do revestimento (amostra INC70A STT).

As Figuras IV.20a, 20b e 20c mostram, com maior aumento, um dos precipitados no meio do revestimento: pela análise de sua morfologia (BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M, 2012, KUO et al, 2008; AZADIAN et al, 2004; SLAMA, C.; ABDELLAOUI, 1999) e pela característica de sua composição química (variação em relação à matriz) (SILVA, 2012; SCHIRRA et al, 1991; GORDINE, 1970), mostrando aumento nos teores de Nb, e Mo, e diminuição de Cr e Fe, indica-se que possivelmente esta é a fase Laves.

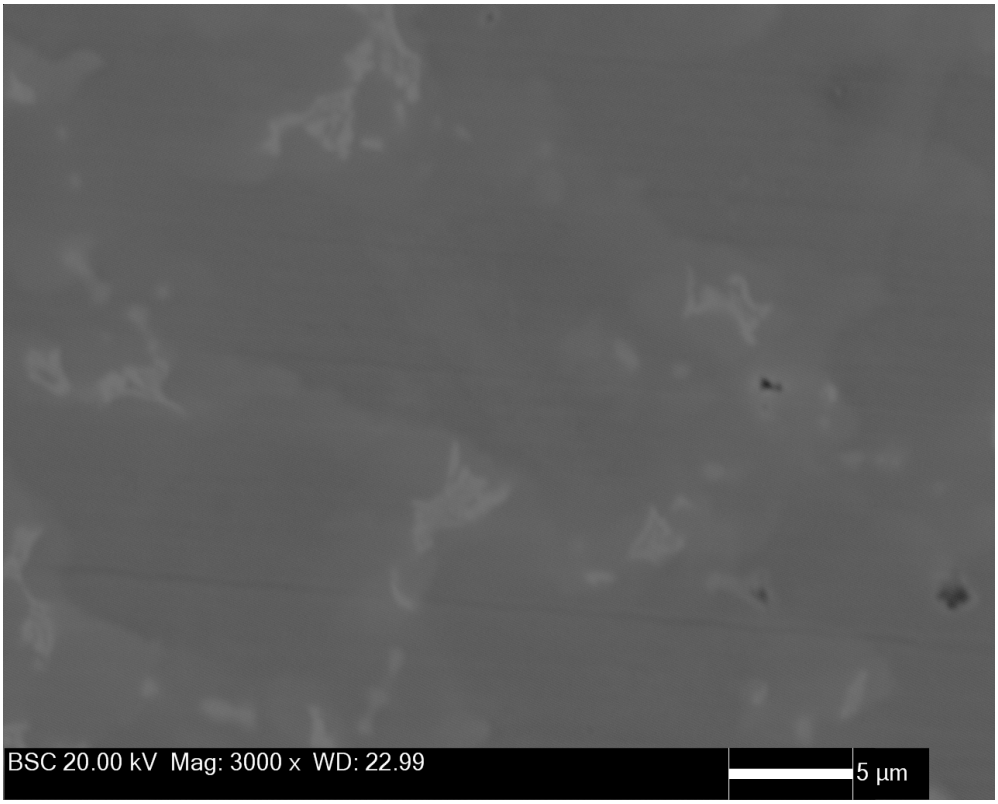


Figura IV.20a– Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC70A STT).

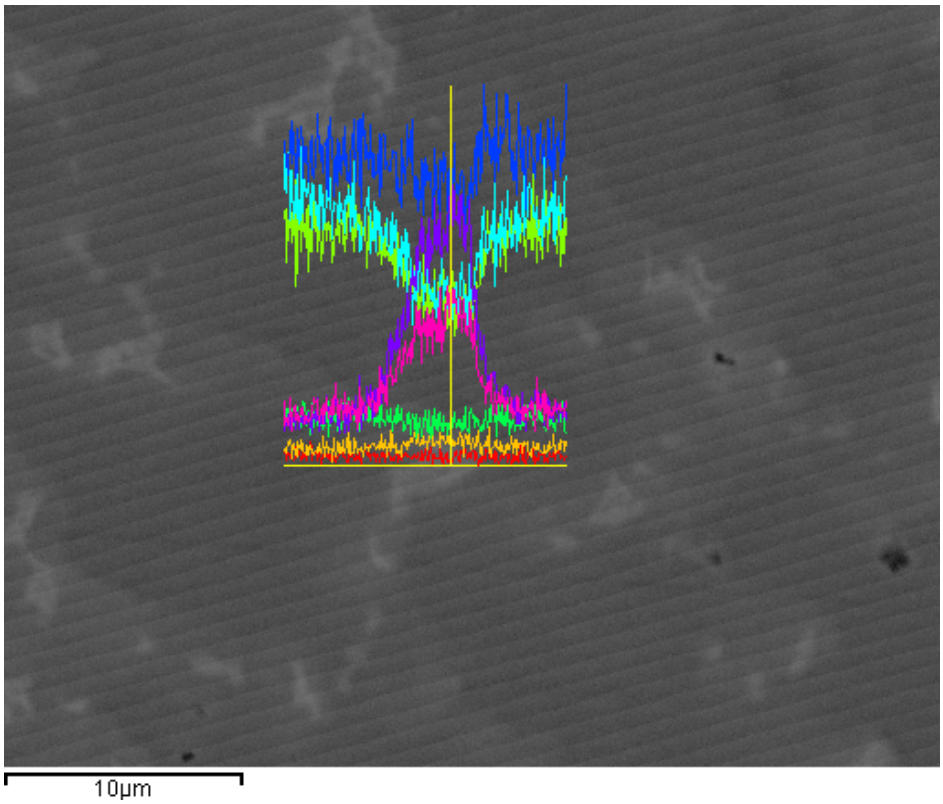


Figura IV.20b– Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC70A STT).

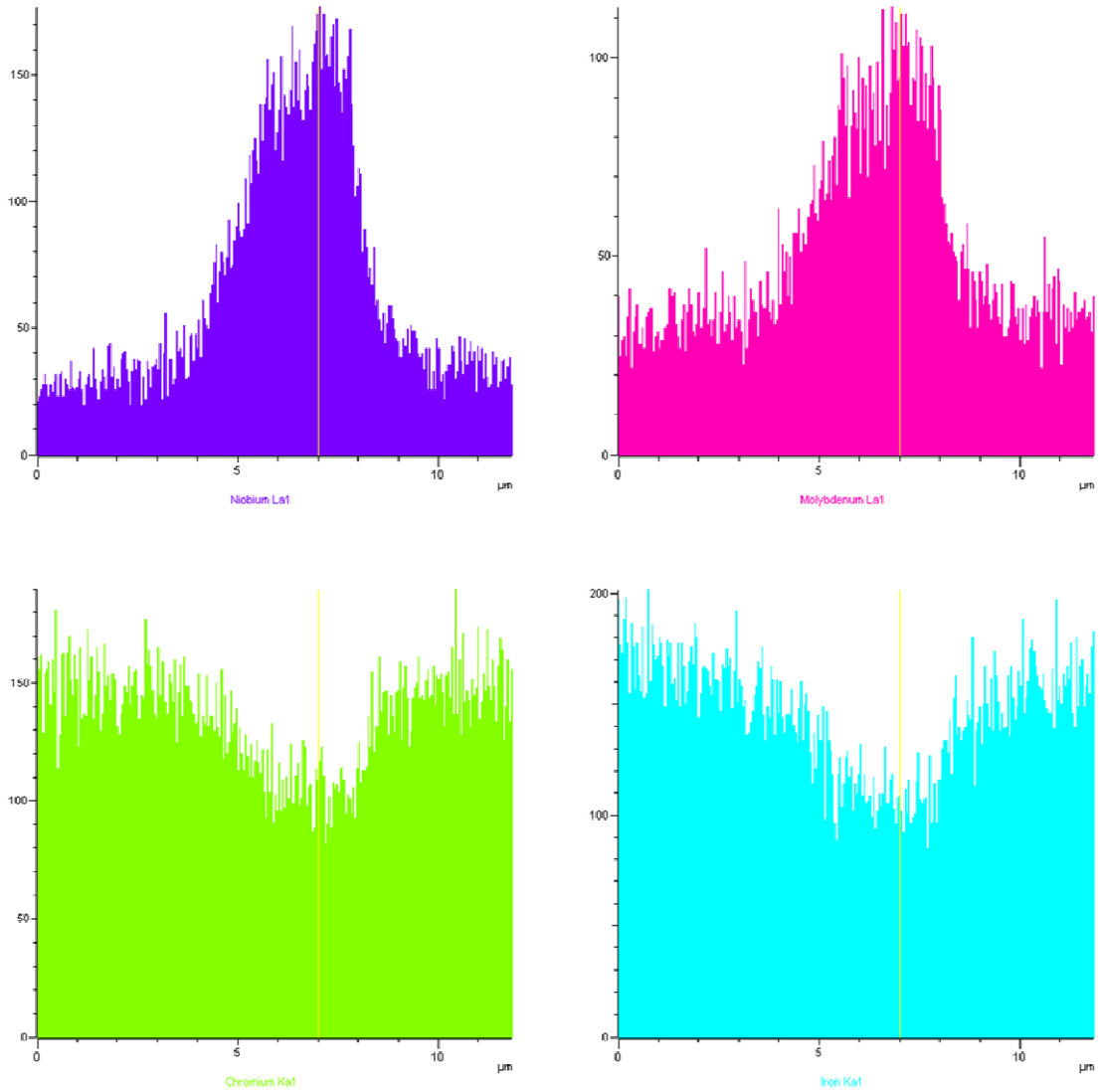


Figura IV.20c– Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC70A STT).

IV.3.1.2 Análise da amostra INC90A STT

A amostra INC90A STT apresentou ZPDs com durezas acima de 500HV: a partir deste resultado, aliado às microestruturas observadas no MEV, podemos verificar que houve formação de martensita nestas zonas. A presença desta microestrutura pode facilitar o aparecimento e progressão de trincas (FU, A.Q et al, 2016; BJAALAND et al, 2015; YANG et al, 2015), e é resultado da incorporação de quantidades muito pequenas de elementos de liga como Cr, Mo e Ni, elevando a temperabilidade e proporcionando a transformação martensítica (SILVA, 2012; KEJELIN et al, 2006). Algumas das ZPDs encontradas podem ser observadas nas Figuras IV.21, IV.22 e IV.23.

A Figura IV.21 mostra também uma indentação com microdureza 260HV, caracterizada por precipitados, que tipicamente apresentaram microdurezas menores que a martensita.

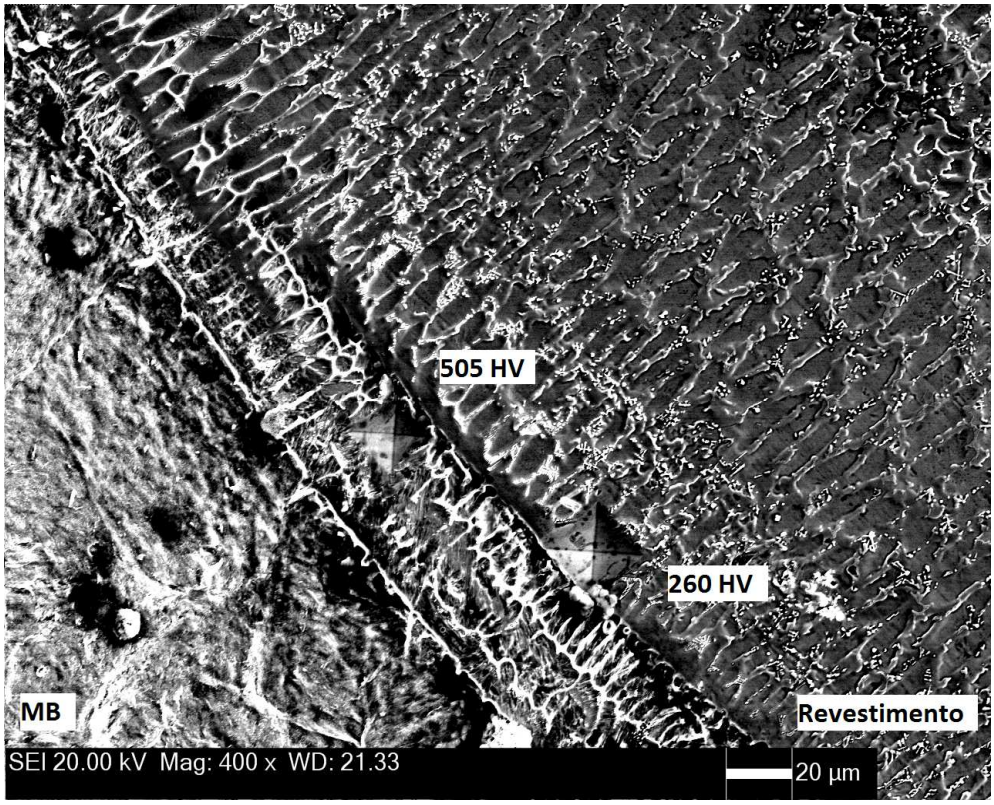


Figura IV.21 – Microdureza na ZPD (alta) típica de estrutura martensítica, seguida de queda na microdureza, referente a precipitados (amostra INC90A STT).

A Figura IV.22 mostra 3 indentações, duas com valores de 430HV, sendo uma na ZTA e outra na ZPD, distanciadas de aproximadamente 60µm, de microestrutura martensítica; a terceira, mais afastada da interface, distanciada da indentação anterior em 100µm, com valor de 190HV, típica de revestimento. Assim, observa-se uma grande variação de microdureza em uma pequena distância na amostra.

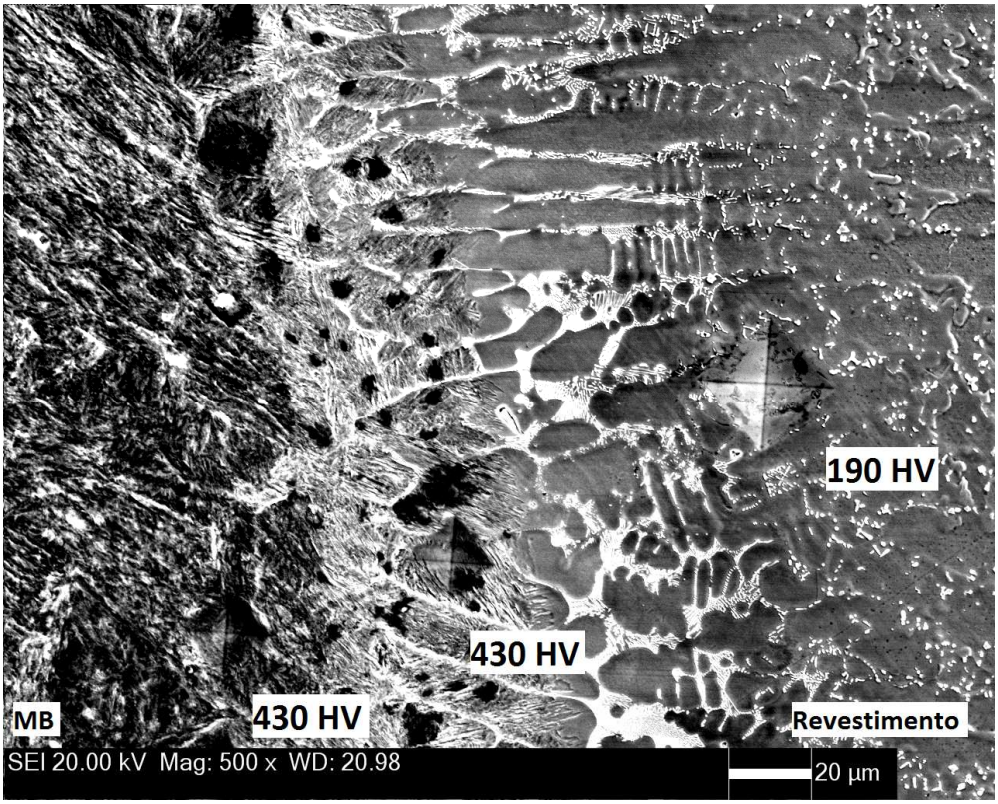


Figura IV.22 – Indentações mostrando microestruturas martensíticas, de alta dureza, seguidas de outra indentação no revestimento (amostra INC90A STT).

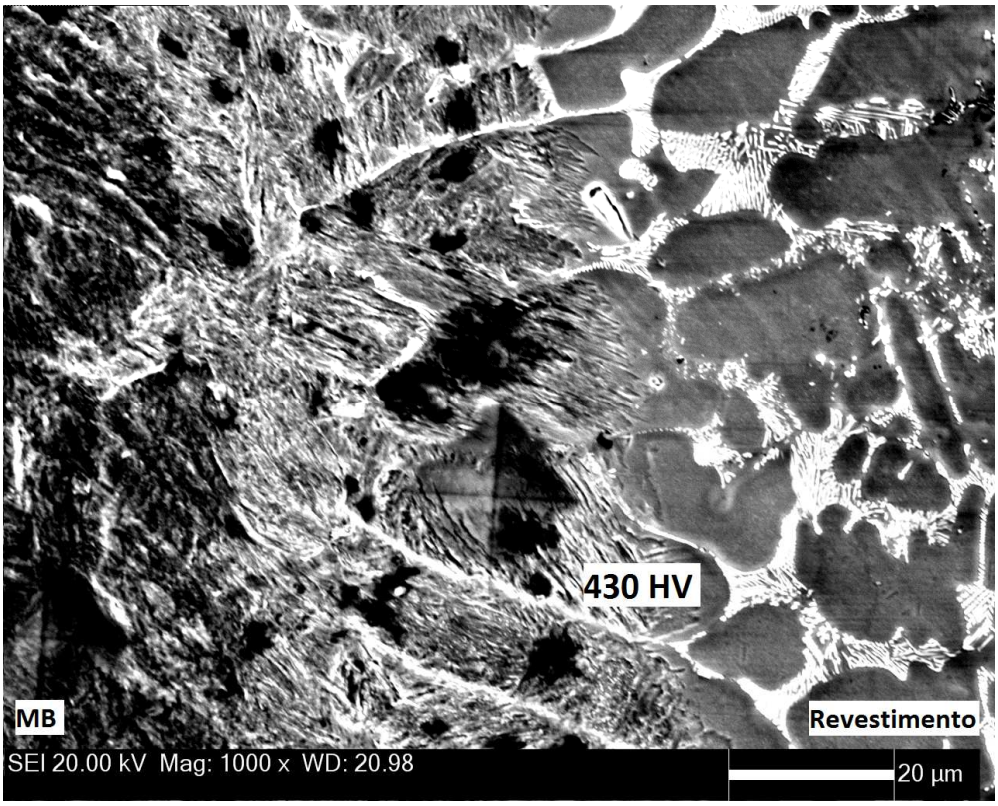


Figura IV.23 – Maior aumento na região martensítica (amostra INC90A STT).

A Figura IV.24 mostra o espectro por EDS da indentação que apresentou microdureza 505HV.

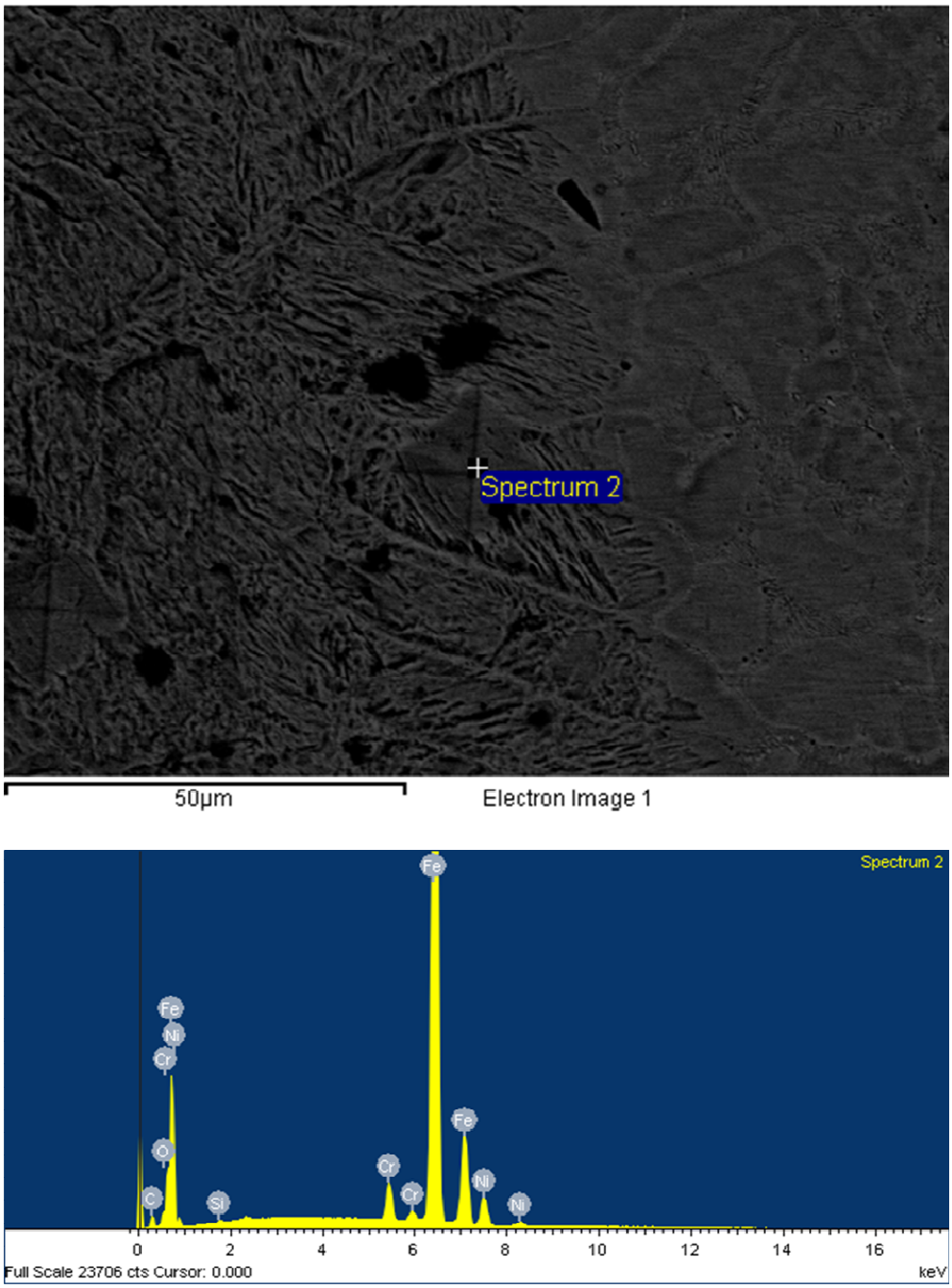


Figura IV.24 -

Figura IV.24 - Espectro de EDS na indentação com microdureza 505HV (amostra INC90A STT).

