

**CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS DISSIMILARES COM REVESTIMENTOS
NiCrSiBC EM DIFERENTES SUBSTRATOS**

PEDRO HENRIQUE DIAS DE ARAÚJO

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ

AGOSTO- 2016

CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS DISSIMILARES COM REVESTIMENTOS
NiCrSiBC EM DIFERENTES SUBSTRATOS

PEDRO HENRIQUE DIAS DE ARAÚJO

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

Orientador: Prof. Luis Augusto Hernandez Terrones

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ
AGOSTO- 2016

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do **CCT / UENF**

180/2016

Araújo, Pedro Henrique Dias de

Caracterização de materiais dissimilares com revestimentos NiCrSiBC em diferentes substratos / Pedro Henrique Dias de Araújo. – Campos dos Goytacazes, 2016.

v, 100 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2016.

Orientador: Luis Augusto Hernandez Terrones.

Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 94-100.

1. METALURGIA FÍSICA 2. SOLDAGEM DE REVESTIMENTO 3. REVESTIMENTOS DUROS 4. LIGAS DE NIQUEL 5. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título

CDD 669.94

CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS DISSIMILARES COM REVESTIMENTOS
NiCrSiBC EM DIFERENTES SUBSTRATOS

PEDRO HENRIQUE DIAS DE ARAÚJO

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

Aprovado em 22 de Agosto de 2016

Comissão Examinadora:

Prof. Eduardo Atem de Carvalho (PhD., Engenharia Mecânica) - UENF

Prof. Luciano José de Oliveira (D.Sc) - UFF

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

Prof. Luis Augusto Hernandez Terrones (D.Sc) - UENF

Orientador

A todos nós, que juntos fizemos este trabalho.

AGRADECIMENTOS

À minha família pelo alicerce que representam. A meu filho e a minha companheira, aos meus pais, meus avós, meus tios e primos, aos que aqui estão fisicamente e aos que estão em memória.

Aos meus amigos.

A todos os professores que comigo estiveram desde a infância.

Ao meu orientador professor Terrones pela oportunidade de crescimento. Aos professores do LAMAV, em especial Eduardo Atem e Ronaldo Paranhos, pelas discussões que me permitiram expandir meus conhecimentos. Ao professor Luciano, pelas contribuições no trabalho.

Muito obrigado!

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS.....	i
ÍNDICE DE TABELAS	v
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO	1
1.1 Introdução	1
1.2 Objetivos	3
1.3 Justificativas	4
CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 Revestimentos Soldados na Indústria Petrolífera.....	5
2.2 Revestimentos Soldados na Indústria de Energia Nuclear	8
2.3 Processos de Revestimento	9
2.3.1 Metalização	10
2.3.2 Galvanização.....	12
2.3.3 Soldagem de Revestimento	13
2.3.4 Principais Processos de Soldagem de Revestimento Utilizados na Indústria ..	14
2.3.4.1 SMAW	15
2.3.4.2 Soldagem por Explosão	16
2.3.4.3 GTAW.....	18
2.3.4.4 PTAW.....	19
2.3.5 Diluição.....	21
2.4 Materiais Utilizados em Soldagem de Revestimento	23
2.4.1 Aços Inoxidáveis	23
2.4.2 Superligas de Níquel	24
2.4.3 Superligas de Cobalto	25
2.4.4 Ligas Ni-Cr-Si-B-C.....	26
2.5 Metalurgia da Soldagem de Revestimento.....	30
2.5.1 Classificação das DPS's.....	35
CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS.....	38
3.1 Revestimentos Obtidos por Ptaw	38
3.2 Preparação Metaográfica	40
3.3 Microscopia Ótica.....	41
3.4 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS	41
3.5 Dureza.....	42
CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÕES	43

4.1 Resultados	43
4.1.1 Amostra I - Revestimento de Colmonoy 5 com substrato SAE 1020	43
4.1.1.1 Microscopia Ótica	43
4.1.1.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS	47
4.1.1.3 Ensaios de Dureza	54
4.1.2 Amostra II - Revestimento de Colmonoy 5 com substrato AISI 316	55
4.1.2.1 Microscopia Ótica	55
4.1.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS	57
4.1.2.3 Ensaios de Dureza	65
4.1.3 Amostra III - Revestimento de Deloro 45-2 e substrato de SAE 1020	66
4.1.3.1 Microscopia Ótica	66
4.1.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS	69
4.1.3.3 Ensaios de Dureza	76
4.1.4 Amostra IV- Revestimento de Deloro 45-2 e substrato de AISI 316	77
4.1.4.1 Microscopia Ótica	77
4.1.4.2 Ensaios de Dureza	80
4.2 Discussão	81
4.3 Considerações Finais	88
CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES	90
CAPÍTULO 6: SUGESTÕES	91
CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1- Flange do riser de perfuração e suas linhas auxiliares (Peetsold, 2000).6	6
Figura 2- a) Pino com riscos b) Pino com descolamento do revestimento (Aguila, 2005).7	7
Figura 3- Características da camada formada por aspersão térmica (Mariano, 2007).11	11
Figura 4- Ilustração esquemática do processo de soldagem por explosão e de possíveis materiais utilizados como revestimento e substrato (yuguan.com).17	17
Figura 5- Morfologia da interface obtida pelo processo de soldagem por explosão (Bracarense, 2000).18	18
Figura 6- Revestimento interno de tubos utilizando o TIG automático (IODS - Weld Cladding, Pipe Cladding, Clad Pipe Fittings and Fabrication, 2014)19	19
Figura 7- Ilustração esquemática do processo de soldagem PTAW, Plasma transferred arc welding utilizando adição de pó metálico (mining-technology.com). .20	20
Figura 8- Perfil geométrico desejado do cordão de solda: a) união da junta soldada (aplicações convencionais); b) soldagem de revestimento (Gomes, 2010). .22	22
Figura 9- Precipitação de γ' cuboidal em matriz austenítica (Stoloff, 2005)25	25
Figura 10- Microestrutura da liga Stellite 6 depositada pelo processo de soldagem de plasma por arco transferido (Bond et al, 2011).26	26
Figura 11- Microestrutura resultante da solidificação hipereutética, Boretos de Cr em forma de couve-flor, e Carbeto de Cr em forma de ripas (Hemmati, 2013)29	29
Figura 12- Microestrutura resultante da solidificação hipoeutética, com dendritas de γ -Ni, e os eutéticos nas regiões interdendríticas (Hemmati, 2013).29	29
Figura 13 -Linha de fusão do revestimento processado por PTA: (a) variação da microestrutura e (b) gradiente de Fe junto à linha de fusão (Silva, 2015).30	30
Figura 14– Interface entre o metal de adição, 309L e o metal base, A335. (Hajiannia, 2013,)31	31
Figura 15- Formação da ZPD na interface entre o aço API X-60 e uma liga Inconel 625. Estão representada a dureza de cada região assim como os parâmetros de soldagem: corrente de 70 A, velocidade de soldagem 16 cm/min e T0 é a Temperatura de pré-aquecimento (Kejelin, 2005).33	33
Figura 16- Gradiente de composição na interface entre o aço API 5LX65 e Inconel 625 (Ribeiro. 2014).34	34

Figura 17- Estrutura típica de praia da ZPD (Kejelin, 2006).....	35
Figura 18- Estrutura típica de península da ZPD (Kejelin, 2006).	36
Figura 19- Estrutura típica de ilha da ZPD (Kejelin, 2006).	37
Figura 20- Estrutura típica de baía da ZPD (Kejelin, 2006).....	37
Figura 21– Corte da chapa da amostra I e amostra III.	40
Figura 22– Seção transversal do pino da amostra II.	40
Figura 23– Vistas lateral e transversal dos pinos da amostra IV.....	41
Figura 24– a)/b) Micrografias da interface entre o metal de base, aço SAE 1020, e o revestimento, Colmonoy-5; 108x, 430x, Microscópio Confocal c)/d) Interface entre a estrutura de solidificação hipo e hipereutética, 108x e 430x.	45
Figura 25- a) Micrografia referente a interface entre o metal base, SAE 1020, e o revestimento, Colmonoy-5. b) Micrografia no interior da região de solidificação hipoeutética. 2136x e 1075x de aumento.....	46
Figura 26– a)/b) Micrografias referentes a zona de solidificação do tipo hipereutética, evidenciando a presença de precipitados tipo couve-flor e tipo ripa. 1075x e 2136x de aumento.	47
Figura 27– Micrografia por MEV na interface do substrato e revestimento e análises de EDS por pontos. 1500x de aumento.	49
Figura 28 A) Micrografia da interface e análise de EDS em linha começando no interior do substrato em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si	50
Figura 29- A) Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.	51
Figura 30– A) Micrografia em Mev de precipitados na região de solidificação hipereutética. Mapa de composição de dois precipitados presentes na região de solidificação hipereutética do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de.....	53
Figura 31– Perfil de Dureza Vickers obtido na amostra I.	55
Figura 32– a)/b) Micrografias ao redor a interface do metal de base e o revestimento. 108x, 216x c)/d) Micrografias em regiões próximas ao topo do revestimento., 430x e 430x.	57

Figura 33– a)/b) Micrografias na região central do revestimento, evidenciando os dois componentes: Dendritas de Gama-Ni, Eutético interdendrítico. 1075x e 2136 x de aumento, respectivamente.	58
Figura 34- Micrografia em MEV realizada na interface substrato/revestimento, evidenciando os pontos analisados por EDS.	59
Figura 35- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.....	60
Figura 36- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.....	62
Figura 37– A) Mapa de composição de um precipitado presente no revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.	64
Figura 38– Perfil de Dureza Vickers obtido na amostra II.	66
Figura 39– a)/b) Micrografias ao redor da interface do metal de base e o revestimento. 108x, 216x c)/d) Micrografias obtidas em regiões próximas ao topo do revestimento, 430x e 430x.	68
Figura 40– a)/b) Micrografias no revestimento, evidenciando os três componentes: Dendritas de Gama-Ni, Eutético interdendrítico, e precipitados tipo couve-flor. 1075x e 2136 x de aumento.....	69
Figura 41– Micrografia por MEV na interface substrato/revestimento e análise de EDS por pontos. 1500x de aumento.	71
Figura 42- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento, a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.....	72
Figura 43- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.	74
Figura 44– Mapa de composição de um precipitado presentes na região interdendrítica do revestimento. A) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si	77
Figura 45– Perfil de Dureza Vickers obtido na amostra III.	79

Figura 46 a)/b) Micrografias ao redor da interface do metal de base e o revestimento 108x 430x de aumento; c)/d) Micrografias referentes a regiões próximas ao topo do revestimento 430x e 430 x de aumento.	80
Figura 47– a)/b) Micrografia referente ao meio do revestimento, evidenciando os componentes: Eutéticos e precipitados tipo couve-flor e em formas de ripas. 1075x e 2136 x de aumento.....	81
Figura 48– Vista de uma trinca que surgiu no revestimento	82
Figura 49- Perfil de Dureza Vickers obtido da amostra IV.....	83
Figura 50 – Perfil de dureza das quatro amostras.....	87

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Composição de ligas NiCrSiCB utilizadas em Revestimentos Soldados (Hemmati, 2013, 2011; Ramasubbu, 2011; Kim, 2001)	27
Tabela 2- Composições dos pós metálicos utilizados no revestimento e dos substratos.....	39

RESUMO

No presente trabalho foram estudadas duas ligas NiCrSiBC, Colmonoy-5 e Deloro 45-2, depositadas por PTAW (*Plasma Transferred Arc Welding*) em substratos de aço inoxidável austenítico AISI 316 e aço AISI 1020, formando revestimentos soldados com 2,4-3,0 mm de espessura, totalizando 4 amostras. A microestrutura responsável pelas propriedades de resistência ao desgaste e a corrosão necessárias às aplicações dessas ligas é composta por precipitados cuja nucleação e crescimento são altamente dependentes do teor de ferro. De forma que a presença deste elemento devido a diluição na soldagem pode afetar significativamente as propriedades. As amostras obtidas por Soldagem a Plasma foram cortadas em seções transversais ao movimento da tocha, preparadas metalograficamente seguindo as etapas de lixamento, polimento e diversos ataques químicos. Foram observados o metal base (MB), a zona parcialmente diluída (ZPD) e o revestimento de cada amostra. Os microconstituintes presentes e as regiões foram analisadas quimicamente por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) por pontos, foram obtidos resultados de análise química em linha que partiram do interior do substrato ao topo do revestimento, foram obtidos mapas de composição química dos precipitados presentes na microestrutura. Obteve-se perfis de dureza Vickers com 12 pontos medidos que se iniciam no interior do substrato e termina no topo do revestimento. As microestruturas obtidas são caracterizadas basicamente de duas formas: uma onde a matriz é dendrítica formada por γ -Níquel, e interdendrítico eutético composto por borosilicatos de Níquel, e borocarbeto de Cromo heterogeneamente distribuídos, e outra formada por cristais duros de Carbeto e Carbeto de Cromo, distribuídos numa matriz de γ -Níquel e borosilicatos de Níquel. As amostras cuja microestrutura foram do segundo tipo apresentaram maior dureza, um bom indicativo da resistência ao desgaste. Entretanto, na amostra mais dura, Deloro45-3 sobre AISI 316, surgiram trincas, decorrentes da fragilidade da rede de eutéticos presentes na microestrutura.

Palavras chave: Metalurgia Física, Soldagem de Revestimento, Revestimentos Duros, Ligas de Níquel, Caracterização Microestrutural

ABSTRACT

In the present work two NiCrSiBC alloys were studied, Colmonoy-5 and Deloro 45-2, deposited by PTAW on plates of AISI 16 and AISI 1020, resulting in welded coatings with 2,4 to 3,0 mm of thickness, totalizing 4 samples. The microstructure responsible for the properties of wear resistance and corrosion resistance is influenced by the Iron content. The presence of this element due to the dilution, affects significantly the aimed properties and diminish the performances of the coatings. The samples obtained by Plasma Transferred Arc Welding were cut in the transverse direction of the torch way and metallographic preparation was made. The base metal (BM), the partially diluted zone (PDZ) and the coatings of each sample were observed by optical microscopy (OM). The phases and precipitates were chemically analyzed by dispersive energy spectroscopy (DES) at points, lines beginning in the substrate and ending in the coating surface, and maps of composition. Hardness profiles formed by 12 points were made, beginning in the substrate and ending in the coating surface. The microstructures of the four samples can be divided in two types, formed in two ways: one which the matrix is composed of dendrites of γ -Nickel with interdendritic eutectics of Nickel borosilicates and Chromium borocarbides heterogeneously distributed in the interdendritic regions; the second type of microstructure consists of a matrix composed of γ -Nickel and Nickel borosilicates where the hard crystal of Chromium carbides and borides are disposed. The samples with microstructures of the second type presented the highest Hardness values, indicating good wear properties. However, in the hardest sample, Deloro 45-2 on AISI 36, cracks were seen, due the eutectics net present in the microstructure, which is fragile.

Keywords: Physical Metallurgy, Welding Overlay, Hardfacing, Nickel Alloys, Microstructural Characterization.

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

1.1 Introdução

À medida que a engenharia de materiais se depara com novos desafios, a necessidade do desenvolvimento de ligas com propriedades mais específicas se torna essencial. A engenharia de superfície se apresenta como alternativa, na medida em que torna possível a combinação de materiais já consolidados na Indústria por meio de diferentes processos de união. A soldagem dissimilar, então, é utilizada para revestir substratos que atendam às solicitações mecânicas e tenham custo razoável, com materiais que apresentem propriedades desejadas para determinadas aplicações, como resistência à corrosão e ao desgaste. Consegue-se combinar as propriedades relevantes de cada um dos materiais na união dissimilar e obter-se um novo material como melhor relação custo-benefício.

A Indústria do Petróleo responde por uma boa parcela da matriz energética do país, já que dela se obtêm grande parte das matérias-primas utilizadas nas Indústrias química e petroquímica. A utilização de materiais dissimilares se justifica em aplicações nas quais a tubulação transporta fluidos, que muitas vezes são constituídos por elementos que a sujeitam à corrosão, abrasão, erosão ou a combinação destes.

Em tubulações que transportam misturas de compostos de petróleo, água salgada, gases como H_2S e CO_2 , gás natural e sólidos em suspensão, como a areia, a utilização de revestimentos de Ligas de Níquel em substratos menos nobres se apresenta como alternativa aos aços inoxidáveis utilizados anteriormente, pois apresentam menores custos e melhores propriedades (Kejelin, 2006; Santos, 2008).

A Energia Nuclear é uma das fontes de energia mais utilizadas no mundo, seja em geração de energia para consumo na rede ou para aplicações bélicas. Pode-se citar por exemplo, os reatores que abastecem submarinos nucleares. Em reatores nucleares, especificamente os PWR's, *Pressurized Water Reactors*, devido à necessidade resistência a corrosão e resistência mecânica, costuma-se utilizar aços ARBL (Alta Resistência Baixa Liga) revestidos com aços inoxidáveis, ligas de Níquel ou de Cobalto.

Com o investimento do governo federal em submarinos nucleares, a pesquisa de ligas para aplicação em reatores e componentes auxiliares é de extrema importância econômica e tecnológica.

Soldagens dissimilares apresentam inconvenientes comuns a este tipo de soldagem, que diferem daqueles da soldagem convencional. Há limitações metalúrgicas devido a grande diferença de composição entre os materiais do substrato e do revestimento. É inerente à esta prática a presença de zonas descontínuas próximas à linha de fusão, zonas parcialmente diluídas, frágeis, duras e responsáveis pela fragilização e perda de tenacidade da junta.

A diluição também é um problema, já que a diferença de composições pode levar a formação de fases propensas a trincas de solidificação, e deletérias à resistência à corrosão. Costuma-se depositar duas ou três camadas para atingir valores de diluição adequados às exigências da aplicação (Kejelin 2005, Silva 2010).

As informações acerca do comportamento de materiais dissimilares ainda são escassas, e assim estudos são realizados para se testar combinações de materiais já consolidados na Indústria, bem como a utilização de processos de soldagem com resultados adequados às especificações das aplicações. Para tanto, deve-se estudar aspectos metalúrgicos dos revestimentos, como fases presentes, morfologia destas fases, morfologia das zonas parcialmente diluídas e relacioná-los com variáveis de soldagem como diluição e número de passes necessários.

1.2 Objetivos

Este trabalho tem como principal objetivo caracterização de materiais dissimilares formados por revestimentos NiCrSiBC, Colmonoy 5 e Deloro 45-2, soldados a PTAW, Plasma Transferred Arc Welding, em substratos de aço SAE 1020 e aço inoxidável Austenítico AISI 316.

Os objetivos específicos são:

1. Caracterizar microestruturalmente os revestimentos feitos de Colmonoy 5 e Deloro 45-2 em diferentes substratos.
2. Relacionar as análises químicas com a microestrutura resultante de diferentes rotas de solidificação.
3. Estudar a relação da microestrutura com propriedades de resistência a abrasão, dureza e susceptibilidade a formação de trincas.
4. Tecer comparações entre os revestimentos no que tange suas performances como revestimentos duros.

1.3 Justificativas

Este trabalho tem como principais justificativas:

1. Do aspecto científico, os revestimentos compostos por ligas NiCrSiBC são materiais que apresentam microestruturas intrinsecamente dependentes das velocidades de resfriamento e diluição. A literatura acerca dos fenômenos envolvidos é escassa e muitos deles carecem de explicação.
2. A substituição de uma liga por outra se apresenta como uma rota de produção alternativa de pinos de risers de perfuração revestidos por soldagem. De forma que a aplicação destes revestimentos na Indústria Petrolífera se apresenta como uma justificativa do ponto de vista regional.
3. Os revestimentos estudados tem larga aplicação em tecnologias utilizadas na Indústria de Energia Nuclear. Visto os recentes investimentos do governo federal na construção de submarinos nucleares em território nacional, o estudo destes tipos de revestimento se justifica também em âmbito nacional.

CAPÍTULO 2: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Utilização de Revestimentos Soldados na Indústria Petrolífera

O petróleo é formado por uma mistura complexa de hidrocarbonetos, além uma série de impurezas em diferentes proporções: compostos orgânicos sulfurados, nitrogenados, organo-metálicos, água, sais minerais, e areia. Destes compostos, os mais corrosivos aos componentes expostos ao óleo são os compostos sulfurados, oxigenados, sais minerais e água, formadores de uma salmoura emulsificada no petróleo. A hidrólise destes sais, que ocorre a partir de 120°C, produz ácido clorídrico, que provoca corrosão do sistema de topo nas unidades de destilação, tubos de alimentação (risers), tubulações de sistemas de segurança, além de outros componentes expostos ao óleo, cujos efeitos são agravados pela alta temperatura (Corrêa, 2009).

A água do mar, juntamente com seus sais (cloretos, sulfetos, etc), bem como gases como CO₂ e H₂S, que acompanham o petróleo, são eletrólitos bastante agressivos, podendo causar a fissuração através de um processo de corrosão-fadiga. Tal processo poderia envolver um mecanismo de dissolução anódica, ou fragilização pelo hidrogênio a partir de uma corrosão localizada como pites ou frestas, que funcionariam como nucleantes de trinca, ou ainda a partir de uma corrosão generalizada onde uma das reações catódicas é a redução do íon hidrogênio à gás H₂ (Gentil, 2003).

A fragilização pelo hidrogênio depende da presença de hidrogênio no interior de metais, e altera o comportamento deles modificando as suas propriedades mecânicas, podendo levar a liga a sofrer fraturas frágeis insidiosas. A ocorrência e intensidade deste fenômeno dependem também, de certas características do material, do meio e do teor de hidrogênio absorvido (Smirnov, 1997).

Quando os esforços são cíclicos, a absorção de hidrogênio pode ocorrer mediante um processo corrosivo na superfície do tubo ou da operação de soldagem, podendo reduzir o limite de fadiga a valores suficientemente baixos a ponto de colocar a estrutura em riscos de sofrer falhas por esse processo. Isso se torna preocupante, principalmente, na solda circunferencial realizada entre os segmentos de tubos que formam os risers, região crítica para o surgimento desse tipo de degradação, seja pela presença de defeitos característicos e inerentes ao processo de soldagem em si, bem como às tensões residuais de soldagem que podem

conjuntamente com as demais tensões, concentrar a degradação nestes pontos (Ávila, 2005; Miranda e Oliveira, 2001).

Dentre os componentes mais utilizados na etapa de perfuração de poços de petróleo em águas profundas, o riser, cuja função é interligar o poço, que se encontra no solo do mar, a plataforma, é um de mais alta importância. Para fazer essa interligação é necessário conectar um número de risers que dependerá da profundidade alcançada (Gonçalves, 2005).

A figura 1 mostra o flange, elemento utilizado para a conexão de um riser de perfuração.

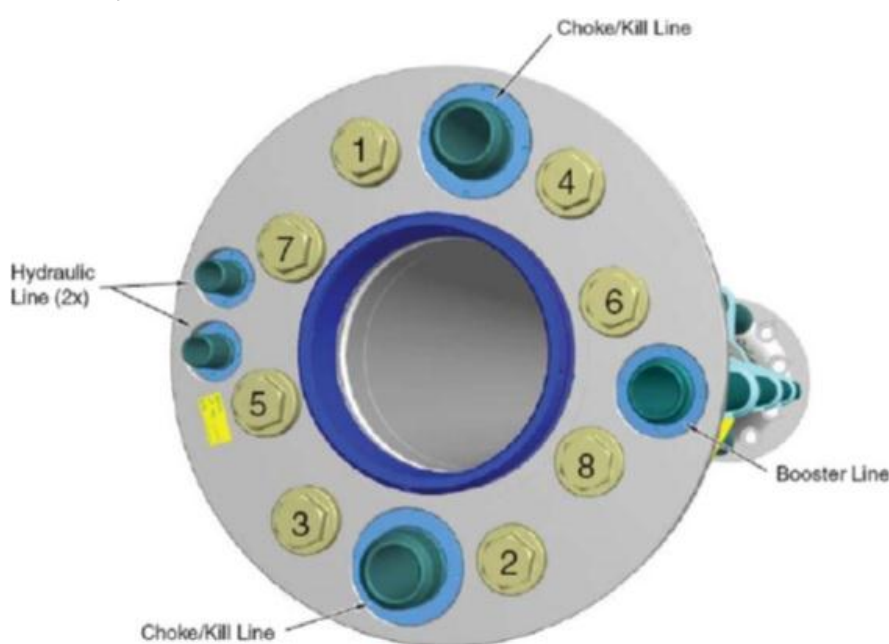


Figura 1- Flange do riser de perfuração e suas linhas auxiliares (Peetsold, 2000).

A linha é formada pelo acoplamento de diversos destes risers. Podem ser notados os diferentes componentes que compõem um riser de perfuração. Na figura 1 podem ser vistos oito parafusos prisioneiros, elementos responsáveis pela fixação. Podem ser vistas as linhas hidráulicas (Hydraulic Line, fig 1), linhas de injeção de lama auxiliares (Booster Line, fig 1), a linha principal, no centro do riser, por onde descem equipamentos, como a brocas de perfuração, as linhas de Choke & Kill, por onde se faz o controle da pressão e vazão da lama de perfuração, essencial para a manutenção da estabilidade do poço. Com a união os flanges por meio dos parafusos prisioneiros se faz a união das tubulações, principal e auxiliares, pelo sistema caixa pino (Peetsold, 2000).

O acoplamento das linhas Choke & Kill utiliza o sistema caixa pino, que consiste no acoplamento por meio de um sistema formado por uma parte fêmea (caixa) no meio da qual fica acoplada a parte macho (pino). Na parte denominada caixa (fêmea), que pode ser vista na fig 1 na extremidade da linha de Choke&Kill, há seios internos, que são de borracha nitrílica, a parte denominada pino (macho) é revestida com uma liga metálica resistente ao desgaste e corrosão, mais comumente Super Ligas de Cobalto e Ligas NiCrSiBC. A caixa se expande em contato com o pino quando a linha está pressurizada. A importância da correta vedação reside no fato de que no interior dessas linhas é feito o transporte da lama de perfuração, que é de extrema importância para o processo de prospecção do poço (Gonçalves, 2005).

O sistema de acoplamento caixa-pino deve vedar enquanto estiver pressurizado pelo fluido de perfuração e ainda permitir o movimento relativo que existe entre a caixa e o pino que é causado pela compressão estrutural decorrente da pressão exercida sobre as extremidades dos pinos, devido ao próprio peso da estrutura, e cargas de flexão imposta pela movimentação do *riser* (API 16Q, 2001).

Os sistemas caixas/pinos são consideradas zonas críticas devido ao desgaste ao qual o pino está sujeito, podendo ser de natureza metal/metal ou metal/areia. De tal forma que possa ocorrer perda de estanqueidade e ainda problemas na montagem das conexões (Aguila, 2005). Na figura 2 são mostrados pinos que sofreram desgaste.

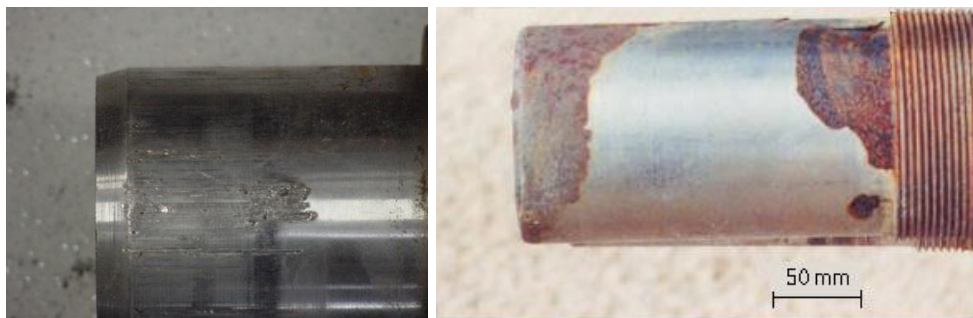


Figura 2- a) Pino com riscos b) Pino com descolamento do revestimento (Aguila, 2005).

As extremidades dos pinos são os locais onde o desgaste ocorre com frequência. O encaixe do pino em geral não é suave, o que em conjunto com as altas abrasividade e corrosividade do meio e aos esforços impostos pela coluna, em sua maioria, cíclicos, causa o desgaste que pode levar a perda de vedação, e falta de estanqueidade da linha (Águila, 2005).

O riscamento da camada do revestimento pode levar a corrosão do substrato, e descolamento dessa camada, levando a falha do componente e consequente perda vedação.

2.2 Utilização de Revestimentos soldados na Indústria de Energia Nuclear

Desde 1979, a Marinha do Brasil desenvolve seu Programa Nuclear, cujo propósito é dominar a tecnologia necessária ao projeto e construção de um submarino com propulsão nuclear. O principal objetivo do programa, desenvolvido pelo Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo (CTMSP), é estabelecer a competência técnica nacional para projetar, construir, comissionar, operar e manter reatores do tipo Reator de Água Pressurizada – “Pressurized Water Reactor” (PWR) — e produzir o seu combustível. A tecnologia será empregada na geração de energia elétrica, quer para propulsão naval de submarinos, quer para iluminar uma cidade.

Com criação da empresa Amazônia Azul, AMAZUL, pelo governo brasileiro, com o intuito de contratar corpo técnico para a construção do submarino nuclear, surge mais um nicho de mercado para a comercialização e estudo de ligas para revestimentos soldados, já que serão desenvolvidos pela empresa, com tecnologia brasileira, os componentes do submarino nuclear.