As Figuras IV.25 e IV.26 mostram a formação de precipitados próximos às interfaces, que ocorreu em maior quantidade que no depósito anterior (INC70A STT). Também pode ser observada uma estreita zona de crescimento planar, que ocorreu em algumas regiões do deposito, com espessuras entre 5 e 10µm.

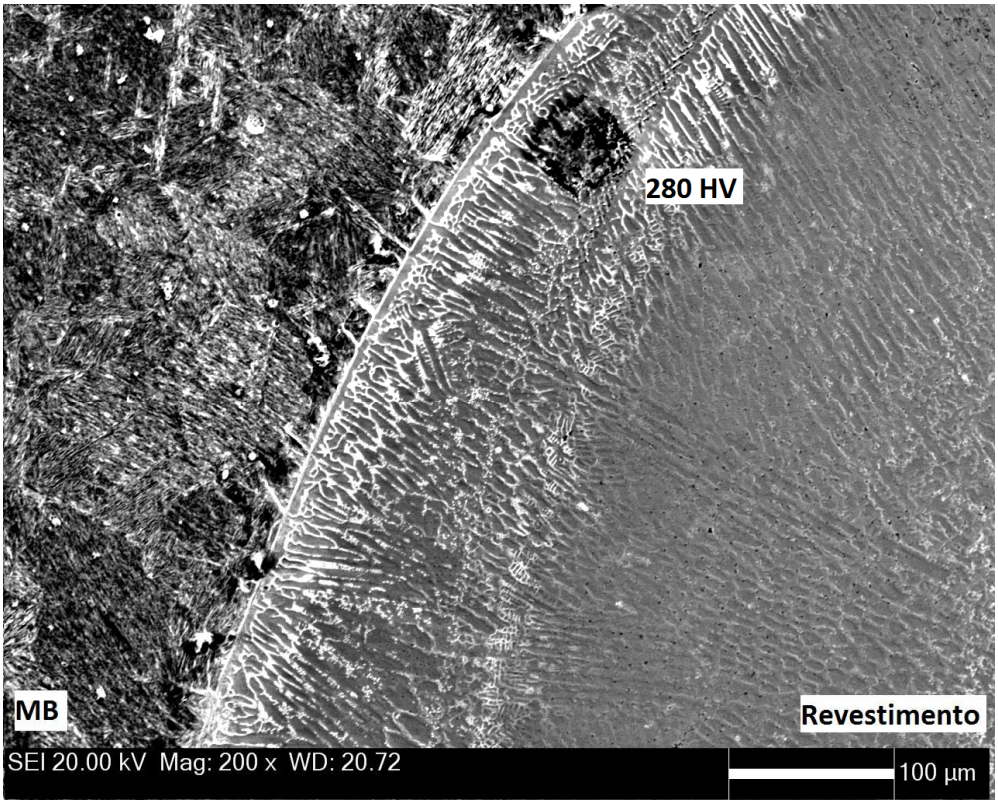


Figura IV.25 – Precipitados próximos à interface e zona sem morfologia especifica (amostra INC90A STT).

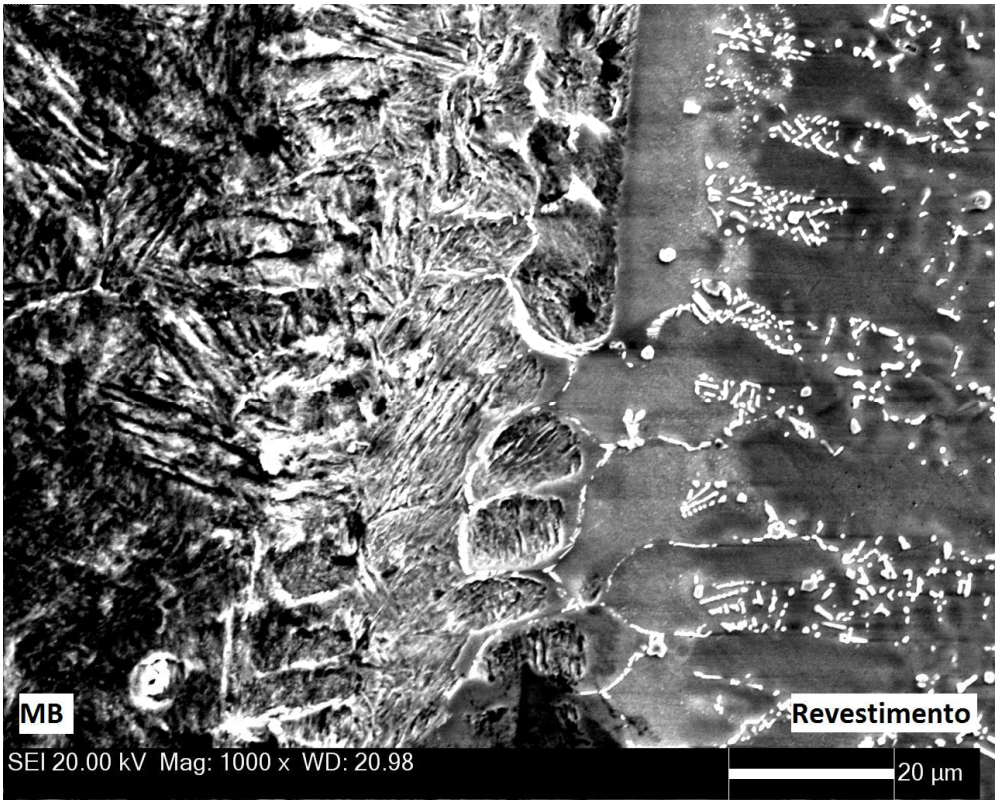
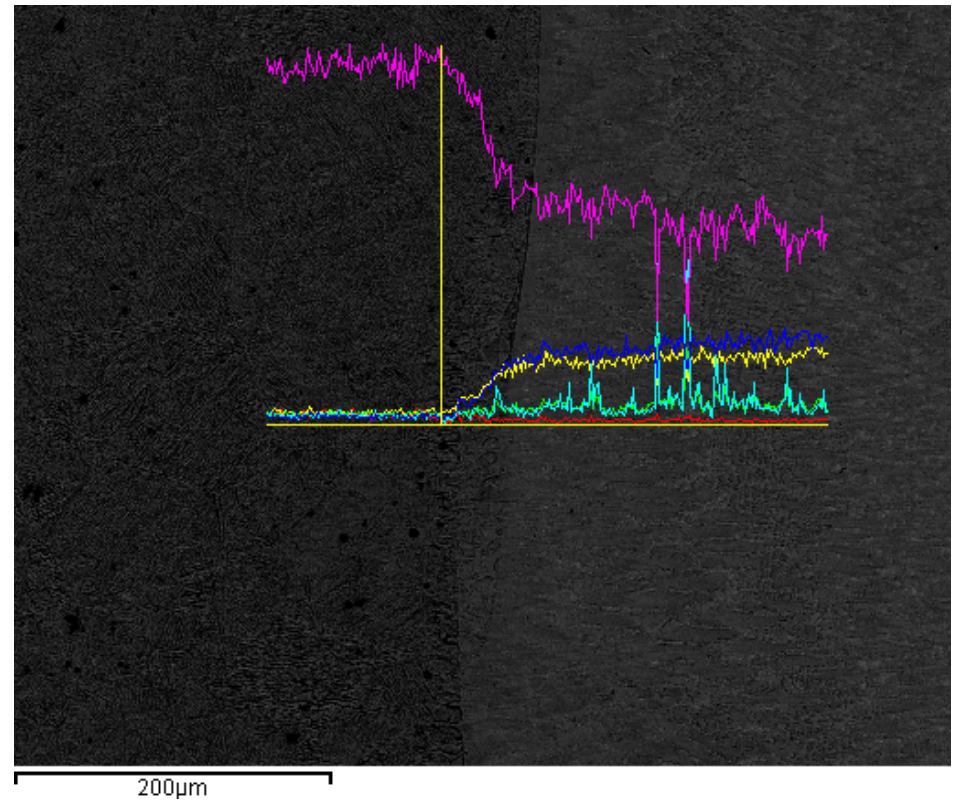


Figura IV.26 – Precipitados próximos à interface e zona sem morfologia especifica – maior aumento (amostra INC90A STT).

A Figura IV.27 mostra a variação dos elementos de liga na interface (tipo “rampa”) apresentando resultado semelhante ao deposito anterior (INC70A STT). Não foi encontrada uma zona descarbonetada tão claramente identificável quanto no deposito anterior.



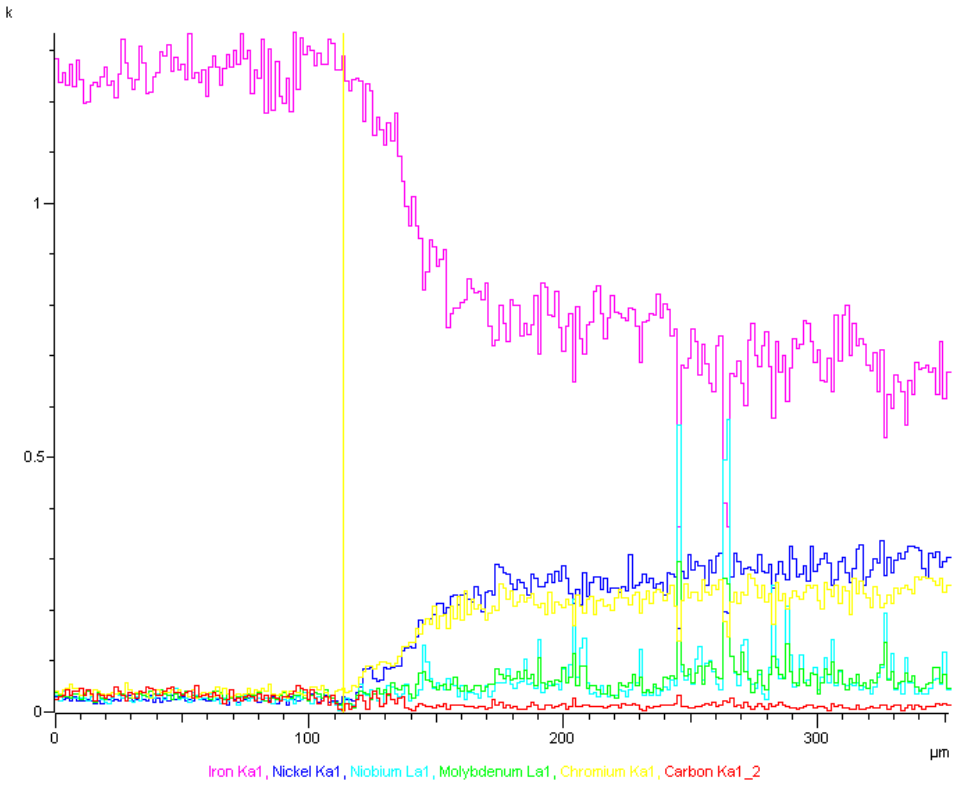


Figura IV.27 - Variação dos elementos de liga (ZPD tipo “rampa”) na interface (amostra INC90A STT).

A Figura IV.28 mostra os precipitados no meio do revestimento. Na avaliação deste, pode ser observado aumento na quantidade de precipitados em relação ao deposito anterior (INC70A STT).

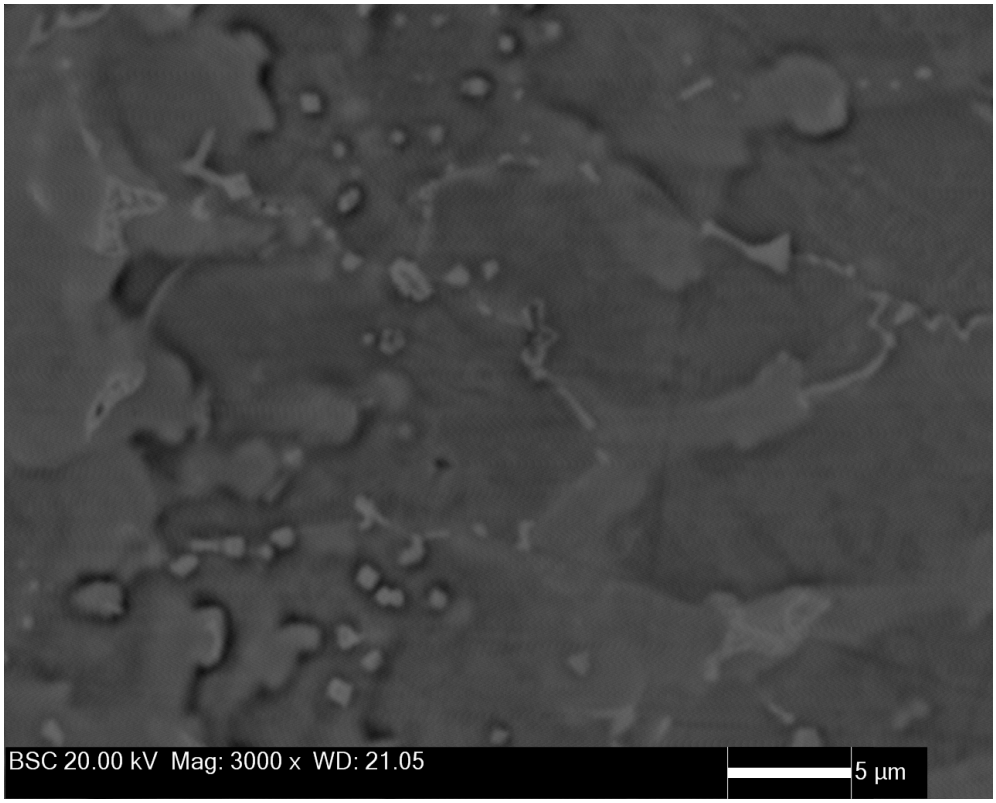


Figura IV.28 - Precipitados no centro do revestimento (amostra INC90A STT).

As Figuras IV.29a e IV.29b mostram com maior aumento um dos precipitados no meio do revestimento: da mesma maneira que na análise anterior, pela sua morfologia e pela característica de sua composição química (variação em relação à matriz), mostrando aumento nos teores de Nb, e Mo, e diminuição de Cr e Fe, indica-se que possivelmente esta também é a fase Laves.

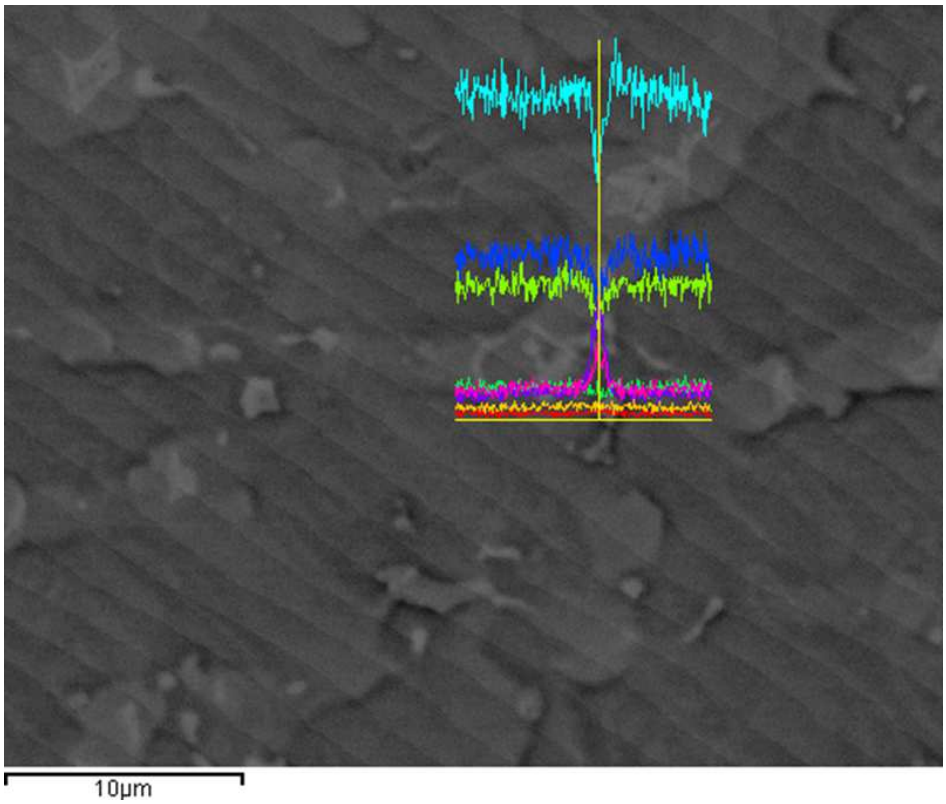


Figura IV.29a - Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC90A STT).

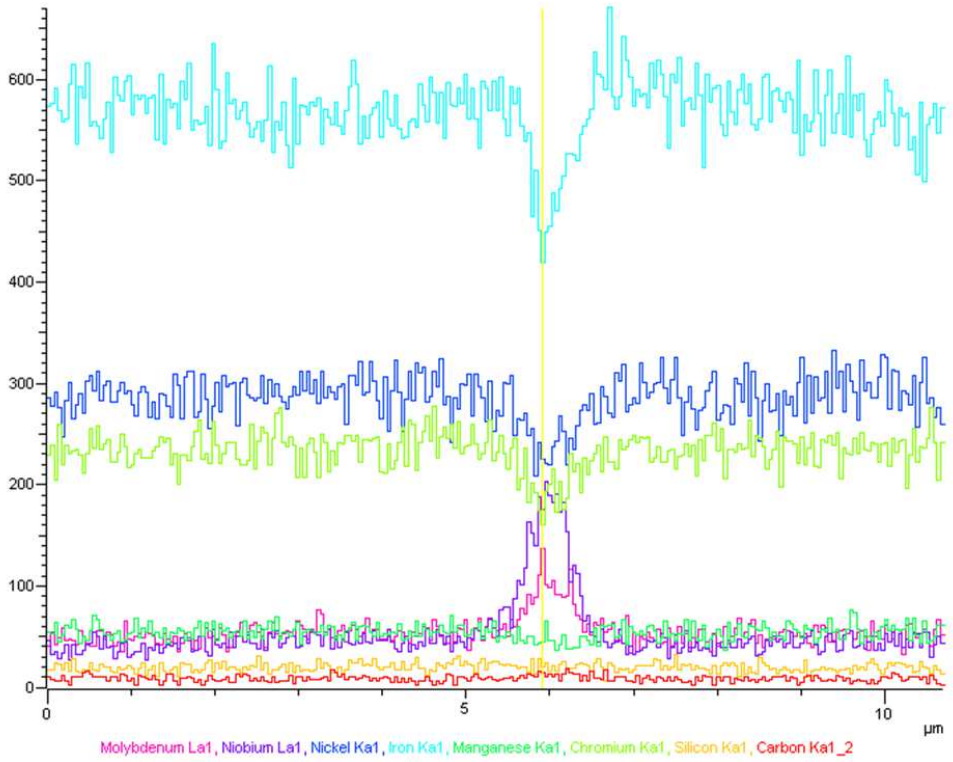


Figura IV.29b - Variação dos elementos de liga em precipitado, indicativo de fase Laves (amostra INC90A STT).

IV.3.1.3 Análise da amostra INC110A STT

A amostra INC110A STT apresentou maior quantidade de ZPDs, e com durezas superiores à amostra INC90A STT, chegando à 540HV, também formadas por microestruturas martensíticas, conforme pode ser observado na Figura IV.30; de fato, é reportado (SILVA et al, 2010; KEJELIN et al, 2006) que a energia de soldagem exerce influência na formação destas zonas, em geral, apresentando-se com maior intensidade e maior dureza à medida em que a energia aumenta. Este fenômeno pode ser explicado pelo fato de que ao empregar de baixas correntes de soldagem, tem-se uma menor diluição, associada a uma alta taxa de resfriamento, assim, a segregação dos elementos de liga fica limitada. Por outro lado, uma maior corrente proporciona movimentos convectivos mais intensos, que ocasionou ZPDs mais extensas e com maior dureza (KEJELIN et al, 2006).

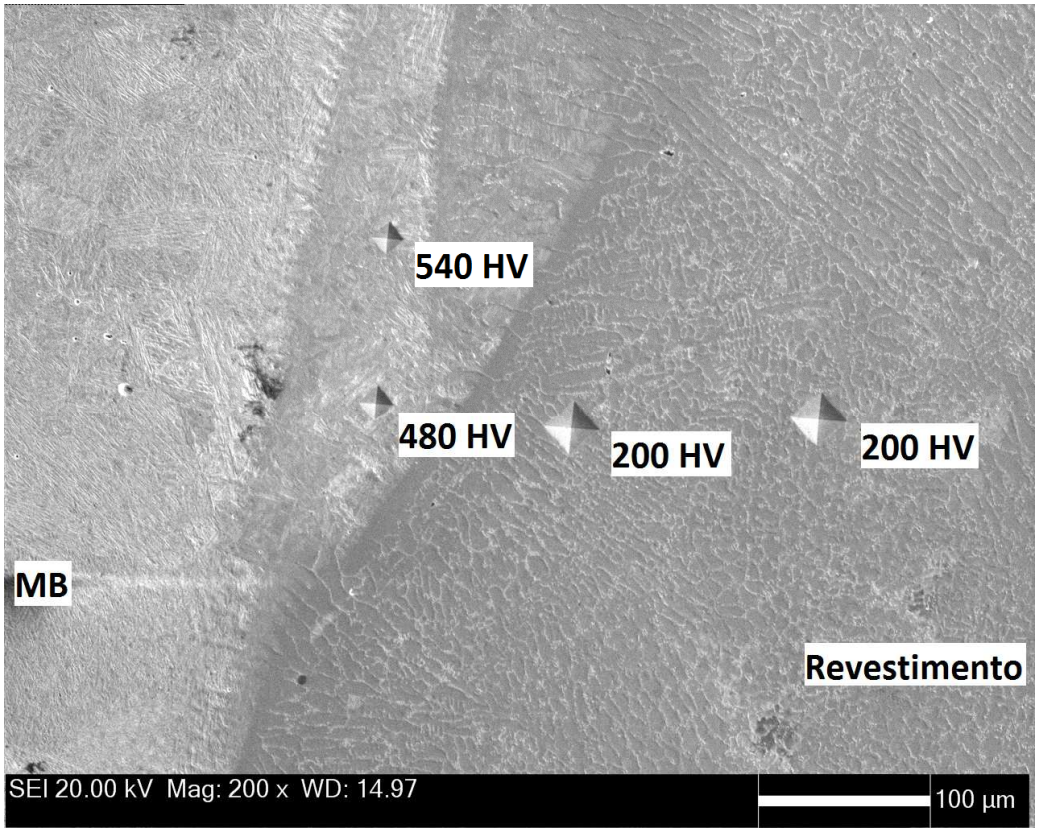


Figura IV.30 – Medições de microdureza ao longo da interface (ZPD), com região típica de estrutura martensítica, seguida de queda na microdureza, referente a precipitados no revestimento (amostra INC110A STT).

Além da maior quantidade e dureza das ZPDs, também pode ser observada maior quantidade de precipitados interdendriticos na região de interface do que foi constatado nos depósitos com menor intensidade de corrente.

Também pode ser observado na Figura IV.30 a presença da zona planar, que esteve presente de maneira mais proeminente que nos outros depósitos.

A Figura IV.31 mostra com maior detalhe a microestrutura martensítica encontrada na interface, de alta dureza.

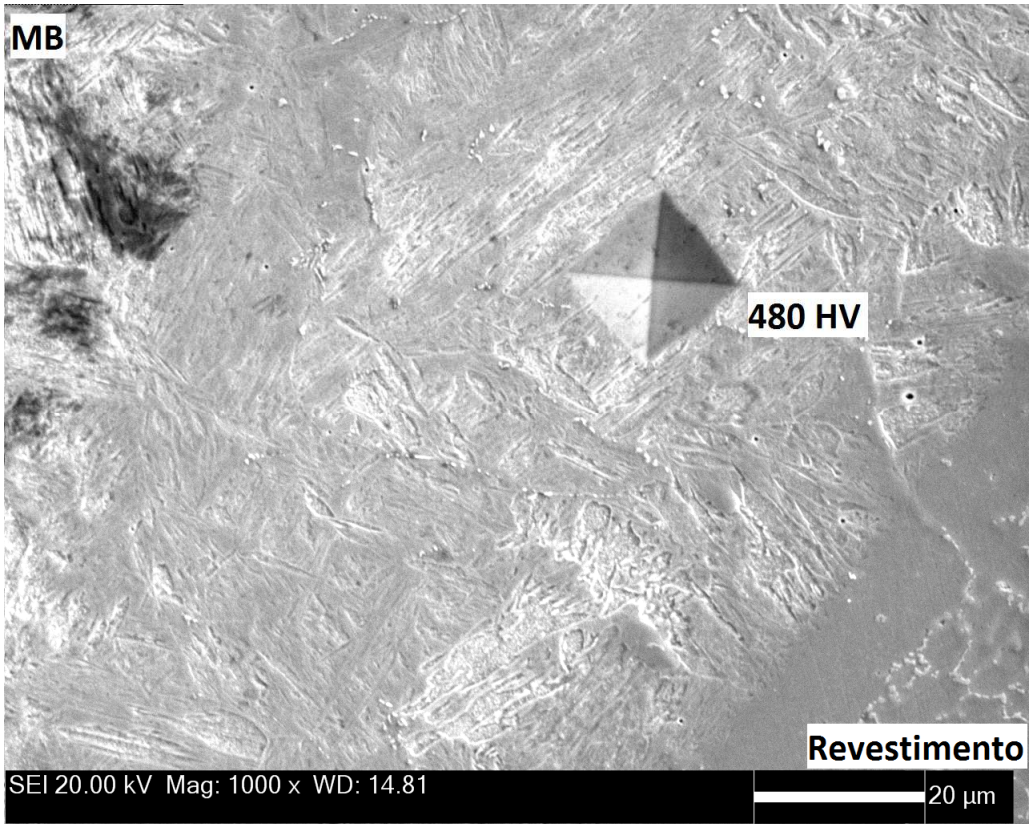


Figura IV.31 – Maior aumento na região martensítica (amostra INC110A STT).

A Figura IV.32 mostra os precipitados presentes no meio do revestimento, onde pode ser observado, comparando com os depósitos anteriores, que ocorreu aumento nos precipitados em função do aumento da energia de deposição: de fato, é reportado pela literatura (DODGE et al, 2014; BJAALAND et al, 2015; KEJELIN et al 2006 e 2005) que TTPS, exposição à elevadas temperaturas, ou maiores energias de arco, provocam maior migração de C, que vai se combinar com elementos como o Cr, Nb, Ni e Mo, principalmente, resultando numa maior quantidade de precipitados, empobrecendo de elementos de liga as regiões no seu entorno, podendo inclusive ocasionar queda na resistência à corrosão das ligas (SILVA et al, 2011).

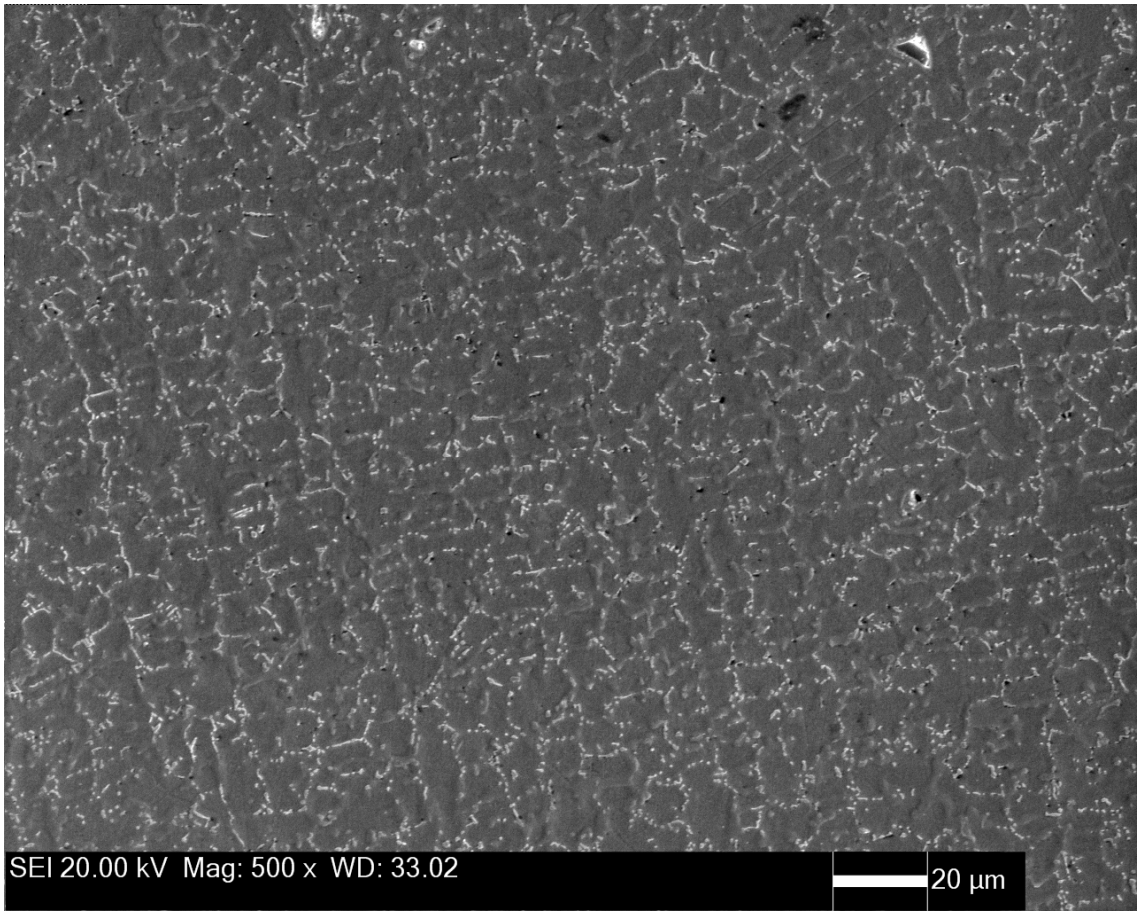


Figura IV.32 – Precipitados no meio do revestimento (amostra INC110A STT).

IV.4 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, dos depósitos sem tratamento térmico

Conforme descrito nas seções anteriores, as amostras INC70A STT, INC90A STT e INC110A STT foram submetidas às analises de microdureza e MEV de modo a observar a alteração de suas propriedades e características microestruturais em função do aumento na corrente de deposição.

Pode ser observado que:

- O aumento da corrente provocou aumento na quantidade de zonas parcialmente diluídas: o deposito feito com 70A apresentou algumas regiões com morfologias de ZPDs, porém, de baixas durezas, características de precipitados, com dureza máxima de 270HV na interface. Ao se aplicar a corrente de 90A, iniciou o aparecimento de ZPDs com durezas de até 505HV, com estrutura martensítica bem característica. A corrente de 110A apresentou maior quantidade de ZPDs, com maiores espessuras e durezas alcançando 540HV. O aumento na quantidade e dureza das ZPDs em função da corrente de soldagem/deposição foi encontrado

também por outros autores (ORNATH et al, 1981; KEJELIN et al, 2006; SILVA et al 2010), e é atribuído à segregação de elementos de liga na poça de fusão, durante o inicio de solidificação, formando um perfil de composição química. A espessura da ZPD é inversamente proporcional à taxa de solidificação, ou seja, quanto menor a taxa, maior sua espessura (ORNATH et al, 1981): os resultados deste trabalho corroboram com esta conclusão.

Foi observado também que as regiões de maior dureza (martensita) apresentam maior concentração de C e Fe, conforme os espectros de EDS realizados, e conforme literatura (FU, A.Q et al, 2016; YANG et al, 2015; BJAALAND et al, 2015;) são pontos preferenciais para nucleação e progressão de trincas.

- Nas regiões de interface, também se observou aumento na precipitação de carbetos, com o incremento da corrente: é reportado pela literatura (BJAALAND et al, 2015; DODGE et al, 2014; KEJELIN et al 2006 e 2005) que com o aumento de temperatura, consequência de TTPS, exposição à elevadas temperaturas, ou maiores energias de arco, resultam em uma maior migração de C, que vai se combinar com elementos como o Cr, Nb, Ni e Mo, principalmente, resultando numa maior quantidade de precipitados. Neste trabalho, alguns precipitados foram identificados como carbetos de Mo e Nb, resultado de acordo com outros autores (DODGE et al, 2014).

- Nas três amostras (INC70A STT, INC90A STT e INC110A STT), foi identificada uma zona de solidificação planar, sem morfologia especifica. Em algumas regiões, esta zona pode conter alto teor de C e Fe, gerando alta microdureza local: como possui espessuras muito pequenas (entre 5 e 20µm), se torna muito difícil realizar um ensaio de microdureza, mas é possível observar que as indentações próximas, em geral, apresentam durezas mais elevadas. De acordo com a literatura (DODGE et al, 2014; BEAUGRAND et al, 2009) estas regiões podem ser locais preferenciais para nucleação e propagação de trincas.

- Na amostra INC70A STT foi observada a presença de uma zona descarbonetada, que está presente no MB próxima à linha de fusão, indicando que o elemento C foi difundido do MB para o interior do deposito, auxiliando a precipitação na interface (BJAALAND et al, 2015; BEAUGRAND et al, 2009;). Á medida em que se aumenta a corrente ocorre maior precipitação próxima a linha de fusão. É relatado por outros autores que a região descarbonetada pode apresentar queda na resistência mecânica (DODGE et al 2014; BEAUGRAND et al, 2009;): foi observada (vide Tabela IV.3) uma queda na dureza da ZTA GG em função da corrente de deposição, indicando que a migração do C também pode corroborar com a queda na resistência.

- A utilização da técnica de MEV com difração de Raios X (EDS) para analise da variação dos elementos de liga ao longo de uma linha se mostrou útil na compreensão dos fenômenos de migração destes elementos do MB para o deposito e vice versa. Além disso, também pode ser útil na identificação de precipitados (carbetos e fases), que normalmente são identificáveis apenas em MET (DEHMAS et al, 2011; KUO et al, 2007; SLAMA, C.; ABDELLAOUI, M, 1999;) De fato, poucos trabalhos realizaram investigação das fases através da analise da variação de composição química entre a matriz e precipitados (BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M, 2012) e esta técnica pode ser mais explorada e detalhada.

- Na medida em que se aumentou a corrente, também houve aumento na precipitação no meio do revestimento, conforme esperado e reportado pela literatura. Porem, a maior precipitação não levou ao aumento na dureza média: esta foi de 250HV para o deposito INC70A STT, e de 220HV para os depósitos INC90A STT e INC110A STT. Em trabalho anterior nestas amostras (OLIVEIRA, 2011) foi observado crescimento do tamanho de grão, e este fenômeno compete em sentido oposto, e os resultados sugerem que foi preponderante na determinação da microdureza.

IV.5 Análise dos depósitos soldados com corrente 70A, com tratamento térmico de 4, 8 e 12 horas (amostras INC70A TT4H, INC70A TT8H, INC70A TT12H)

As Figuras IV.33 até IV.40 apresentam a influência do tratamento térmico de 4h realizado na amostra (INC70A TT4H).

Na Figura IV.33 pode-se observar a formação de uma zona clara (ZPD, esbranquiçada, tipo “praia”) com intensa precipitação, contendo regiões com durezas entre 270HV (características de microestruturas endurecidas com precipitação) até 410HV (características de ZPDs com estrutura martensítica), com espessura variando entre 40 e 70µm. Esta zona está presente em todo o deposito, sendo consequência da migração de C do MB para o deposito, decorrente do ciclo de aquecimento térmico, conforme também foi observado na literatura (BJAALAND et al 2015; DODGE et al 2014; BEAUGRAND et al 2009; MEDEIROS, N. e LINS, J.F.C, 2006; KEJELIN et al, 2005). Além desta, houve também a formação de uma fina zona escura, amorfa, enriquecida de carbono, tipicamente com espessuras entre 5 e 10µm, mais detalhada na Figura IV.34.

Na figura IV.33 também pode ser observado aumento da precipitação no interior do deposito, que conduziu ao aumento na dureza local, em relação à amostra INC70A STT: a dureza média no interior do deposito foi de 305 HV.

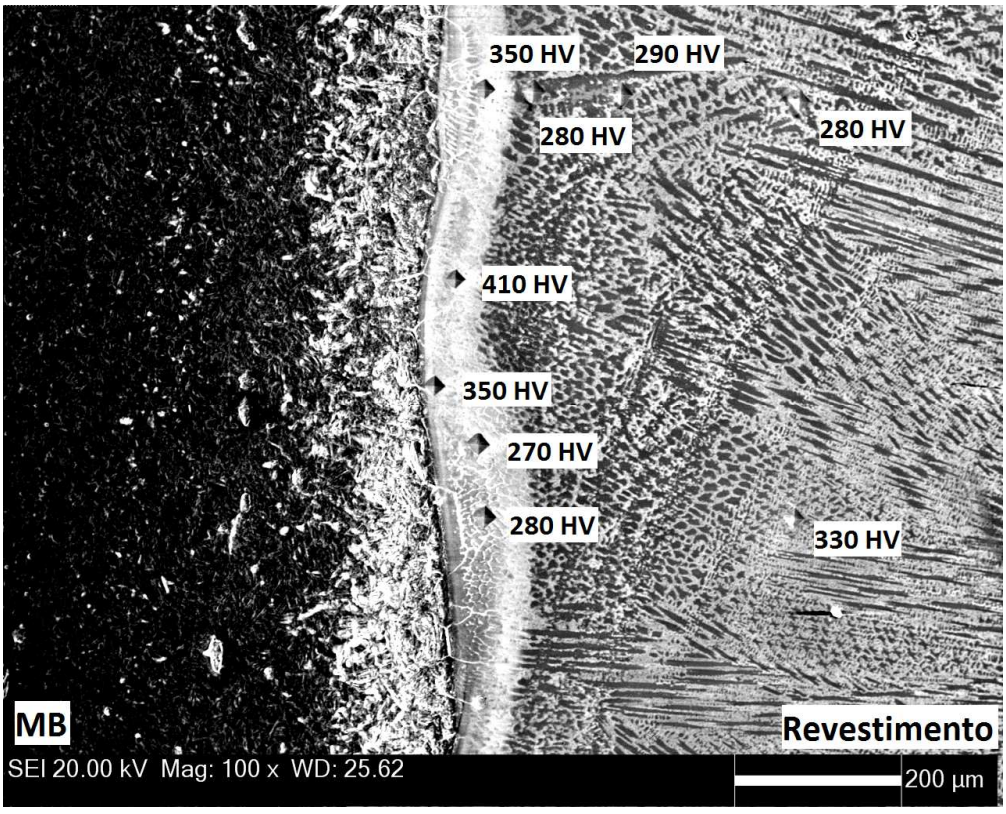


Figura IV.33 – Medições de microdureza ao longo da interface, com precipitados e ZPD tipo “praia” (amostra INC70A TT4H).

Em outras regiões da interface também foram encontradas ZPDs com até 430HV.

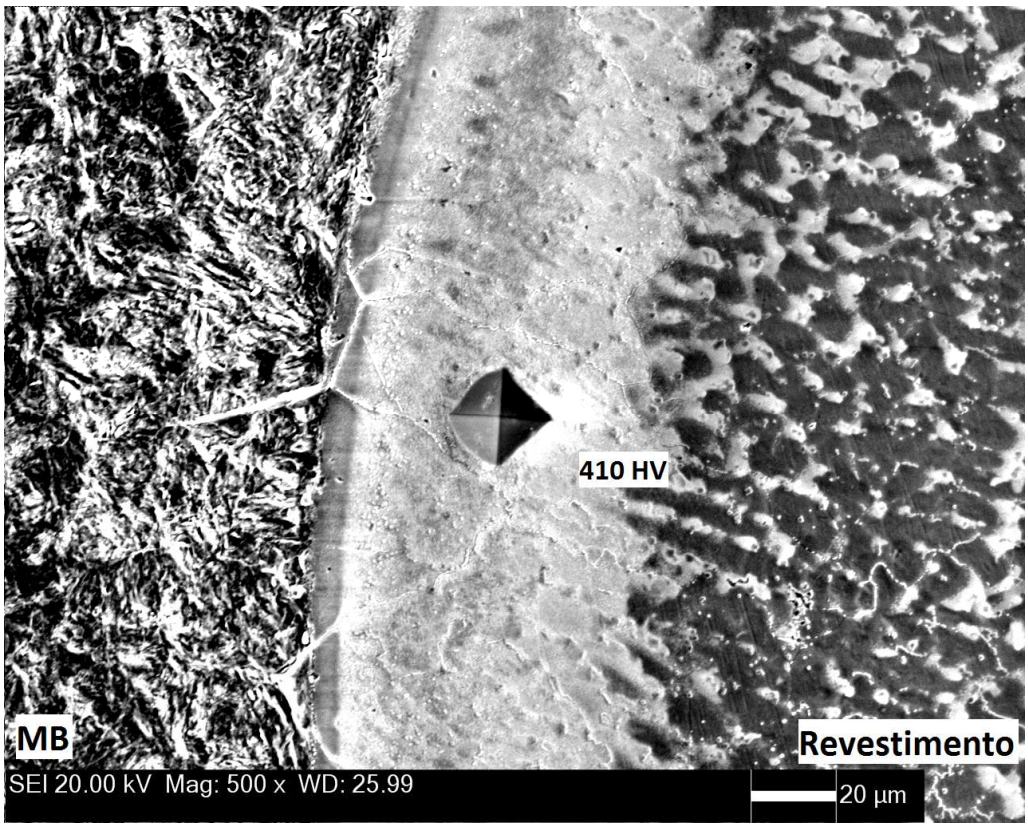


Figura IV.34 – ZPD tipo “praia” na interface (amostra INC70A TT4H).

A mesma região da figura anterior foi analisada com espectro de EDS, conforme pode ser observado na Figura IV.35, mostrando um pico maior de Fe, típico de estrutura martensítica, seguido dos elementos de liga Cr e Ni.