Os mecanismos de funcionamento dos reatores de propulsão de submarinos são semelhantes àqueles utilizados em usinas nucleares, que são centrais de geração de energia elétrica que utilizam a reação nuclear de fissão como fonte de calor para produção de energia. O reator do tipo PWR – Pressurized Water Reactor, reator refrigerado e moderado a água leve, que foi o tipo de reatores adotados pelo Brasil na construção de suas centrais nucleares (Angra 1 e Angra 2) (Lima, 2010).

O resfriamento do núcleo do reator se dá através de um circuito fechado de água à elevada pressão, chamado circuito primário. A água aquecida sob alta

pressão no circuito primário passa por um trocador de calor (gerador de vapor) onde aquece e transforma em vapor a água do circuito secundário. Esse vapor movimentada uma turbina que aciona um gerador elétrico de onde a energia elétrica chega aos consumidores finais através de redes de distribuição (Lima, 2010).

Neste tipo de reator, uma importante aplicação das soldas dissimilares é a união entre os vasos de pressão de aço carbono baixa liga (pressurizador, geradores de vapor e vaso de pressão do reator) e tubulações de aço inoxidável austenítico. São utilizadas ligas de níquel 82 e 182 como metais de adição em soldas dissimilares entre aços inoxidáveis e aços baixa liga por diminuir o gradiente de difusividade do carbono do aço baixa liga para o metal de adição, por apresentarem coeficiente de expansão térmica intermediário aos dos metais de base, e por sua elevada resistência à corrosão (Dufrane, 1983).

Outra propriedade importante dessas ligas é o menor coeficiente de condutividade térmica em relação aos metais de base, o que retém o calor resultante da operação de soldagem, diminuindo a retirada de calor do local, necessitando-se, então, de um menor aporte térmico na soldagem (Lima, 2010).

Outros componentes de reatores nucleares que são submetidos condições corrosivas, mas também abrasivas, são as válvulas de alimentação de água, que dentre os componentes são os que sofrem maior desgaste por abrasão (Dufrane, 1983).

Tradicionalmente esse problema era resolvido aplicando-se um revestimento duro de super ligas a base de Cobalto ou Níquel. Contudo, o uso desses tipos de liga não são aconselháveis devido ao aumento da atividade radioativa. E a substituição das ligas de cobalto por ligas de Níquel resultaria em diminuição da atividade radioativa, e da perda de material por desgaste (Bhaduri, 2004).

Kashaní et al (2007) concluiu que a troca das superligas de cobalto por superligas de Níquel resultou em menor desgaste devido a abrasão também pelos diferentes mecanismos de desgaste apresentados por ambos materiais em elevadas temperaturas. Observou-se que as camadas de óxido formadas nas ligas de Níquel diminuem o coeficiente de atrito, e conseqüentemente reduzem o desgaste por abrasão.

2.3 Processos de Revestimentos

O uso de revestimentos na Indústria por meio da Engenharia de Superfície é uma ferramenta muito útil quando se quer aliar as propriedades de um material estrutural que não apresente determinada propriedade que o material revestimento apresenta. Há várias aplicações e várias formas de se aplicar revestimentos. Um dos mais importantes é o revestimento metálico, de onde obtêm-se materiais com propriedades otimizadas para determinadas aplicações. (ASM Handbook, 1994).

Propriedades como: resistência a abrasão, durabilidade, aparência, resistência à corrosão, podem ser obtidas ao se aplicar um revestimento. Como, por exemplo, na Indústria petrolífera, que utiliza tubulações muitas vezes sujeitas a fluidos altamente corrosivos.

Nesta Indústria é muito comum o uso de tubulações de aço carbono revestido com uma liga resistente à corrosão, o que promove uma excelente alternativa econômica em relação a um tubo feito completamente deste material nobre (Gomes, 2010).

As técnicas utilizadas para a aplicação de revestimento serão expostas e discutidas a seguir, dando-se mais ênfase a soldagem de revestimento.

2.3.1 Metalização

Metalização é o nome dado à técnica de aspersão térmica quando o material aspergido é um metal. A aspersão térmica compreende grupo de processos onde um material metálico, cerâmico ou polímero, é depositado em estado fundido ou semi-fundido sobre uma superfície preparada, constituindo um revestimento. O calor necessário para a operação é gerado numa pistola de metalização e pode vir da queima de um gás combustível através do processo por chama a gás (flame spray) ou por um arco elétrico (arc spray) (ASM Handbook, 1994).

No bico da pistola de metalização, o material de deposição é aquecido e então é aspergido por gases sob pressão para o substrato a ser revestido, chocando-se com a superfície. À medida que as partículas atingem a superfície, elas achatam-se e aderem à superfície preparada, e são resfriadas rapidamente, de forma que não aquecem o substrato em demasia, evitando alterações morfológicas de sua microestrutura (Gomes, 2003).

Ao passo que mais material é aspergido sobre o substrato uma camada de estrutura típica e metalurgicamente diferente é formada. A espessura total do revestimento será formada pela soma dos passes. Como mostrado na figura 3, esta camada consiste de uma estrutura tipicamente lamelar, formadas pelas partículas achatadas, com inclusões de óxidos, vazios e poros (Mariano *et al.*, 2007).

A presença dos poros desempenha um papel negativo em relação as propriedades dos revestimento, e se deve a diversos fatores como: empilhamento das partículas, bolsas de gás capturado, poros causados pela desintegração de partículas pulverizadas durante o impacto e poros causados pelo processo de solidificação (Gomes, 2003).

A maior vantagem do processo de aspersão térmica reside na ampla variedade de materiais que podem ser usados para se fazer um revestimento, teoricamente qualquer material que possa fundir sem se decompor pode ser utilizado nesse processo (Mariano *et al.*, 2007).

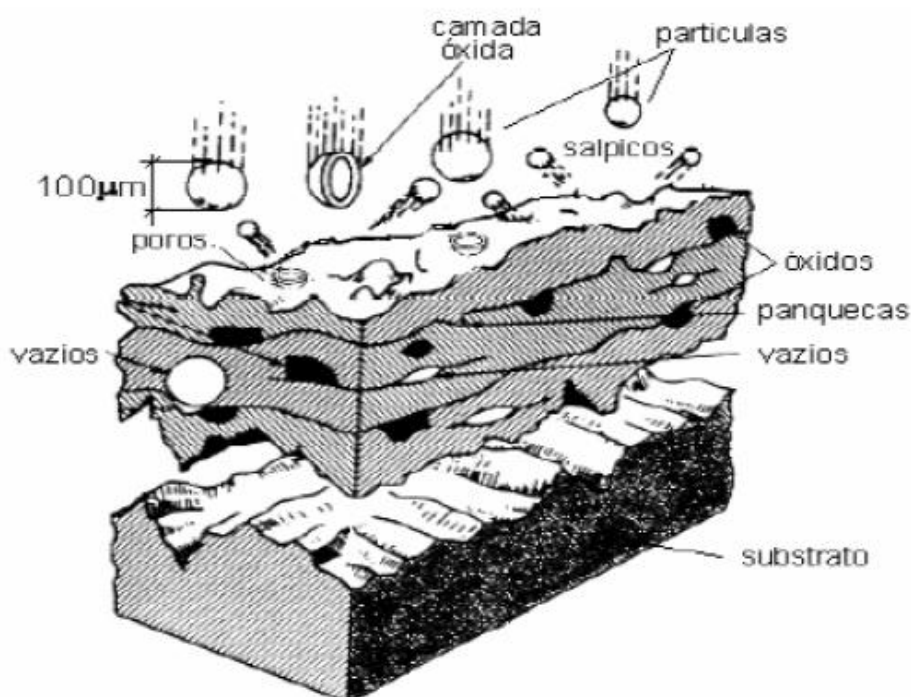


Figura 3- Características da camada formada por aspersão térmica (Mariano, 2007).

Outra vantagem é o aquecimento insignificante que o processo causa à peça, conseqüentemente, materiais com altos pontos de fusão podem ser aplicados em componentes já acabados e totalmente tratados termicamente sem alterações

significativas de propriedades. O processo pode, também, retirar um revestimento danificado e refazê-lo sem alterar dimensões e propriedades da peça. Uma desvantagem importante é a impossibilidade de se revestir locais das peças sem acesso a ponta da tocha (ASM Handbook, 1994).

As aplicações do processo são variadas, entretanto, as maiores categorias de uso são para melhorar resistência ao desgaste e/ou corrosão da superfície do material. Outras aplicações como restauração de partes danificadas, aplicação de barreiras térmicas, condutores térmicos, condutores elétricos, e até mesmo para aplicações onde haja necessidade de propriedades especiais em locais radiativos.

2.3.2 Galvanização

A galvanização consiste na aplicação de revestimentos de zinco sobre a estrutura do aço ou ferro fundido para protegê-lo do meio ao qual ele está exposto. O revestimento pode ser composto de zinco ou de suas ligas, principalmente ferro-zinco, o que confere boa resistência à corrosão atmosférica.

Como as aplicações de revestimento para resistência à corrosão atmosférica compõem grande parte dos requisitos para estruturas em geral e o processo em questão apresenta certa facilidade de aplicação e praticidade, o processo de recobrimento do aço através da galvanização representa mais da metade da utilização mundial de zinco (Paranhos, 2010; ASM Handbook, 1994).

São basicamente dois fatores que fornecem a proteção à corrosão do processo de galvanização, que são: a existência de uma barreira de proteção e proteção galvânica. No primeiro caso, a proteção se dá pelo consumo da barreira devido a corrosão desta e proteção do substrato. No segundo caso, o zinco, que é menos nobre que o ferro, será corroído como anodo de sacrifício, que será eficaz mesmo que pequenas partes da material a ser protegido estiverem expostas (ASM Handbook, 1994).

São dois os métodos de produção de peças galvanizadas utilizados atualmente: galvanização eletrolítica e galvanização a quente. Na galvanização eletrolítica, é gerado um revestimento de zinco praticamente puro através da reação química de redução de zinco na superfície do substrato, a uma temperatura de 50°C,

o que não causa alteração nas propriedades mecânicas do metal de base (Paranhos, 2010).

Já no processo de galvanização por imersão a quente, a camada de zinco é formada pelo contato da chapa de aço com zinco fundido. Este contato entre o metal base e o metal de adição fundido a temperaturas relativamente altas resulta no aparecimento de compostos intermetálicos Fe-Zn na interface, enquanto que na superfície externa é formado de zinco puro. O aço é submetido a temperatura de 450°C quando é imerso no banho de zinco, logo é possível que ocorra alterações nas propriedades mecânicas do aço, sendo algumas vezes necessário o emprego de aços com propriedades mecânicas selecionadas (Paranhos, 2010; ASM Handbook, 1994).

2.3.3 Soldagem de revestimento

A soldagem de revestimento é o processo em que uma camada de metal de adição é depositada sobre a superfície de outro material com o objetivo de lhe conferir propriedades ou dimensões desejadas. Em geral é empregada para aumentar a vida útil de peças que não apresentem todas as propriedades necessárias para uma dada aplicação, para recuperação de elementos afetados pelo desgaste ou corrosão ou para criação de superfícies com características especiais (ASM Handbook, 1992; Gomes, 2010).

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

Build up é a técnica responsável pela adição do metal de solda sobre a superfície do metal de base para a recuperação das dimensões do componente. São utilizadas ligas para devolver a parte desgastada, dimensões próximas ou iguais as dimensões originais (ASM Handbook, 1994).

Cladding tem a finalidade de obter uma superfície resistente à corrosão, com a aplicação de uma camada relativamente grossa de metal de adição sobre um aço carbono ou baixa liga através do processo a arco elétrico (ASM Handbook, 1994).

Considerando os diversos tipos de materiais para revestimentos, os aços inoxidáveis, e mais recentemente ligas de Níquel, se apresentam como as

aplicações mais frequentes, especialmente em ambientes altamente corrosivos onde estes aços desempenham a função de proteção anti-corrosiva, característico do Cladding.

Para estes casos, os revestimentos são geralmente depositados sobre superfícies de aços carbono ou aços de baixa liga, produzindo uma camada com propriedades anti-corrosivas e de resistência necessárias para suportar ambientes propensos a alto desgaste por corrosão.

Essa aplicação se mostra bastante atrativa, já que superfícies resistentes à ambientes corrosivos podem ser produzidas a partir de materiais menos nobres e de menor custo, em comparação ao emprego de componentes formadas completamente pelo material mais nobre, os quais apresentam custos elevados.

Buttering consiste na deposição de uma ou mais camadas de solda na face da junta ou na superfície a ser soldada e tem como principal finalidade satisfazer considerações metalúrgicas. Essa técnica é utilizada quando há a união entre metais de base dissimilares. Ele também é muito utilizado quando há a necessidade de acomodar tensões que podem ser geradas na interface sobreposta por um material de alta resistência e baixa ductilidade, como no caso de revestimentos duros (ASM Handbook, 1994).

No amanteigamento deve haver boa compatibilidade química entre o metal de adição e o substrato, e suas composições quando combinadas não devem resultar em metal de solda ou ZTA com susceptibilidade a trincas. Deve apresentar uma alta ductilidade, quando há a necessidade de se reduzir as tensões geradas pelos passes de união entre os dois componentes e apresentar baixa diluição, uma vez que além de um maior valor econômico, o material de adição tem as propriedades desejadas melhores do que as do substrato (Fratari, 2010).

Hardfacing trata-se da técnica de revestimento, que é aplicada com a finalidade de reduzir o desgaste, a abrasão, o impacto, a erosão, a escoriação ou a cavitação. Pode-se fazer a aplicação de um material duro e resistente ao desgaste sobre um componente por soldagem, ou por aspensão térmica, onde se pode usar a soldagem oxiacetilênica, inúmeros processos de soldagem ao arco elétrico e soldagem a laser (ASM Handbook, 1994).

Na Indústria Petrolífera é comum a aplicação de revestimentos Hardfacing pelo método PTA-P, Soldagem a Plasma com Adição de Pó, um processo derivado do PTAW, Plasma Transferred Arc. As ligas comumente utilizadas como

revestimento nesse ramo são as Super Ligas de Cobalto, Ligas de Níquel, Ligas NiCrSiBC, dentre outras. É comum aplicar esses tipos de ligas sobre aços inoxidáveis, especialmente em tubulações onde o interior é sujeito à corrosão e a parte externa a abrasão, como é o caso do sistema caixa pino.

2.3.4 Principais processos de Soldagem de Revestimento Utilizados na Indústria

Devido a uma grande demanda por componentes revestidos por soldagem, a soldagem de revestimento é amplamente utilizada na Indústria de energia nuclear, petroquímica, automobilística, agricultura e de processamento de alimento. Uma grande quantidade e variedade de processos de soldagem de revestimento vêm sendo desenvolvidos e adaptados para uma melhor aplicação do revestimento. Processos de soldagem convencionais são modificados para uma melhor adequação às variáveis de soldagem que permitam um revestimento de melhor qualidade. Segundo o *Welding Handbook*, 1998, os principais processos de soldagem empregados na indústria de soldagem de revestimento são: Soldagem com eletrodos revestidos – SMAW; Soldagem TIG – GTAW; Soldagem MIG/MAG – GMAW; Soldagem com arames tubulares – FCAW; Soldagem plasma – PTAW; Soldagem por arco submerso – SAW; Soldagem por explosão.

Serão detalhados a seguir os processos de SMAW, Soldagem por Explosão, GTAW e PTAW.

2.3.4.1 Soldagem por Eletrodo Revestido (SMAW, *Shielded Metal Arc Welding*)

O processo de soldagem por eletrodo revestido é muito popular, pois apresenta baixos custos do equipamento e mão-de-obra, operacionabilidade e versatilidade satisfatórios para determinadas aplicações. Por poder ser aplicada em diversas posições, e em desde pequenas peças a peças de maiores dimensões, este processo pode ser utilizado em uma variedade de trabalhos de soldagem de revestimento (*ASM Handbook*, 1994).

Apresenta, contudo, perda de produtividade em relação a outros processos de soldagem, devido à intermitência inerente ao processo, fruto da necessidade de parada para troca de eletrodos e remoção de escória. Utiliza-o extensivamente para

aplicação de Hardfacing, Buttering, reparos e aplicações de Cladding. E, sobretudo, cada vez mais, em reparos em turbinas e pás hidráulicas, devido a processos de corrosão e cavitação (Kejelin, 2012).

Eventualmente, devido a sua simplicidade, se apresenta como principal processo para revestimento de peças de pequenas dimensões, ou regiões de difícil acesso por outros processos de soldagem.

Este processo usualmente atinge uma taxa de deposição entre 0,5 e 3 kg/h (Welding Handbook, 1998). Eletrodos revestidos utilizados em operações de revestimento irão usualmente conter uma significativa quantidade de elementos de liga no revestimento.

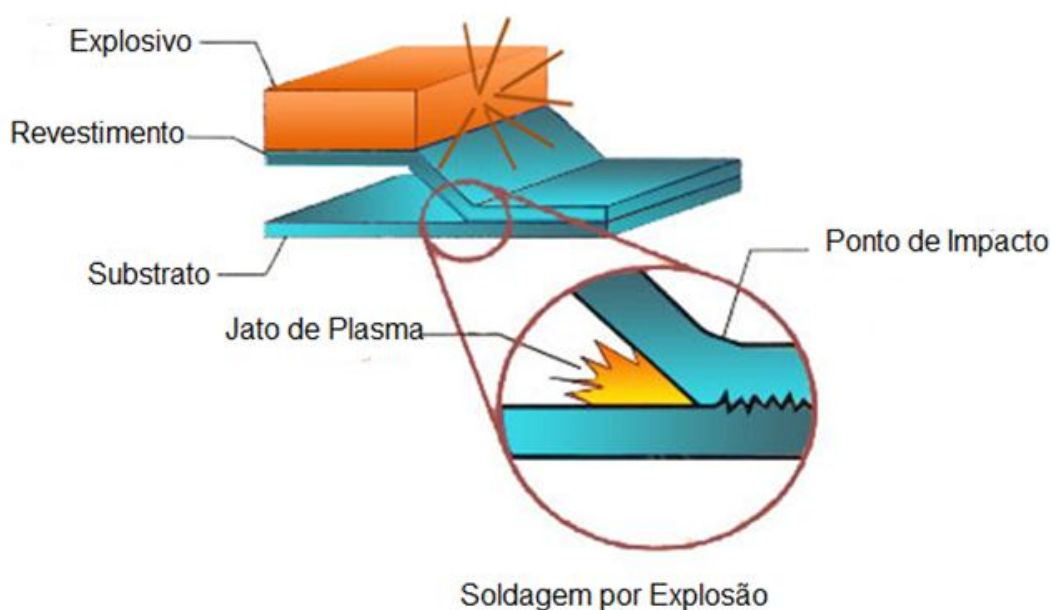
Os níveis de diluição geralmente observados, para soldas com eletrodos revestidos em condições satisfatórias, sob o ponto de vista de fabricação, situam-se numa faixa entre 15 e 40 %, dependendo do material e dos parâmetros de soldagem utilizados (Kejelin, 2012).

2.3.4.2 Soldagem por Explosão

A Soldagem por Explosão é um processo de soldagem no estado sólido, que é obtido a partir da deformação plástica superficial dos metais a serem unidos, ou seja substrato e o revestimento. Essa ligação ocorre após o choque de uma peça lançada em alta velocidade, contra outra através da detonação de um explosivo, a deformação plástica superficial é suficientemente grande, para promover a união dos dois metais (ASM Handbook, 1994).

A junta soldada resultante apresenta uma ligação de alta qualidade metalúrgica, pois a soldagem é realizada essencialmente a temperatura ambiente, logo as peças de trabalho não são muito aquecidas. Contudo, as superfícies em contato são aquecidas pela energia da colisão, várias camadas de átomos na superfície de cada metal tornam-se plasma e a soldagem é conseguida pelo fluxo plástico do metal em suas superfícies. As deformações resultantes do processo de soldagem variam com o tipo da junta. Com este processo são conseguidas deformações imperceptíveis em várias soldas, e sem perda mensurável de metal (Bracarense, 2000).

O desenho esquemático do processo é mostrado na figura 4.



Liga de Cladding	Aços Inoxidáveis, Ligas de Aço, Cobre e suas Ligas, Alumínio e suas Ligas, Titânio, Ligas de Níquel, etc.
Substrato	Aço Carbono, Aços Forjados, Cobre, Alumínio, etc

Figura 4- Ilustração esquemática do processo de soldagem por explosão e de possíveis materiais utilizados como revestimento e substrato (yuguan.com).

Com o ângulo de colisão entre as duas superfícies é tipicamente menor que 30° , o plasma é forçado para frente da parte de colisão, como se fosse um sopro. À medida que as partes são unidas pela colisão, esse plasma “soprado” retira impurezas superficiais como óxidos e outros possíveis contaminantes, tornando a união deste tipo de soldagem de alta qualidade metalúrgica (Modenesi, 2006).

A soldagem por explosão é intrinsecamente limitada quanto a sua capacidade de produzir diferentes geometrias. Conseqüentemente, este processo de soldagem é mais comumente utilizado para revestir chapas de aço de carbono com uma fina camada de material resistente à corrosão, como aço inoxidável, liga de níquel, dentre outros tipos de revestimento. As soldas executadas devem ser simples em desenho geométrico, como aquelas utilizadas para revestimentos de placas e tubos.

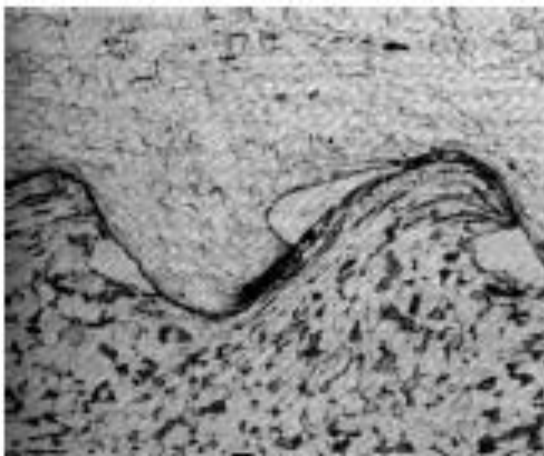


Figura 5- Morfologia da interface obtida pelo processo de soldagem por explosão (Bracarense, 2000).

A interface entre os dois componentes de uma soldagem a explosão é normalmente como uma onda em uma microescala, o tamanho da onda depende das condições de colisão, encontradas na soldagem. Uma onda típica na explosão é mostrada na figura 5 (Bracarense, 2000).

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

2.3.4.3 Soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*)

A forma de alimentação do arame se apresenta como fator primário no aumento da produtividade deste processo, que pode ser feita empregando-se uma tocha TIG convencional com um dispositivo alimentador de arame acoplado à extremidade da tocha.

Além da alimentação de arame, há a variante do processo TIG automático com controle adaptativo da alimentação de arame, no qual a velocidade do arame é ajustada a partir das variações de características operacionais, utilizando-se diferentes níveis de velocidade na situação de aproximação do arco, inserção sob o arco e de curto-circuito. Pode-se observar na figura 6 a utilização do processo TIG adaptativo no revestimento interno da extremidade de tubos

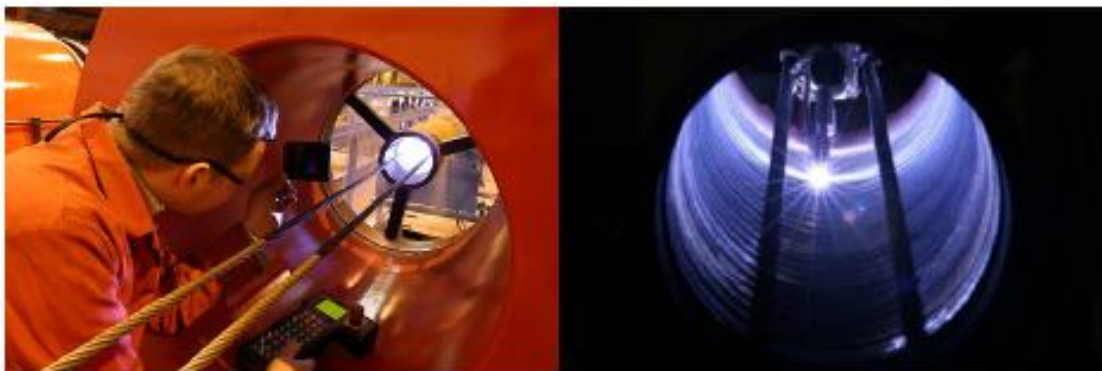


Figura 6- Revestimento interno de tubos utilizando o TIG automático (IODS - Weld Cladding, Pipe Cladding, Clad Pipe Fittings and Fabrication, 2014)

Outra variante do processo TIG automático é o “hot wire” bastante empregada em nível industrial para soldagem de revestimento, é a técnica TIG automático com alimentação de arame preaquecido. Podem ser observadas na figura 6 as aplicações práticas da técnica TIG “hot wire” em operações de soldagem de revestimento interno de tubos com comando numérico computadorizado (Kejelin, 2006).

A principal vantagem desta técnica é o melhor aproveitamento da energia de soldagem para a fusão do arame. Há alguns métodos para se realizar o preaquecimento do arame, uma delas é o patenteado por Keller e Prince (2004) onde o controle do preaquecimento do arame é obtido através da passagem de corrente elétrica pelo mesmo num comprimento de 40-60 mm entre o contato elétrico e o arco-voltaico a partir de uma fonte de corrente alternada. Este pequeno trecho é denominado de “comprimento aquecido do arame”.

O preaquecimento é conseguido por efeito Joule. A passagem de corrente em conjunto com a resistência elétrica que o arame possui, produz nele, um preaquecimento de até 300 °C, suficiente pra aumentar sua taxa de fusão, já que parte da energia que seria utilizada no sentido de aquecer o arame é aproveitada para a fusão do arame (Kejelin, 2006).

Pode-se se usar Argônio, Hélio ou uma mistura de ambos como gás de proteção. Neste processo, o cabeçote contendo a tocha GTAW, e o alimentador de arame desloca-se na direção longitudinal do tubo enquanto este se mantém em rotação, ambos com uma velocidade controlada, posicionando corretamente o revestimento.

2.3.4.4 Soldagem a Plasma por Arco Transferido (PTAW, *Plasma Transferred Arc Welding*)

Segundo Reinaldo (2008), a principal diferença entre o processo TIG e o PTAW é o bocal constritor, não presente no processo TIG. Tal constrição no bocal traz vários benefícios para o processo. A alta concentração de energia permite que sejam atingidas temperaturas da ordem de 16.600°C à 33.000°C. A colimação do arco faz com este apresente menores variações de distância. A ZTA (Zona Termicamente Afetada) é menor assim sofrendo menos modificações (Khan, 2007).

Outra diferença substancial entre os processos é que o eletrodo no processo PTAW se localiza dentro do bocal, o que traz como benefícios maiores taxas de deposição, menor diluição e cordões de boa qualidade (Takeyama, 2005).

Uma variação do processo de PTAW é aquele com adição de pó metálico, denominado PTA-P. Este é oriundo do processo de soldagem a plasma com alimentação automática de arame, do qual difere apenas quanto à natureza do material de adição, sendo em forma de pó no PTA-P (Silva, 2010).

A figura 7 ilustra o processo plasma com alimentação de pó metálico.

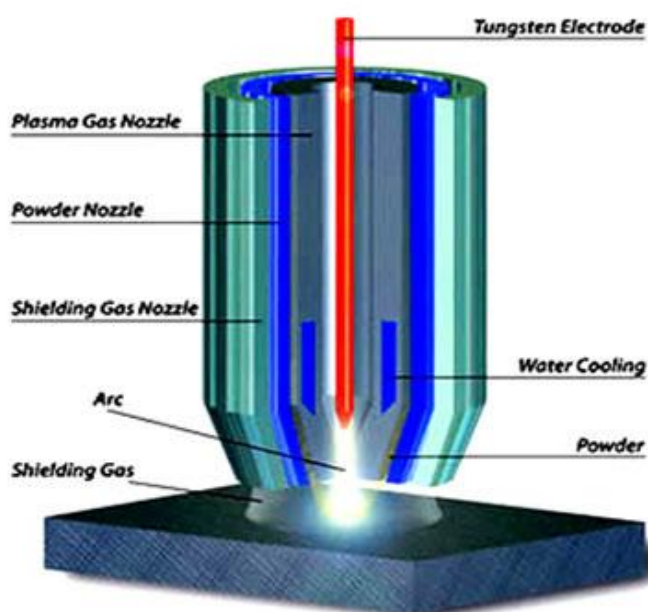


Figura 7- Ilustração esquemática do processo de soldagem PTAW, Plasma transferred arc welding utilizando adição de pó metálico (mining-technology.com).

Na Soldagem por PTA-P são utilizados três sistemas de gás. Que têm como objetivo a redução do desgaste do eletrodo e proteção da poça fundida da interação com os gases da atmosfera, função principal dos gases quimicamente inertes.

O gás de plasma, composto de Argônio, onde é gerado o feixe, se situa na parte central do bocal e protege o eletrodo de tungstênio (fig 7, *Plasma Gas Nozzle*). Há o gás de transporte, composto por Hélio ou Argônio, responsável por levar o consumível durante a deposição do revestimento (fig 7 em azul escuro, *Powder Nozzle*). E por último o gás de proteção, composto de Argônio ou uma mistura de Argônio e Hidrogênio, que protege a poça fundida de contaminações (Na fig 7, *Shielding Gas*) (Silva, 2010).