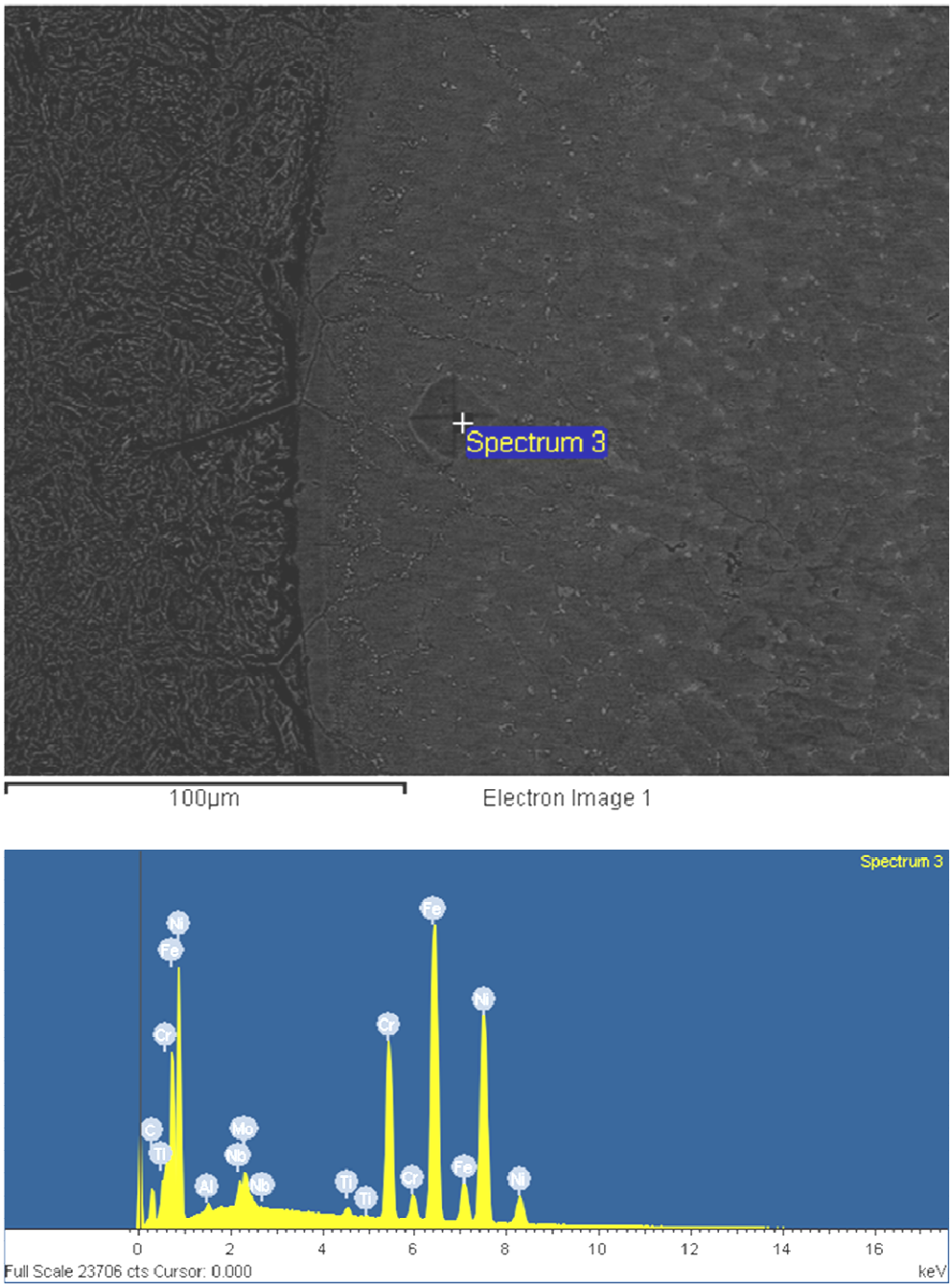


Figura IV.35 – Espectro de EDS na indentação com microdureza de 410HV (amostra INC70A TT4H).

A Figura IV.36 mostra a variação dos elementos de liga ao longo de uma linha que passa pela interface, por sobre a mesma indentação (410 HV): pode ser observada que esta é uma ZPD tipo “rampa”, com gradação da composição indo de uma composição típica do metal de base para a do deposito de Inconel.

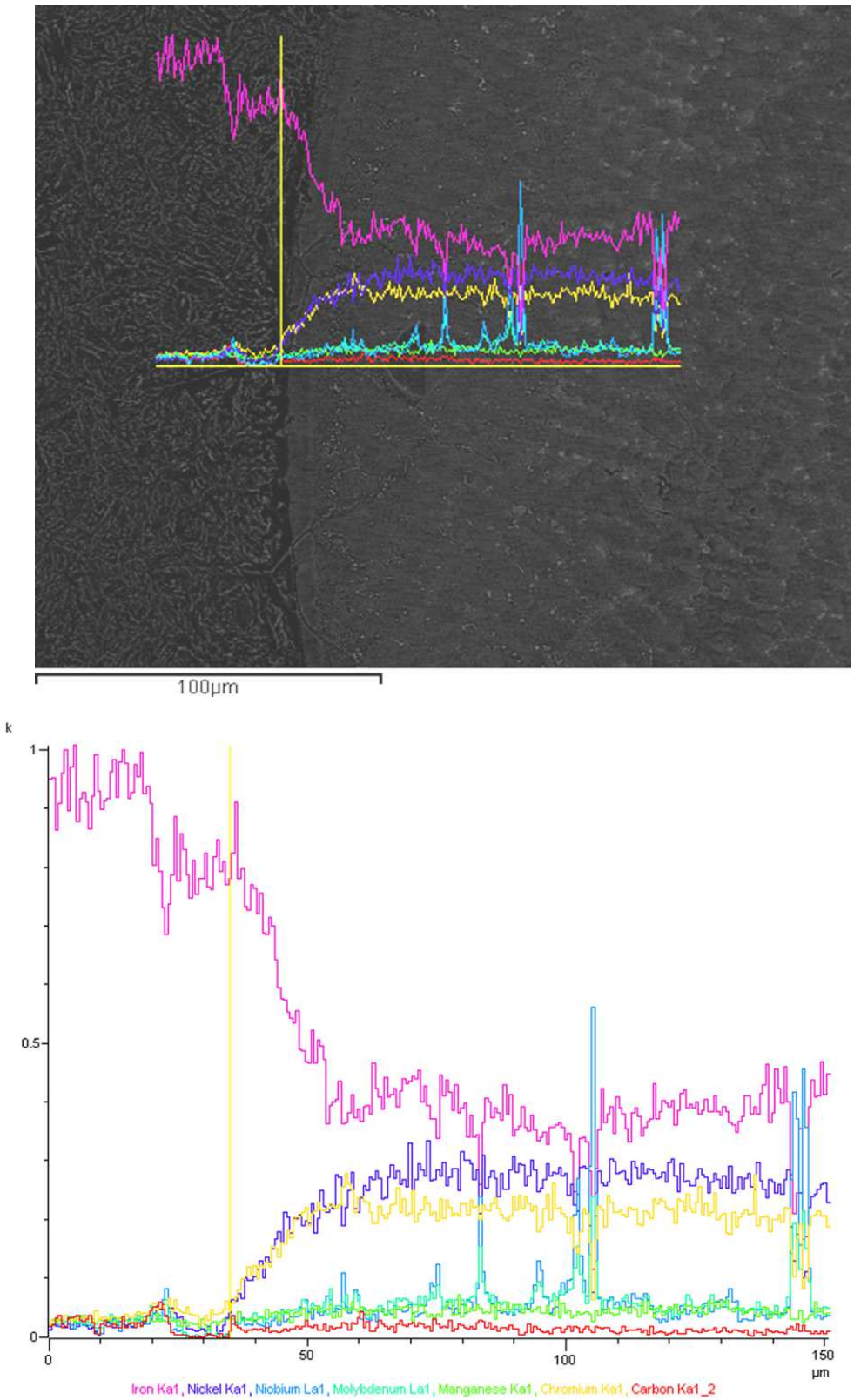


Figura IV.36 - Variação dos elementos de liga (ZPD tipo “rampa”) na interface, passando pela indentação com microdureza 410HV (amostra INC70A TT4H).

A Figura IV.37 mostra a variação do elemento C ao longo da interface, sobre a mesma indentação 410HV: pode ser constatada a presença de uma zona descarbonetada de aproximadamente 15µm de espessura, seguido de um pico na quantidade do elemento, em direção ao metal de solda, na zona amorfa escura. A presença do C, aliado aos elementos de liga mostrados nas Figuras IV.35, IV.36 e b e IV.37, foi fundamental na formação da estrutura martensítica e incremento da dureza no local.

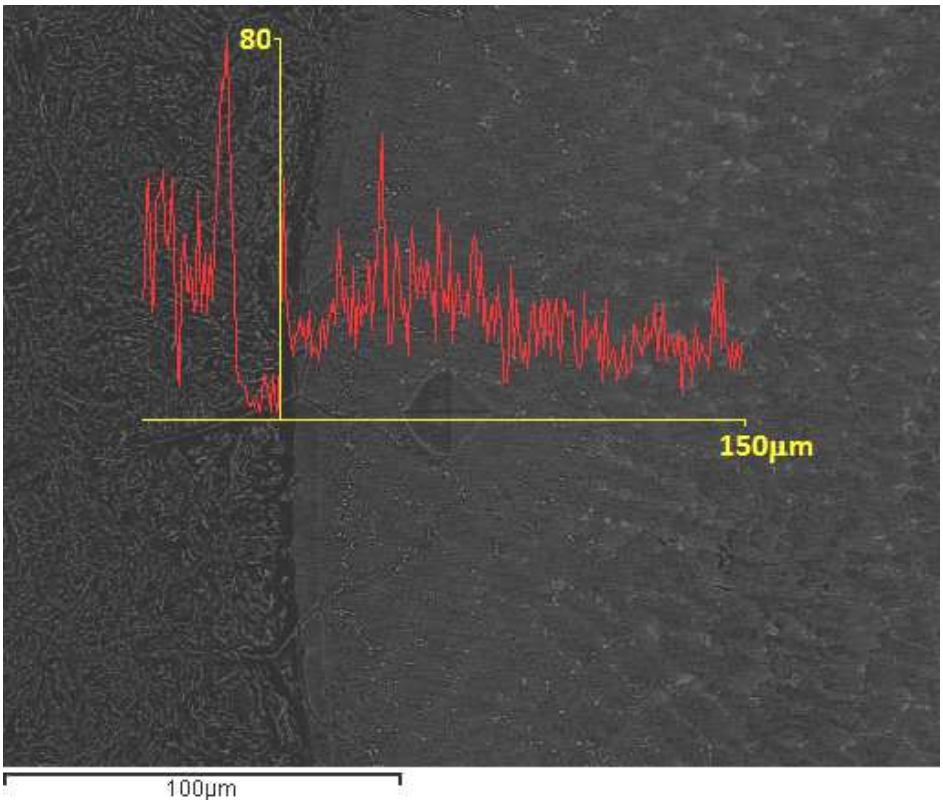


Figura IV.37 - Variação do elemento C próximo à interface, passando pela indentação de 410HV (amostra INC70A TT4H).

As Figuras IV.38 até IV.41 apresentam o impacto do tratamento térmico de 8h realizado na amostra (INC70A TT8H).

Na Figura IV.38, pode-se observar a formação de uma zona clara (ZPD, esbranquiçada, tipo “praia” e “península”) com intensa precipitação, contendo regiões com durezas entre 270HV e 400HV, muito semelhante ao deposito anterior (INC70A TT4H), porém com espessura média consideravelmente maior, variando entre 50µm e 120µm. Há também formação de uma fina zona escura, enriquecida de carbono resultante da migração deste do MB. Não houve aumento em sua espessura em função da maior exposição ao tempo de tratamento térmico (8h): esta permaneceu semelhante à amostra anterior (INC70A TT4H), entre 5 e 10µm de espessura.

O aumento da precipitação no revestimento conduziu ao aumento na dureza local: a dureza média no interior deste deposito foi de 350 HV.

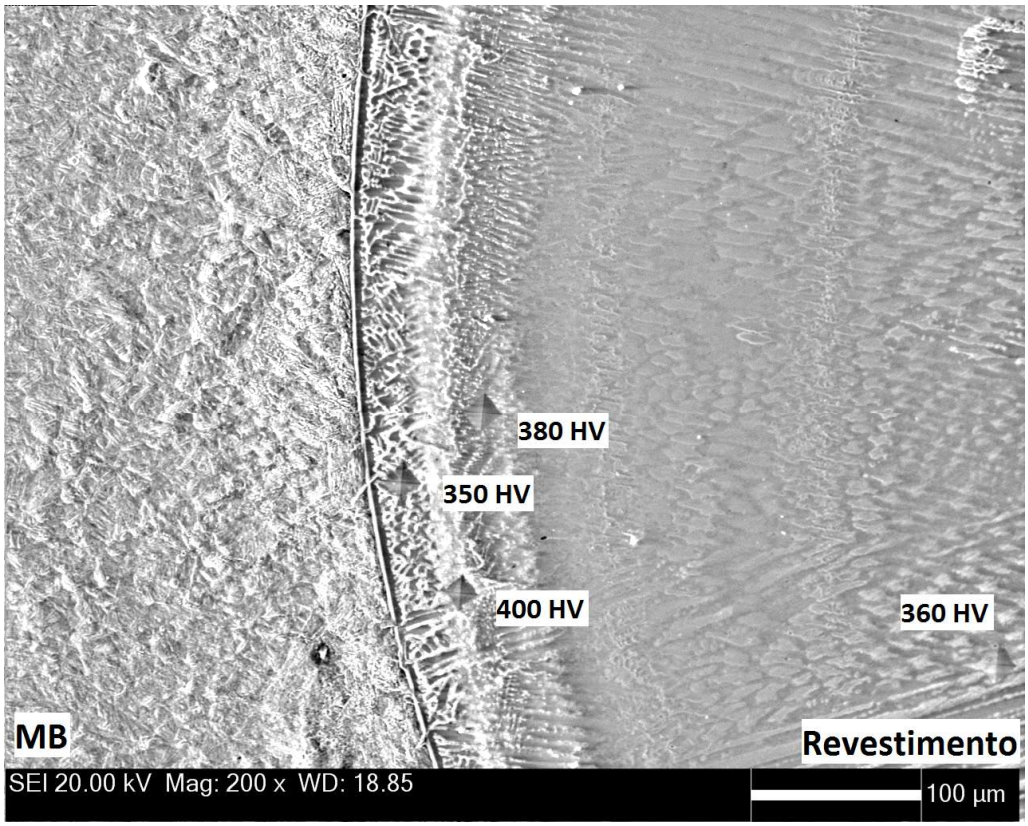


Figura IV.38 - Medições de microdureza ao longo da interface, com precipitados e ZPD tipo “praia” e “península” (amostra INC70A TT8H).

Em outras regiões do deposito, também foram encontradas ZPDs com até 440HV.

A Figura IV.39 mostra com maior detalhe a indentação com microdureza de 400HV da Figura IV.38, mostrando uma fina zona amorfa (5 a 10µm), uma região escurecida rica em carbono e uma intensa precipitação na região da interface. Pode ser observada também a microestrutura martensítica desta ZPD.

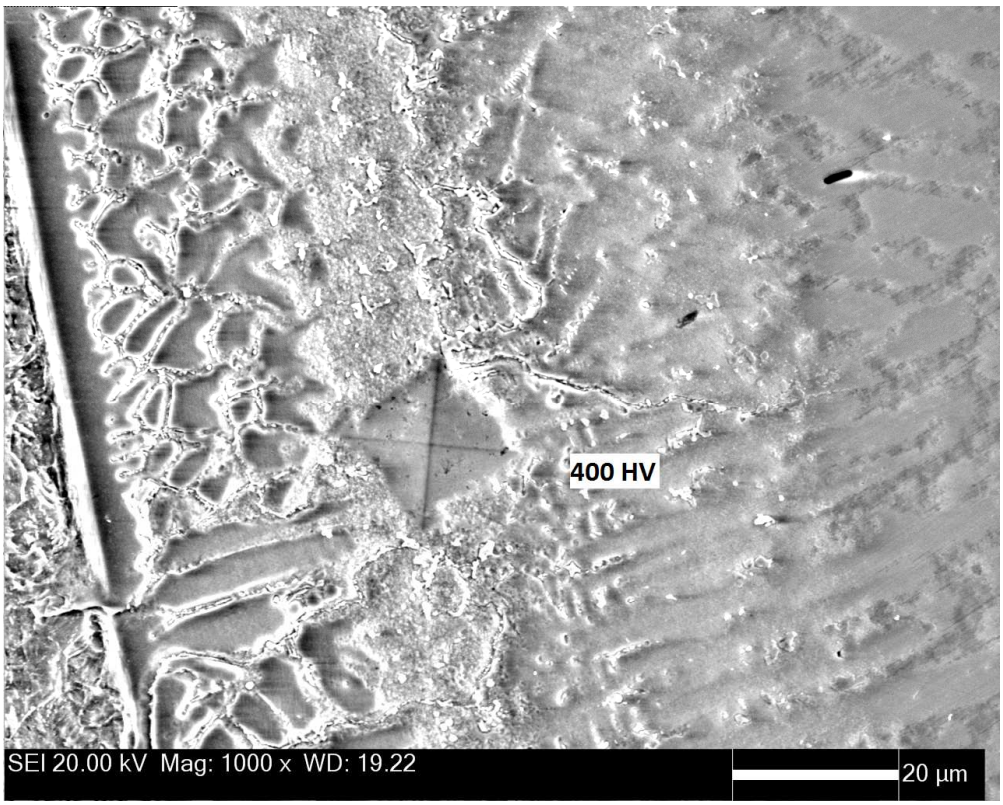


Figura IV.39 - ZPD na interface (amostra INC70A TT8H).

A Figura IV.40 mostra a variação de elementos de liga ao longo de uma linha que passa pela interface, por sobre a mesma indentação (400 HV): pode ser observada que esta é uma ZPD tipo “degrau”, com gradação da composição química indo de uma composição típica do metal e base para o deposito de Inconel.

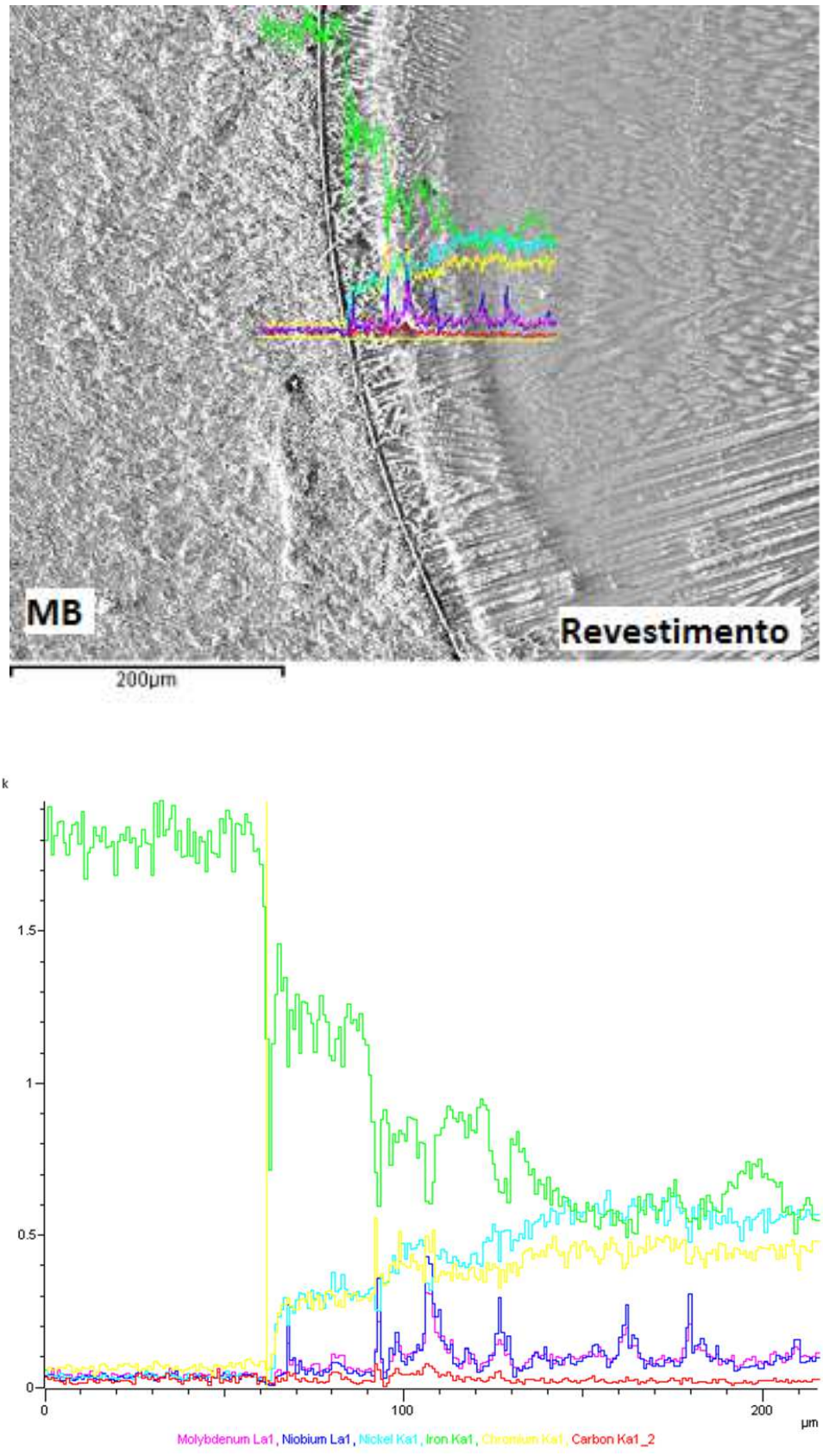


Figura IV.40 – Variação dos elementos de liga na interface (ZPD tipo “degrau”), passando pela indentação com microdureza 400HV (amostra INC70A TT8H).

A Figura IV.41 mostra o perfil da composição do elemento C ao longo da interface, passando por sobre a mesma indentação (400HV): pode ser constatada a presença de uma fina zona descarbonetada, seguido de um pico na quantidade do elemento, em direção ao metal de solda. A presença do C, aliado aos elementos de liga, foi fundamental na formação da estrutura martensítica e incremento da dureza no local.

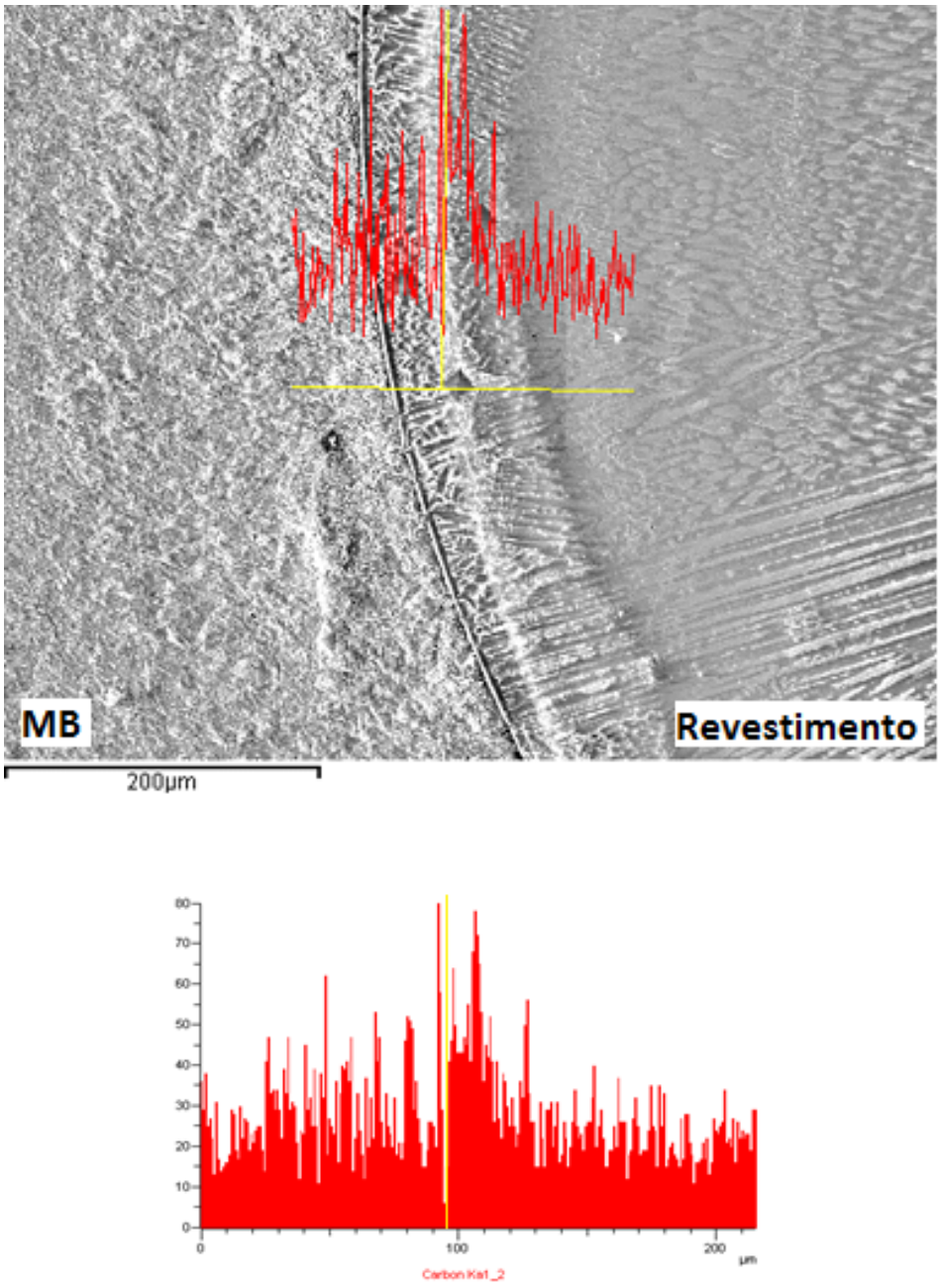


Figura IV.41 – Variação do elemento C na interface, passando pela indentação com microdureza 400HV (amostra INC70A TT8H).

As Figuras IV.42 e IV.43 apresentam o impacto do tratamento térmico de 12h realizado na amostra (INC70A TT12H).

Na Figura IV.42 pode-se observar a formação de uma zona clara (ZPD, esbranquiçada) presente ao longo de toda interface, com intensa precipitação, contendo duas indentações com durezas de 420HV e 430HV: nesta amostra, as microdurezas ao longo da região de interface apresentaram valores mais homogêneos e basicamente característicos de estruturas martensíticas, com valores entre 370HV e 460HV: de fato, é reportado pela literatura (BEAGUGRAND et al, 2009; MEDEIROS, N. e LINS, J.F.C, 2006) que o aumento no tempo de tratamento, em geral, induz ao incremento da microdureza na interface e ZPDs. A espessura desta zona também foi homogênea, com valor de 80µm. Pode ser vista também a zona amorfa, com espessura entre 5 e 10µm. A dureza média no interior do deposito foi de 350 HV.

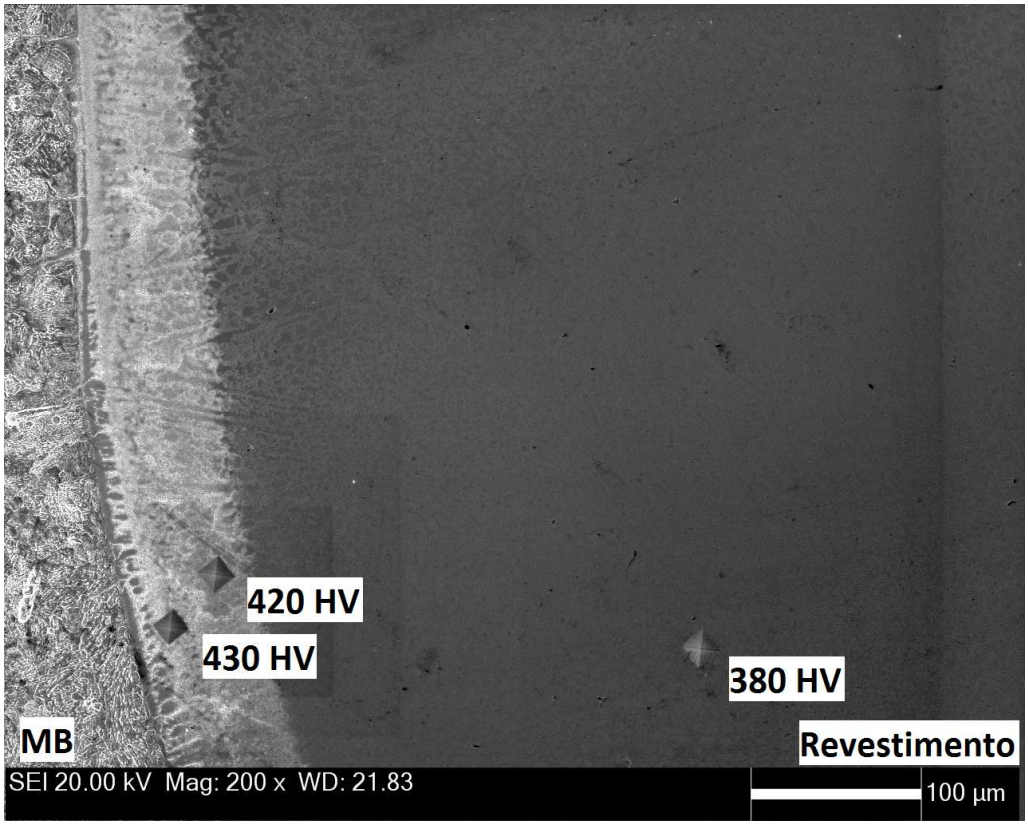


Figura IV.42 – Medições de microdureza ao longo da interface e revestimento, com precipitados e ZPD (amostra INC70A TT12H).

A Figura IV.43 mostra mais duas indentações com as maiores microdurezas encontradas no deposito.

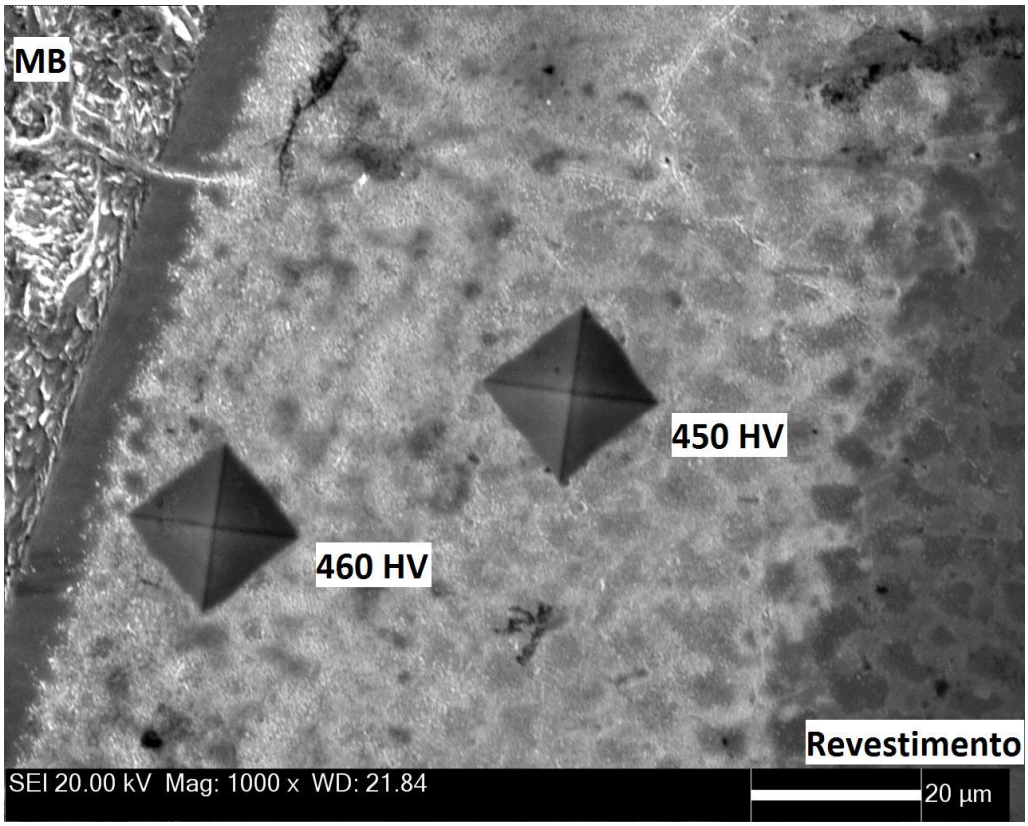


Figura IV.43 – ZPD na interface (amostra INC70A TT12H).

IV.6 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, do depósito INC70A STT tratado com 4, 8 e 12 horas (amostras INC70A TT4H, INC70A TT8H, INC70A TT12H)

Conforme descrito nas seções anteriores, as amostras com deposição de Inconel 718 feitas com 70A foram submetidas à tratamentos térmicos com tempos de 4, 8 e 12 horas, e posteriormente foram realizadas análises de microdureza e MEV, de modo a observar a alteração de suas propriedades e características microestruturais em função tempo de tratamento.

Pode ser observado que:

- O tratamento térmico provocou aumento na microdureza na interface, conduzindo à formação de ZPDs com durezas maiores, formadas pela migração de elementos de liga do deposito e de C do metal de base: no deposito INC70A STT, foram encontradas microdurezas

de até 270HV (sem formação de martensita), no deposito com 4h de tratamento o valor subiu para 410HV (iniciando a formação de regiões martensíticas), no deposito com 8h de tratamento 440HV e no deposito com 12h 460HV. Estes resultados são coerentes com a literatura (BJAALAND et al, 2015; DODGE et al, 2014; KEJELIN et al 2006 e 2005), que afirma que a exposição à altas temperaturas conduzem ao aumento nos precipitados e risco de formação de martensita.

- Os perfis de composição química conseguiram identificar que a migração do C e composição local rica em elementos de liga auxiliaram no processo de formação de martensita, de alta dureza, nas interfaces.

- O interior dos depósitos também apresentou aumento de microdureza em função do tempo de tratamento: no deposito INC70A STT, a microdureza média foi de 250HV, no deposito com 4h de tratamento o valor subiu para 305HV, no deposito com 8h e 12h de tratamento estabilizaram em 350HV: de fato, é reportado pela literatura que tratamentos térmicos ou exposições a elevadas temperaturas provocam o endurecimento do revestimento pela precipitação de fases e carbetos (BJAALAND et al , 2015; DODGE et al , 2014; BEAUGRAND et al 2009; MEDEIROS, N. e LINS, J.F.C, 2006; KEJELIN et al, 2005).

- As ZPDs ao longo da interface, onde há intensa precipitação e formação de regiões com martensita, apresentou tendência de aumento de espessura com aumento do tempo de tratamento: enquanto foi observada apenas em alguns pontos do deposito INC70A STT, no deposito com 4h de tratamento foi observada com espessuras entre 40 e 70µm, no deposito com 8h entre 50 e 120µm e no deposito com 12h de tratamento a espessura foi mais homogênea, em 80µm.

- Em todas as amostras está presente a zona amorfa, escura, com espessura entre 5 e 10µm, sem variação em função do tempo de tratamento.

- Foram identificadas ZPDs tipo “rampa” e “degrau” em alguns depósitos e formação de zonas descarbonetadas.

IV.7 Análise dos depósitos soldados com corrente 90A, com tratamento térmico de 4, 8 e 12 horas (amostras INC90A TT4H, INC90A TT8H, INC90A TT12H)

As Figuras IV.44 até IV.47 apresentam o impacto do tratamento térmico de 4h realizado na amostra (INC90A TT4H).

Na Figura IV.44 pode-se observar a formação de uma ZPD tipo “península” (zona esbranquiçada) com intensa precipitação, contendo regiões com durezas entre 300HV (características de microestruturas endurecidas com precipitação) até 600HV (características de ZPDs com estrutura martensítica), com espessura chegando até 280µm: pode ser verificado o ingresso do metal de base para dentro da interface, com grande aumento de dureza, também devido ao tratamento térmico. Esta zona está presente em todo o deposito. Além desta, houve também a formação de uma fina zona escura, sem morfologia definida, enriquecida de carbono, tipicamente com espessuras entre 5 e 10µm, mais detalhada na Figura IV.45, onde pode ser visto o aspecto geral de precipitação na interface: em geral, a espessura da ZPD foi de 75µm. Nesta mesma figura também pode ser observado aumento da precipitação no interior do deposito, que conduziu ao aumento na dureza local em relação ao deposito INC90A STT: a dureza média no interior do deposito foi de 280HV.

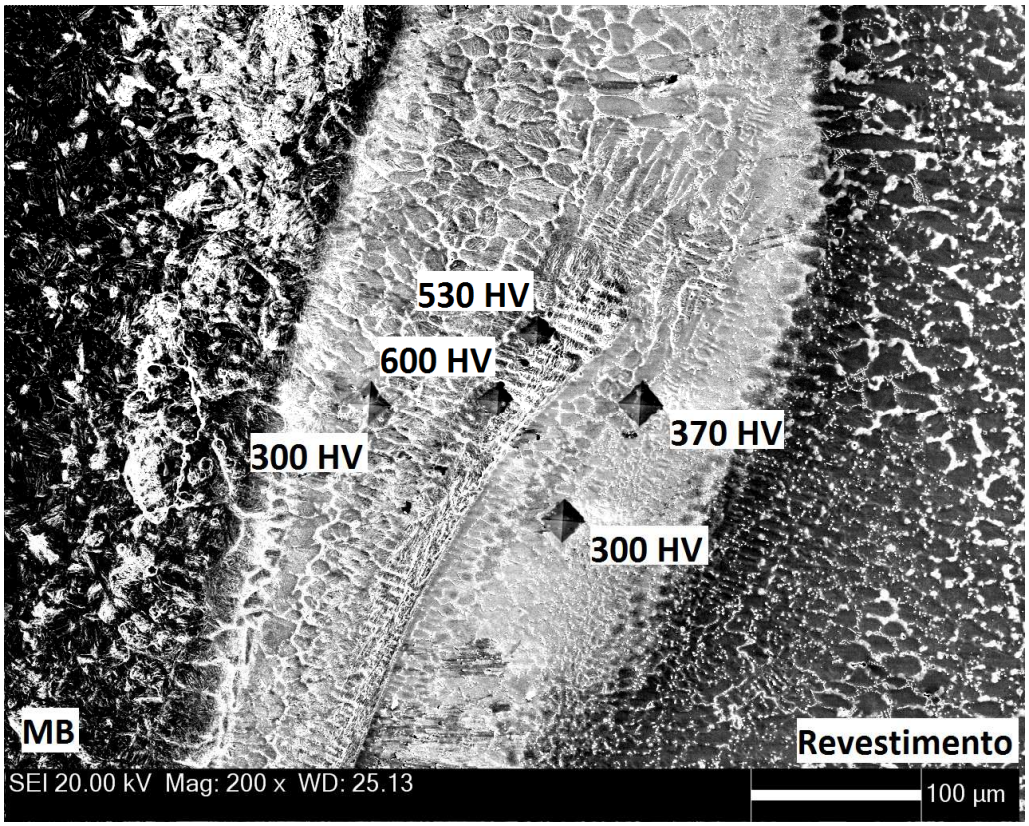


Figura IV.44 – Medições de microdureza ao longo da interface, com precipitados e martensita na ZPD tipo “península” (amostra INC90A TT4H).

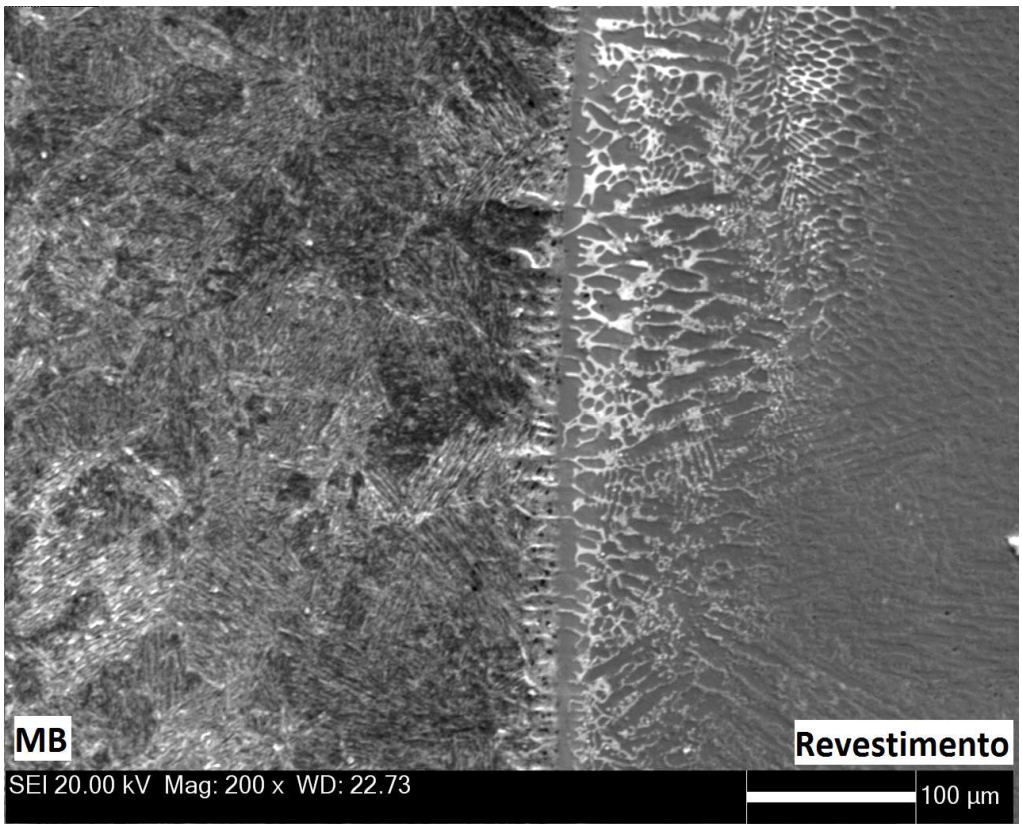


Figura IV.45 – Zona sem morfologia definida ao longo da interface e precipitação (amostra INC90A TT4H).

Na Figura IV.46 pode ser observada a zona sem morfologia definida com maior detalhe, a região de formação dendrítica no deposito e a precipitação nos contornos de grão. A Figura IV.47 mostra a região dendrítica, onde pode ser observada as características dos precipitados: carbetos secundários, que em geral apresentam morfologia globular (DODGE et al, 2014; BEAUGRAND et al, 2009) e também uma morfologia típica de fase delta, que normalmente se precipita nos contornos de grão após exposição à elevadas temperaturas, em forma de palhetas finas (BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M. 2012; AZADIAN et al, 2004).