As principais diferenças entre os equipamentos utilizados no PTA para aqueles do PTA-P, são: no PTA-P há bocais adaptados de forma a possuírem uma passagem para o gás de transporte; neste processo é necessário um alimentador de pó, funcionando como um dosador que mistura o pó com o gás de transporte (Reis e Scotti, 2007).

A diluição no processo PTA-P pode atingir valores como 2% a 10%, segundo Reis e Scotti (2007), ou tão baixos quanto de 2% a 5%, segundo Silva (2010).

Neste tipo de soldagem de revestimento, esses níveis de diluição se devem a natureza do processo, no qual pouca massa do substrato, material onde será depositado o revestimento, se funde, pois o arco sempre incide sobre o pó que é adicionado. Isso faz com que o aporte térmico seja absorvido em grande parte pelo consumível. Logo, há pouca mistura entre o substrato e o pó, quando ambos estão fundidos. Resultando em um bom acabamento, e baixa diluição, motivo pelo qual este processo vem sendo utilizado em aplicações de hardfacing (Silva, 2010).

Oliveira (2001) apresenta um estudo da soldagem plasma com alimentação automática de arame para aplicação em revestimentos metálicos, Este tipo de processo não difere em nada em relação ao processo GTAW com alimentação de arame, podendo em ambos os processos estarem presentes as variantes, arame frio (cold wire) e arame quente (hot wire), sendo esta última necessariamente obtida a partir da inserção de uma segunda fonte de corrente alternada.

Uma variante do processo Plasma, o Plasma-Mig, segundo Harris (1994), oferece a possibilidade de uniões e revestimentos com elevadas velocidades de soldagem, isto é, elevada produtividade. Este une as vantagens de alta

produtividade, dos processos de soldagem a arco, aos menores custos dos equipamentos, proporcionados pelas possibilidades de combinação entre as fontes de corrente comercialmente disponíveis para a soldagem a Plasma e MIG/MAG (Mattles e Kohler, 2006).

2.3.5 Diluição

A principal diferença da soldagem de revestimento em relação às aplicações convencionais de soldagem diz respeito à geometria do cordão de solda. Ao contrário das aplicações convencionais, em que é desejável alta penetração (P) para garantir a resistência da junta soldada, fig 8, na soldagem de revestimento o perfil geométrico desejado se resume a grandes larguras do cordão (W), altos reforços (R), baixas penetrações (P) e baixos percentuais de diluição (D), que é uma das principais características para assegurar a qualidade final dos revestimentos (Gomes, 2010).

A obtenção deste perfil geométrico característico é importante para que o processo de revestimento permita recobrir a maior área possível do metal base com o menor número de passes, resultando em economias de materiais e tempo, agindo no sentido de uma maior produtividade e eficiência no processo soldagem (Gomes, 2010).

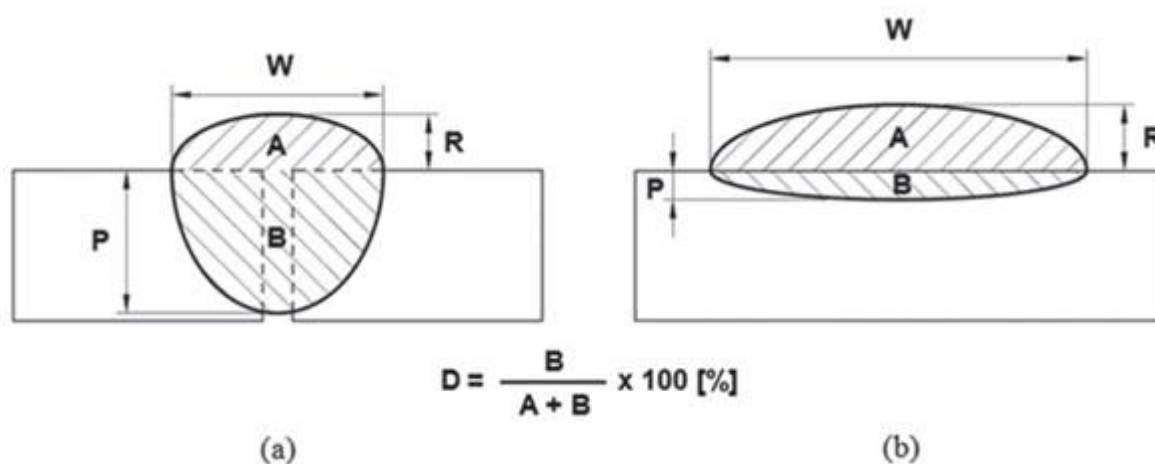


Figura 8- Perfil geométrico desejado do cordão de solda: a)união da junta soldada(aplicações convencionais); b) soldagem de revestimento (Gomes, 2010).

Uma das formas de se determinar a diluição é através da relação entre as áreas observadas na seção transversal de uma deposição por soldagem, como pode

ser observado na figura 8. O cálculo é realizado pela relação entre a parcela do metal de base fundida, área representada pela letra B, e o metal de solda total, área representada por A + B, ou seja, ela pode ser definida como a alteração no metal de adição provocada pela mistura com o metal de base (Kejelin,2012).

A composição e as propriedades dos componentes revestidos são fortemente influenciadas pela diluição. Para o processo de revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis e ligas de níquel, o aumento da diluição reduz os elementos de liga e aumenta o conteúdo de carbono na camada revestida, reduzindo as propriedades de resistência à corrosão além de causar outros problemas metalúrgicos, como o aparecimento de regiões de temperabilidades mais altas, levando a ocorrência de fases frágeis, prejudiciais ao comportamento mecânico do aço (Kejelin, 2005).

Segundo Kejelin (2012), os fatores que mais afetam as propriedades do revestimento são a taxa de deposição e diluição, que são função das variáveis do processo de soldagem, como: tensão, corrente elétrica, velocidade de soldagem. Dessa forma, é essencial que se tenha uma alta taxa de deposição com baixa diluição e penetração uniforme para se obter uma alta produtividade.

Murugan e Parmar (1997) sugerem que esta diluição mínima deve variar entre 10% e 15%, para satisfazer a resistência da união entre o metal base e o metal de adição, valores inferiores trariam falta de coesão entre o revestimento e o substrato, podendo acarretar em falha do revestimento.

A porcentagem de diluição depende dos requerimentos específicos de serviço. Somados todos os problemas envolvidos na soldagem de revestimento, há o impulso do estudo e desenvolvimento de procedimentos com os quais se possam obter valores de diluição ótimos para determinadas aplicações.

A escolha do metal de adição é de vital importância para o sucesso da aplicação de revestimento. Este deve produzir uma solda que acomode a diluição do metal de base evitando a formação de uma microestrutura susceptível à nucleação e propagação de trincas tanto no metal de solda, quanto no metal de base.

O depósito resultante deve conter níveis de porosidade e inclusões aceitáveis, devendo a solda, sobretudo, permanecer estruturalmente estável, inclusive, sob severas condições de serviço especificadas pelo projeto. Haja visto, que a precipitação de novas fases ou alterações morfológicas nas fases originais podem prejudicar as propriedades mecânicas e comprometer a resistência à corrosão da junta (Folkhard, 1988).

2.4 Materiais utilizados em revestimentos de soldagem

Em função das aplicações com requisitos cada vez mais específicos há a utilização de um número cada vez maior de materiais e ligas para uso como metal de adição. Entre os materiais amplamente utilizados como revestimentos metálicos, na indústria *offshore*, destacam-se os Aços inoxidáveis, ligas de Cobalto e as ligas a base de Níquel.

2.4.1 Aços Inoxidáveis

Os Aços Inoxidáveis são ligas de Ferro com Cromo, frequentemente Níquel, e outros elementos de liga adicionados para melhorar ou obter uma propriedade específica. Esse tipo de aço apresenta alta resistência à corrosão, devido, principalmente, a presença de Cromo, que em contato com oxigênio presente no ar forma uma camada passivadora de óxido de Cromo. A resistência apresentada por esse tipo de aço ao ataque do oxigênio também se observa a altas temperaturas levando ao uso de alguns aços inoxidáveis em aplicações onde são exigidos materiais refratários (Modenesi, 2001).

Apresentam também uma boa resistência a fluência, representando o níquel um papel importante nesse aspecto, sendo este um elemento de liga gamagênico, ou seja, induz a formação de austenita, fase com maior resistência a corrosão e com boas propriedades mecânicas (Modenesi, 2001).

2.4.2 Superligas de Níquel

Superligas são consideradas as ligas à base de Ni, Fe-Ni ou Co, geralmente utilizadas a temperaturas superiores à 540°C. Devido principalmente ao seu desempenho em altas temperaturas, alta resistência mecânica, alta resistência a fluência, alta resistência a fadiga e corrosão. Essas ligas têm ampla utilização nas Indústrias petroquímicas, aeroespacial, e sobretudo, em tubulações offshore (Kejelin, 2006)

Há basicamente duas formas de endurecimento das ligas de Níquel: por solução sólida e por precipitação. As ligas de níquel mais antigas, como as primeiras

séries de Ninonic e Inconel eram essencialmente endurecidas por solução sólida, onde átomos substitutos interferem na capacidade da rede cristalina se deformar. As ligas à base de níquel que tem sua resistência elevada por solução sólida são as ligas: Inconel 625 e Hastelloy X, eventualmente, elas podem ter um aumento de resistência adicional devido à precipitação de componentes intermetálicos e carbonetos (Wang, 2003).

As ligas endurecidas por precipitação são endurecidas pela disposição de componentes intermetálicos na matriz austenítica e a interação destes com as discordâncias. Para as ligas que contém adições de Al e Ti, a fase responsável pelo endurecimento é a fase γ' e algumas destas ligas trabalhadas são: Waspalloy, Astroloy, U-700, U-720, Rene 80, Mar-M-247 e Inconel 713, este tipo de microconstituente pode ser observado na figura 9.

As ligas endurecidas por adições de Nb apresentam como fase responsável pelo aumento de resistência a fase γ'' , como exemplo deste caso tem-se a liga Inconel 718.



Figura 9- Precipitação de γ' cuboidal em matriz austenítica (Stoloff, 2005)

2.4.3 Superligas de Cobalto

As ligas à base de Cobalto possuem alta resistência a temperaturas elevadas, destacando-se em situações de extrema proteção ao desgaste.

Historicamente, parte das ligas comerciais à base de cobalto é oriunda dos ternários cobalto-cromo-tungstênio e cobalto-cromo-molibdênio. Haynes, no início do século, notou a elevada resistência mecânica e resistência à oxidação da liga binária cobalto-cromo. Posteriormente, identificou o tungstênio e molibdênio como poderosos agentes de endurecimento. Essas ligas foram chamadas de Stellite, derivado do latim Stella, que significa estrela, devido ao brilho apresentado.

As ligas de cobalto são aplicadas como revestimentos para proteção de superfícies contra o desgaste em elementos como ferramentas de corte, ferramentas de perfuração de poços de petróleo, válvulas de motores, dentre outros componentes, mas em especial ferramentas necessárias a perfuração e produção de poços de petróleo.

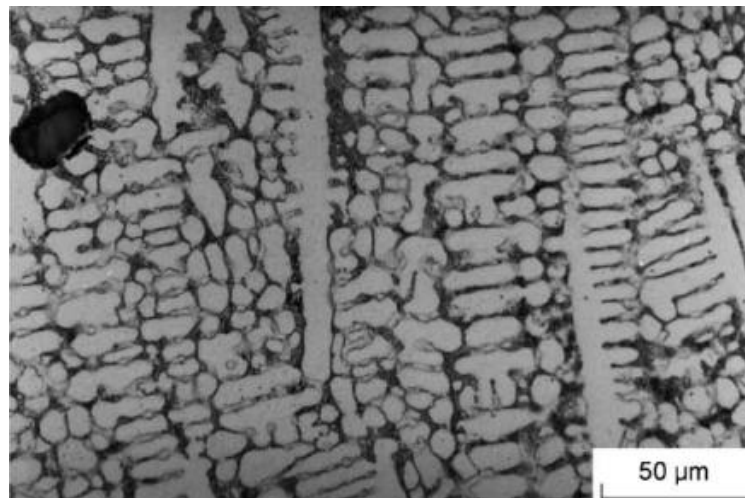


Figura 10- Microestrutura da liga Stellite 6 depositada pelo processo de soldagem de plasma por arco transferido (Bond et al, 2011).

São exemplos destas ligas: Stellite 1, 6, 12 e 21 que são caracterizadas pelas suas quantidades de carbono e tungstênio, sendo que a Stellite 1 é mais dura e resistente à abrasão e menos dúctil, e Stellite 21 mais resistente à corrosão que as demais pelo fato de apresentar maior teor de molibdênio e cromo em solução na estrutura.

2.4.4 Ligas Ni-Cr-Si-B-C

A família de ligas Ni-Cr-Si-B-C, a qual pertencem as ligas das séries Colmonoy e Deloro, são utilizadas em aplicações que requeiram alta resistência ao desgaste e resistência a corrosão, sobretudo em altas temperaturas. Foram desenvolvidas para aplicações por aspensão térmica, e recentemente vêm sendo utilizadas em aplicações de revestimentos soldados por PTA, em substituição à ligas de Cobalto, por apresentarem resistência a abrasão superior às de Co, especialmente em altas temperaturas (Hemmati, 2013; Kesavan, 2011).

Essa substituição se torna mais atrativa quando as aplicações de revestimentos duros são em peças sujeitas à radiação, muito comum em Reatores Nucleares, já que ligas de Co em presença de radiação levam a criação do isótopo Co^{60} , prejudicando as propriedades dessas ligas, diminuindo sua resistência ao desgaste (Gurumoorthy, 2007).

Diversos autores (Gurumoorthy, 2007, Kesavan, 2011, Kashani, 2007) têm estudado o comportamento em abrasão das ligas NiCrSiBC em altas temperaturas, e concluem que estas não apresentam modificação significativa na dureza e resistência ao desgaste.

A tabela 1 mostra a composição de ligas NiCrSiCB comumente utilizadas em aplicações de Soldagem de Revestimento por PTA-P, Soldagem a Laser e Aspensão Térmica.

Tabela 1 - Composição de ligas NiCrSiCB utilizadas em Revestimentos Soldados (Hemmati, 2013, 2011; Ramasubbu, 2011; Kim, 2001)

Ligas	Composição (wt%)						
	Ni	Cr	Si	C	B	Fe	Outros Elementos
Nucalloy 488V	Bal.	20,5	6	0,3	1	7,5	2 wt% W
Deloro 50	Bal.	12	3,5	0,6	2,0	3,5	
Deloro 45-2	Bal.	8,90	2,96	0,32	1,90	8,70	
Colmonoy 5	Bal.	11,0	4,2	0,56	2,52	0,5	
Colmonoy 69	Bal.	14	4,5	0,7	3	4	

A alta resistência ao desgaste se deve aos microconstituintes presentes em sua microestrutura, eutéticos formados na solidificação do revestimento, carbeto de Cr e Ni, e principalmente, boreto de Cr. A microestrutura dessas ligas é heterogênea e sensível a variações da velocidade de resfriamento e pequenas flutuações na composição. E pode ser composta por diferentes fases, que dependerão da rota de solidificação nessa liga.

Entende-se como rota de solidificação as formas com que essa liga pode se solidificar, ou seja, quais microconstituintes e fases solidificam primeiramente,. Estuda-se o sistema ternário Ni-Si-B na determinação das fases presentes na microestrutura das ligas NiCrSiBC,. Estas ligas possuem composição que, segundo o diagrama Ni-C-B, resultam em microestruturas com fases que seguem a reação eutética do diagrama, resultando em eutéticos secundários e ternários formados por borosilicatos de Níquel.

Pode-se destacar a seguir as rotas de solidificação pelas quais esse tipo de liga percorre.

Hipereutética: Nessa rota de solidificação formam-se primeiramente os carbeto e boreto de Cr (M_7C_3 , MB), pois estes apresentam ponto de fusão mais elevado (1270 °C a 1420 °C) do que a matriz (960 °C a 1200 °C) onde se encontram. Essa matriz é composta basicamente γ -Ni, com estrutura CFC, com o Níquel como solvente e os outros elementos em solução sólida, e os eutéticos, compostos basicamente por NiB e NiSi.

Hipoeutética: Nessa rota de solidificação a microestrutura se apresenta como dendritas da matriz γ -Ni com os elementos em solução sólida, e nas regiões interdendíticas estão presentes os eutéticos (NiB, NiSi). E como a solubilidade do B em Ni é baixa (0,003%), este elemento se segrega nas regiões interdendíticas, e além dos eutéticos, podem ser formados boreto de Cr se houver quantidade suficiente deste elemento (Tanaka, 1984; Gurumoorhy, 2007; Kesavan, 2010).

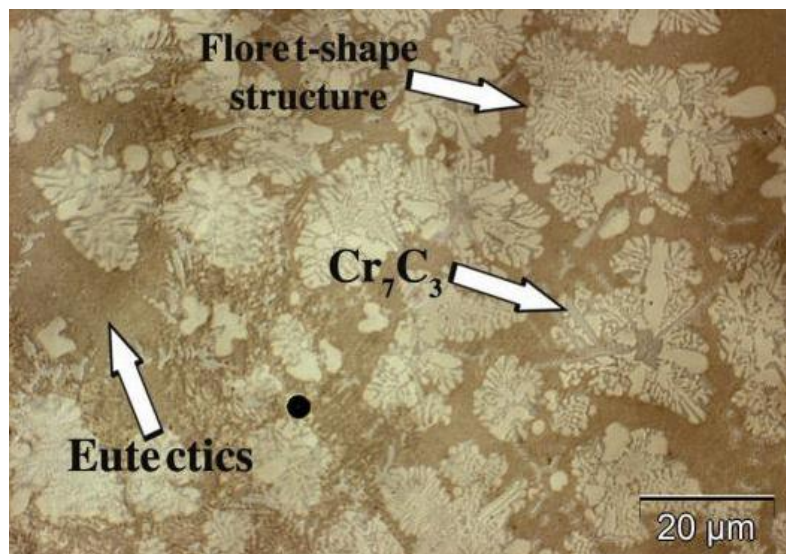


Figura 11- Microestrutura resultante da solidificação hipereutética, Boretos de Cr em forma de couve-flor, e Carbetos de Cr em forma de ripas (Hemmati, 2013)

Os componentes responsáveis pela resistência ao desgaste são os Carbetos de Cromo, que aparecem em forma de ripas, blocos ou estelares, com dureza de 1000-1200 HV e principalmente os Boretos de Cromo, em forma de couve-flor, com dureza de 2400-2500 HV (Das, 2007).

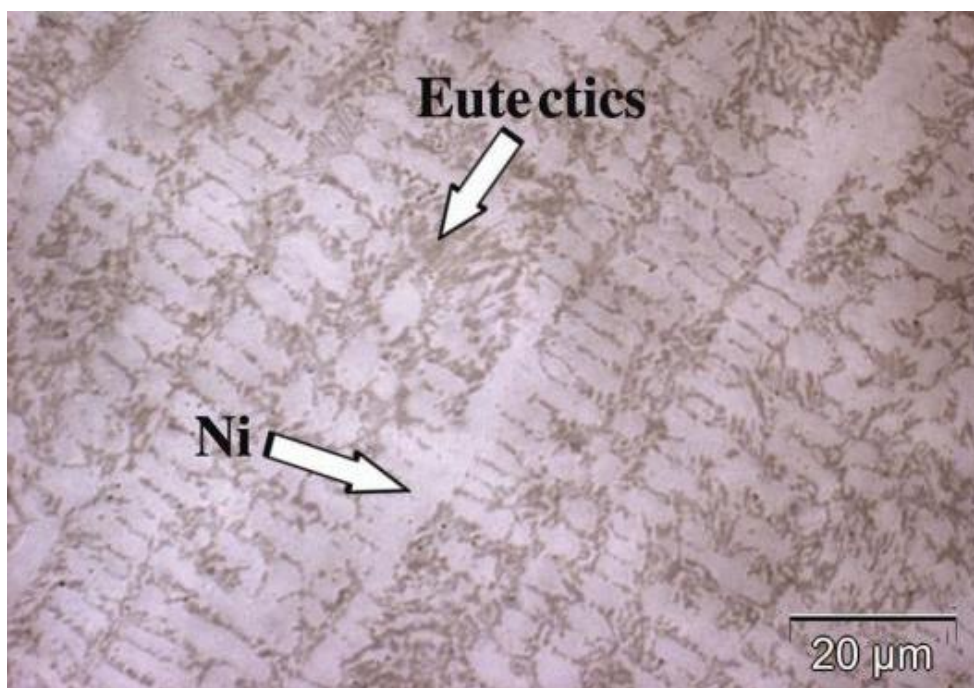


Figura 12- Microestrutura resultante da solidificação hipoeutética, com dendritas de γ -Ni, e os eutéticos nas regiões interdendríticas (Hemmati, 2013).

Segundo Das et al (2007) a matriz apresenta dureza baixa, por volta de 500-600 HV. Entretanto, os precipitados e os eutéticos, por serem demasiadamente frágeis, contribuem para uma alta suscetibilidade a propagação de trincas, de forma que estudos recentes vêm sendo feitos no sentido de se obter uma matriz com dureza satisfatória, que apresente boa resistência ao desgaste, e em contrapartida não seja tão frágil.

Em ligas NiCrSiBC a diluição afeta diretamente a rota de solidificação do revestimento, resultando em diferentes microestruturas, e conseqüentemente, afetando as propriedades de interesse para a funcionalidade do revestimento.

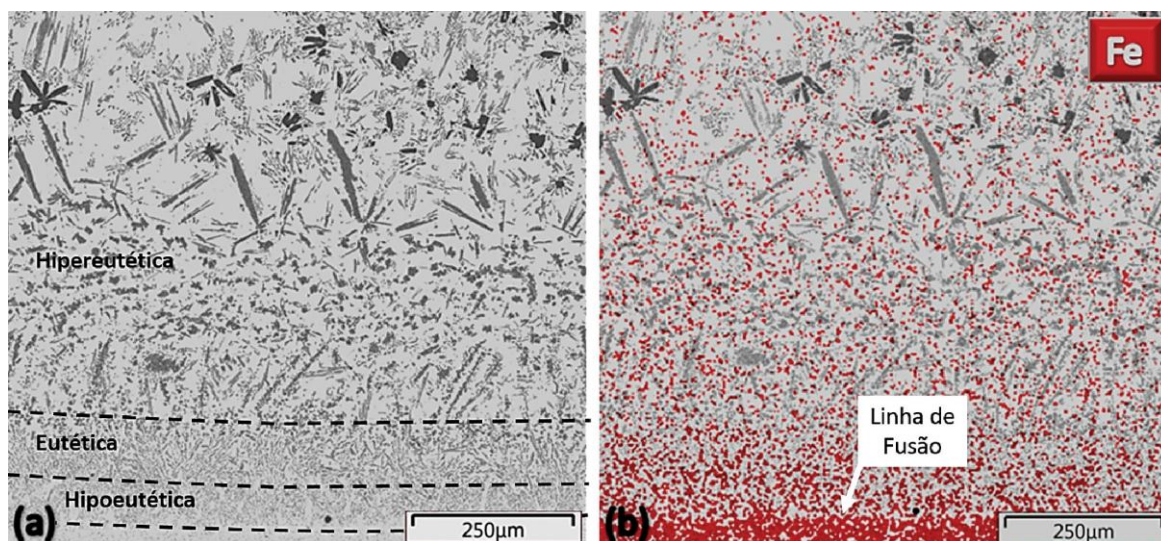


Figura 13 -Linha de fusão do revestimento processado por PTA: (a) variação da microestrutura e (b) gradiente de Fe junto à linha de fusão (Silva, 2015).

Segundo Hemmati, 2012, um maior teor de Ferro suprime a formação de boretos de Cromo, maior responsável pela dureza apresentada pelo revestimento. O que nos sugere que a diluição deve ter um valor ótimo, que satisfaça a ligação metalúrgica, e que o teor de Ferro se mantenha em um nível e abaixo do qual haja supressão da formação de boretos e carbetos.

O efeito do teor de Ferro no desenvolvimento da microestrutura pode ser visto na figura 13, onde nota-se claramente uma mudança na rota de solidificação pela qual as ligas estudadas passam.

A literatura afirma inclusive que o teor de ferro age na mudança da composição dos boretos, não só a supressão de sua formação. Entretanto, as

explicações para tal não são claras e diversos estudos são realizados para a resolução dessas questões.

2.5 Metalurgia da Soldagem de Revestimento

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

Na micrografia da figura 14 podem ser vistas as regiões de interesse quanto aos aspectos metalúrgicos de revestimento por soldagem.

Pode-se observar o crescimento dendrítico (*Epitaxial Growth*) do metal de adição na direção de transferência de calor da poça de fusão, a região termicamente afetada (ZTA), e o metal base. Devido à proximidade da poça de fusão pode-se observar um crescimento de grão (*Grain Growth*) característico desse tipo de região.

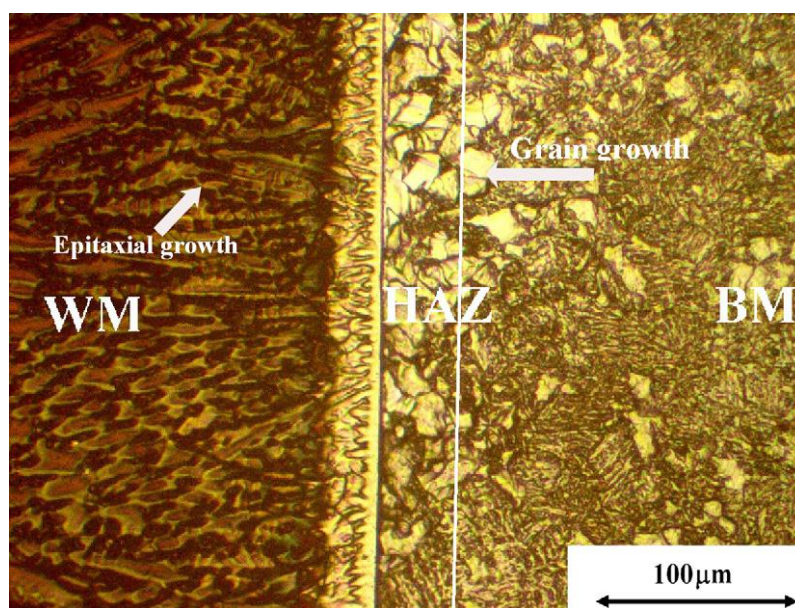


Figura 14– Interface entre o metal de adição, 309L e o metal base, A335. (Hajiannia, 2013,)

O revestimento por meio da soldagem é um procedimento complexo do ponto de vista metalúrgico, pois ocorre a fusão e a solidificação de um volume de metal composto por dois materiais diferentes em termo de composição química, estrutura

cristalina, microestrutura e propriedades mecânicas e físicas. Logo, há probabilidade de ocorrência de problemas metalúrgicos de fissuração entre materiais dissimilares. Diferenças na condutibilidade e expansão térmica são fatores geradores de tensões. O gradiente de microestrutura, migração de átomos de carbono, e tensões residuais são fatores que afetam, inclusive, a escolha do processo de soldagem mais adequado (Magalhães, 2008; Silva et al, 2012; Wang *et al*, 2012).

Essa diferença entre as expansões térmicas e entre a composição química dos metais envolvidos leva ao aparecimento de uma composição química intermediária entre o metal de solda e o metal de base que podem gerar macrossesgregações ao longo da linha de fusão, onde encontra-se um alto valor de dureza, podendo atingir patamares superiores a 400HV, que indicam a presença de martensita e, portanto, são frágeis. Chamadas de zonas não misturadas ou zonas parcialmente diluídas, cuja composição não pode ser previstas através de cálculos usuais de diluição, somente por meio de técnicas de microanálise (Kejelin, 2006).

As zonas parcialmente diluídas podem tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga, as quais ocorrem com mais frequência na microestrutura da ZTA-GG dos aços estruturais utilizados (Kejelin, 2006).

A formação da ZPD se dá quando o MB líquido é impulsionado para dentro da poça de fusão através da convecção que age nesta poça em função das perturbações do arco elétrico. Isto ocorre se a temperatura *líquidus* do Metal de Solda (T_{ms}) for menor que a temperatura *líquidus* do MB (T_{mb}). entretanto, se $T_{ms} > T_{mb}$, a convecção gera um fluxo de MS líquido para dentro da camada do MB líquido, diluindo-as parcialmente, gerando inclusões e, conseqüentemente, formando regiões de orientações aleatórias (Silva *et al.*, 2010).

Na figura 15, está apresentada a ZPD formada na interface de uma solda entre um aço API 5L X-60 e a liga Inconel 625, assim como a dureza de cada região.

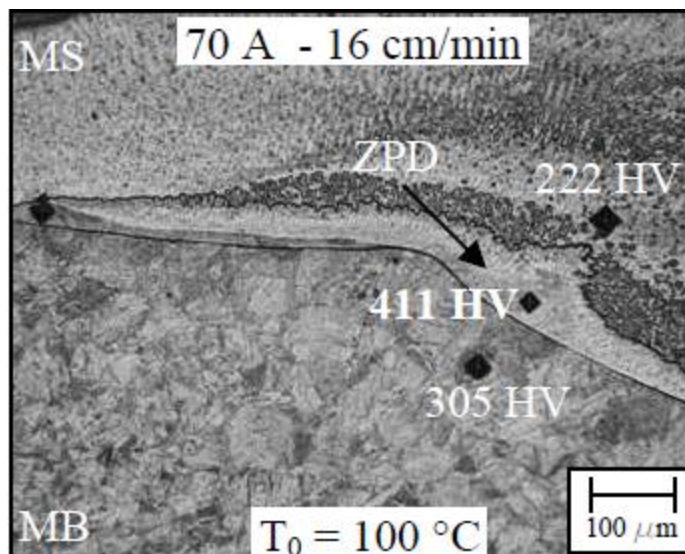


Figura 15- Formação da ZPD na interface entre o aço API X-60 e uma liga Inconel 625. Estão representada a dureza de cada região assim como os parâmetros de soldagem: corrente de 70 A, velocidade de soldagem 16 cm/min e T_0 é a Temperatura de pré-aquecimento (Kejelin, 2005).

Segundo Kejelin (2005) explica-se a formação destas fases através dos movimentos convectivos na poça de fusão, que não são fortes o suficiente para misturar a zona fundida não misturada (camada estagnada do metal de base), porém, aliado a alta difusão em altas temperaturas, são suficientes para enriquecer esta região com elementos de liga, podendo levar ao aumento da temperabilidade.

No estágio inicial da solidificação da poça de fusão ocorre segregação dos solutos (Cr, Ni e Mn) a uma taxa maior na direção ao metal de solda do que a taxa com que ocorre a difusão destes elementos em direção a linha de fusão. Isto ocorre devido ao fato da difusão na fase líquida ser limitada e não sofrer convecção nessa área.

Conseqüentemente, é observado um gradiente de composição, causado pela saída destes elementos solutos do metal de solda sólido nos momentos iniciais de solidificação.

A espessura da ZPD pode ser prevista em função dos parâmetros de soldagem empregados. Contudo, na prática espessura das ZPDs é influenciada principalmente pela convecção da poça de fusão. Este movimento hidrodinâmico explica a ampla variação da espessura das ZPD resultantes na soldagem dissimilar (Ornath et. al.,1981).

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

Em estudo realizado por Ribeiro (2013), foi obtido um gradiente de composição transversal à linha de fusão de um revestimento de Inconel 625 sobre substrato de API 5L X65, mostrado na figura 16. Pode-se notar a partir da linha de fusão um alto teor de Fe que diminui significativamente até aproximadamente 13 μm de distância da linha de fusão, a partir de onde se estabiliza o teor de ferro. O que caracteriza o início da ZPD. Por outro lado, ocorre um aumento no teor de Ni e Cr, que se estabilizarão a partir das mesmas distâncias encontradas para estabilidade do Fe.

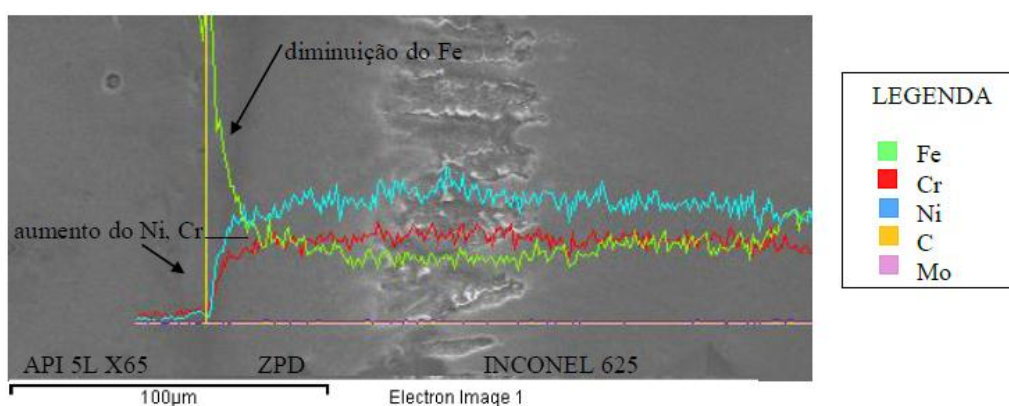


Figura 16- Gradiente de composição na interface entre o aço API 5LX65 e Inconel 625 (Ribeiro. 2014).

Em estudo realizado por Melo (2012), foi observada a mistura de elementos que compõem o revestimento e o substrato, onde se incorporam como elementos de liga o Níquel e Carbono para o metal de base líquido, que não se mistura completamente ao metal de adição. Essa composição intermediária entre o substrato e revestimento se observa a partir da linha de fusão.

2.5.1 Classificação das ZPD's

As transformações metalúrgicas resultantes da soldagem são rápidas e demasiadamente distantes das condições de equilíbrio. Contudo, assume-se que o material de solda depositado por cada passe possuirá composição aproximadamente homogênea, visto que os movimentos hidrodinâmicos causados pela interação com o arco elétrico são intensos. Na soldagem de metais dissimilares, como a composição química do metal de adição é muito diferente daquela do metal de base, efeitos adicionais são exibidos.

As zonas parcialmente diluídas podem ser classificadas como:

Estrutura de praias: Conforme observado na figura 16, são observadas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão; são descontínuas, se estendendo por vezes a partes internas ou externas da linha de fusão, Suas dimensões típicas ficam entre 10-60 μm de espessura e 500-1000 μm de comprimento. Há evidências de descarburização nos grãos adjacentes da ZTA do metal de base.

Este tipo de ZPD apresenta uma certa dificuldade e imprecisão na medição de sua dureza, já que sua espessura é bem pequena, o que pode ser observado na figura 17, comparando-se a marca do durômetro com a espessura da praia (Kejelin, 2006).



Figura 17- Estrutura típica de praia da ZPD (Kejelin, 2006).

Estruturas de penínsulas podem ser observadas na figura 18, são áreas que são parcialmente circundadas pelo metal de base; tendem a ser ligeiramente mais

largas que as do tipo praias. Pode-se notar o mecanismo de formação descrito por Silva(2010), que consiste no fluxo de MS para o interior do MB. As penínsulas geralmente são acompanhadas de praias estendendo-se para um ou ambos os lados.

Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores valores de dureza nas penínsulas em relação às praias, devido também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza (Kejelin, 2006).

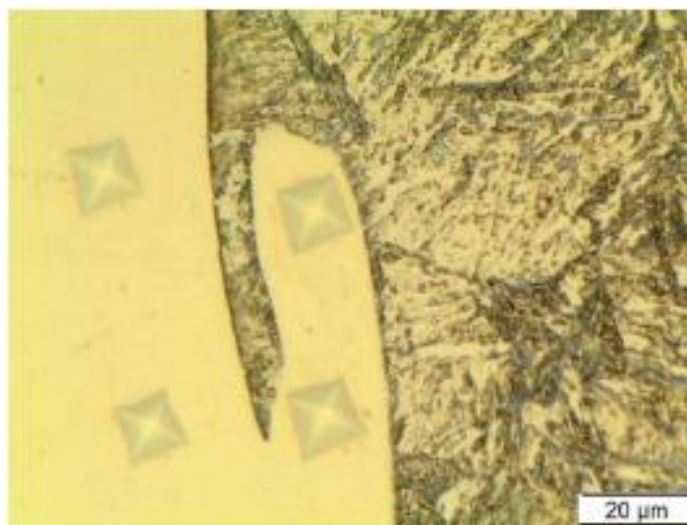


Figura 18- Estrutura típica de península da ZPD (Kejelin, 2006).

Estruturas de ilhas são mostradas na figura 19, regiões compostas pelo MB que encontram-se inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grande e abauladas. Se formam com o desprendimento de uma porção do MB que é absorvida pelo MS líquido e não se dilui. São muito maiores e menos comuns que os outros dois tipos de estruturas, e ocorrem principalmente nos passes de raiz (Kejelin, 2006).



Figura 19- Estrutura típica de ilha da ZPD (Kejelin, 2006).

Estruturas de baías, mostradas na figura 20, que são regiões ligadas ao metal de solda parcialmente circundadas pelo metal de base. Tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo praias. As baías geralmente são acompanhadas de praias estendendo-se para um ou ambos os lados. Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores valores de dureza nas baías em relação às praias, devido também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza (Neto, 2010; Kejelin, 2006).

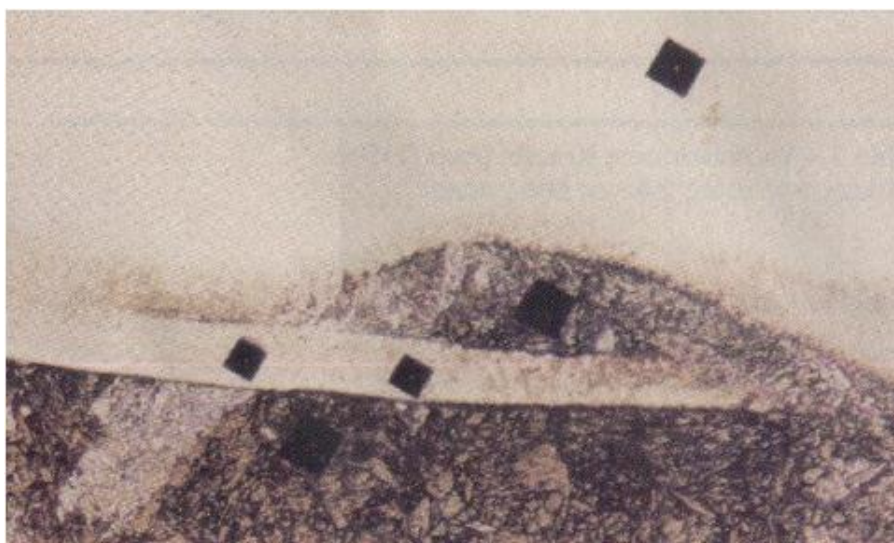


Figura 20- Estrutura típica de baía da ZPD (Kejelin, 2006).

No trabalho de Omar (1998) sobre a formação das ZPD em soldas de metais dissimilares, foram achados indícios da influência do teor de carbono na morfologia da ZPD. Verificou-se que a formação da ZPD em soldas dissimilares com metal base ASTM A36 (0,25%C) e com API 5L X60, o primeiro, com maior teor de carbono, resultou em zonas mais pronunciadas ao longo da linha de fusão. Entretanto, não se observou um aumento da extensão da ZPD. Adicionalmente, foi observado que todos os parâmetros de soldagem podem tanto aumentar como reduzir a extensão das ZPD formadas.

CAPÍTULO 3 : MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Revestimentos obtidos por PTAW

Os materiais estudados são utilizados no revestimento de pinos presentes em caixas de linhas de segurança de poços de perfuração de petróleo, chamadas Choke e Kill. E foram fornecidos pela empresa Alphatec, com sede no município de Macaé/RJ.

Os revestimentos soldados foram obtidos pelo processo PTA-P , usando-se a adição de pó metálico Colmonoy-5 Deloro 45-2 sobre uma placa de aço carbono SAE 1020, e em pequenas seções de tubos de aço inoxidável AISI 316. De forma que são estudadas quatro amostras diferentes obtidos pelas combinações entres os substratos, SAE 1020 e AISI 316, e os revestimentos Colmonoy-5 e Deloro 45-2. Resultando em:

Amostra I- Revestimento Colmonoy 5 e substrato SAE 1020;

Amostra II- Revestimento Colmonoy 5 e substrato AISI 316

Amostra III- Revestimento Deloro 45-2 e substrato SAE 1020

Amostra IV- Revestimento Deloro 45-2 e substrato AISI 316

As composições dos pós metálicos utilizados na soldagem dos revestimentos e das placas de aço para o substrato estão apresentadas na tabela 1.

Tabela 2- Composições dos pós metálicos utilizados no revestimento e dos substratos.

Material	Composição (%p)							
	Fe	Ni	Cr	C	Mn	Si	Mo	B
AISI 316	Bal	12,1	17,9	0,02	1,80	0,3	2,40	---
SAE 1020	Bal	---	---	0,20	0,50	---	---	---
Deloro 45-2	8,70	Bal	8,90	0,32	---	2,96	---	1,90
Colmonoy 5	8,77	Bal	14,25	0,75	---	3,35	---	1,60

A seguir serão mostrados os pinos de onde foram retiradas as amostras analisadas.

Na figura 21 é mostrada a placa cortada de uma chapa de SAE 1020 revestidos com Colmonoy-5, amostra I. A amostra III, Deloro 45-2 sobre SAE 1020, tem as mesmas dimensões da amostra I. O substrato tem espessura de aproximadamente 2,5 mm, e o revestimento de 9 mm. Ambas as amostras tem aproximadamente as mesmas dimensões.



Figura 21– Corte da chapa da amostra I e amostra III.

Na figura 22 são mostrados cortes do pino com substrato AISI 316 e revestimento de Colmonoy-5, amostra II, onde pode ser visto a seção transversal do pino.



Figura 22– Seção transversal do pino da amostra II.

Na amostra II o substrato tem aproximadamente 7 mm de espessura e o revestimento 2,7mm.

Na figura 23 são mostradas duas seções dos pinos de AISI 316 revestido com Deloro 45-2, a amostra IV.

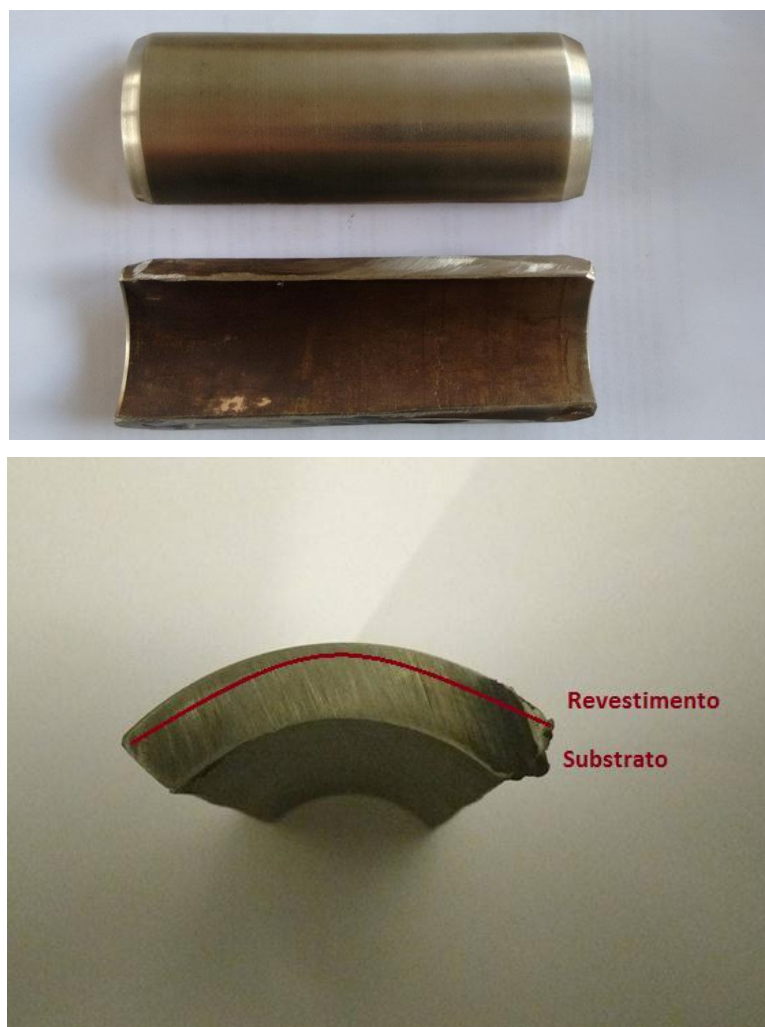


Figura 23– Vistas lateral e transversal dos pinos da amostra IV.

Ambos os revestimentos foram soldados pelo processo PTA, Plasma Transferred Arc. Os parâmetros de soldagem utilizados em todas as amostras foram os mesmos, e a empresa que disponibilizou as amostras não pôde ceder os valores exatos.

3.2 Preparação Metalográfica

As amostras foram cortadas no aparelho de policorte refrigerado de modelo AROCOR.80 da AROTEC com disco de corte AA3 disponível no laboratório de metalografia do LAMAV/UENF. Os cortes observados nas amostras I e III

correspondem as seções transversais das chapas, na amostras II e IV a seção transversal dos pinos.

As amostras foram preparadas metalograficamente seguindo-se as etapas de lixamento, com a politriz semi-automática Struers com lixas de 100, 220, 400, 600 e 1200 mesh, girando-se a amostra 90° a cada mudança de lixa.

Seguido de polimento em alumina com granulometria de 1 µm e 0,3 µm. O aparelho utilizado foi a politriz Struers semi-automática para o primeiro polimento, seguindo de polimento manual bastante fluidificado com água destilada para melhor acabamento superficial da amostra.

A microestrutura de ambos os revestimentos já puderam ser observadas satisfatoriamente após a etapa de polimento, entretanto o ataque foi necessário para a revelação da microestrutura do substrato. Foi realizado ataque químico Nital 2%, para as amostras com substrato aço SAE 1020. As amostras com substrato de aço AISI 316 foram atacadas eletroliticamente com ácido oxálico 10%.

3.3 Microscopia ótica

A análise microestrutural foi realizada via microscopia ótica no microscópio Confocal *Olympus 3D Measuring Laser Microscope OLS4000* e microscópio Neophot 32. Esta técnica é importante para que se possa avaliar a as diferenças das microestruturas dos revestimentos. Pode-se analisar o relevo causado pelo polimento e levantar hipóteses quanto a dureza dos diferentes componentes, já que as fases menos duras são retiradas em mais massa do que as fases de maior dureza. Assim como para que possa observar a microestrutura do metal de base, de solda e da região de interface entre ambos.

Após etapas de polimento e após o ataque as amostras foram observadas em campo claro no microscópio ótico NEOPHOT para averiguação da qualidade do polimento e para averiguação da necessidade de ataques distintos, e as micrografias foram tiradas no microscópio ótico Confocal, com aumentos de 108x, 430x, 1075x e 2136x.

3.4 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS

Para uma melhor observação dos microconstituintes e análise química destes, a microscopia eletrônica de varredura foi utilizado devido às altas resoluções

e aumentos possibilitados pelo uso deste tipo de técnica, utilizou-se aumentos de 40x, 600x, 1000x e 1500x.

A técnica utilizada para identificação das fases foi a microanálise química por EDS (Espectroscopia por Dispersão de energia de Raio-x, do inglês *Electron Dispersive Spectroscopy*). Foram obtidos perfis de composição química seguindo linhas de análise que partem de aproximadamente 0,3 mm antes da linha de fusão no substrato, até ao topo de revestimento, a superfície externa das amostras analisadas. As linhas analisadas seguiram um caminho paralelo àquele formado pelas endentações do ensaio de dureza.

O equipamento utilizado foi o Shimadzu SSX- 550 localizado no LAMAV/UENF.

3.5 Dureza

Todo o revestimento, e sobretudo as regiões mais próximas da linha de fusão, são de interesse pelo alto gradiente de composição e altíssima dureza. Devido às particularidades do processo e diferenças de composições químicas apresentadas pelos substratos e revestimentos a determinação da dureza é essencial para análise do papel desta região no desempenho do revestimento como resistente ao desgaste por abrasão.

As ligas Ni-Cr-Si-B-C, utilizadas nos revestimento, experimentam mais de uma rota de solidificação de acordo com diferentes taxas de resfriamento nas regiões mais afastadas da linha de fusão, resultando em microestrutura heterogênea e composta por diferentes microconstituintes, de forma que a análise de dureza é essencial para a caracterização de ambos revestimentos e para a comparação do desempenho deles como revestimentos duros.

Foi usado o microdurômetro com escala Vickers, com carga de 10 kgf. Foram feitos 12 ensaios de dureza em cada amostra, as medidas formam um perfil de dureza que parte do interior do substrato e termina no topo do revestimento, a aproximadamente 0,3 mm da linha de fusão no interior do substrato. As três primeiras medidas foram feitos no interior do substrato, a quarta na linha de fusão, e as restantes no revestimento.

CAPÍTULO 4 – Resultados e Discussões

A seguir serão apresentados os resultados obtidos para as quatro amostras, em quatro tópicos diferentes, onde cada amostra será estudada separadamente.

Os primeiros resultados são aqueles obtidos por microscopia ótica, onde serão analisadas as micrografias obtidas em diferentes aumentos. Em seguida as análises químicas por EDS, começando pela análise por pontos na interface do substrato com o revestimento, uma análise química em linha, que parte do interior do substrato em direção ao topo do revestimento, ou seja, em direção a superfície externa do revestimento, e um mapa de composição. E por fim, os perfis de dureza obtidos.

No segundo tópico deste capítulo serão discutidos todos os resultados, de forma que a comparação entre os fenômenos observados nas quatro amostras sejam de mais fácil discussão.

4.1 Resultados

4.1.1 Amostra I - Revestimento de Colmonoy 5 com substrato SAE 1020

4.1.1.1 Microscopia Ótica

Na figura 24 são mostradas micrografias ao redor da interface do revestimento de Colmonoy-5 sobre o aço 1020 com diferentes aumentos.

Nota-se na figura 24a e 24b, o material substrato, aço 1020 de microestrutura ferrítica, e o revestimento Colmonoy soldado por PTA. A microestrutura do revestimento é composta por dendritas de γ -Ni, interdrentícos eutéticos, boretos e carbetos de Cromo, tipo couve-flor (*floret-like*) e ripas claras, respectivamente, mostrado mais claramente nas figuras 24c e 24d. Em concordância com diversos estudos com ligas similares (Hemmati, 2013; Kesavan, 2010; Gurumoorthy, 2007).

Pode-se observar a estrutura de solidificação do tipo de liga que compõe o revestimento, bem como a mudança da rota de solidificação na figura 24c. Esta decorre de uma alteração de composição devido a gradiente do valor da diluição pelo afastamento da poça de fusão, e uma conseqüente alteração na velocidade de resfriamento.

Este tipo de liga sofre mudanças na estrutura de solidificação. A transição de um tipo de solidificação para outro pode ser notada pelo aumento brusco da

quantidade de boretos e carbeto presentes na microestrutura, identificados por Hemmati et al (2012) como os precipitados em forma de couve-flor e ripas, respectivamente. Esse aumento é notado na fig 24c numa grande faixa distante da interface do revestimento e substrato.

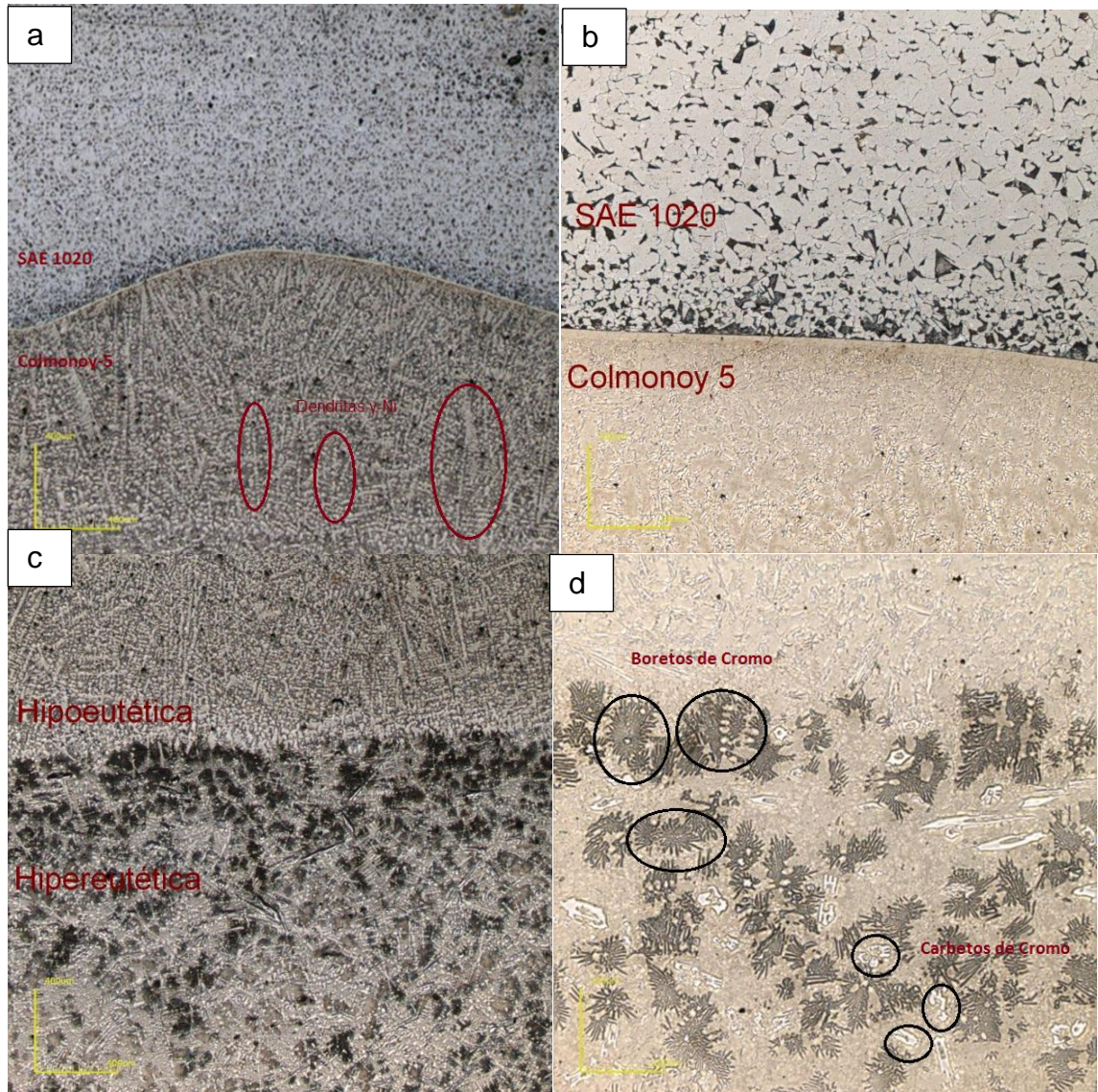


Figura 24– a)/b) Micrografias da interface entre o metal de base, aço SAE 1020, e o revestimento, Colmonoy-5; 108x, 430x, Microscópio Confocal c)/d) Interface entre a estrutura de solidificação hipo e hipereutética, 108x e 430x.

A observação da seção transversal junto à linha de fusão, figura 24c, revela a importância da diluição do Ferro na microestrutura do revestimento. Todo o revestimento apresenta um gradiente de composição, sobretudo na região mais próxima da poça de fusão, resultando em uma intensa variação da microestrutura.

Pode-se se observar um aumento brusco da quantidade de precipitados representando a modificação da microestrutura de solidificação de hipoeutética para hipereutética.

Próximo a linha de fusão, figuras 24a e 24b, o teor de ferro é elevado devido a composição do substrato, que é rico em ferro, fazendo com que a liga se solidifique de forma hipoeutética, consistindo de dendritas de Gama-Ni como constituinte pró eutético e o interdendrítico como constituinte eutético. Ambos encontrados no sistema ternário Ni-Si-B. A estrutura hipoeutética é observada na figura 25 em maiores aumentos.

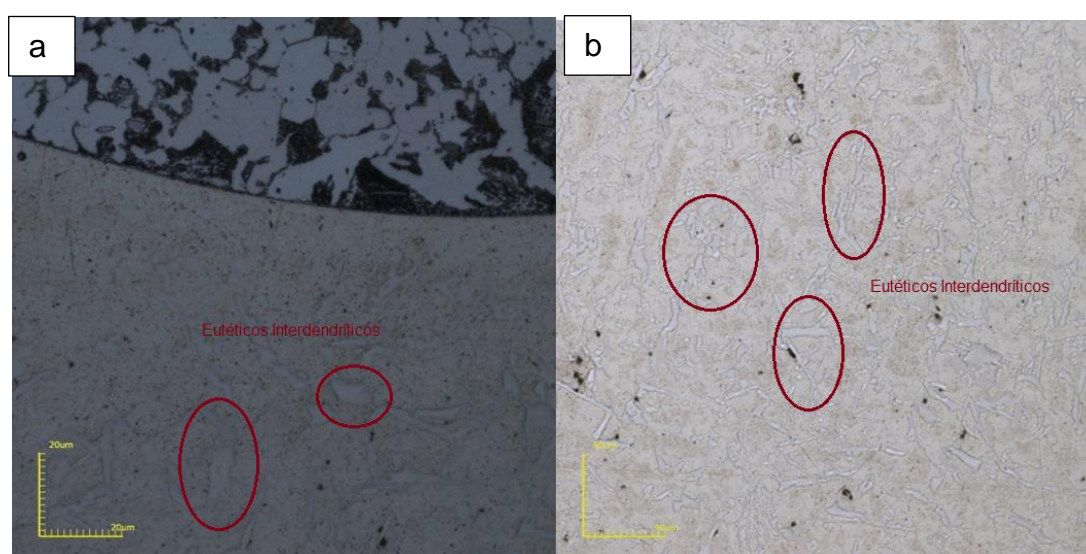


Figura 25- a) Micrografia referente a interface entre o metal base, SAE 1020, e o revestimento, Colmonoy-5. b) Micrografia no interior da região de solidificação hipoeutética. 2136x e 1075x de aumento.

A diminuição do teor de ferro em direção ao topo do revestimento favorece a transição de uma estrutura hipoeutética, observada em maior aumento na fig 25, a uma estrutura hipereutética, observado na figura 26, caracterizada pela intensa formação de carbonetos e boretos, partículas claras e escuras, respectivamente.