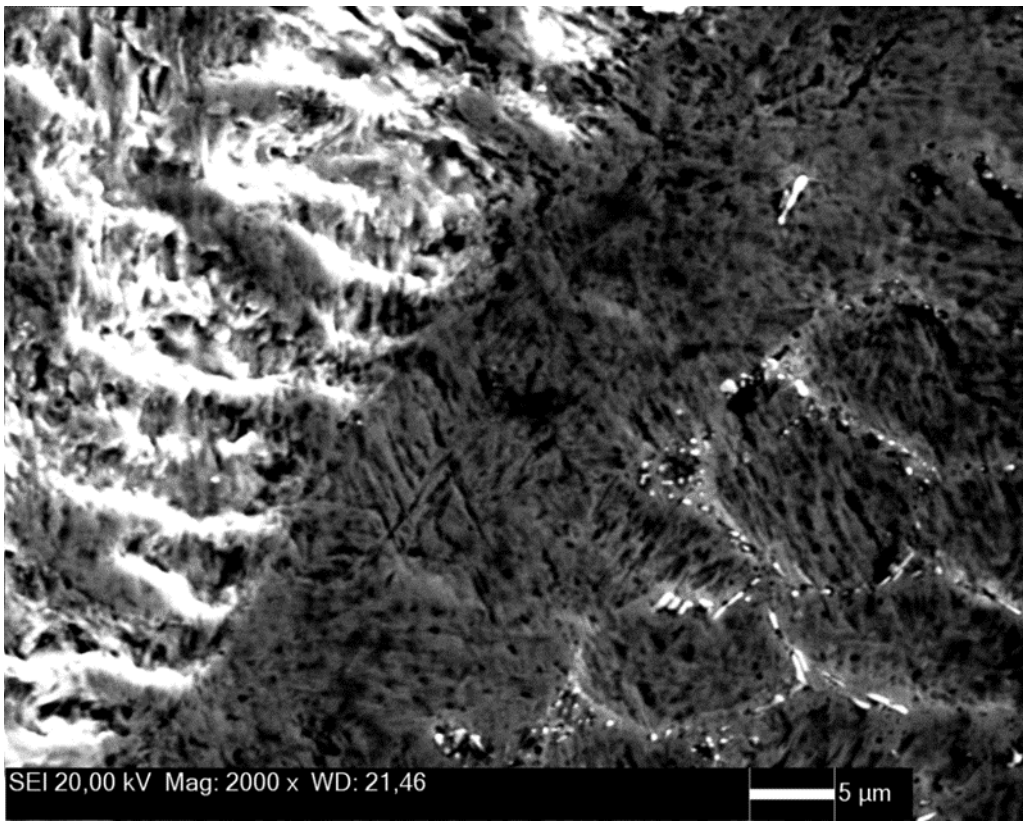


Figura IV.46 – Zona sem morfologia definida em maior detalhe (amostra INC90A TT4H).

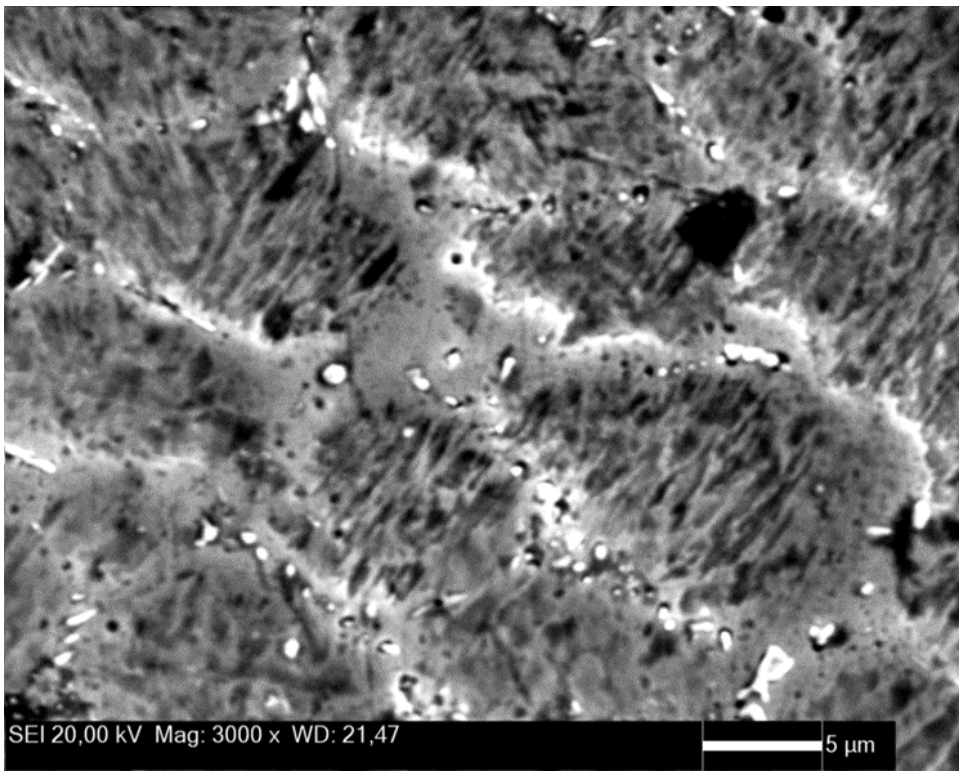


Figura IV.47– Precipitado de carbetos e morfologia típica de fase delta na interface (amostra INC90A TT4H).

As Figuras IV.48 e IV.49 apresentam o impacto do tratamento térmico de 8h realizado na amostra (INC70A TT8H).

Na Figura IV.48 pode-se observar uma ZPD composta de precipitados e região com microdureza característica de martensita (400HV, valor máximo encontrado no depósito). Esta ZPD está presente em toda a amostra, com espessura de 100µm. Também pode ser observada a zona sem morfologia definida, escura, que não apresentou aumento de espessura em função do maior tempo de exposição.

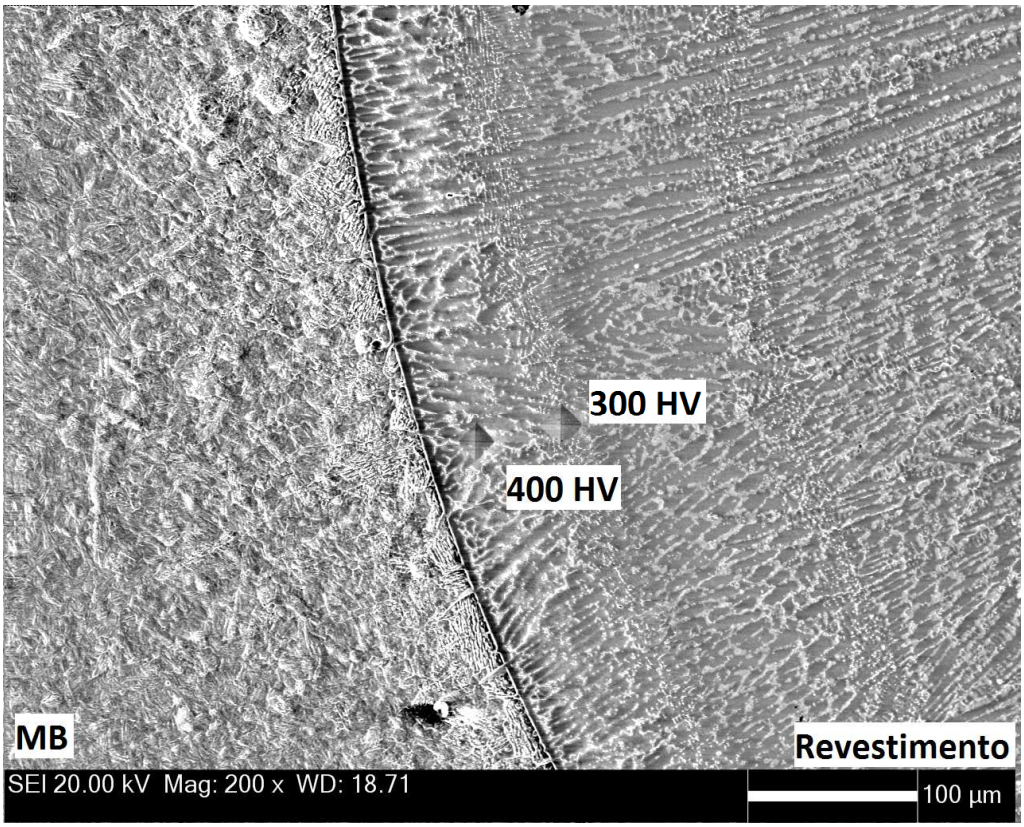


Figura IV.48 - Medições de microdureza ao longo da interface, mostrando ZPD com precipitados e martensita (amostra INC90A TT8H).

A Figura IV.49 mostra uma ZPD tipo “ilha”, identificada no MEV, formada por parte do metal de base que se desprendeu e ficou posicionada no deposito. A microdureza media no interior do deposito foi a mesma, de 280HV.

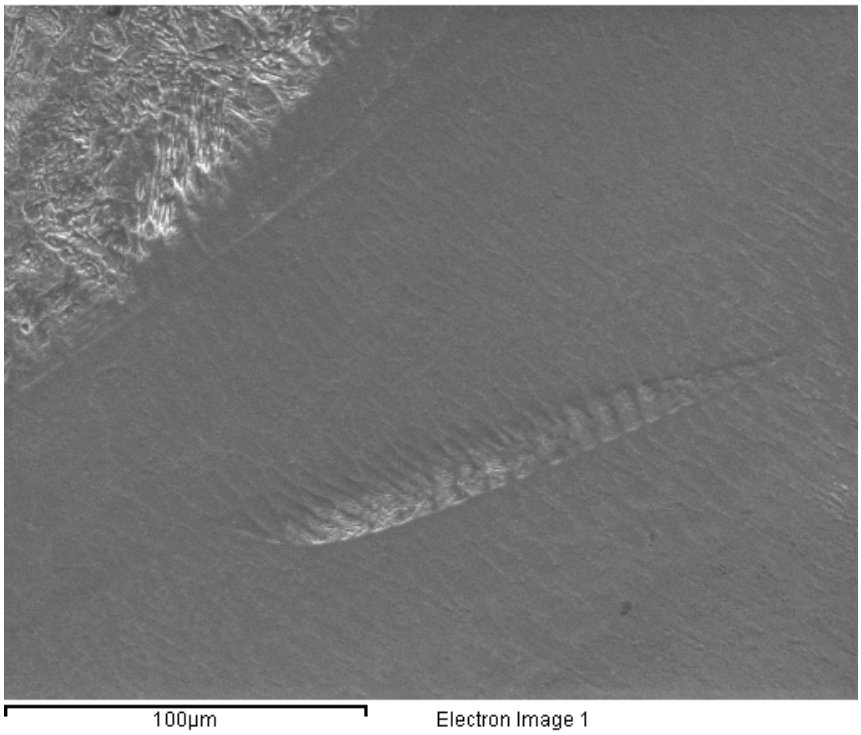


Figura IV.49 - ZPD tipo ‘ilha” (amostra INC90A TT8H).

As Figuras IV.50 e IV.51 apresentam o impacto do tratamento térmico de 12h realizado na amostra (INC90A TT12H).

Na Figura IV.50 pode-se observar a formação de uma ZPD, presente ao longo de toda interface, com intensa precipitação, contendo duas indentações com durezas de 420HV e 350HV: nesta amostra, as microdurezas ao longo da região de interface apresentaram valores mais homogêneos e basicamente característicos de estruturas martensíticas, com valores entre estes mesmos 350HV e 420HV. A espessura desta zona também foi homogênea apresentou valores entre 100µm, mais constante, e chegou a 150µm nesta ZPD. Nesta amostra, a zona sem morfologia definida também tem espessura entre 5 e 10µm. A dureza média no interior do deposito foi de 280 HV.

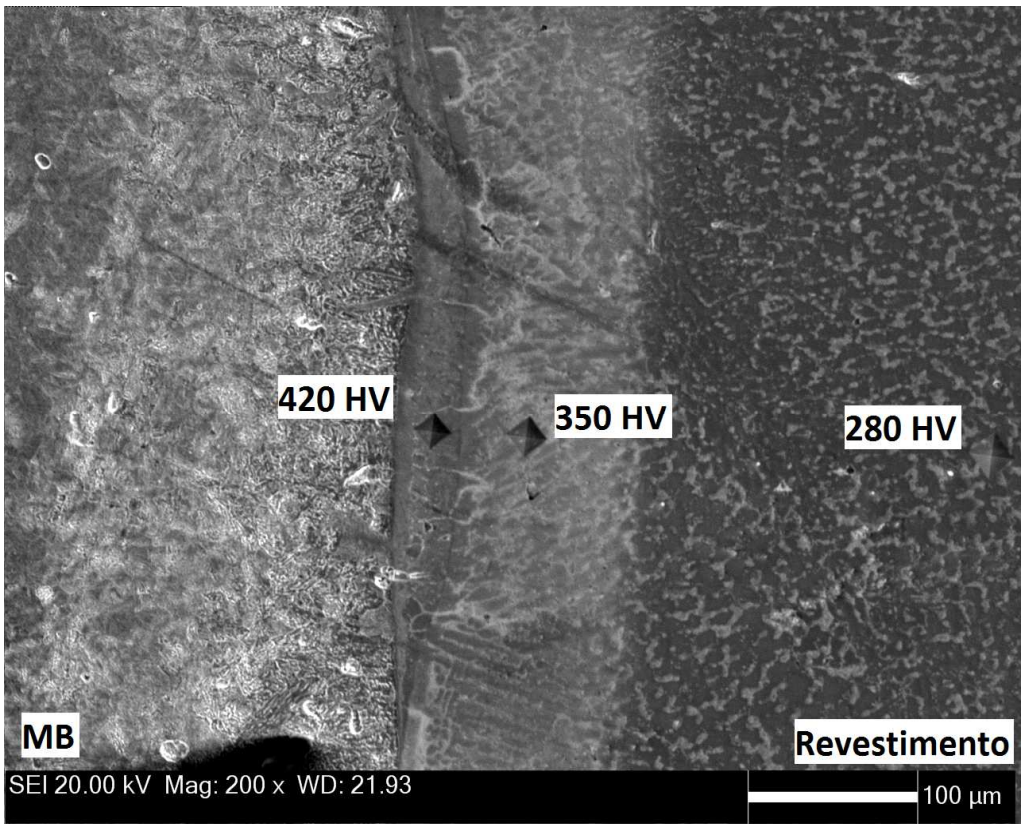


Figura IV.50 -– Medições de microdureza ao longo da interface, mostrando ZPD com precipitados e martensita (amostra INC90A TT12H).

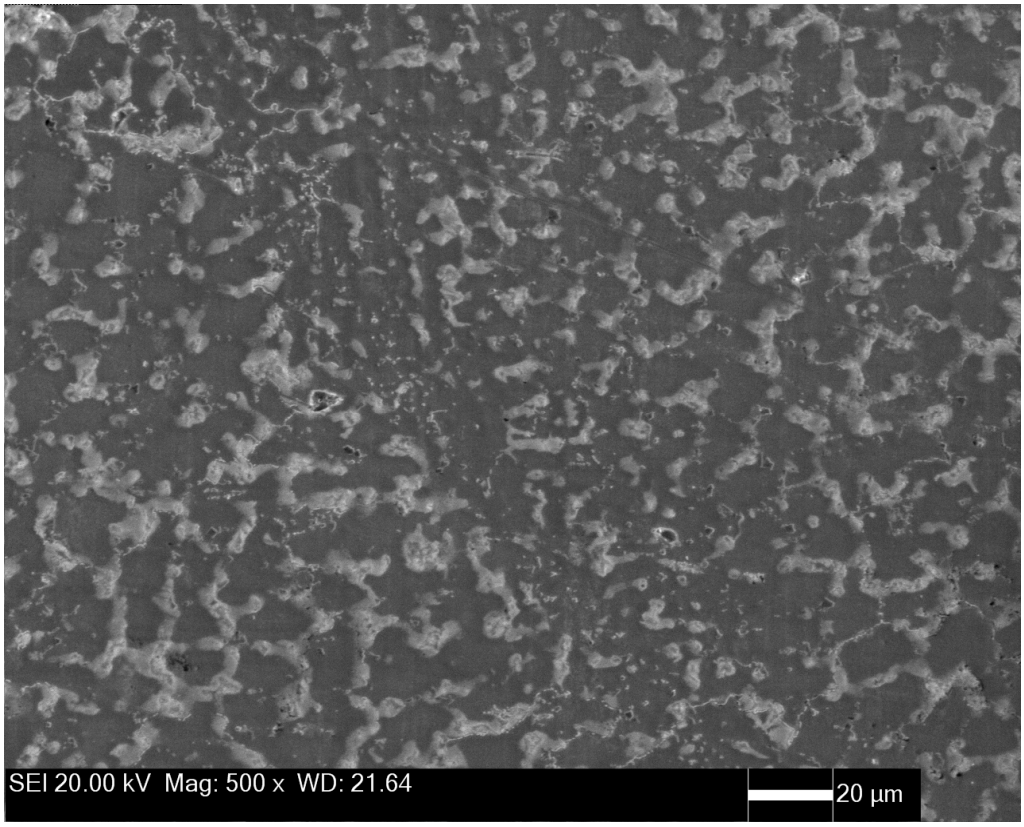


Figura IV.51 – Precipitados no meio do revestimento (amostra INC90A TT12H).

IV.8 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, do depósito INC90A STT tratado com 4, 8 e 12 horas (amostras INC90A TT4H, INC90A TT8H, INC90A TT12H)

Conforme descrito nas seções anteriores, as amostras com deposição de Inconel 718 feitas com 90A foram submetidas à tratamentos térmicos com tempos de 4, 8 e 12 horas, e posteriormente foram realizadas análises de microdureza e MEV, de modo a observar a alteração de suas propriedades e características microestruturais em função tempo de tratamento. Pode ser observado que:

- O tratamento térmico provocou aumento na microdureza na interface dos depósitos conforme esperado e reportado pela literatura (BJAALAND et al, 2015; DODGE et al, 2014; KEJELIN et al 2006 e 2005), porém foi no INC90A TT4H que alcançou maior valor, de 600HV, em uma ZPD tipo península. Nas demais ZPDs, a microdureza se situou na faixa entre 270HV e 460HV, semelhante aos demais depósitos de 90A que passaram por tratamento térmico. Nas outras amostras, também ocorreram ZPDs com alta dureza, mas em menores valores (picos de 400HV para INC90A TT8H e 420HV para INC90A TT12H).

- O efeito do tratamento térmico no aumento da microdureza na interface não foi tão significativo quanto na amostra depositada com 70A.

- O interior dos depósitos apresentou valor de microdureza média estável, de 280HV: de fato, não pode ser observado grande aumento na precipitação em função do tempo de tratamento térmico.

- As ZPDs ao longo da interface (zona esbranquiçada), onde há intensa precipitação e formação de regiões com martensita, apresentaram ligeira tendência de aumento de espessura com o aumento do tempo de tratamento: enquanto foram observadas espessuras entre 30µm e 100µm no deposito INC90A STT, no deposito com 4h de tratamento foram observadas espessuras entre 75µm e 280µm (pico), no deposito com 8h o valor foi estável em 100µm e no deposito com 12h de tratamento as espessuras ficaram entre 100µm e 150µm.

- Em todas as amostras está presente a zona sem morfologia definida, escura, com espessura entre 5 e 10µm, sem variação em função do tempo de tratamento.

IV.9 Análise dos depósitos soldados com corrente 110A, com tratamento térmico de 8 e 12 horas (amostras INC110A TT8H e INC110A TT12H)

As Figuras IV.52 até IV.54 apresentam o impacto do tratamento térmico de 8h realizado na amostra (INC110A TT8H).

Na Figura IV.52 pode-se observar ZPD tipo “praia” e “península” (zona esbranquiçada), contendo regiões com durezas 490HV e 600HV, seguida de intensa precipitação no revestimento. Ocorreu formação de ZPD em praticamente toda extensão da interface, com espessuras variando entre 20µm e 140µm. Nesta mesma figura também pode ser observada a precipitação no interior do deposito, cuja dureza média foi de 250HV, valor ligeiramente superior ao da amostra INC110A STT (220HV).