A variação do parâmetro de solidificação também deve ser considerado, já que a lenta velocidade de resfriamento e grande gradiente de temperatura inicialmente favorece o crescimento planar e a manutenção dos elementos formadores de carbetos e boretos. Elementos que tendem a se segregar quando se aumenta a velocidade de resfriamento e o material se solidifica com intensa formação de carbetos e boretos, constatado pelo brusco aumento de precipitados.

Podem ser observados nas micrografias da figura 26 os precipitados que contribuem para o aumento da dureza do revestimento, essencial para o desempenho deste em aplicações que requeiram resistência ao desgaste. Estes precipitados foram identificados como boretos de Cromo, forma de couve-flor, e carbeto de Cromo, forma de agulha (Hemmati, 2013; Kesavan, 2010; Gurumoorthy, 2007).

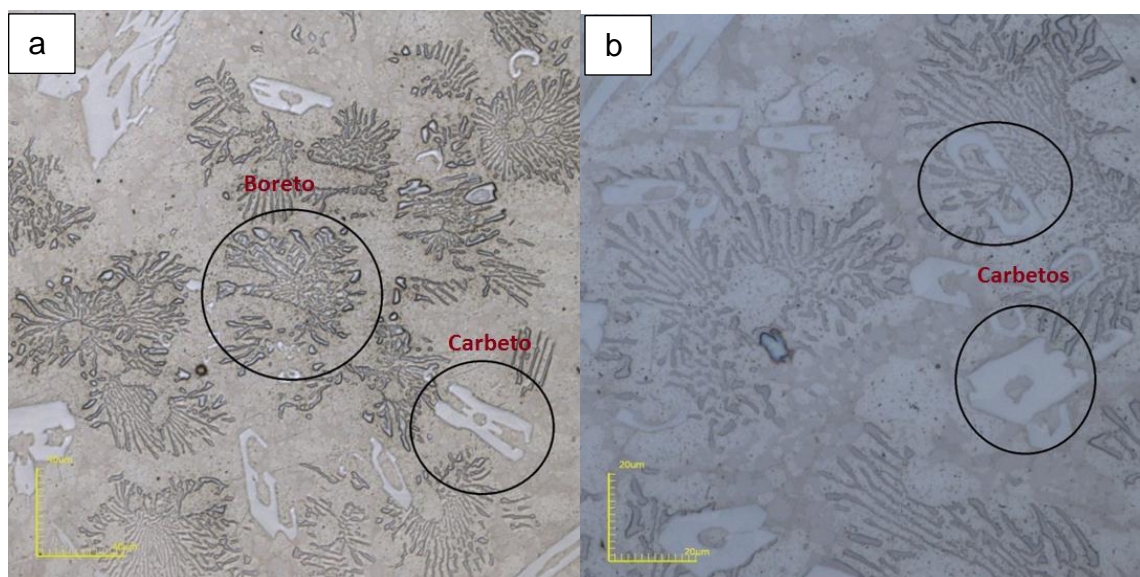


Figura 26– a)/b) Micrografias referentes a zona de solidificação do tipo hipereutética, evidenciando a presença de precipitados tipo couve-flor e tipo ripa. 1075x e 2136x de aumento.

Em estudo realizado por Hemmati et al (2013), analisando o mecanismo de propagação de trincas no revestimento, foi evidenciado que os carbeto e boreto são fases de altíssima dureza e fragilidade, locais responsáveis pela propagação de trincas. Juntamente aos precipitados supracitados, o componente eutético, presente nas regiões interdendríticas, principalmente formados por boreto de Níquel, é também um local de considerável fragilidade, e responsável por propagação de trincas. As regiões compostas por Gama-Ni são de maior ductilidade, e portanto absorvem mais energia da trinca ao causar sua deflexão (Hemmati, 2013.)

Este estudo foi realizado com uma liga NiCrSiBC modificada com a adição de 4%wt de Nióbio para refino de grão, e conseqüentemente maior dispersão de precipitados, revelou que o eutético interdendrítico responde por grande parte da dureza apresentada pelo revestimento, já que compensa um valor de dureza não tão

elevado quanto o apresentado pelos carbeto e boreto, mas com uma maior quantidade, dispersão e morfologia na microestrutura. Isso sugere que a modificação da dureza apresentada pelo revestimento deve ser realizada não só pela modificação da dispersão dos carbeto e boreto, mas também pela modificação das regiões interdendríticas.

Em ensaios de desgaste, Kesavan (2011) notou uma maior perda de massa em ensaios realizados em temperatura ambiente e menor em elevadas temperaturas. Isso se deve ao fato do desgaste se manifestar com diferentes mecanismos em diferentes temperaturas, sendo gerado pelo contato metal-metal em baixas temperaturas, enquanto em altas temperaturas é gerada uma camada de óxido que diminui significativamente a perda de massa.

4.1.1.2. Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS

A figura 27 mostra uma micrografia da interface do substrato e o revestimento mostrando os pontos analisados por EDS.

O ponto 1 se localiza no substrato, aço SAE 1020, o que pode ser constatado pelo teor de Fe, entretanto apresenta composição química dos elementos Ni e Cr elevada, devido a diluição destes elementos provenientes do revestimento.

O ponto 2 está localizado na região compreendida pela zona parcialmente diluída e apresenta composição química bem diferente de ambos materiais, tanto o substrato quanto o revestimento. Pode-se notar os picos proeminentes de Ni, e Cr

O ponto 3 está localizado no revestimento em uma região escura, o que se acredita ser a matriz austenítica, por apresentar maior teor de Ni, e algum Cr presente.

O ponto 4 está localizado em uma região mais clara na microestrutura do revestimento, que pelo alto teor de Cr e baixo de Ni se acredita ser um precipitado, não podendo se ter a certeza se é um boreto ou carbeto deste elemento, já que os teores de carbono e boro são bem similares.

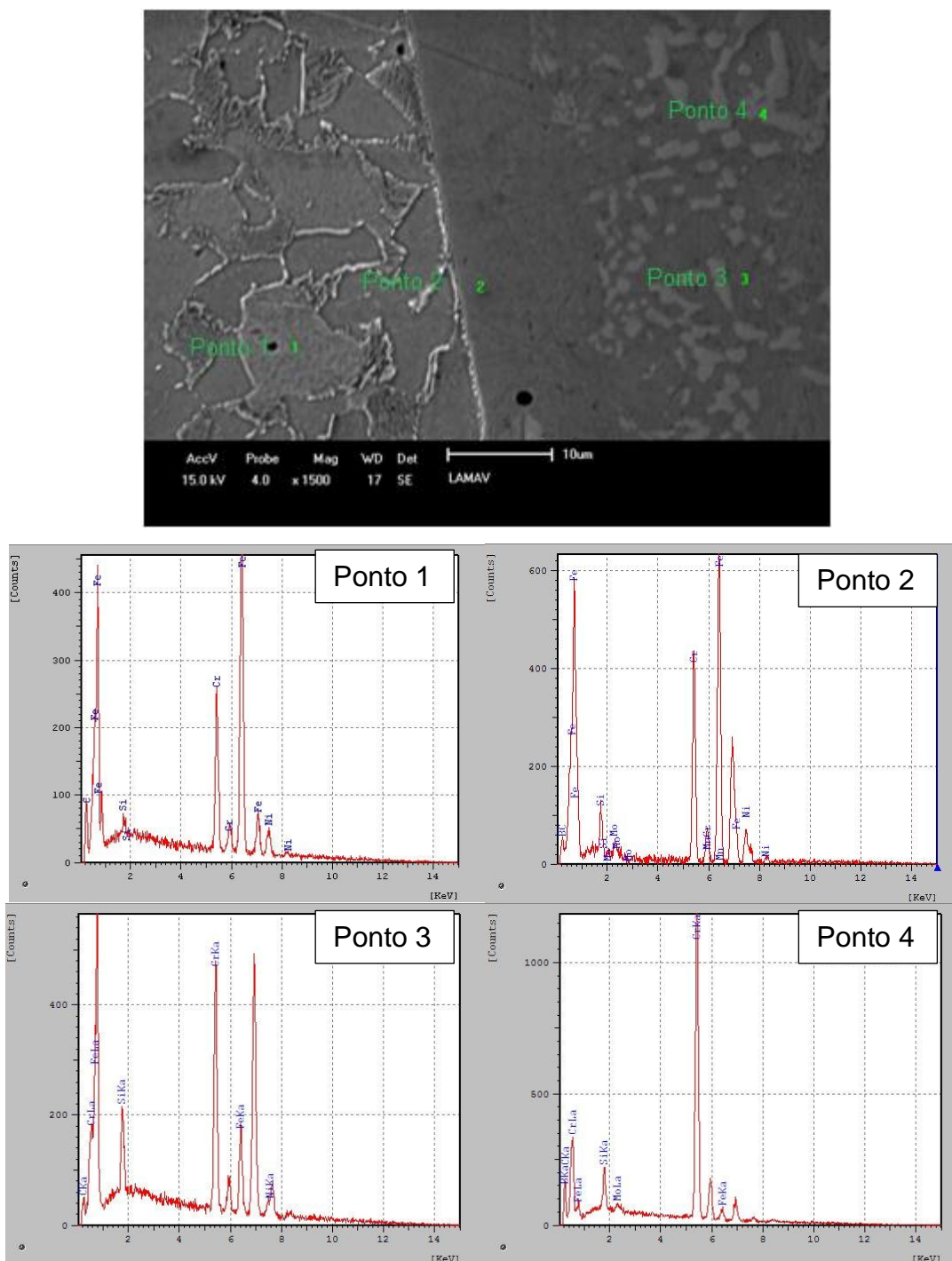


Figura 27– Micrografia por MEV na interface do substrato e revestimento e análises de EDS por pontos. 1500x de aumento.

Nas figuras 28 e 29 são mostrados os resultados da análise por EDS em linha, bem como as micrografias das regiões analisadas. As análises foram feitas a partir da interface em direção ao topo do revestimento. Nas micrografias apresentadas podem ser notadas as endentações dos ensaios de dureza, para que

uma comparação entre a composição e os valores de dureza seja feita posteriormente.

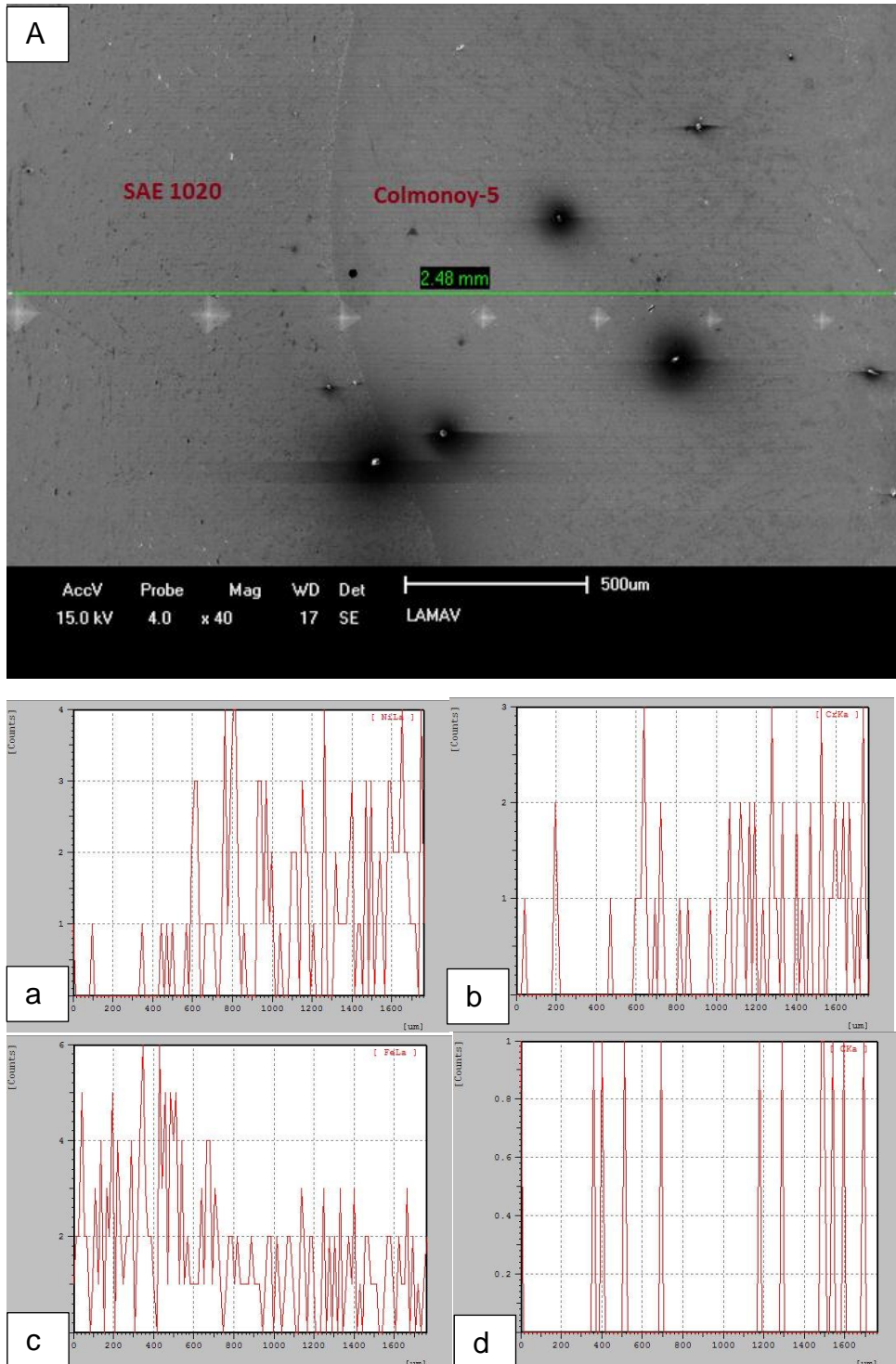


Figura 28 A) Micrografia da interface e análise de EDS em linha começando no interior do substrato em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si

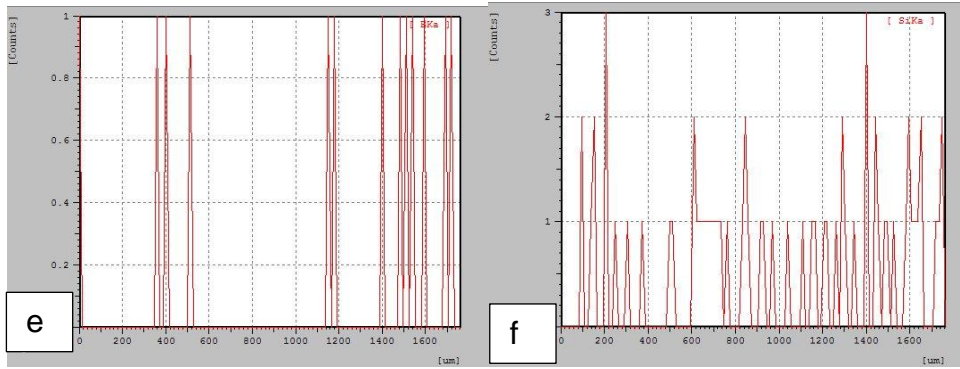


Figura 28 – Continuação.

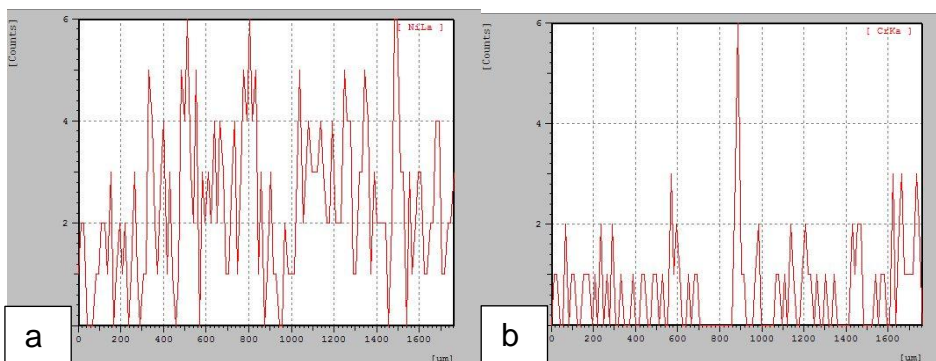
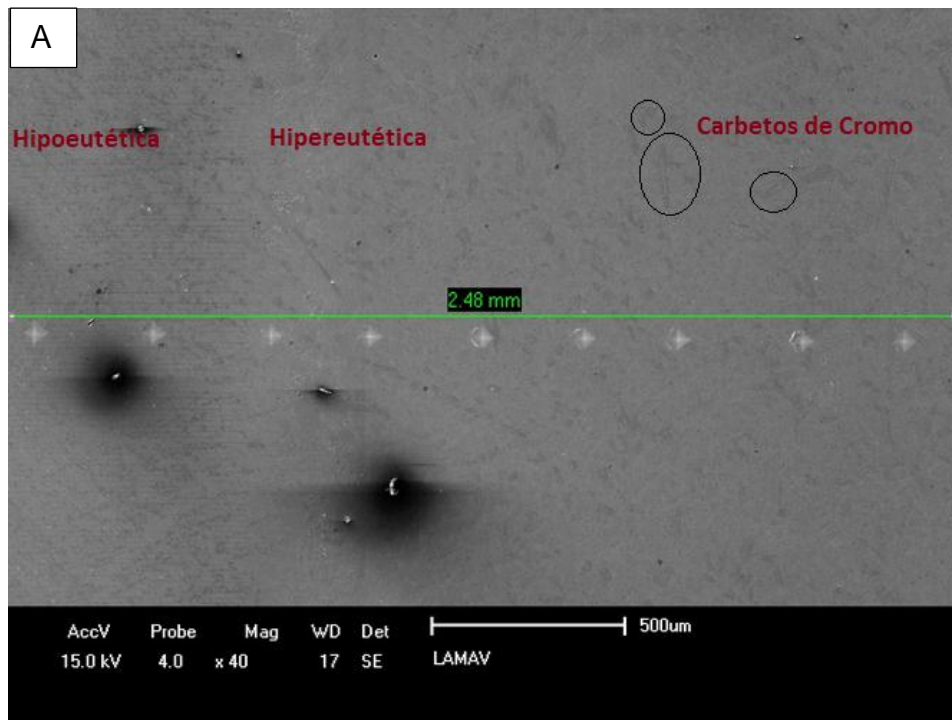


Figura 29- A) Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.

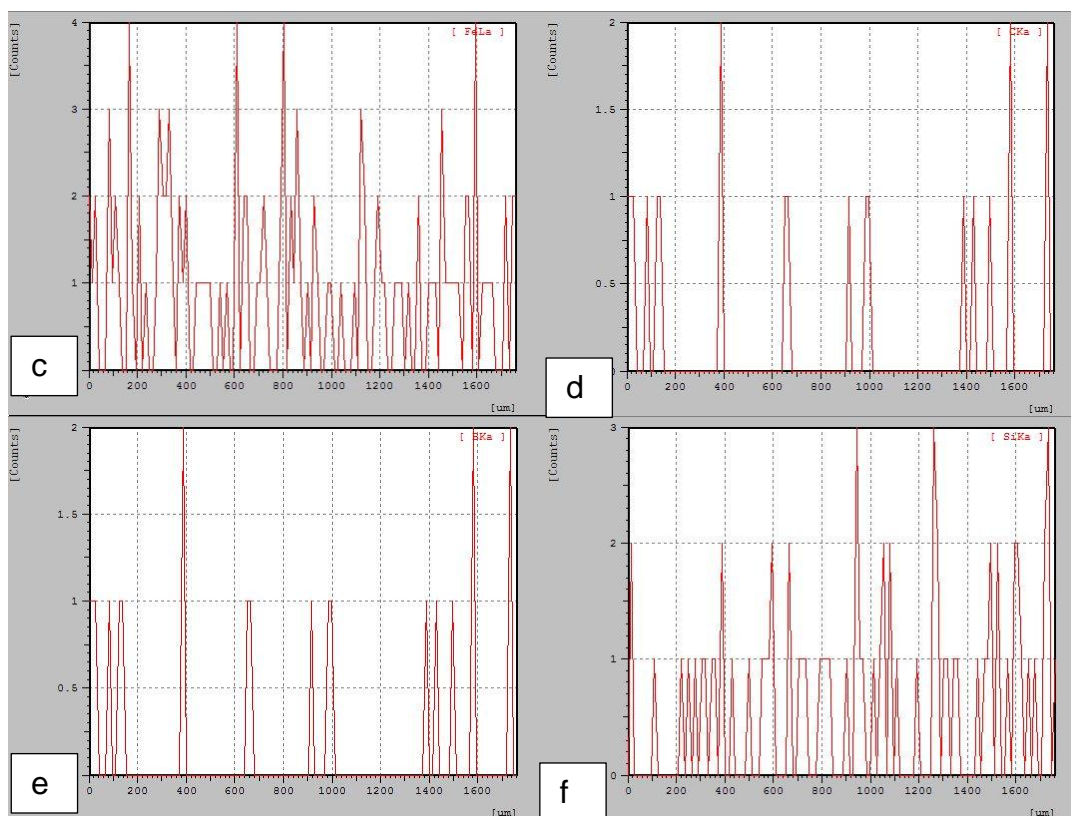


Figura 29- Continuação.

Pode-se notar nas figuras 28 e 29 a variação da composição química dos elementos Ni, Cr, Fe, C, B e Si. Pode ser vista a variação do teor de Ni à medida que afasta-se do substrato e se aproxima do topo do revestimento. Em fig 28a o teor deste elemento sofre um aumento brusco devido à diluição proveniente da soldagem e em 29a o teor se estabiliza, já que este elemento é solvente no sistema Ni-Si-B.

Nas figuras 28b e 29b são mostradas as variações do teor de Cr. Mesmo com teores diferentes, pode-se perceber um comportamento similar ao Ni. O teor de Cr aumenta bruscamente junto a interface, fig 28b, já que este elemento está presente em muito maior quantidade no revestimento, e esse teor se estabiliza a medida que se aproxima do topo do revestimento, fig 29b, já que este é um elemento de liga nas ligas NiCrSiBC.

Nas figuras 28c e 29c são mostradas as variações do teor de Fe. Pode-se notar que há um decréscimo acentuado no teor deste elemento junto a interface, fig 28c, já que este se encontra em maior abundância no substrato. O teor continua a diminuir e depois permanece constante a medida que se aproxima do topo do revestimento, fig 29c.

Nas figuras 28d e 28e são mostradas variações dos teores de C e B, respectivamente, junto a interface. Pode-se notar que na interface em si não há presença de ambos elementos, os teores deles permanecem constantes no substrato, figuras 28d e 28e no canto esquerdo dos gráficos, e no revestimento, fig 28d e 28e, mas na região da interface não há presença destes.

Nas figuras 28f e 29f são mostradas as variações do teor de Si, que sofre um leve aumento mais próximo ao topo do revestimento, fig 29f.

Na figura 30 é mostrada uma micrografia onde foi realizado um mapa de composição em EDS feito em dois precipitados. Um à esquerda da imagem, em forma de couve-flor, e outro, à direita em formato de bloco.

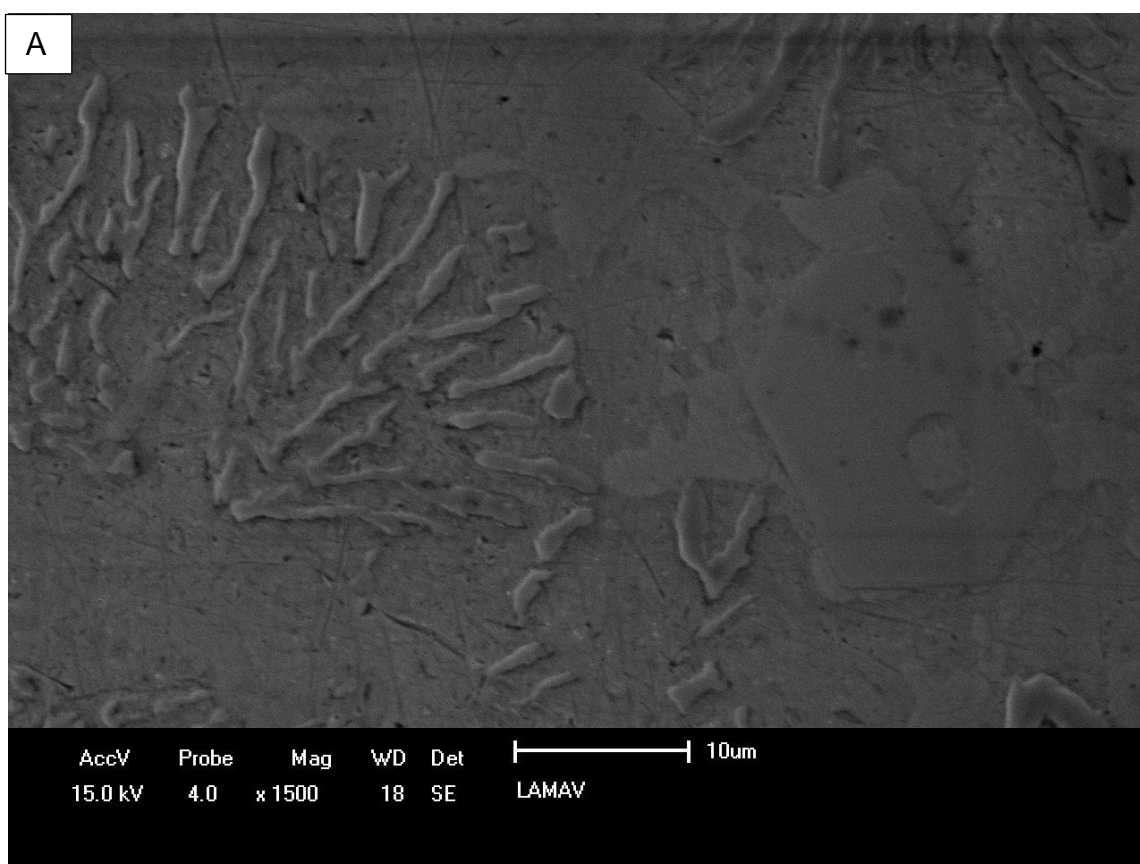


Figura 30– A) Micrografia em Mev de precipitados na região de solidificação hipereutética. Mapa de composição de dois precipitados presentes na região de solidificação hipereutética do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de

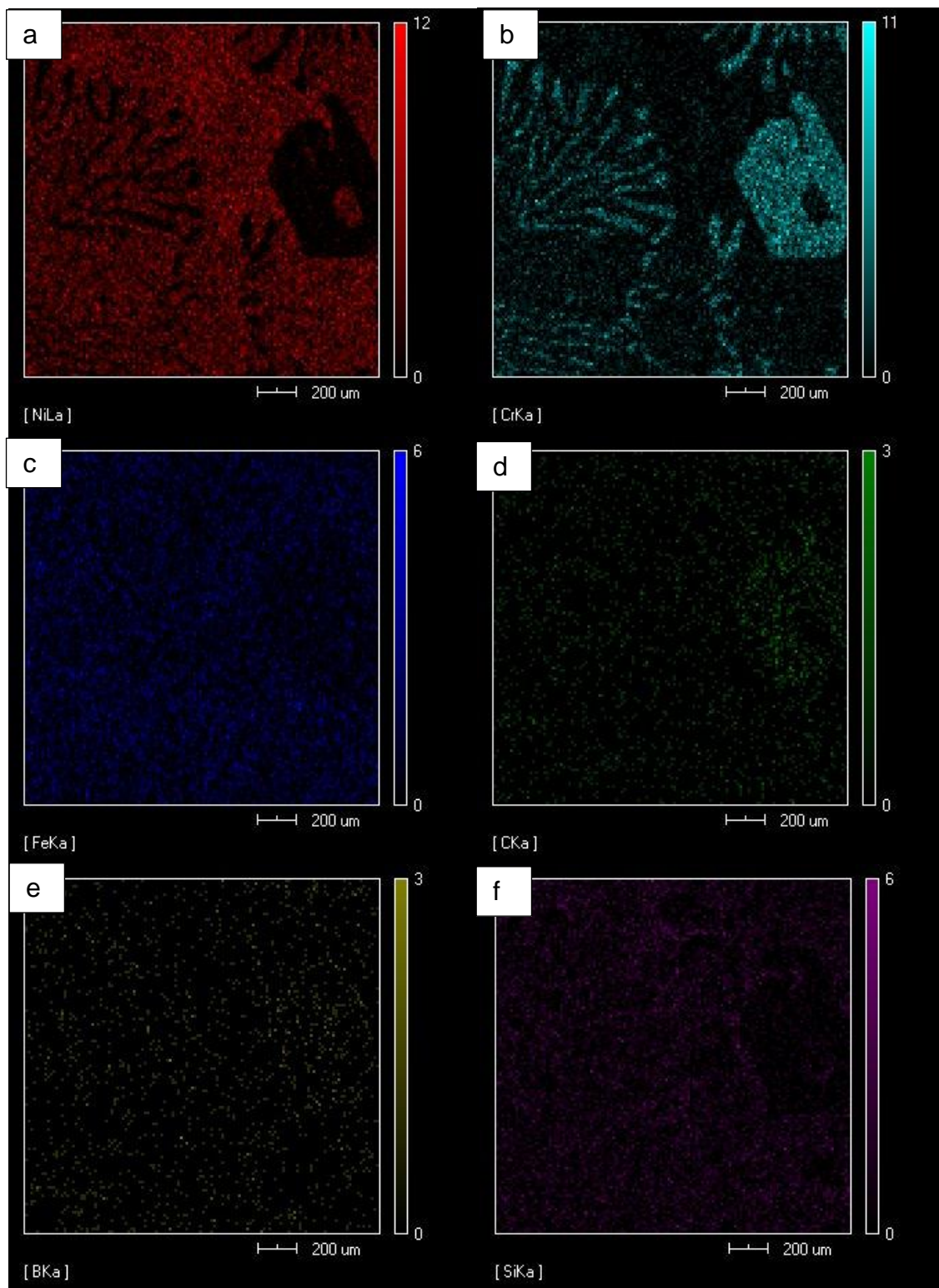


Figura 30 – Continuação.