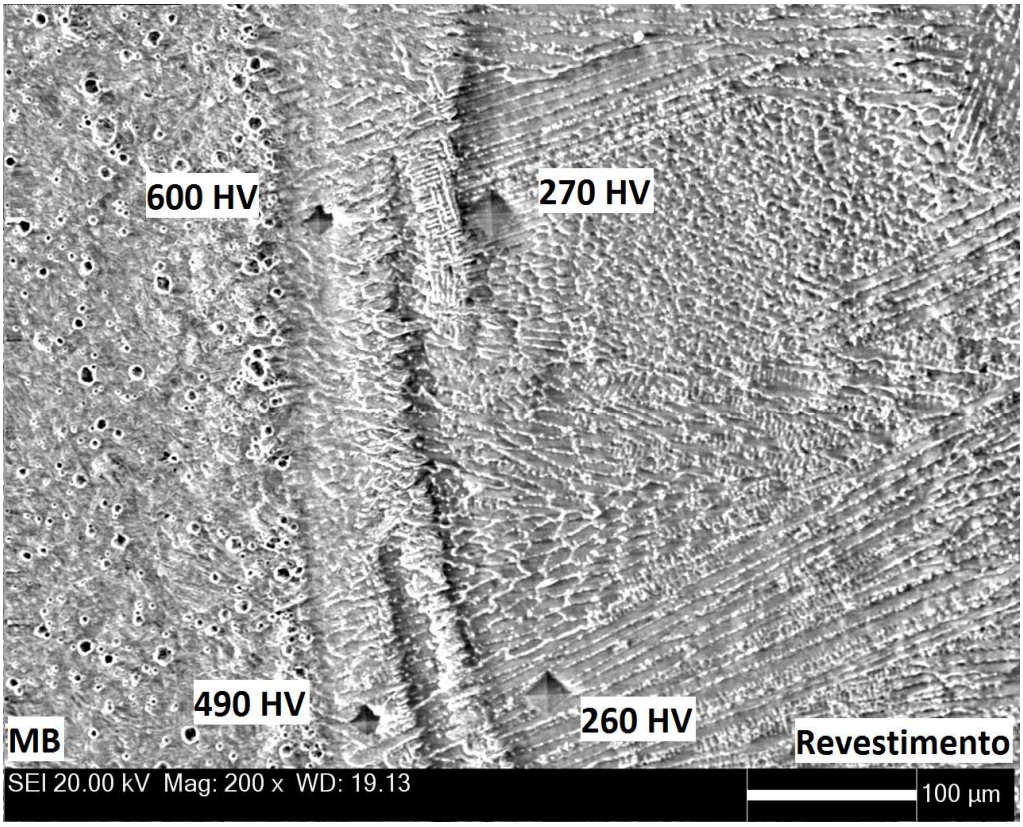


Figura IV.52 – Medições de microdureza ao longo da interface, com martensita na ZPD tipo “praia” e “península” (amostra INC110A TT8H).

A Figura IV.53 mostra a formação da zona sem morfologia definida, tipicamente com espessuras entre 5 e 10µm. Pode ser visto também uma microestrutura presente na interface, com formação de martensita e alta dureza, a região dendrítica no interior do deposito e a precipitação nos contornos de grão.

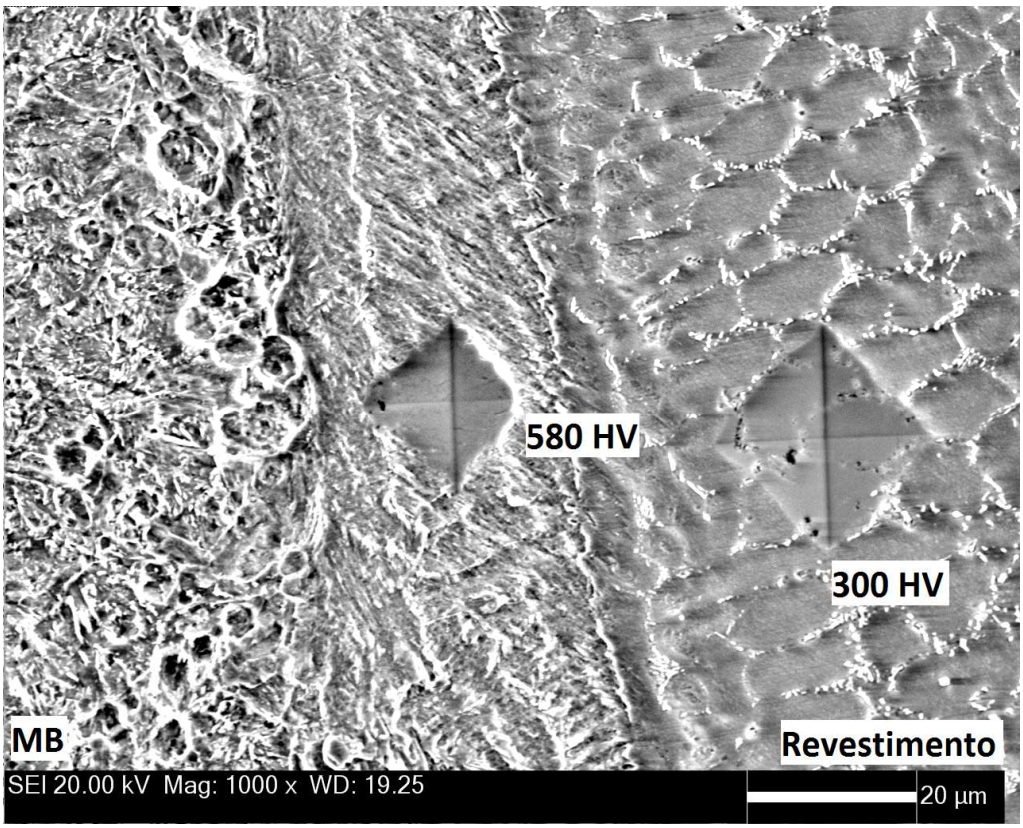


Figura IV.53 – Microdureza na ZPD (alta) típica de estrutura martensítica, seguida de queda na microdureza, referente a precipitados no revestimento (amostra INC110A TT8H).

Na Figura IV.54 pode ser observada as características dos precipitados: carbetos secundários, que em geral apresentam morfologia globular (DODGE et al, 2014; BEAUGRAND et al, 2009) e também uma morfologia típica de fase delta, que normalmente se precipita nos contornos de grão após exposição à elevadas temperaturas, em forma de plaquetas finas (BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M., 2012; AZADIAN et al, 2004).

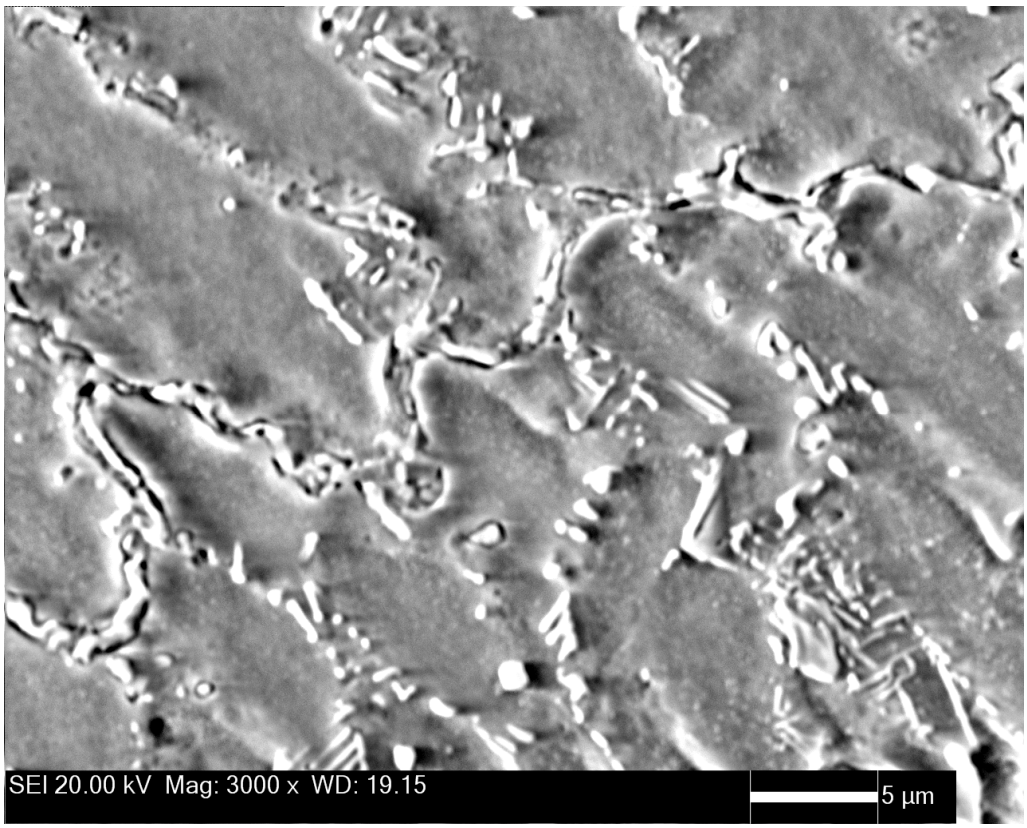


Figura IV.54 – Carbetos e fase delta próximo à interface com o metal de base (amostra INC110A TT8H).

As Figuras IV.55, IV.56 e IV.57 apresentam o impacto do tratamento térmico de 12h realizado na amostra (INC110A TT12H).

Na Figura IV.55 pode-se observar uma ZPD tipo “praia” e “península”, com região martensítica, e microdurezas superiores a 500HV. Esta ZPD está presente em toda a amostra, com espessura que alcançou até 400µm, e microdureza máxima de 570HV. Também pode ser observada a zona sem morfologia definida, que não apresentou aumento de espessura em função do maior tempo de exposição.

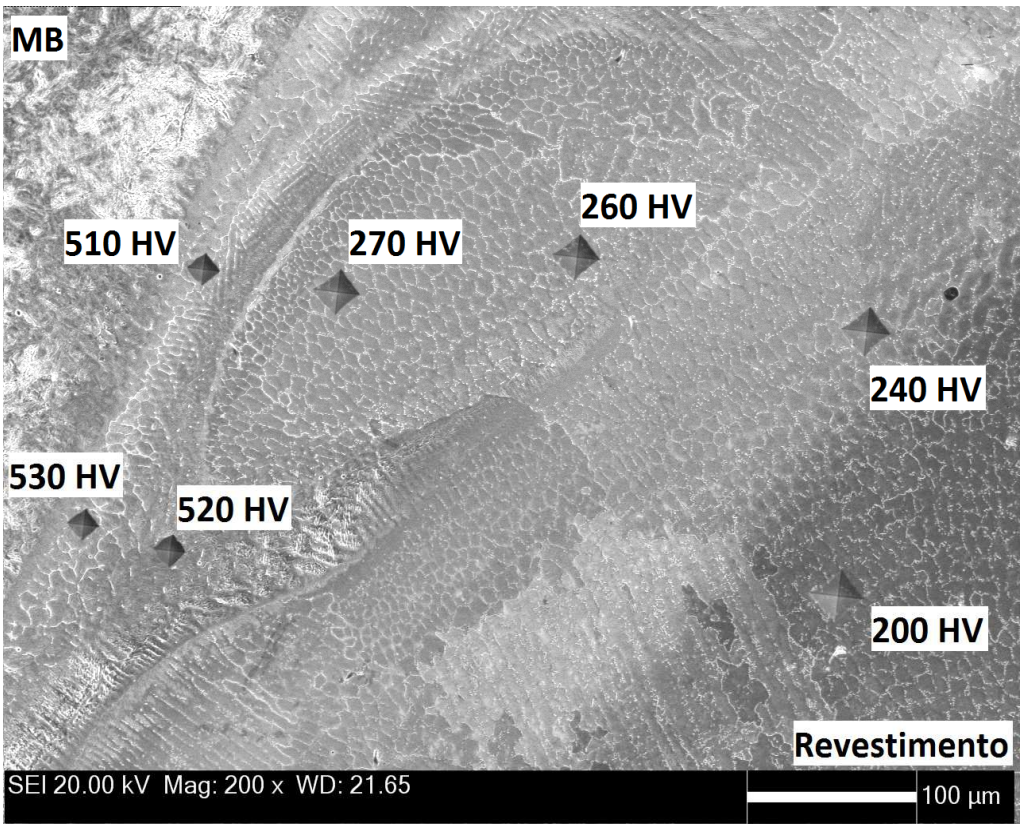


Figura IV.55 - Medições de microdureza ao longo da interface, com martensita na ZPD tipo “praia” e “península” (amostra INC110A TT12H).

A Figura IV.56 mostra a microestrutura no centro do revestimento, mostrando maior quantidade de precipitados que na amostra INC110A STT, conforme era esperado e reportado pela literatura (BJAALAND et al, 2015; DODGE et al, 2014; BEAUGRAND et al, 2009; MEDEIROS et al, 2006; KEJELIN et al, 2005).

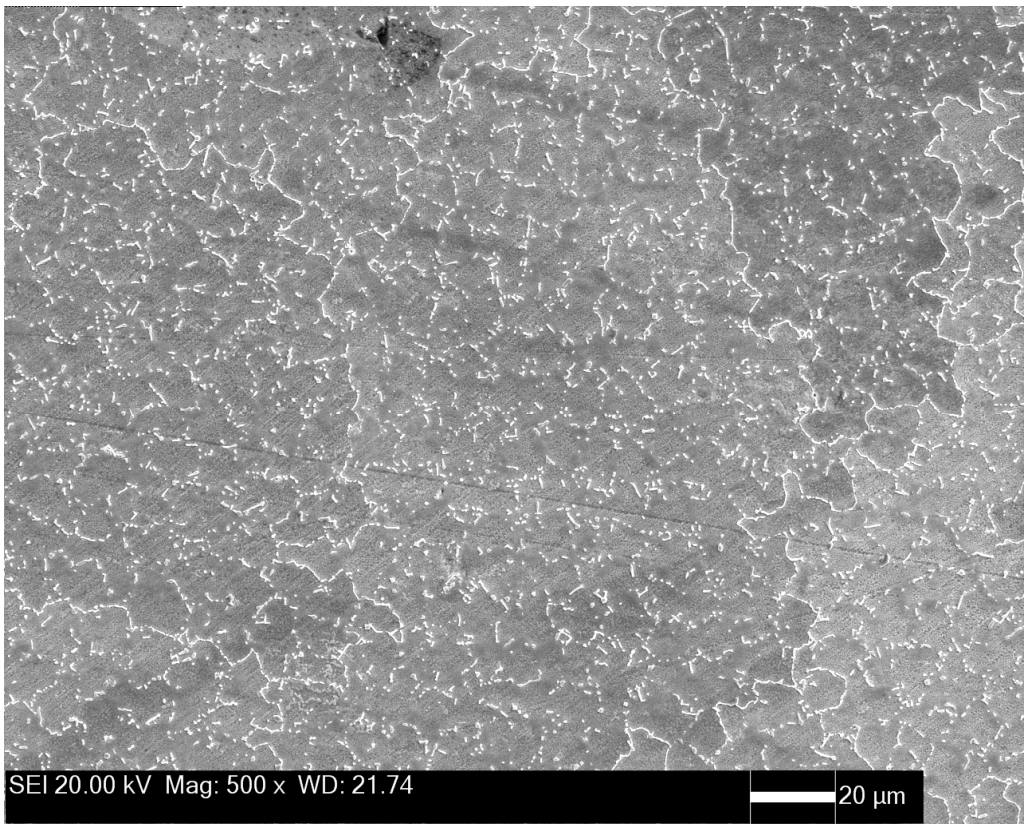


Figura IV.56 – Precipitados no revestimento (amostra INC110A TT12H).

A Figura IV.57 mostra com maior detalhe os precipitados no revestimento: podem ser observadas morfologias típicas de fase delta em forma de plaquetas, carbetos globulares e no interior dos grão, particulados claros e brilhantes, que são as morfologias das fases *γ´* e *γ":* de fato, é de se esperar que estas fases se precipitem mais intensamente em temperaturas entre 600 e 900ºC, uniformemente distribuídas em pequenas partículas, que dificilmente são observadas em MEV (VALLE, 2010).

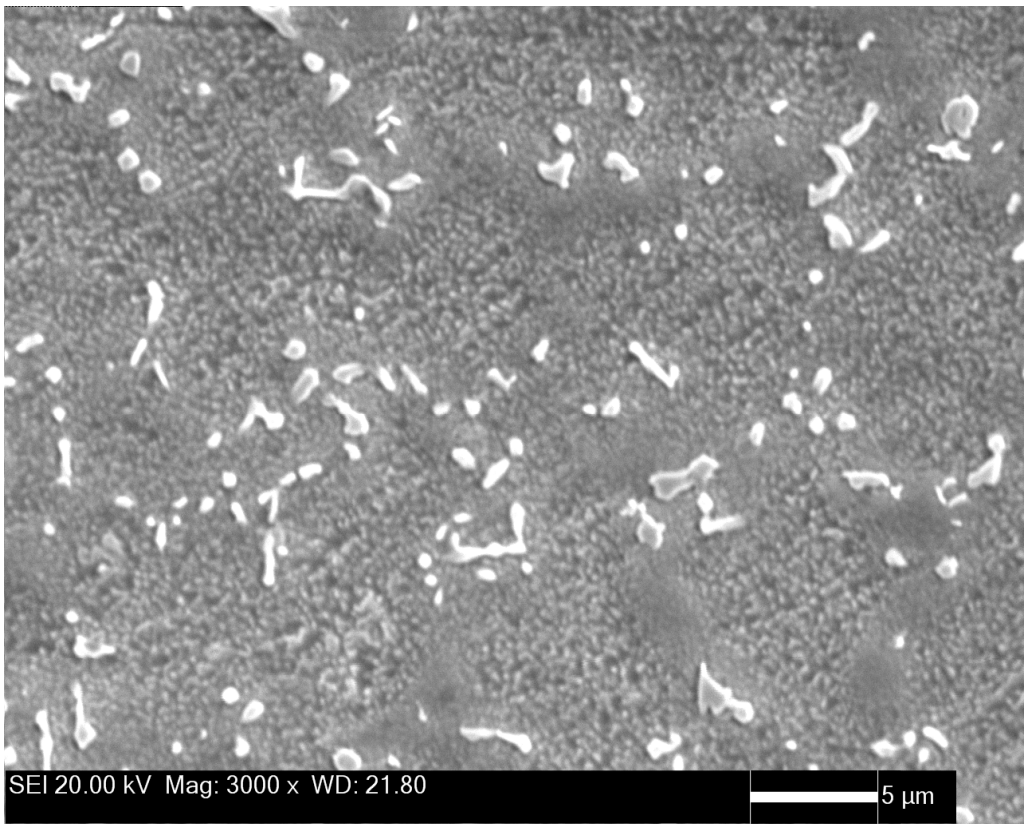


Figura IV.57 – Morfologias típicas de precipitados no revestimento: fase delta, carbetos e fases *γ´* e *γ"* no interior dos grãos (amostra INC110A TT12H).

IV.10 Discussões e comparação entre as características microestruturais encontradas no MEV, do depósito INC110A STT e tratado com 8 e 12 horas (amostras INC110 STT, INC110 TT8H, INC110 TT12H)

Conforme descrito nas seções anteriores, as amostras com deposição de Inconel 718 feitas com 110A foram submetidas à tratamentos térmicos com tempos de 8 e 12 horas, e posteriormente foram realizadas análises de microdureza e MEV, de modo a observar a alteração de suas propriedades e características microestruturais em função tempo de tratamento.

Pode ser observado que:

- O tratamento térmico provocou aumento na microdureza na interface dos depósitos, conduzindo à formação de ZPDs com durezas maiores, conforme esperado e reportado pela literatura (BJAALAND et al, 2015; DODGE et al, 2014; KEJELIN et al 2006 e 2005): na amostra

sem tratamento, o maior valor foi de 540HV (INC110A STT), aumentando para 600HV após 8 horas, e sendo 570HV após 12 horas.

- O interior dos depósitos apresentou valor de microdureza média estável, saindo de 220HV na amostra sem tratamento (INC110A STT) para 250HV após 8 horas e 240HV após 12 horas.
- As ZPDs ao longo da interface, onde há intensa precipitação e formação de regiões com martensita, apresentaram valor crescente com tratamento térmico, saindo de 100µm (INC110A STT), para 140µm (INC110A TT8) e 400µm (INC110A TT12H), confirmando que o aumento do tempo de tratamento conduz a migração de C e endurecimento do material (BJAALAND, 2015; DODGE, 2014; BEAUGRAND, 2009; MEDEIROS, 2006; KEJELIN, 2005).
- Em todas as amostras está presente a zona sem morfologia definida, escura, com espessura entre 5 e 10µm, sem variação em função do tempo de tratamento.

IV.11 Análise comparativa entre as microdurezas encontradas nas Zonas Parcialmente Diluídas e Revestimentos das amostras

Esta seção resume alguns resultados citados nos capítulos anteriores, comparando as microdurezas encontradas nas regiões de interesse das amostras.

A Figura IV.58 mostra a variação de microdureza encontrada nas ZPDs das amostras em função do tratamento térmico (menores e maiores valores), resumindo os resultados citados nos capítulos anteriores. Pode ser observado em geral, que:

- Maiores correntes de deposição conduziram à maiores microdurezas, mesmo após aplicação de tratamento térmico: conforme citado anteriormente, este resultado é coerente com a literatura e resultante da formação de precipitados mais duros e/ou martensita;
- O tratamento térmico aplicado conduziu ao aumento na microdureza encontrada nas ZPDs, conforme literatura: a única exceção foi a amostra INC90A e seus tratamentos subsequentes. Esta apresentou maiores valores de microdureza em ZPDs formadas nas amostras INC90A STT e INC90A TT4H, resultando em picos de 505HV e 600HV. Após aplicação de tratamento com 8h e 12h, os picos reduziram para 400HV e 420HV, respectivamente.