Ao observar a figura 30a nota-se que o Ni está presente em toda a matriz, e que nos precipitados praticamente não há traços de Ni, salvo pelo centro do precipitado à direita. O mesmo vale para o Si, fig 30f.

O Cr está presente em toda estrutura, sobretudo nos precipitados. O precipitado da direita é um carbeto de Cromo, já que pode-se notar uma alta concentração de C nesse precipitado, fig 30d. Mesmo que o teor de B, fig 30e, não acuse uma alta concentração no precipitado da esquerda, este é um boreto de Cromo. Como identificado em diversos trabalhos realizados com a mesma liga.

4.1.1.3 Ensaios de Dureza

Na figura 31 é mostrado um perfil de dureza obtido para a amostra I. As análises foram feitas partindo do interior do substrato, aproximadamente 1,5 mm antes da interface, em direção ao topo de revestimento. Nas figuras 28A e 29A podem ser vistas as endentações resultantes dos ensaios de dureza.

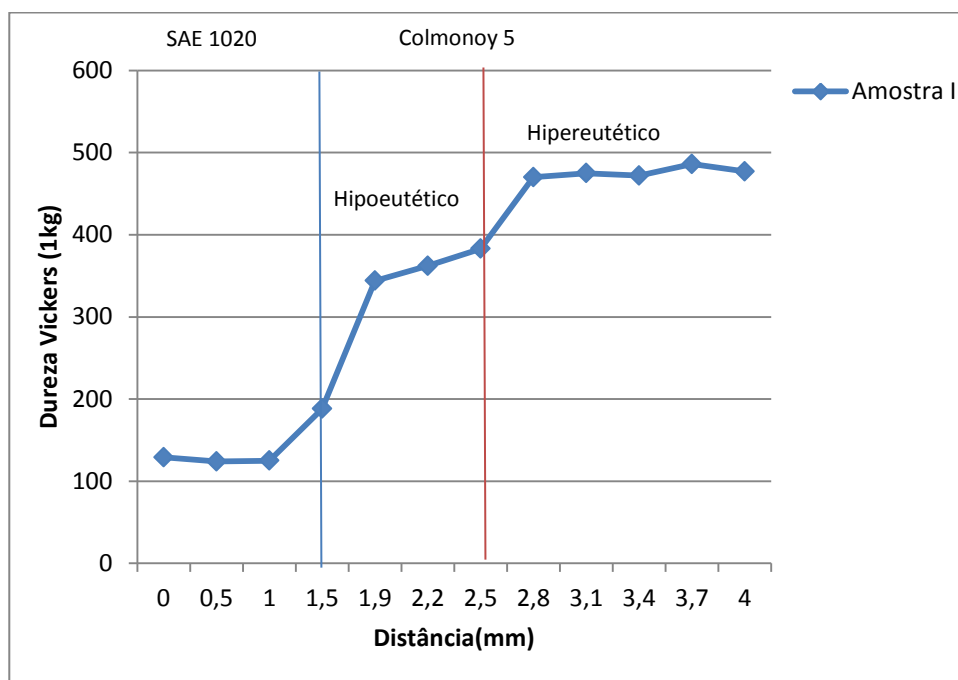


Figura 31– Perfil de Dureza Vickers obtido na amostra I.

A primeira medição de dureza no interior do substrato foi a maior das três medições nessa região, da primeira para a terceira, ainda no substrato, a dureza apresenta um leve decréscimo. Na zona fundida há um aumento de dureza, que continua a medida que se caminha em direção ao topo do revestimento.

A dureza apresentada pelo revestimento na região de solidificação hipereutética é maior que na região hipoeutética. Isso deve principalmente a dispersão de precipitados, carbeto e boreto, na microestrutura do revestimento.

4.1.2. Amostra II - Revestimento de Colmonoy 5 com substrato AISI 316

4.1.2.1 Microscopia Ótica

Na figura 32 são mostradas micrografias do revestimento e Comonoy- 5 sobre substrato de aço inoxidável AISI 316.

Na figura 32d se observa a microestrutura do substrato, AISI 316, que consiste de uma matriz austenítica. Pode-se notar a estrutura dendrítica do revestimento consistindo de γ -Ni, figura 32a e 32b, típico da solidificação deste tipo de liga bem como a espessura dessas dendritas se alterando devido às variações na velocidade de resfriamento decorrentes do processo de soldagem, figura 32b e 32c.

A estrutura de solidificação é composta por dendritas de γ -Ni, interdendriticos eutéticos, como também encontrados e identificados em diversos estudos com ligas similares (Hemmati, 2013; Kesavan, 2010; Gurumoorthy, 2007).

Como observado e comentado no revestimento de Colmonoy-5 sobre SAE 1020, a diluição do Ferro afeta a estrutura de solidificação (Hemmati, 2011). Esperava-se, então que este tipo de revestimento em um substrato de menor teor relativo de ferro, AISI 316, favorecesse uma solidificação de estrutura hipereutética, majoritariamente composta por carbeto e boretos de Cromo.

Contudo, o teor de Ferro por si só não é condição para uma solidificação majoritariamente hipereutética. E mesmo que fosse, variações de parâmetros de soldagem, espessura do revestimento, dentre outras variáveis podem explicar o porquê de uma menor diluição em relação ao primeiro substrato, SAE 1020.

Hemmati (2011) relata que as ligas NiCrBSi têm a tendência de desenvolver múltiplas microestruturas sem se alterar a composição química, bastando modificar a velocidade resfriamento, ou utilizando-se diferentes velocidades de soldagem.

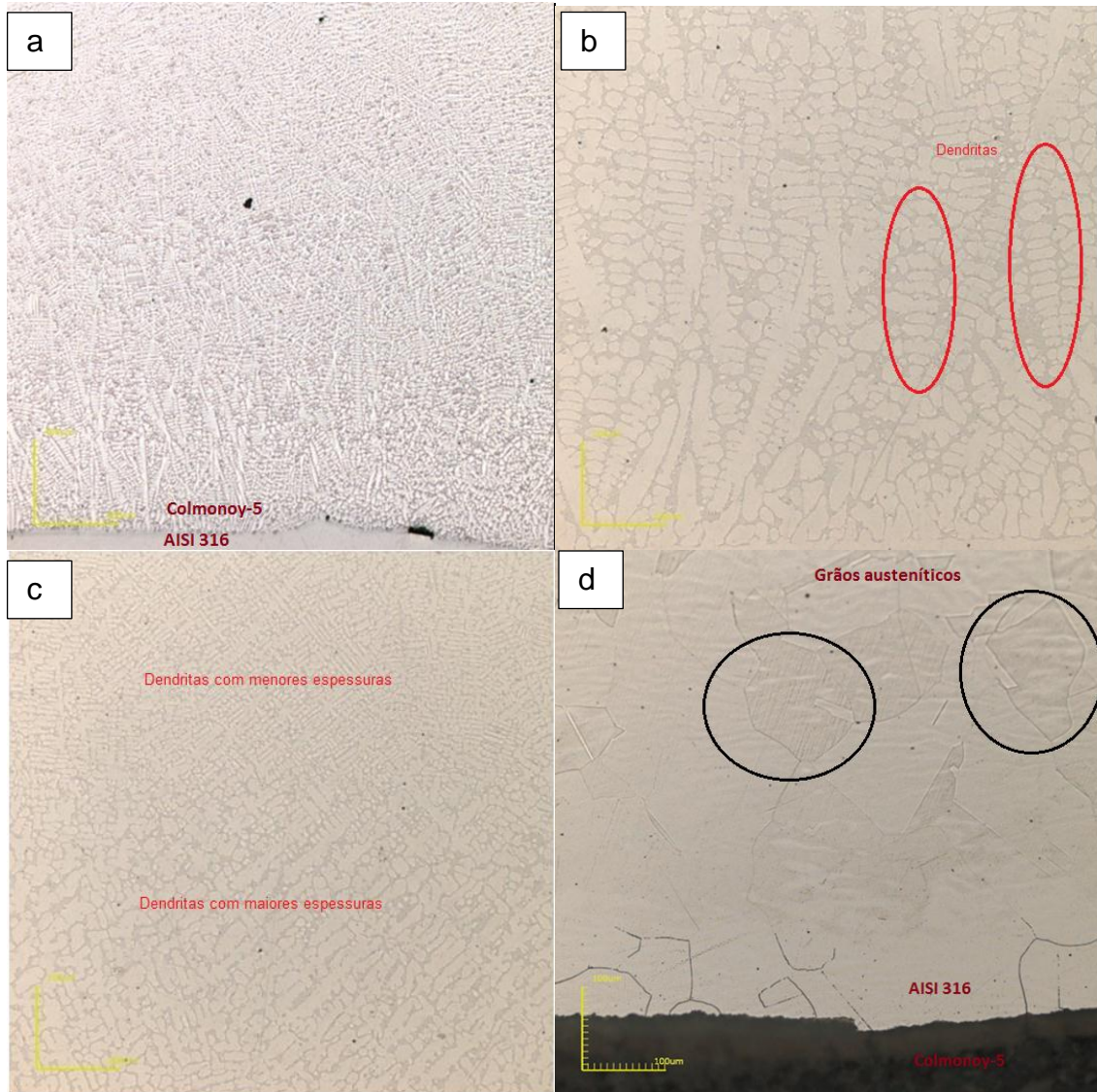


Figura 32– a)/b) Micrografias ao redor a interface do metal de base e o revestimento. 108x, 216x c)/d) Micrografias em regiões próximas ao topo do revestimento., 430x e 430x.

Pode-se notar, ao observar a figura 32c que as espessuras das dendritas podem se alterar devido a flutuações na velocidade de resfriamento e mesmo de composição.

Nas figuras 33a e 33b são mostradas micrografias do revestimento com um maior aumento, e a microestrutura com mais detalhes, onde pode-se notar a presença dos constituintes anteriormente citados, que são a matriz austenítica em forma de dendritas e o eutético interdendrítico.

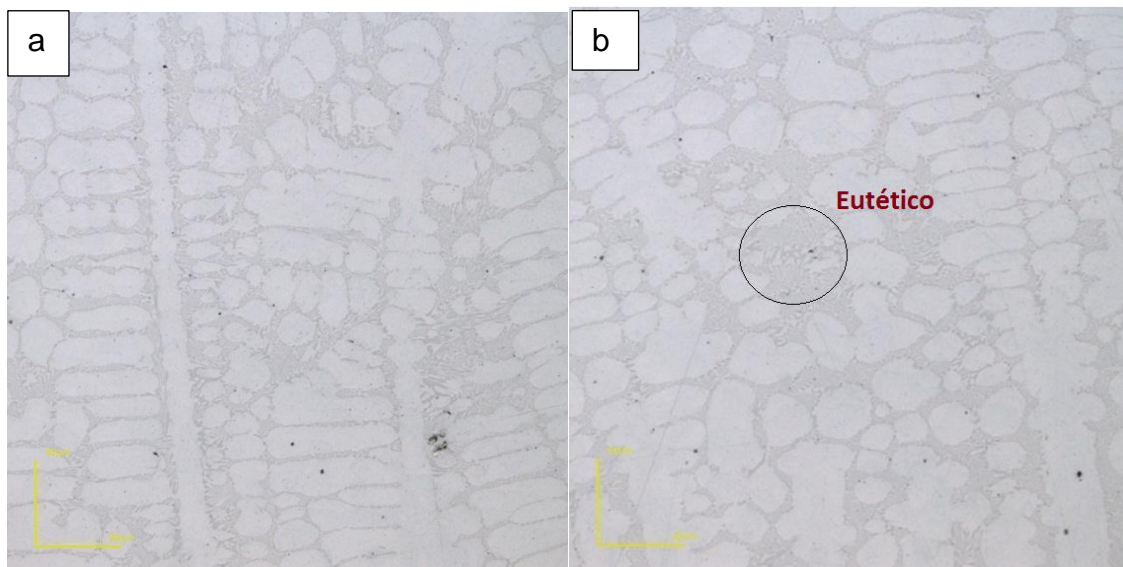


Figura 33– a)/b) Micrografias na região central do revestimento, evidenciando os dois componentes: Dendritas de Gama-Ni, Eutético interdendrítico. 1075x e 2136 x de aumento, respectivamente.

Os microconstituintes serão identificados posteriormente mediante microanálise de EDS, contudo, a literatura mostra que uma ampla gama de componentes podem estar presentes na microestrutura de ligas NiCrSiBC.

A literatura mostra que para maiores valores de diluição, que resultam em microestruturas mais próximas da hipoeutética, apresentam menores valores de dureza, devido à presença em menores quantidades de carbonetos e boretos (Kesavan, 2011). Contudo a microestrutura mais dura, hipereutética, apresenta sítios para nucleação de trinca em mais abundância do que aqueles observados em revestimentos com maiores diluições (Hemmati, 2013).

A microestrutura hipoeutética, então pode apresentar dureza satisfatória sem ser uma microestrutura tão frágil e suscetível a propagação de trincas.

Posteriores ensaios de microdureza permitirão realizar uma análise mais aprofundada do comportamento mecânico dos microconstituintes e seu papel no desempenho em desgaste dos revestimentos estudados.

4.1.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS

Na figura 34 é mostrada uma micrografia na interface substrato/revestimento com os pontos que foram analisados por EDS.

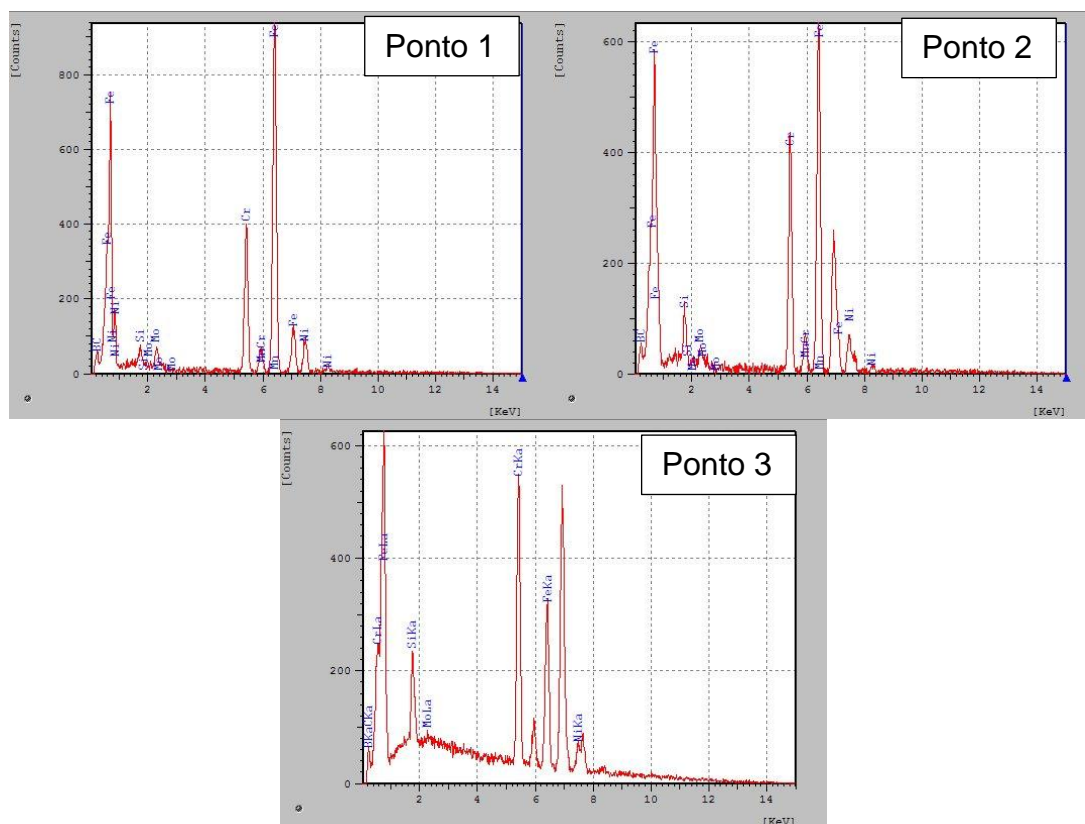
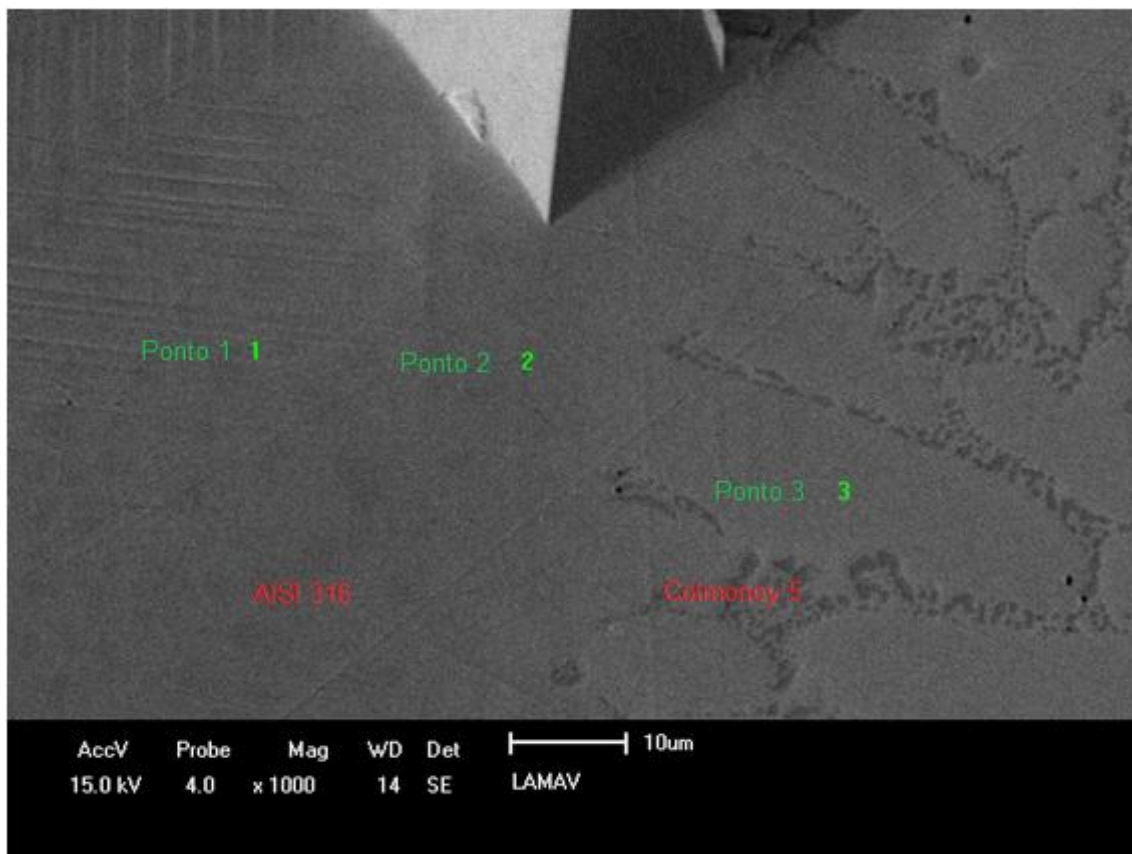


Figura 34- Micrografia em MEV realizada na interface substrato/revestimento, evidenciando os pontos analisados por EDS.

O ponto 1 se localiza no substrato, Aço Inoxidável, apresentando um maior teor de Ni do que o presente na composição nominal da liga, devido a diluição deste elemento do revestimento para o substrato em decorrência do processo de soldagem.

O ponto 2 se localiza na interface apresentando, portanto, composição intermediária entre o substrato e o revestimento.

O ponto 3 se localiza na matriz austenítica do revestimento, apresentando altíssimo teor de Ni, e picos de Fe e Cr.

Nota-se claramente a diminuição do teor de Fe a medida que desloca-se para o revestimento, do ponto 1 ao ponto 3, já que a porcentagem deste elemento é maior no substrato.

Nas figuras 35 e 36 são mostrados os resultados da análise por EDS em linha, bem como as micrografias das regiões analisadas. As análises foram feitas a partir da interface em direção ao topo do revestimento. Nas micrografias apresentadas podem ser notadas as indentações dos ensaios de dureza, para que uma comparação entre a composição e os valores de dureza seja feita posteriormente.

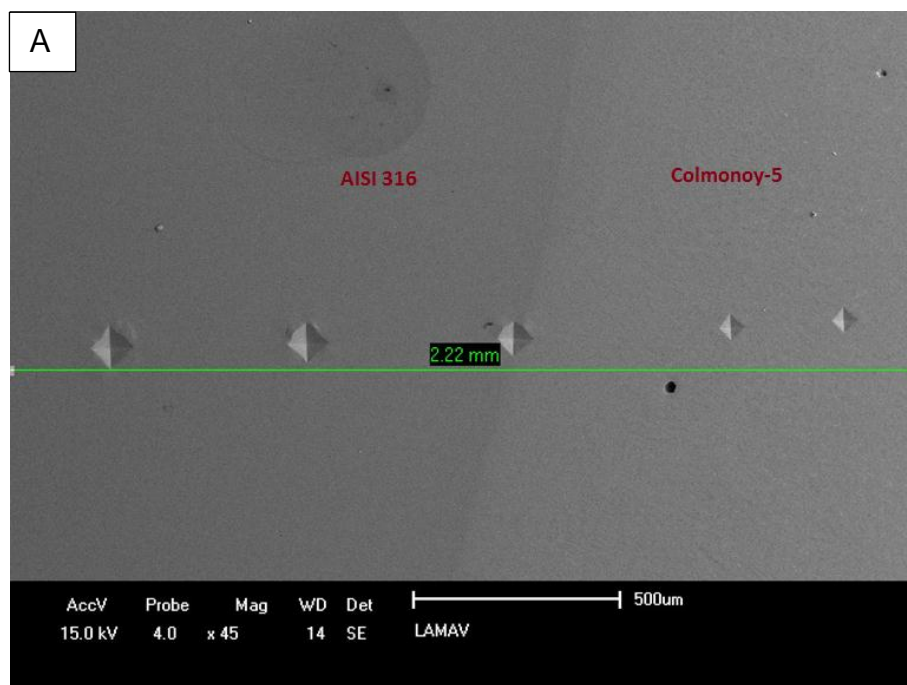


Figura 35- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.

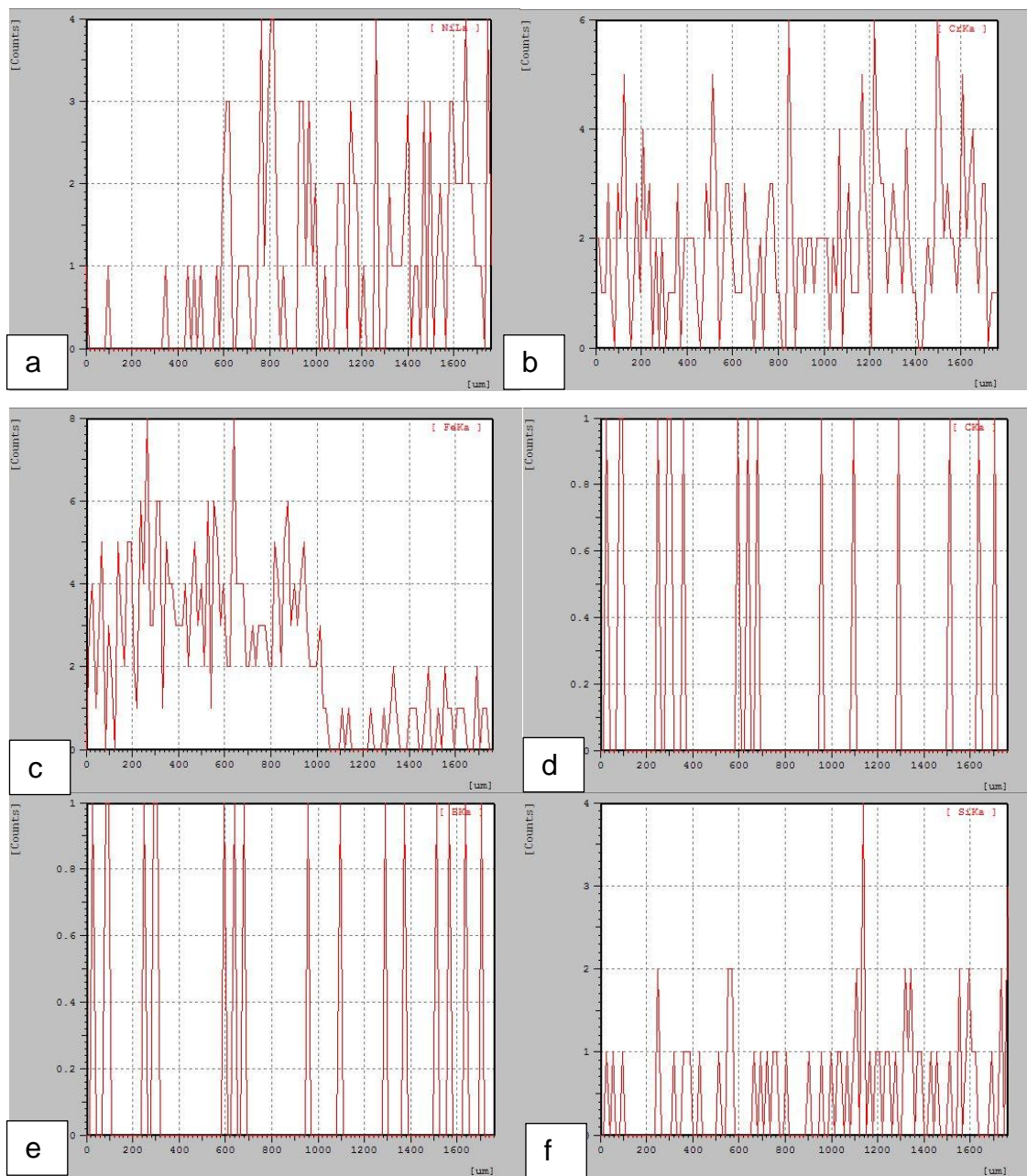


Figura 35 – Continuação.

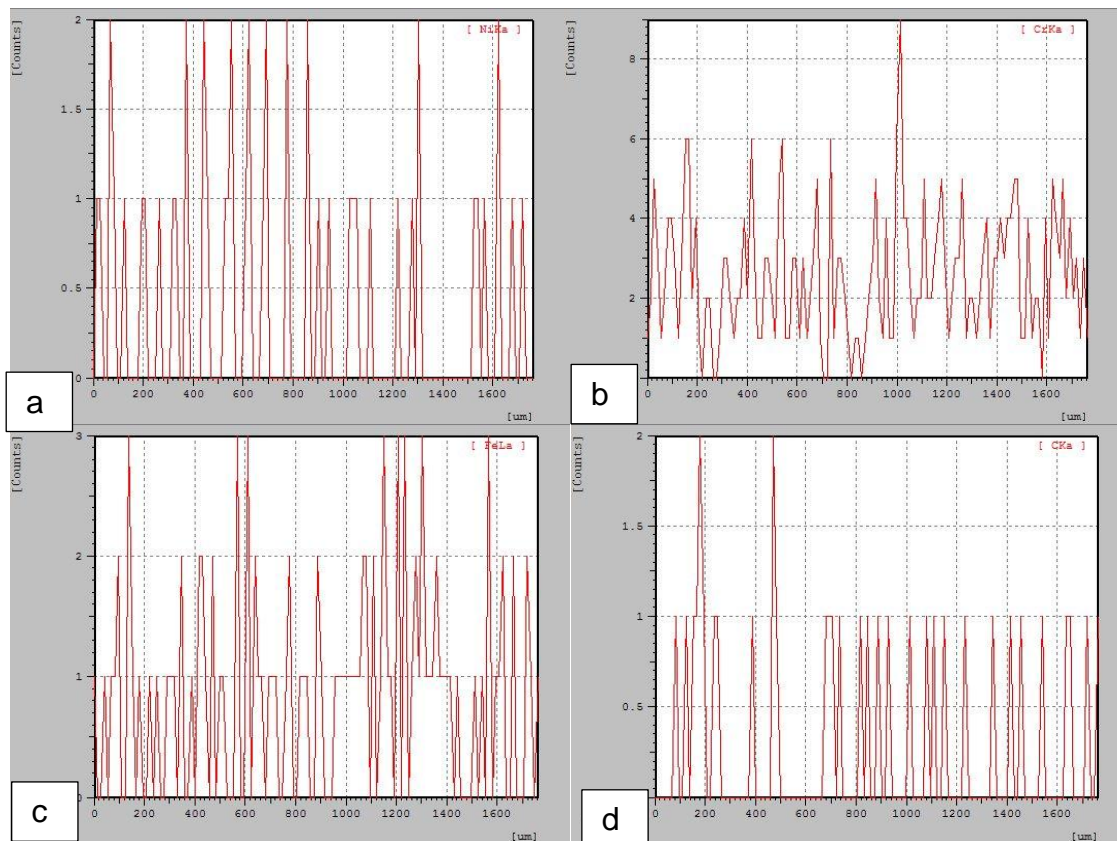
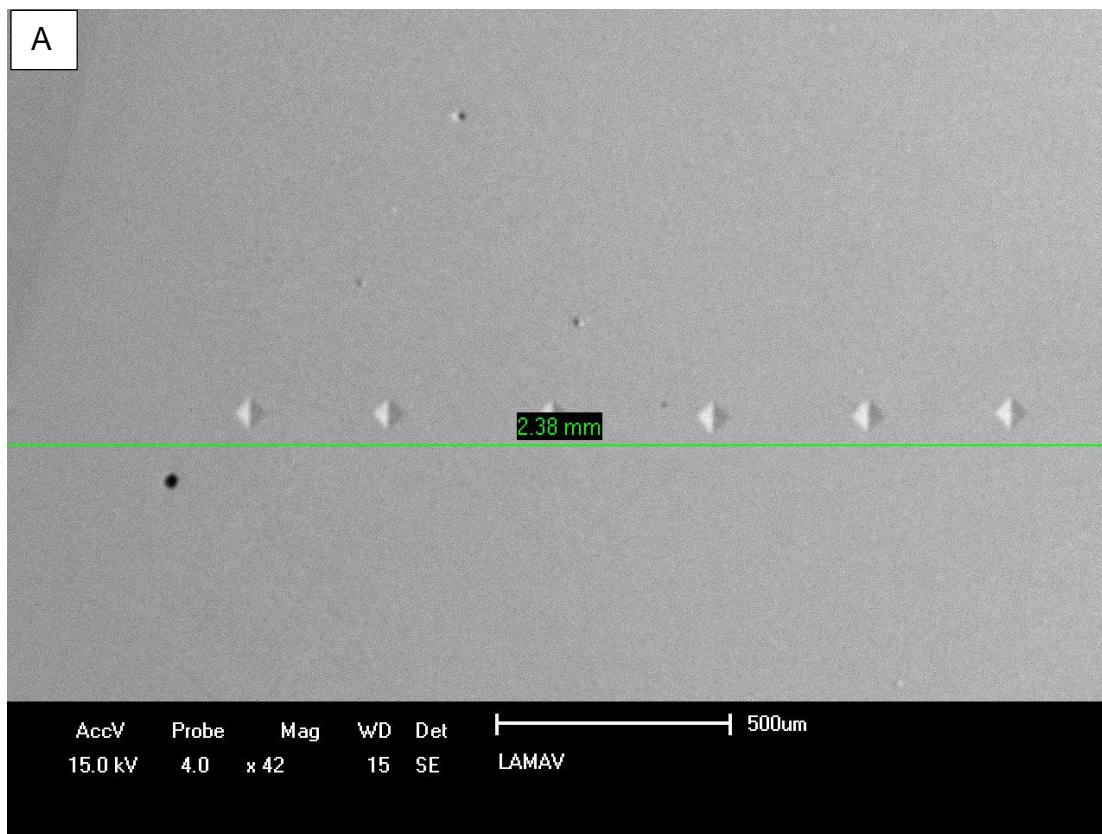


Figura 36- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.

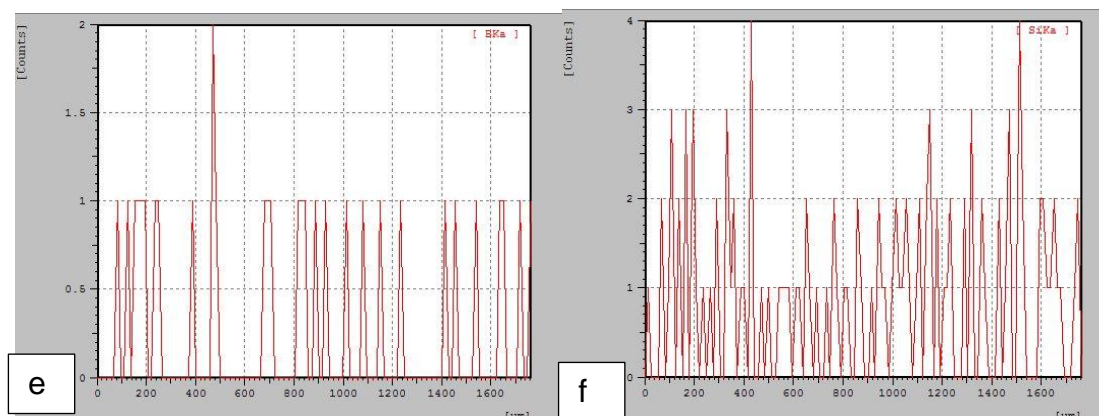


Figura 36- Continuação

Pode-se notar nas figuras 35 e 36 a variação da composição química dos elementos Ni, Cr, Fe, C, B e Si.

Nas figuras 35a e 36a pode ser vista a variação do teor de Ni à medida que afasta-se do substrato e se aproxima do topo do revestimento. Em fig 35a o teor deste elemento sofre um aumento brusco devido à diluição proveniente da soldagem e em 36a o teor se estabiliza, já que este elemento é solvente no sistema Ni-Si-B. Em 36a próximo do final da linha de análise há uma região que não há presença de Ni, o que pode ser atribuído a presença de algum precipitados rico em Cr e, provavelmente, B, já que este elemento também apresenta um pico nessa região.

Nas figuras 35b e 36b são mostradas as variações do teor de Cr. O teor de Cr aumenta suavemente junto a interface, fig 35b, esse aumento suave se deve ao fato deste elemento estar presente em ambos materiais, substrato e revestimento. E em 36b pode-se notar que esse teor se estabiliza a medida que se aproxima do topo do revestimento, já que este é também um elemento de liga nas ligas NiCrSiBC.

Nas figuras 35c e 36c são mostradas as variações do teor de Fe. Pode-se notar que há um decréscimo acentuado no teor deste elemento junto a interface, fig 35c, já que este se encontra em maior abundância no substrato. O teor continua a diminuir e depois permanece constante à medida que se aproxima do topo do revestimento, fig 36c.

Nas figuras 35d e 35e são mostradas variações dos teores de C e B, respectivamente, junto a interface. Pode-se notar que na interface em si não há presença de ambos elementos, os teores deles permanecem constantes no substrato, figuras 35d e 35e no canto esquerdo dos gráficos, e no revestimento, fig 36d e 36e, mas na região da interface não há presença destes. Ao compararmos a

fig 36b com fig 36d podem ser notados dois picos proeminentes a esquerda do gráfico para ambos elementos, sugerindo que nessa região haja um componente formado por ambos, C e Cr.

Nas figuras 35f e 36f são mostradas as variações do teor de Si, que sofre um leve aumento mais próximo ao topo do revestimento, fig 36f.

Na figura 37 é mostrada uma micrografia com grande aumento, 5000x, na região interdendrítica do revestimento, da qual foi obtido um mapa de composição em EDS. Na micrografia observa-se um precipitado presente na região interdendrítica, onde se encontra o eutético.

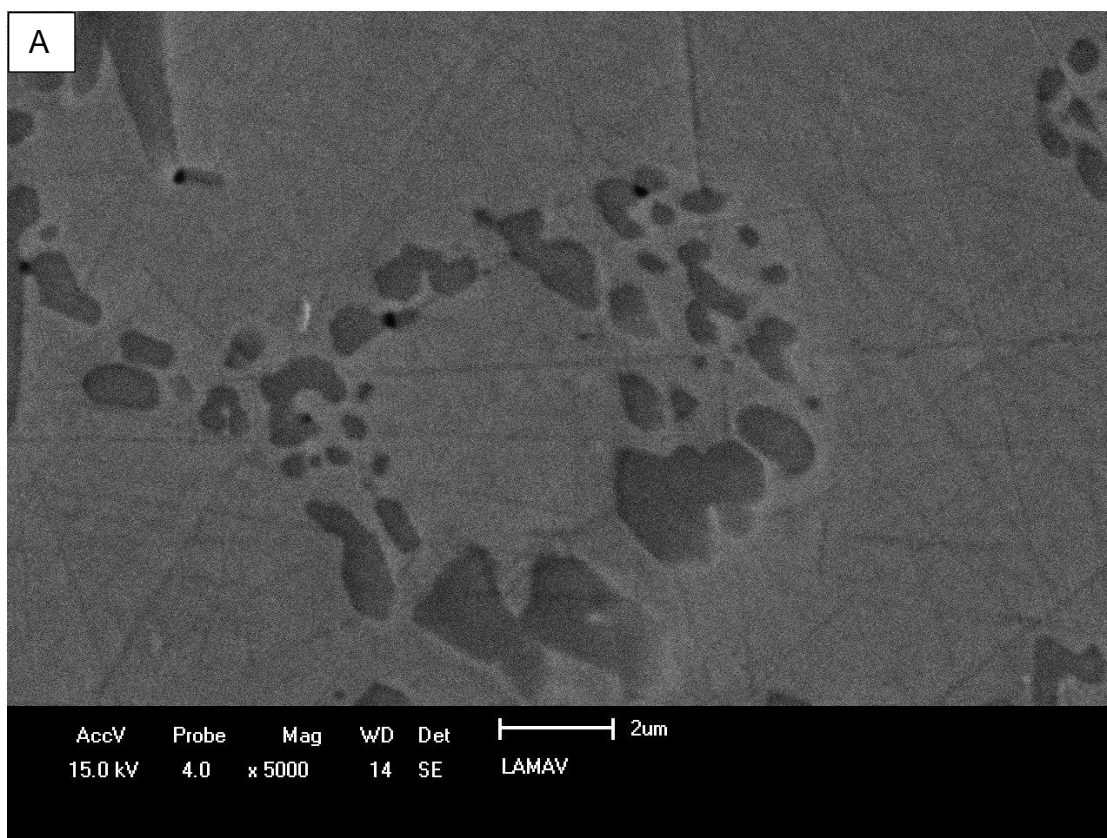


Figura 37– A) Mapa de composição de um precipitado presente no revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.

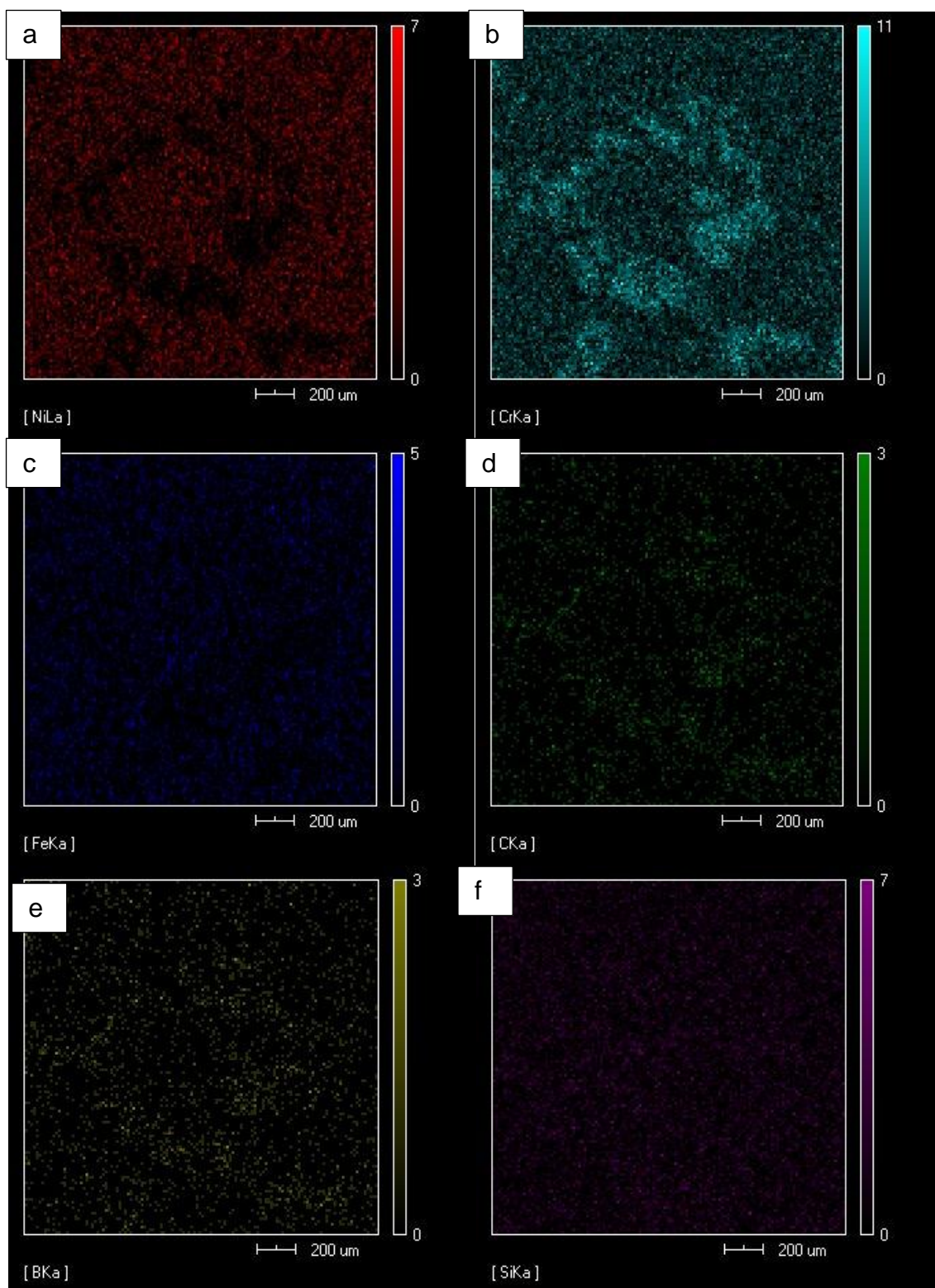


Figura 37- Continuação.

Pode-se notar na fig 37a que o Ni está presente em toda matriz, menos nas regiões interdendríticas, o que sugere que nessa região não há o eutético usual, formado por Boretos de Niquel, mas sim um precipitado formado por Cr. O que se

confirma na observação da figura 37b, onde se nota que este elemento está presente em todo precipitado, que parece ser um cluster formado por uma composição mista entre carbeto e boreto e Cr, já que ambos os elementos, C e B, estão presentes em todo precipitado, fig 37d e 37e, em quantidades muito similares.

Pode-se notar também o comportamento do teor de Silício, que está presente em toda matriz, com leve diminuição do seu teor na região do precipitado, o que confirma as análises feitas anteriormente.

De acordo com os resultados do mapeamento, estas partículas são clusters formados por boretos e carbetos de Cr.

4.1.2.3 Ensaio de Dureza

Na figura 38 é mostrado o perfil de dureza obtido para a amostra II. As medidas foram feitas a partir de um local próximo a interface no interior do substrato em direção ao topo do revestimento.

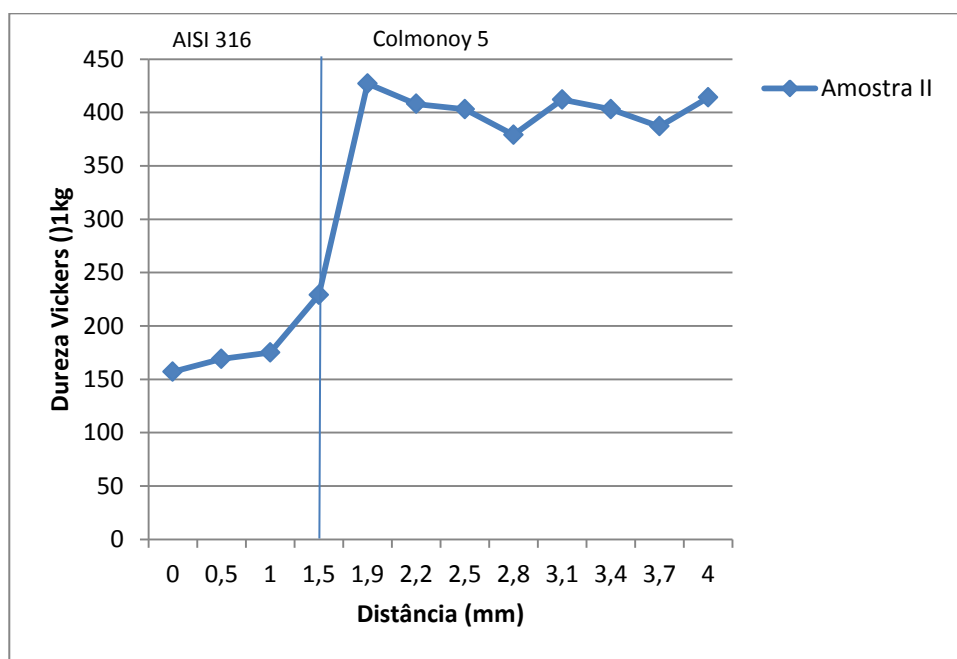


Figura 38– Perfil de Dureza Vickers obtido na amostra II.

A primeira medição de dureza no interior do substrato apresentou o menor valor de dureza nessa região, que aumentou até atingir a região da zona fundida, a

interface substrato/revestimento. Na zona fundida há um aumento de dureza, que continua a medida que se caminha e direção ao topo do revestimento.

A primeira medida na região do revestimento foi a maior, possivelmente pela concentração maior de Cromo nessa região, o que levaria a uma maior fração volumétrica de precipitados de Cr, sejam carbeto ou boreto.

4.1.3 Amostra III - Revestimento de Deloro 45-2 e substrato de SAE 1020

4.1.3.1 Microscopia Ótica

Na figura 39 são mostradas micrografias realizadas no revestimento de Deloro com substrato de aço 1020.

Na figura 39a pode ser observada interface entre o substrato e o revestimento. O substrato apresenta microestrutura ferrítica. Pode-se observar a microestrutura resultante do tipo de solidificação que ocorre neste tipo de material. Esta consiste de dendritas de Gama-Nickel, eutético interdendrítico e Borocarbeto de Cromo, na forma de couve-flor, em preto, observado nas figuras 39b, 39c e 39d.

Este tipo de microestrutura se forma quando o teor de ferro se torna alto suficiente, devido a sua diluição com ligas de alto teor de ferro. Nesse tipo de condição, teores excessivos de ferro alteram a rota de solidificação da liga (Hemmati, 2012), quando suprimem a formação de carbeto e boreto primários.

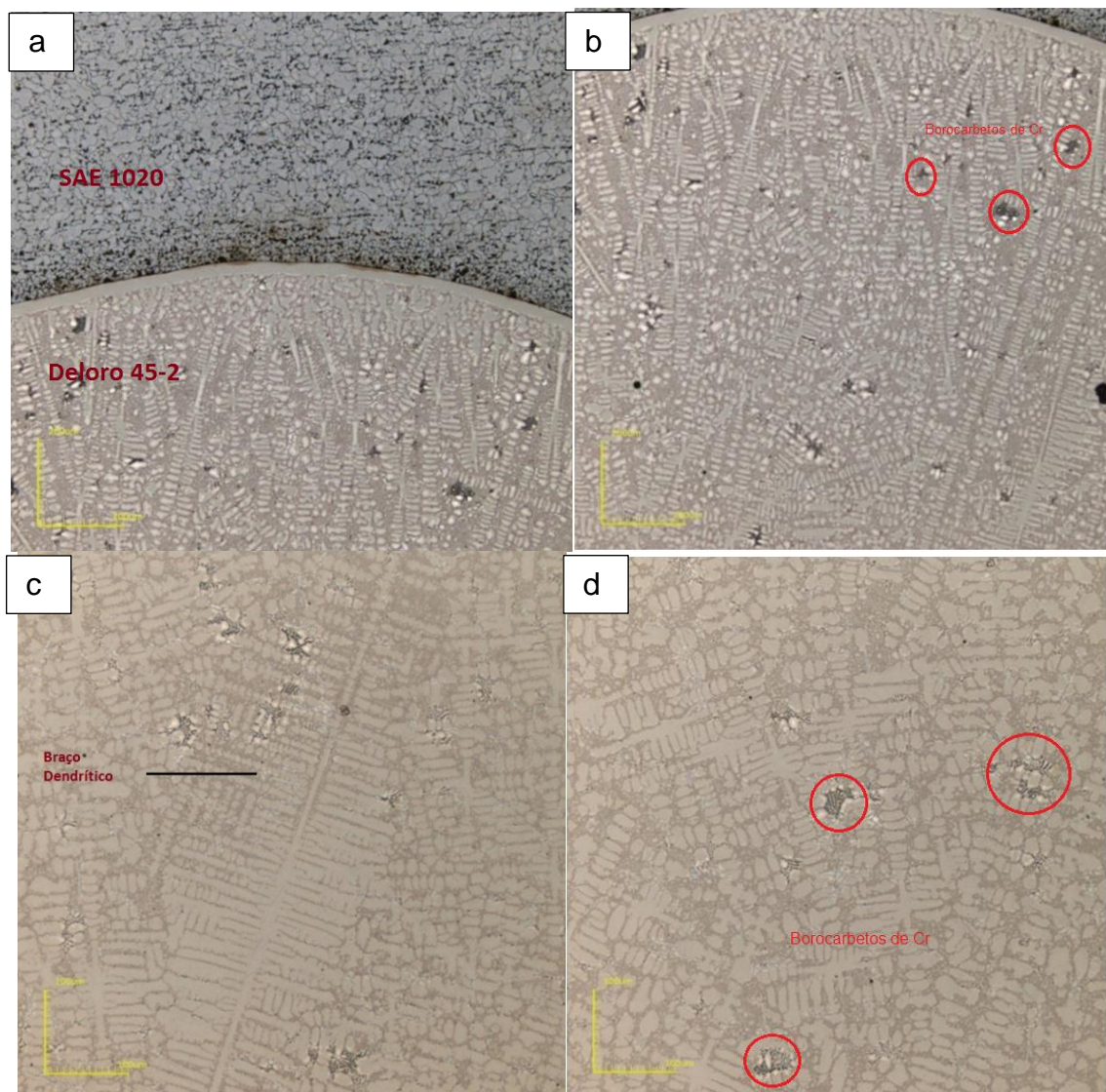


Figura 39– a)/b) Micrografias ao redor da interface do metal de base e o revestimento. 108x, 216x c)/d) Micrografias obtidas em regiões próximas ao topo do revestimento, 430x e 430x.

Na figura 40 são mostradas micrografias evidenciando a presença de precipitados tipo couve-flor, identificados por Hemmati (2013) como boretos de Cromo.

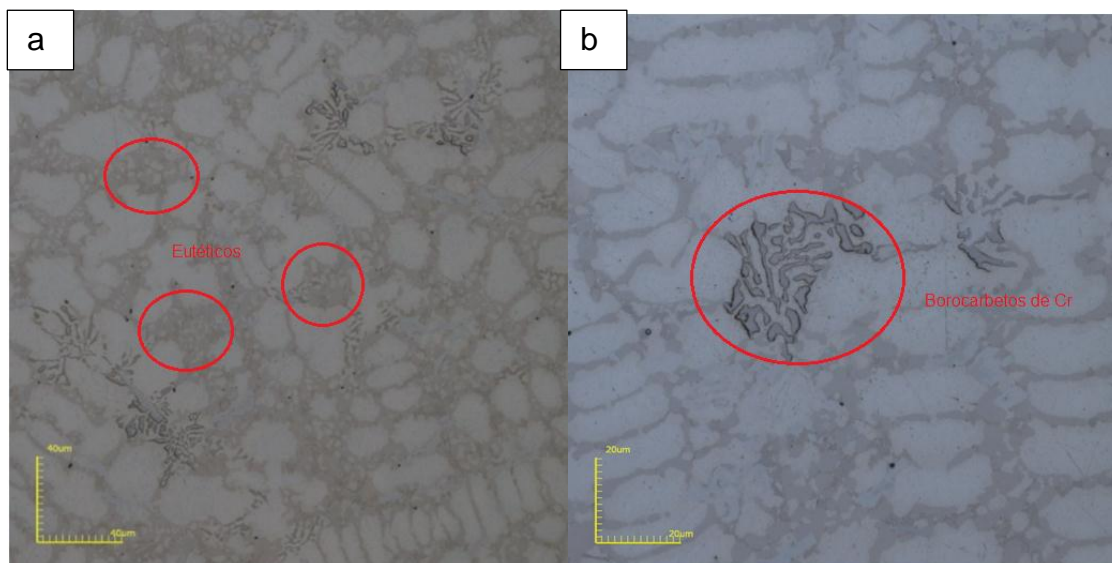


Figura 40– a)/b) Micrografias no revestimento, evidenciando os três componentes: Dendritas de Gama-Ni, Eutético interdendrítico, e precipitados tipo couve-flor. 1075x e 2136 x de aumento

Podem ser notadas na figura 40 as regiões interdendríticas formadas por eutéticos e precipitados, e uma matriz dendrítica. Segundo mesmo estudo as dendritas são formadas majoritariamente por Gama-Ni q elementos em solução sólida. Os componentes interdendríticos consistem de eutéticos binários ou ternários do sistema Ni-B-Si, incluindo Ni_3B , Ni_2B , e Ni_3Si .

A análise da dureza dos constituintes nos dá uma boa ideia do comportamento do revestimento em função da microestrutura apresentada pela liga nas condições estudadas. Tanto a quantidade como a natureza do componente eutético tem um efeito substancial na dureza e tenacidade da junta (Hemmati, 2011; Kanichi, 1984).

A morfologia da estrutura eutética formada em ligas NiCrSiBC é prevista pela relação Si/B da liga (Kanichi, 1984). Para valores desta relação abaixo de 3, a microestrutura eutética será majoritariamente composta pelo eutético Ni- Ni_3B , quando esta relação é maior que 3, a reação eutética primária se tornará do tipo Ni-Si, conseqüentemente, Ni- Ni_3B será o eutético dominante, que é mais dúctil em relação a outro tipo.

4.1.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS

A figura 41 mostra uma micrografia da interface do revestimento mostrando os pontos analisados por EDS, bem como a análise quantitativa desses pontos.

O ponto 1 está localizado no substrato, apresentando alto teor de Fe, como esperado por esse material ser o SAE 1020, e um alto teor de Cr, pelo fato dessa região ser muito próxima da zona fundida e estar sujeita a diluição desse elemento proveniente do revestimento.

O ponto 2 está localizado na região próxima a interface substrato/revestimento, e apresenta composição intermediária entre ambos materiais, com alto teor de Ni, menor teor de Fe, em relação ao ponto 1.

O ponto 3 está localizado numa região clara da microestrutura do revestimento, que pelos altos teores de C, B e Si, acredita-se ser um precipitado de borocarbeto próximo ao eutético. O ponto 4 está localizado numa região mais escura, mas não apresenta composição tão diferente da do ponto 3, de forma que essa coloração não é justificativa para se acreditar que essa região compreenda algum microconstituente diferente daquele do ponto 3.

Percebe-se claramente que o teor de Fe diminui a medida que se caminha em direção ao revestimento, já que o substrato apresenta maior concentração desse elemento. O teor de Ni aumenta nos pontos 3 e 4 em relação aos pontos 1 e 2, já que este elemento é mais abundante no revestimento.