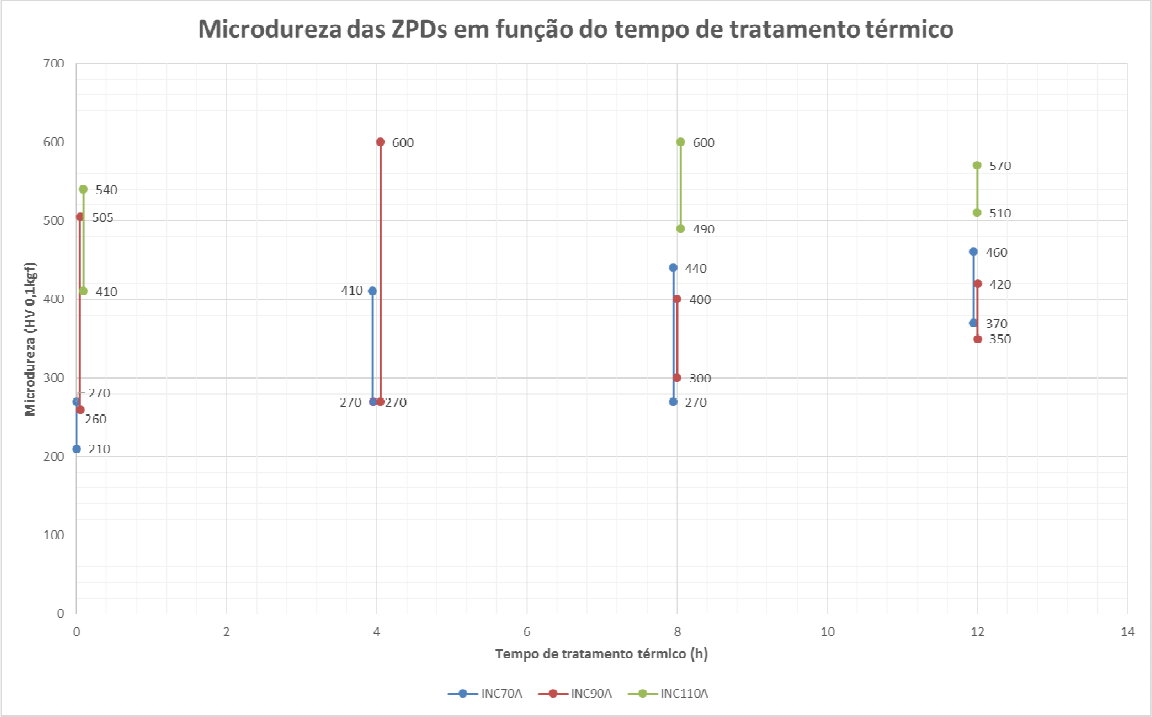


Figura IV.58 – Microdurezas encontradas nas ZPDs em função do tratamento térmico da amostra.

A figura IV.59 mostra a variação de microdureza (média) encontrada no revestimento das amostras, onde pode ser observado em geral, que:

- Maiores correntes de deposição conduziram à menores microdurezas, devido ao aumento no tamanho de grão;
- O tratamento térmico provocou aumento na microdureza das amostras, em função da maior quantidade de precipitados encontrados. Este efeito foi mais pronunciado na amostra INC70A e seus tratamentos subsequentes.

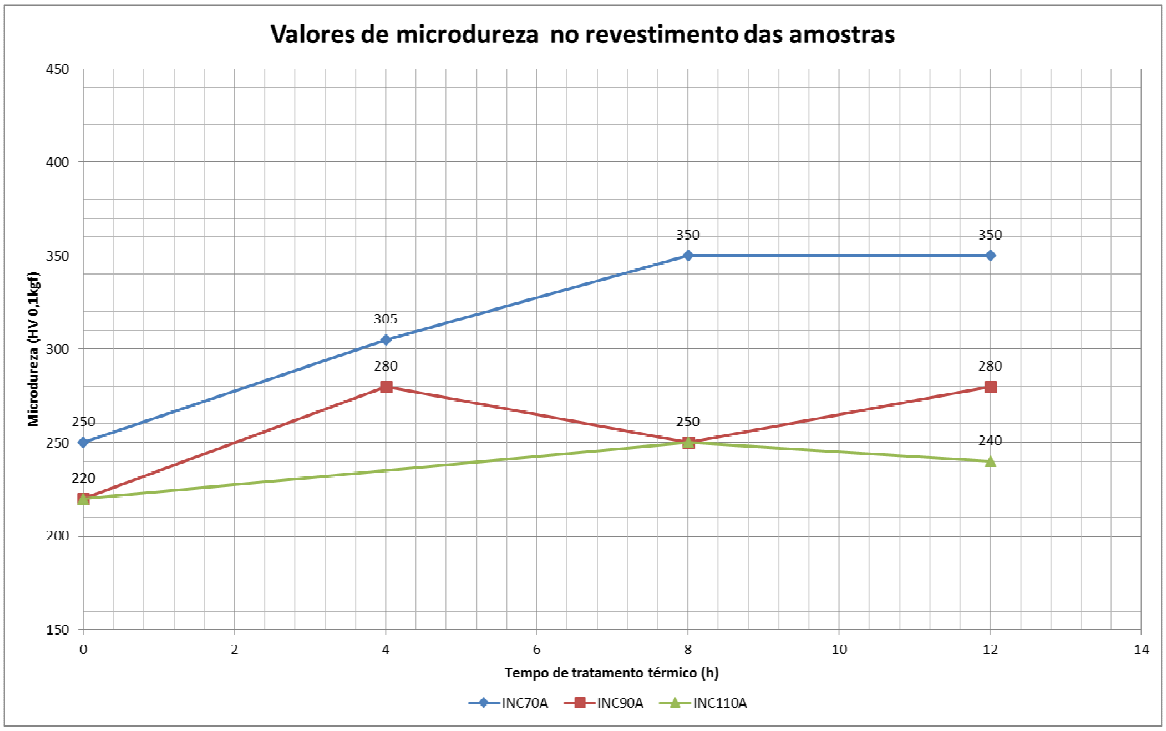


Gráfico IV.59 – Microdurezas médias encontradas no revestimento em função do tratamento térmico da amostra.

CAPÍTULO V – CONCLUSÕES

Baseado nos resultados experimentais apresentados e na literatura levantada durante a elaboração do trabalho, onde foram investigadas as características microestruturais e mecânicas dos depósitos de Inconel 718 realizadas com diferentes correntes de deposição (70A, 90A e 110A) e submetidas a tratamento térmico a 750ºC durante diferentes tempos (4h, 8h e 12h), é possível concluir que:

- Os cordões depositados com maior intensidade de corrente apresentam-se mais largos, com maior penetração e maior diluição, devido à maior energia do arco envolvida no processo;
- A aplicação de baixos aportes térmicos ocasionou um aumento nos valores de microdureza na ZTA;
- O aumento da corrente de deposição provocou aumento na quantidade de zonas parcialmente diluídas, na espessura destas e na sua dureza, indo de picos de 270HV na amostra INC70ASTT, até 540HV na amostra INC110ASTT: assim, a escolha dos parâmetros de soldagem podem influenciar em diversos aspectos na formação das ZPDs;
- ZPDs com menores durezas são formadas por precipitados, enquanto que ZPDs com durezas superiores a 400HV são formadas por martensita, que apresentam maior concentração de C e Fe, conforme os espectros de EDS realizados;
- Nas regiões de interface se observou aumento na precipitação de carbetos com o incremento da corrente, resultado da migração do C, que se combina com elementos de liga (Cr, Nb, Ni, Mo) e formando precipitados;
- Na interface do deposito, no lado do MB, foram observadas regiões descarbonetadas, que podem apresentar queda na resistência mecânica na região, podendo impactar as características estruturais da deposição;
- Na medida em que se aumentou a corrente, também houve aumento na precipitação no meio do revestimento, mas sem levar a um aumento da dureza, pelo fato de ter ocorrido crescimento do tamanho de grão, fenômeno que compete em sentido oposto;
- Os tratamentos térmicos aplicados nas amostras conduziram, em geral, ao aumento na microdureza na interface, conduzindo à formação de ZPDs com espessuras e durezas maiores (martensíticas), com migração do C do metal de base para o interior do deposito. Os perfis de composição química conseguiram identificar que a migração do C e composição local rica em elementos de liga auxiliaram no processo de formação de martensita, de alta dureza, nas interfaces, além de contribuir para precipitação de carbetos;
- Em geral, o interior dos depósitos também apresentou aumento de microdureza em função do tempo de tratamento, provocado pela maior precipitação.

- Como observado através das análises em MEV, nenhuma das 3 correntes de deposição (70A, 90A e 110A)

CAPITULO VI – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

As atividades desenvolvidas e as conclusões deste trabalho permitem sugerir os seguintes pontos de investigação posterior:

- Avaliar através de MET as fases e precipitados presentes nas amostras, indicando quais tipos estão mais ou menos presentes, em função da corrente de deposição e tratamento térmico;
- Também através de MET, obter confirmação da identificação dos carbetos e fases, em especial, aquelas cuja identificação foi sugerida neste trabalho através de seu perfil de composição química;
- Submeter as amostras à analises de corrosão, identificando a influência dos parâmetros de deposição e tratamento térmico na resistência à corrosão do material.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDULLAH, M.; RUMAIH, A. MOHAMED, A. “Environmental cracking of dissimilar metal welds”. *Saudi Aramco Journal of Technology,* 2008.

ALBERT, S. K.; GILL, T. P. S.; TYAGI, A. K.; MANNAN, S. L.; KULKARNI, S. D.; RODRIGUEZ, P.; “Soft Zone Formation in Dissimilar Welds between Two Cr-Mo Steels”, *The Welding Journal*. Mar. 1997.

ASM, Metals Handbook, vol 2. “Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials”, Ohio, 1992.

ASM, Metals Handbook, vol 4. “Heat Treating”, Materials Park, Ohio, 2000.

ASM, Metals Handbook, vol 9. “Metallography and Microstructures”, Ohio, 1992.

AZADIAN, S.; WEI, L.Y.; WARREN, R.; “Delta phase precipitation in Inconel 718”. *Materials Characterization*, 2004.

BAGOURY, N.E.; RAMADAN, M.; “Heat treatment effect on microstructure and mechanical properties of Re-containing Inconel 718 alloy”. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2012.

BAHRAMI, A.; GITTOS, M.; PISARKI, H.; WOOLLIN, P.; “Assessing the Integrity of Subsea Dissimilar Joints to Ensure Safe Operations”, *Offshore Technology Conference*, 2010.

BALLESTEROS, A.F.; Avaliação da resistência de juntas soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X-80 à Corrosão sob Tensão na Presença de Sulfetos e Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio. Dissertação de D.Sc., PUC, Rio de Janeiro, Brasil, 2009.

BEAUGRAND, V.C.M.; SMITH, L.S.; GITTOS, M.F.; “Subsea dissimilar joins: failure mechanisms and opportunities for mitigation”, (nº 09305), *Nace*, 2009.

BEAUGRAND, V.C.M.; SMITH, L.S.; GITTOS, M.F.; “Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: Factors that influence the performance”, (nº 80030), *Offshore Maritime and Artic Engineering (OMAE)*, 2009.

BELTRÃO, R. L. C., Sombra, C.L., LAGE, A. C. V. M., Fagundes Netto J.R., and HENRIQUES, C. C. D. "Challenges and New Technologies for the Development of the Pre-Salt Cluster, Santos Basin, Brazil", *Offshore Technology Conference*, OTC 19880, 2009.

BERRIDGE, D.R., "Corrosion resistant alloy cladding of subsea components", *Offshore Technology Conference*, OTC 21973, 2011.

BJAALAND, H.; AKSELSEN, O.M.; OLDEN, V.; NYHUS, B.; KARLSEN, M.; HJELEN, J.; "Metallurgical reactions in welding of clad X60/X65 pipelines". *International Ocean and Polar Engineering Conference (ISOPE)*, 2015.

CANTARIN, T.N.; Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado revestido com liga de Niquel 625 por soldagem GTAW, Dissertação de Mestrado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (Universidade de São Paulo), São Paulo, SP, Brasil, 2011.

CORMIER, J., SUAVE, L.M., "Comments on microstructural evolution of hydroformed Inconel 625 bellows", Journal of Alloys and Compounds, 680, pg 6-7, 2016.

CLARK,D., BACHE,M.R., WHITTAKER,M.T., "Shaped metal deposition of nickel alloy for aero engine applications", Journal of Materials Processing Technology, v.203, pp.439-449, 2008.

DAVIS J.R.; "Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining", ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 699-828, 1993.

DEHMAS, M.; LACAZE, J.; NIANG, A.; VIGUIER, B. "TEM study of high temperature precipitation of delta phase in Inconel 718 alloy". Advances in Materials Science and Engineering, 2011.

DIAS.F.W.C.; Efeito da intensidade de corrente para revestimentos utilizando Hastelloy X, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

DODGE, M.F.; DONG, H.B.; GITTOS, M.F.; MOBBERLEY, T.; "Fusion zone Microstructure Associated with Embrittlement of Subsea Dissimilar Joints". *Offshore Maritime and Artic Engineering (OMAE)*, 2014.

DODGE, M.F.; *The effect of heat treatment on the embrittlement of dissimilar welded joints. Ph.D. Thesis, University of Leicester*, England, 2014.

DOODY, T.; “Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service”, *The Welding Journal*, v. 71, n. 3, pgs. 55-60, March 1992.

DU,J.H.; LU,X.D.; DENG,Q.; QU,J.L.; ZHUANG,J.Y.; ZHONG,Z.Y. “High temperature stability and mechanical properties of novel 718 superalloy”, Materials Science and Engineering, v. 452-453, pp.584-591, 2007.

DUPONT.J.N.; LIPPPOLD.J.C.; KISER.S.D.,” Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys”, Published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2009.

FENSKE, J.A.; HUKLE, M.W.; NEWBURY, B.D.; GORDON, J.R.; NOEKER, R.; ROBERTSON, I.M.; “Hydrogen induced mechanical property behavior of dissimilar weld metal interfaces”, *Offshore Maritime and Artic Engineering, (OMAE2011-50009)* Rotterdan, Holanda, 2011.

FENSKE, J.A.; *Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments*, Ph.D. Thesis, College of the University of Illinois at Urbana-Champaign Urbana, Illinois, USA, 2010

FILHO, C.A.; Metalurgia da Soldagem. Apostila do Curso, 2008.

FRANZOTTI, T.C.; Comparativo da resistência à corrosão por pite e do comportamento mecânico de aços inoxidáveis dúplex SAF 2205 e SAF 2507. Relatório de Iniciação Cientifica, Departamento de Engenharia Mecânica – FEI.

FU, A.Q.; KUANG, X.R.; HAN, Y.; LU, C.H.; BAI,Z.Q.; YIN, C.X.; MIAO, J.; FENG, Y.R.; WEI, Y.G.; TANG, Q.; YANG,Y. “Failure analysis of girth weld cracking of mechanically lined pipe used in gasfield gathering system”, Engineering Failure Analysis, 68, pg 64-75, 2016.

GAO, M.; WEI,R.P. “Grain boundary niobium carbides in inconel 718”, Scripta Materialia, v. 37, number 12, pp.1843-1849, 1997.

GITTOS, M.F., GOOCH, T.G.,” The Interface below Stainless Steel and Nickel-Alloy Claddings”, *The Welding Journal*. Dec. 1992.

GITTOS, M.F.; “Resistance of dissimilar joints between steel and nickel alloys to hydrogen assisted cracking”, (nº 8095) *Nace* 2008.

GITTOS, M.F.; SOTOUDEH, S.S.; PISARSKI, H.; MILITITSKY, M. “Failure of an AISI 8630-Mod low alloy steel to C-Mn steel dissimilar metal weld, made using nickel alloy UNS N06625 welding consumables”. *NACE*, 2015.

GORDINE, J.; “Welding of Inconel 718”, *Welding research supplement*, 1970.

KEJELIN, N. Z.; Influencia dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluidas em soldas de metais dissimilares, Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, Brasil, 2006.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J.de A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.; “Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625”, *XXXII Congresso Nacional de Solda - CONSOLDA* , pp. 1-10, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2006.

KEJELIN, N.Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; POPE. Alexandre M.; “Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar metal Welds”, *18th International Congress of Mechanical Engineering – COBEM*, Ouro Preto – MG, novembro de 2005.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J.de A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.; “Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625”. *XXXII Congresso Nacional de Solda - CONSOLDA ,* pp. 1-10, 2009.

KIM, W.G.; YIN, S.; KIM, Y.; CHANG, J.H; “Creep characterization of a Ni-based Hastelloy-X alloy by using theta projection method”, *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008) 4985–4995 line 1, July 2008.

KOU, S.; YANG, Y.K.; “Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds” *The Welding Journal*. V 86, Oct. 2007.

KOU, S.; YANG, Y.K.; “Weld-Bottom Macrosegregation Caused by Dissimilar Filler Metals”, *The Welding Journal*. V 86, Dec. 2007.

KOU, Sindo. Welding Metallurgy. John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.

KUO.C.M.; YANG,Y.T.; BOR,H.Y.; WEI, C.N.; TAI,C.C.; “Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy”, *Materials Science and Engineering A*, v. 510-511, pp.289-294, 2009.

LAMBARRI, J.; LEUNDA, J.; NAVAS, V.G.; SORIANO, C.; SANZ, C.; “Microstructural and tensile characterization of Inconel 718 laser coatings for aeronautic components”, *Optics and Lasers in Engineering*, 2013

LUNDIN, C.D.; “Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literature Review”, *The Welding Journal*. Feb. 1982.

MAGNABOSCO, R.; Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável SAF 2205. Dissertação de D.Sc. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 2001.

MANNAN, S., HIBNER, E., PUCKETT, B. “Physical metallurgy of Alloys 718, 725, 725HS, 925, for service in aggressive corrosive environments”, Huntington, WV, Special Metals Corporation. Disponível em: http://www.specialmetals.com/documents/. Acessado em: 19/04/2012.

MEDEIROS, N.; LINS, J.F.C.; Evolução microestrutural da superliga Inconel 718 após envelhecimento a 750ºC. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006.

MISSORI, S.; KOERBER, C.; “Laser Beam Welding of Austenitic-Ferritic Transition Joints”, *The Welding Journal*. Mar. 1997.

MODENESI, P.; MARQUES, P.V.; Introdução aos Processos de Soldagem. Apostila do Curso de Soldagem, UFMG, 2006.

MOUGO, A.L.; Aspectos metalúrgicos da soldagem mig e mig derivativa com arame frio em revestimento de chapas planas de aço carbono utilizando uma superliga de níquel. Relatório, Universidade Federal do Pará, 2012.

NETO, F.A.S.; Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2010.

OLIVEIRA, E.M.; Comportamento microestrutural da liga Inconel 718 em aplicações por soldagem TIG, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

OMAR, A. A.; “Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds”, *The Welding Journal*, Miami, 77, n. 2, p.86-93, Feb. 1998.

ORNATH, F.; SOUDRY, J.; WEISS B.Z.; MINKOFF, I. “Weld Pool Segregation During the Welding of Low Alloy Steels with Austenitic Electrodes”. Welding Journal, November 1981.

RAMIRES, I.; GUASTALDI, A.C.; Estudo do biomaterial ti-6al-4v empregando-se técnicas eletroquímicas e xps. Relatorio de Iniciação Cientifica, Universidade Estadual de Campinas 2011.

ROYSE, F.S.; Estudo das propriedades mecânica e microestruturais de revestimento de liga de cobalto utilizando o processo de soldagem TIG, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

SANTOS, T.S.R.; Estudo dos efeitos do hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga 718 em diferentes condições de envelhecimento, Dissertação de M.Sc, COPPE-UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2009.

SCHIRRA, J.J; CALESS, R.H.; HATALA, R.W.; “The effect of laves phase on the mechanical properties of wrought and cast + HIP Inconel 718”. United Technologies Corporation, 1991.

SILVA, M.M.; OLIVEIRA, W.C.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A.; MOTTA, M.F.; “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”. *Revista Soldagem e Inspeção*, vol. 15, nº 3, Set. 2010.

SILVA, C.C; AFONSO, C.R.M.; “Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga á base de Niquel Inconel 625”. *Revista Soldagem e Inspeção*, Vol. 17, nº 3, Set 2012.

SILVA, C.C; AFONSO, C.R.M.; MIRANDA, H.C.; RAMIREZ, A.J.; FARIAS, J,P. “Migração de molibdênio na interface matriz/precipitado em metais de solda de ligas Ni-Cr-Mo”. *Revista Tecnologia de Materiais e Mineração*, São Paulo, v.8, nº3, pg 197-202, julho-setembro, 2011.

SLAMA, C.; ABDELLAOUI, M.; “Structural characterization of the aged inconel 718”. *Journal of alloys and compounds*, 2000.

SMITH.W.F; “Nickel and Cobalt Alloys”, Structure and Properties of Engineering Alloy, Ed Mc Graw Hill 2ed, Series Materials Science and engineering Series, pp487-536, 1993.

SUDHA, C; TERRANCE, A.L.E; ALBERT, S.K.; VIJAYALAKSHMI, M.; “Systematic study of formation of soft and hard zones in the dissimilar weldments of Cr–Mo steels”, *Journal of Nuclear Materials,* 302 (2002) 193–205, Jan. 2002.

TABERNERO, A.; LAMIKIZ, S.; MARTI´NEZ, E.; UKAR, J.; “Evaluation of the mechanical properties of Inconel 718 components built by laser cladding”, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2011.

VALLE, L.C.M.; Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718, Dissertação de mestrado, UFRJ, Rio de Janeiro, 2010.

VELU, M.; BHAT, S.; “Metallurgical and mechanical examinations of steel–copper joints arc welded using bronze and nickel-base superalloy filler materials”, *Materials and Design Journal*, nº47, 2013.

VIJAYALAKSHMI, M.; “Microchemical and Microstructural Variations across Dissimilar Joints”, Physical Metallurgy Division, Metallurgy and Materials Group, IGCAR, e-mail: mvl@igcar.gov.in

WANGA, Z.; GUANA, K.; GAOA, M.; XIANGYOY, A.; CHENB, X.; ZENGA, X.; “The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting”. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011.

WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 1. v.3 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 526 p.

WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 2. v.4 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. 621 p.

WOLYNEC, Stephan. Técnicas Eletroquímicas em Corrosão. São Paulo: Edusp, 2003.

YANG, Y.; SHI, L.; XU, .Z.; LU, H.; CHEN, X.; WANG, X. “Fractures toughness of the materials ion welded joint of X80 pipeline steel”. Engineering Fracture Mechanics 148 (2015) 337-349, July 2015.