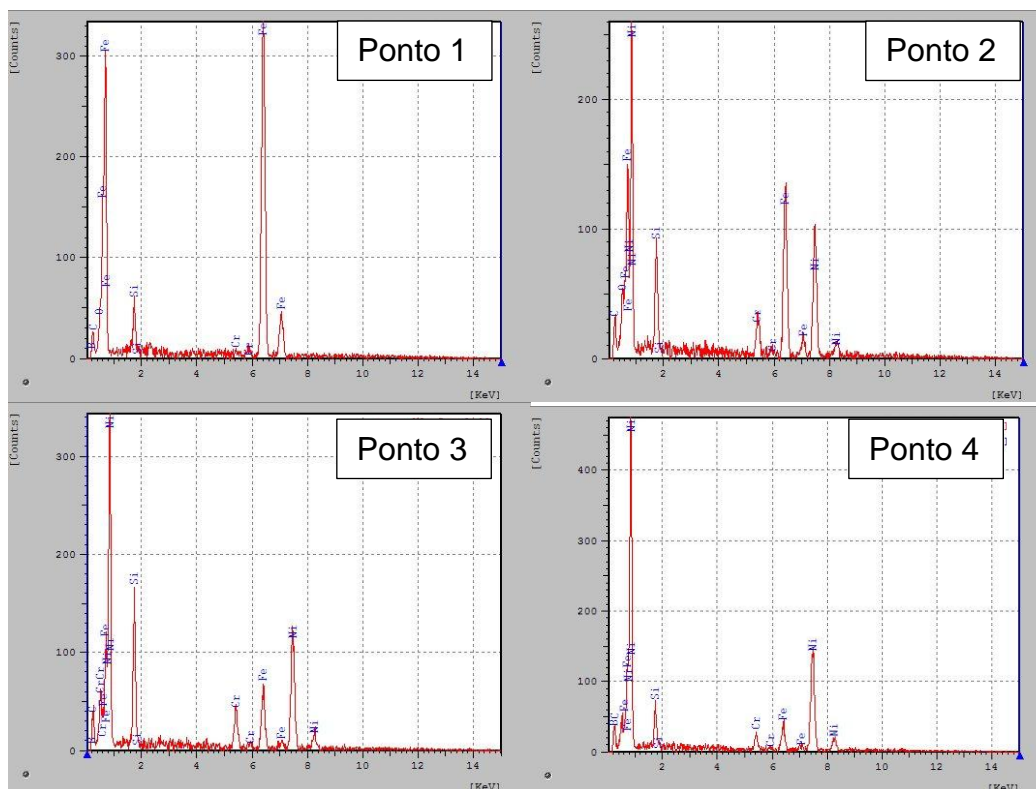
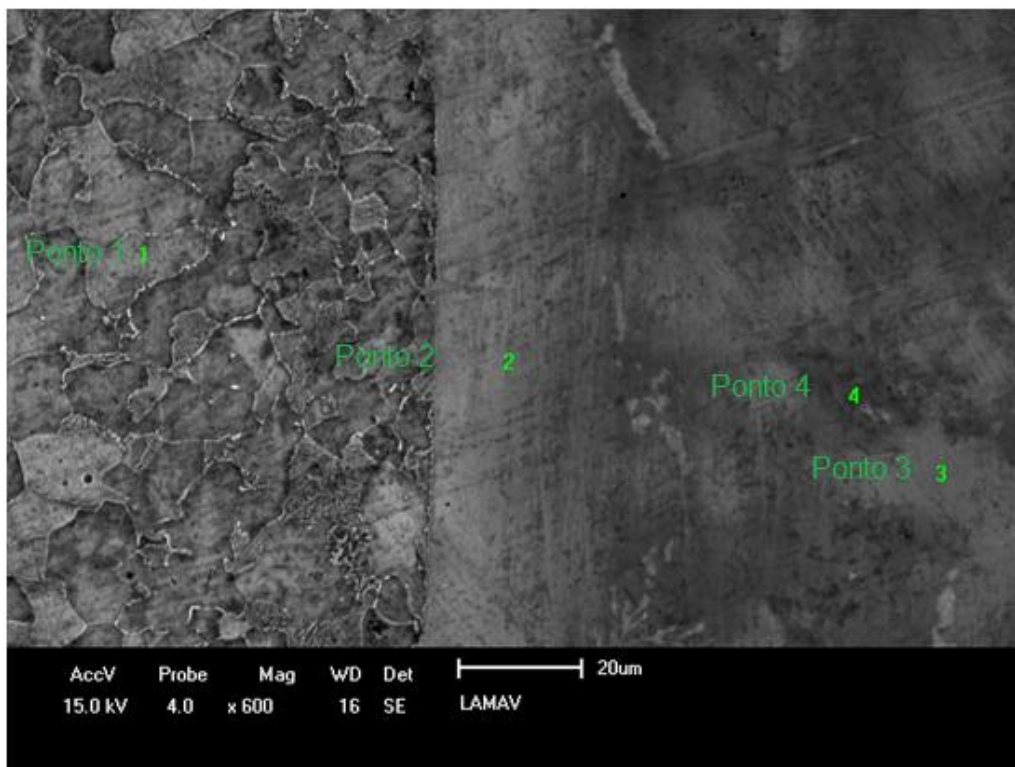


Figura 41– Micrografia por MEV na interface substrato/revestimento e análise de EDS por pontos. 1500x de aumento.

Nas figuras 42 e 43 são mostrados os resultados da análise por EDS em linha, bem como as micrografias das regiões analisadas. As análises foram feitas a partir da interface em direção ao topo do revestimento.

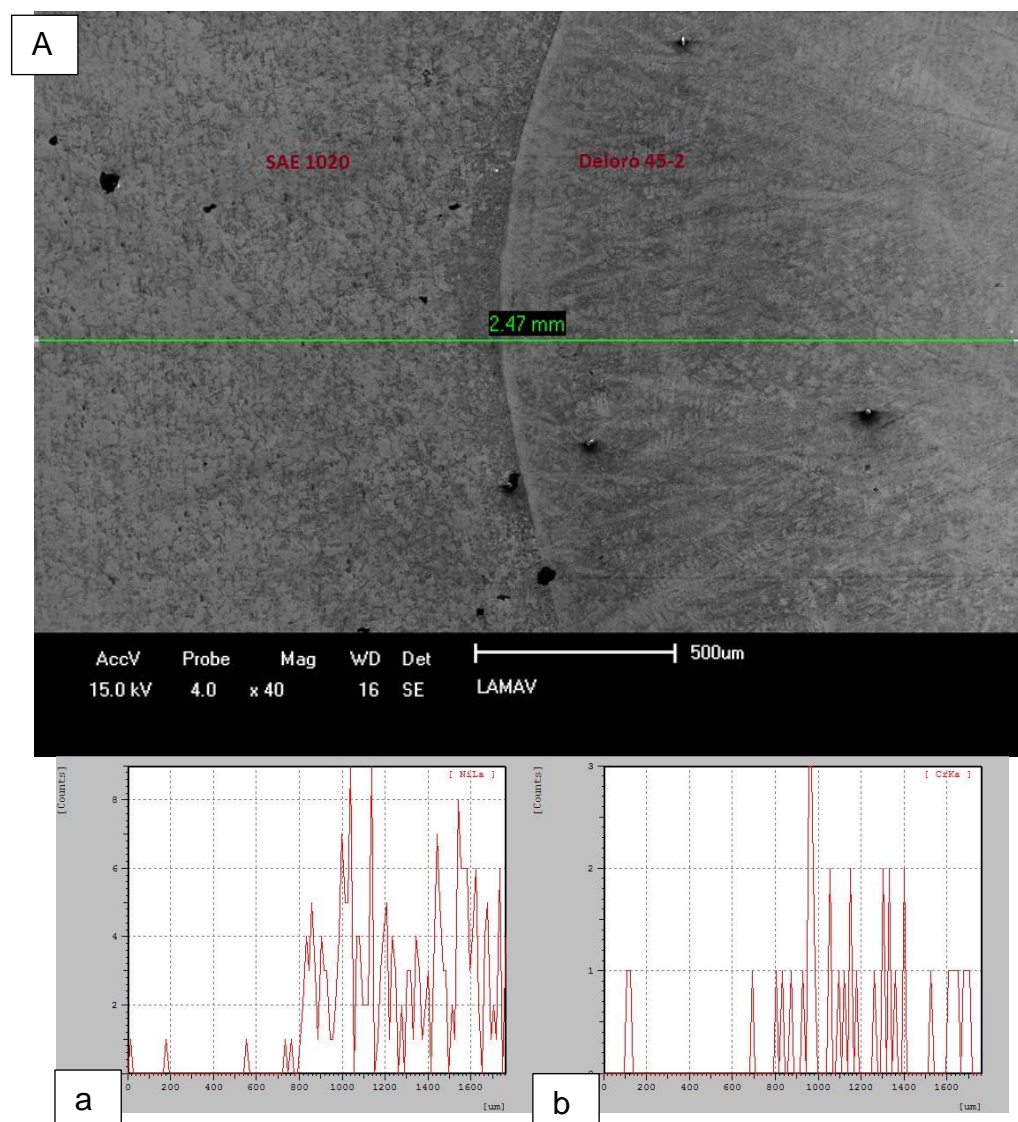


Figura 42- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento, a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.

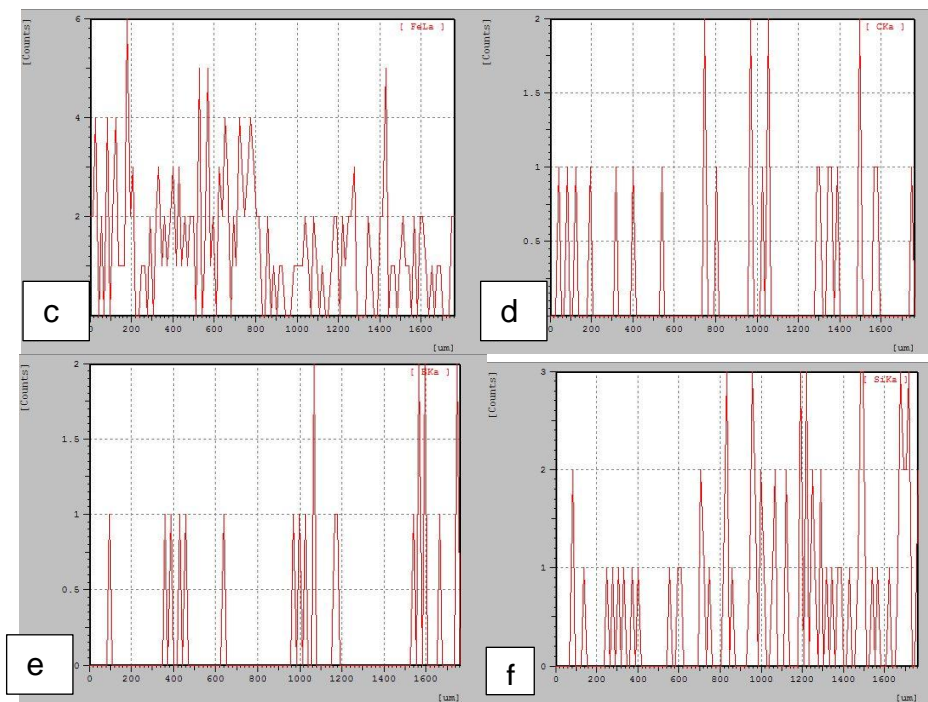


Figura 42- Continuação.

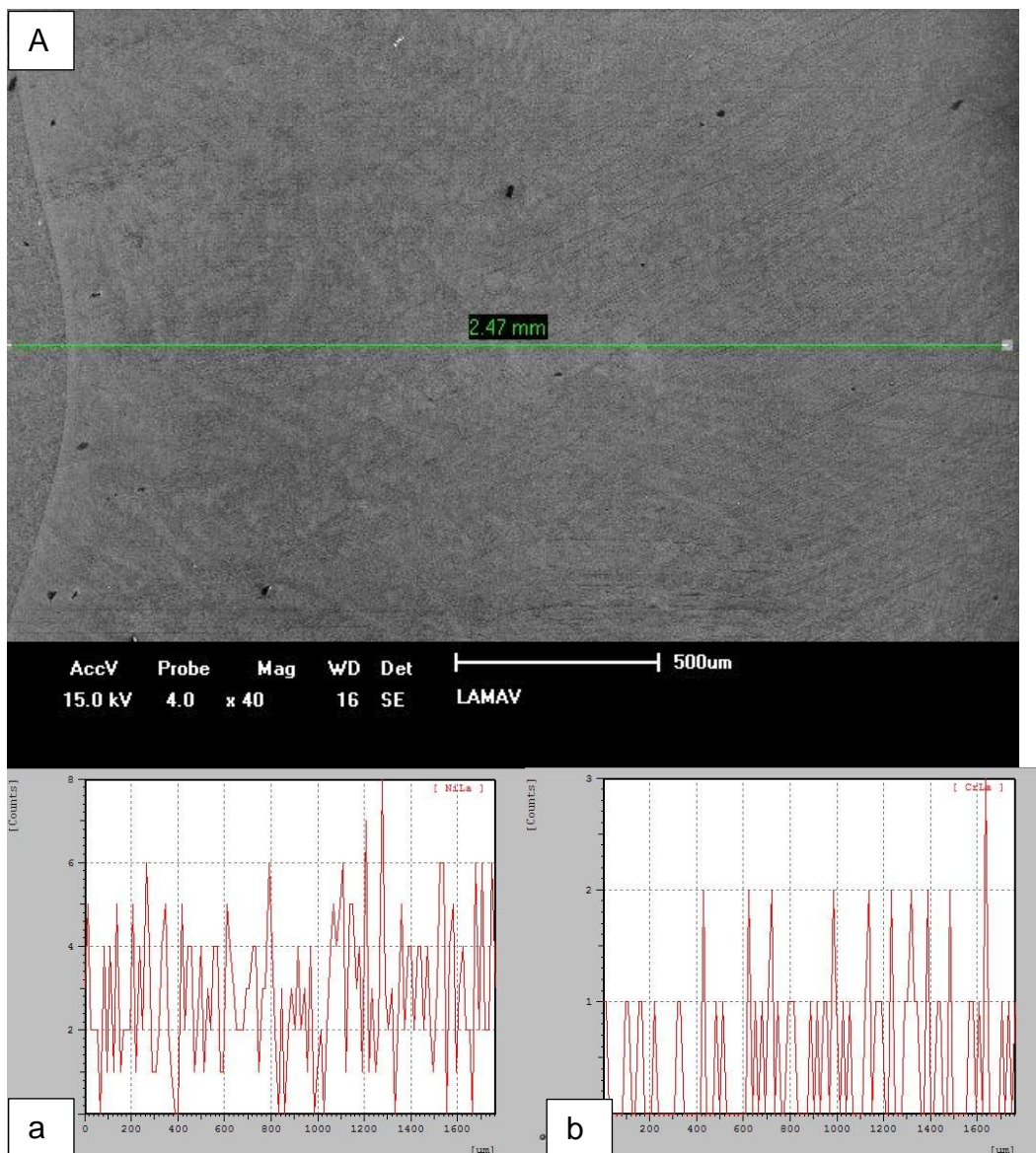


Figura 43- Micrografia da interface e análise de EDS em linha em direção ao topo do revestimento. a) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si.

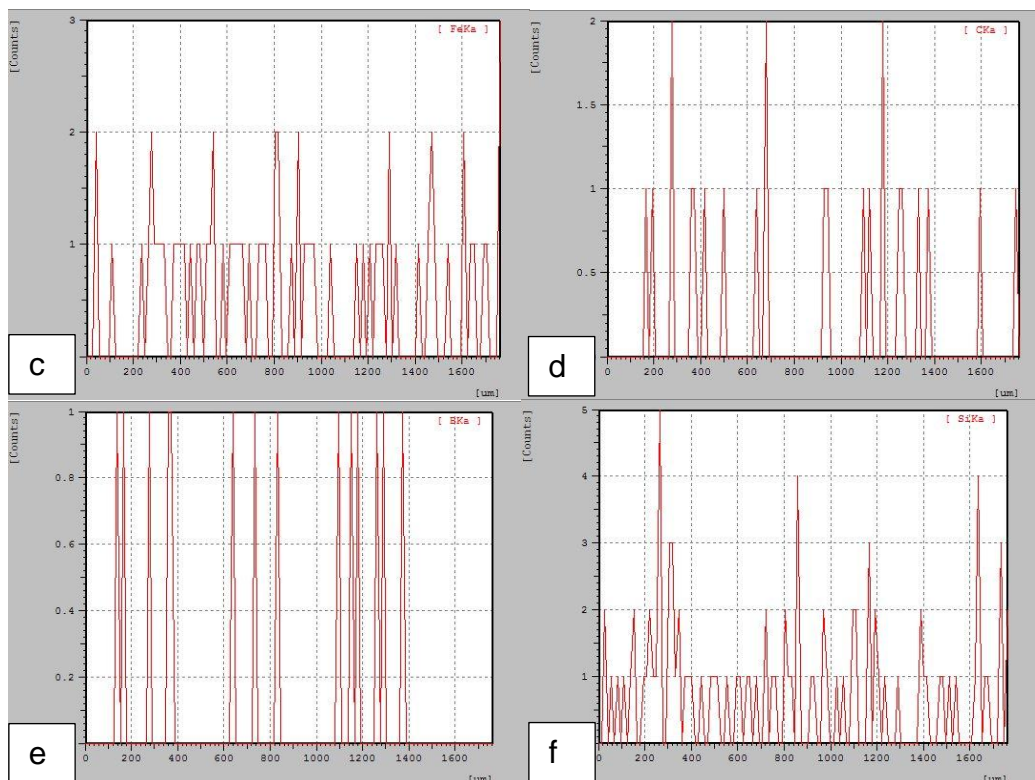


Figura 43- Continuação.

Pode-se notar nas figuras 42 e 43 a variação da composição química dos elementos Ni, Cr, Fe, C, B e Si. Nas figuras 42a e 43a pode ser vista a variação do teor de Ni à medida que afasta-se do substrato e se aproxima do topo do revestimento. Em fig 42a o teor deste elemento sofre um aumento brusco devido à diluição proveniente da soldagem e em 42a o teor se estabiliza, já que este elemento é solvente no sistema Ni-Si-B.

Nas figuras 42b e 43b são mostradas as variações do teor de Cr. Mesmo com teores diferentes, pode-se perceber um comportamento similar ao Ni. O teor de Cr sofre um aumento brusco junto a interface, fig 42b, já que este elemento está presente em muito maior quantidade no revestimento, e esse teor se estabiliza a medida que se aproxima do topo do revestimento, fig 43b, já que este é um elemento de liga nas ligas NiCrSiBC.

Nas figuras 42c e 43c são mostradas as variações do teor de Fe. Pode-se notar que há uma diminuição significativa no teor deste elemento junto a interface, fig 42c, já que este se encontra em maior concentração no substrato. O teor continua a diminuir e depois permanece constante a medida que se aproxima do topo do revestimento, fig 43c.

Nas figuras 42d e 42e são mostradas variações dos teores de C e B, respectivamente, junto a interface. Pode-se notar que na interface em si não há presença de ambos elementos, os teores deles permanecem constantes no substrato, figuras 42d e 42e no canto esquerdo dos gráficos, e no revestimento, fig 43d e 43e, há um aumento de suas concentrações, já que estes são elementos de liga no revestimento.

Nas figuras 42f e 43f são mostradas as variações do teor de Si, que sofre um leve aumento mais próximo ao topo do revestimento, fig 43f.

Na figura 44 é mostrada uma micrografia de uma região da qual foi obtido um mapa de composição em EDS. Pode ser observado um grande precipitado, presente na região interdendrítica, possivelmente um cluster de carbeto e boretos de Cr.

Ao se observar a figura 44a pode-se ver que o Ni está presente em toda a matriz, e que nos precipitados praticamente não há traços de desse elemento, salvo pela região no interior do precipitado no canto inferior esquerdo. O mesmo vale para o Si, fig 44.

O Cr está presente em toda estrutura, sobretudo nos precipitados. Há um precipitado na região central superior da imagem que não é mostrado na micrografia, mas pode ser notado pelo alto teor de Cr apresentado.

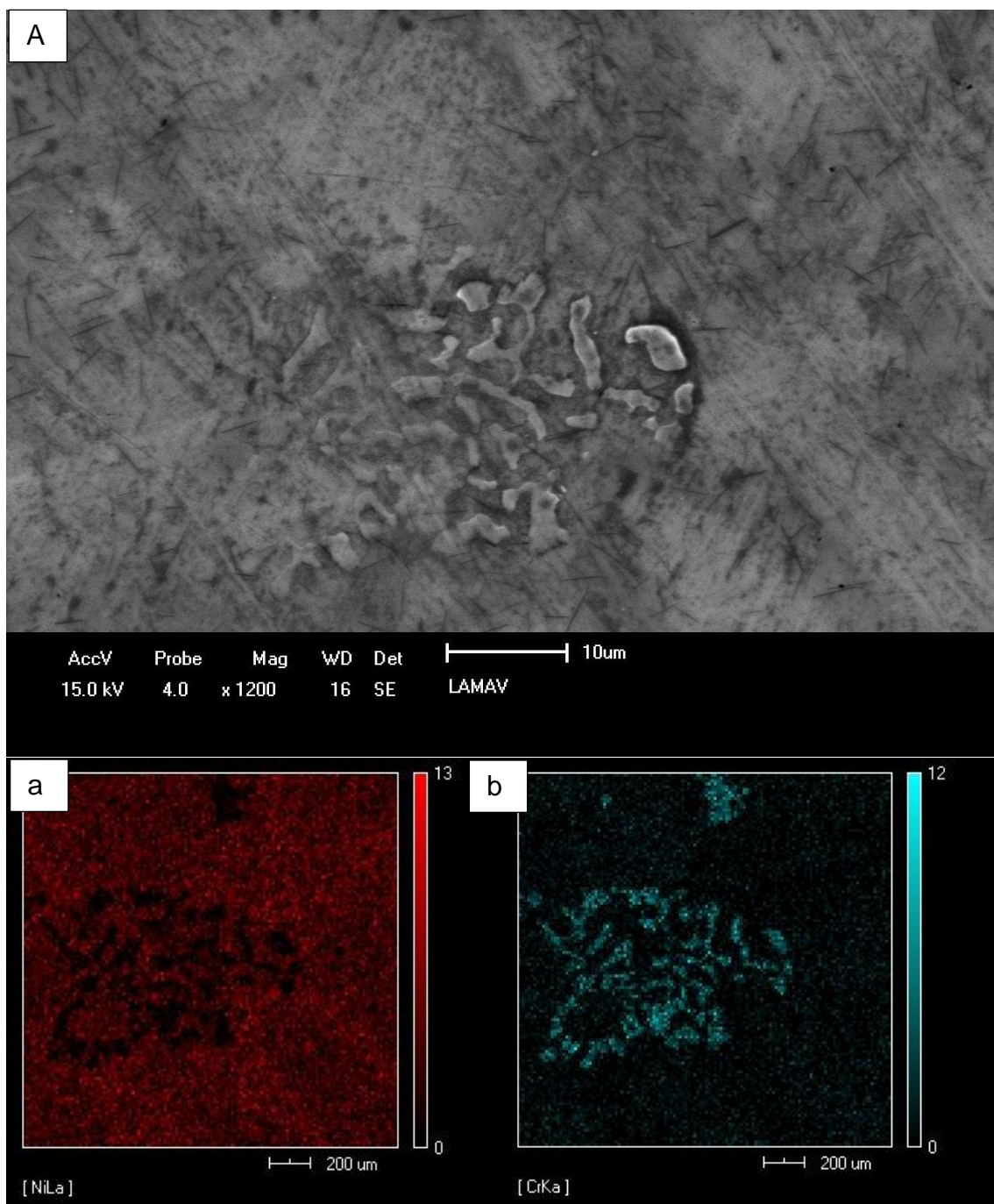


Figura 44— Mapa de composição de um precipitado presentes na região interdendrítica do revestimento. A) Teor de Ni; b) Teor de Cr; c) Teor de Fe; d) Teor de C; e) Teor de B; f) Teor de Si

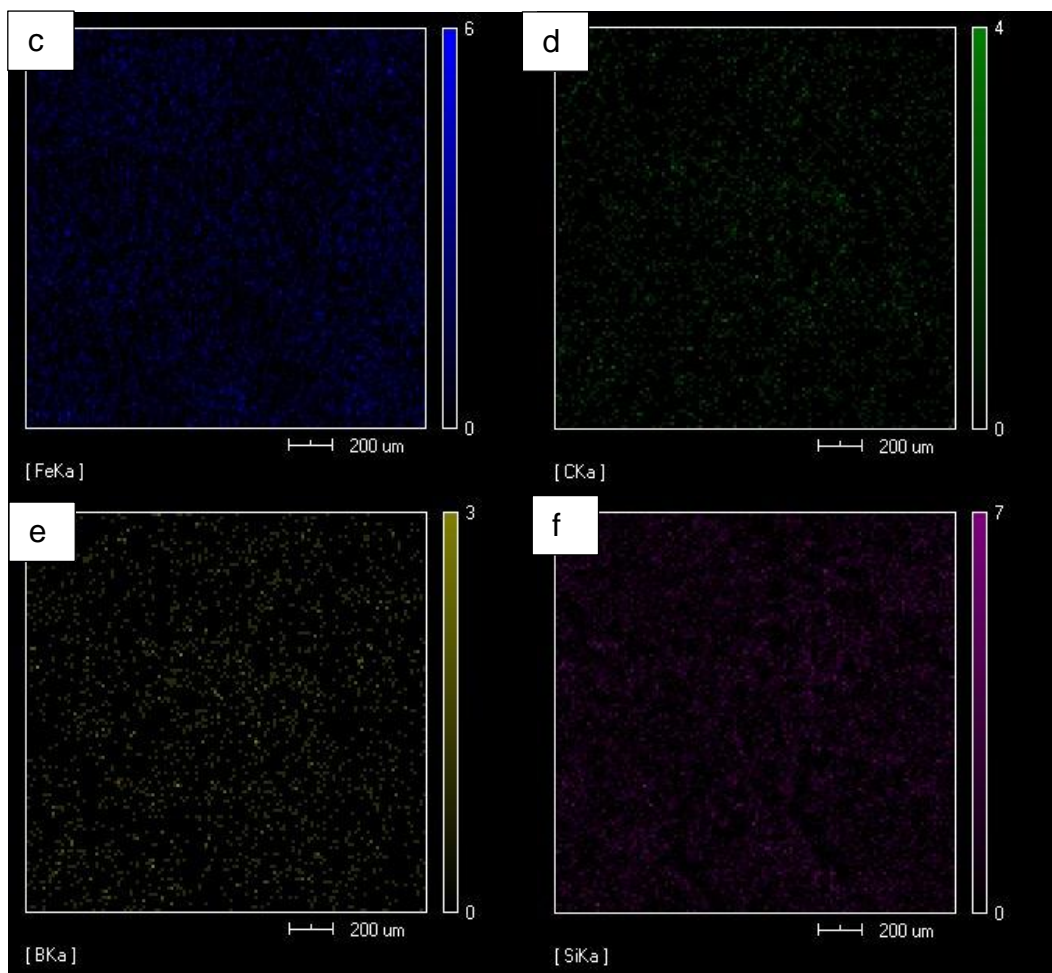


Figura 44- Continuação.

4.1.3.3 Ensaio de Dureza

Na figura 45 é mostrado o perfil de dureza obtido para a amostra III. As análises foram feitas partindo do interior do substrato em direção ao topo de revestimento.

A segunda medição de dureza no interior do substrato foi a maior das três medições nessa região. Na zona fundida há um aumento de dureza, que permanece aproximadamente constante à medida que se caminha e direção ao topo do revestimento.

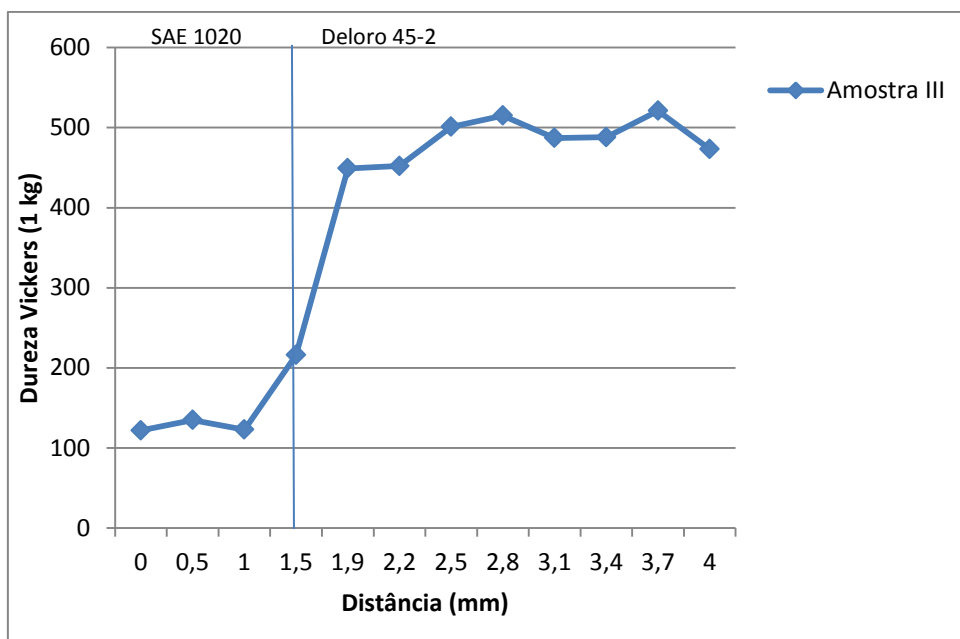


Figura 45– Perfil de Dureza Vickers obtido na amostra III.

4.1.4. Revestimento de Deloro 45-2 e substrato de AISI 316

4.1.4.1 Microscopia Ótica

Na figura 46 são mostradas micrografias do revestimento de Deloro45-2 sobre o Aço Inoxidável AISI 316 com diferentes aumentos.

Como pode ser observada na figura 46b, a microestrutura apresentada pelo substrato consiste de uma matriz austenítica com pequenos precipitados de ferrita delta.

Como observado nos revestimentos anteriores, a estrutura de solidificação deste tipo de liga sofre uma mudança em função de variações da composição, principalmente no teor de ferro que é introduzido no revestimento a medida que a diluição diminuiu, ou seja, a medida que nos afastamos da poça de fusão o teor de ferro diminui, e favorece a formação de diferentes microestruturas.

A microestrutura é composta por eutéticos ternários de γ -Ni Ni_3B , Ni_2B , e Ni_3Si , boretos e carbetos de Cromo, couve-flor e ripas claras, respectivamente. Como também encontrados e identificados em diversos estudos com ligas similares (Hemmati, 2013; Kesavan, 2010; Gurumoorthy, 2007).

A comparação das seções transversais junto a linha de fusão do revestimento Deloro 45-2 em SAE 1020 e AISI 316, como substratos, revela a importância da diluição na microestrutura do revestimento. No primeiro caso a solidificação foi

completamente de forma hipoeutética, resultando em uma estrutura dendrítica de Gama-Ni com componente interdriticos eutéticos formados basicamente por Ni_3B , Ni_2B , e Ni_3Si , e Borocarbeto de Cr (Hemmati, 2011). No segundo caso, a microestrutura foi alterada para a solidificação de forma hipereutética, rica em carbeto e boretos de cromo, precipitados em forma ripas e couve-flor, respectivamente.

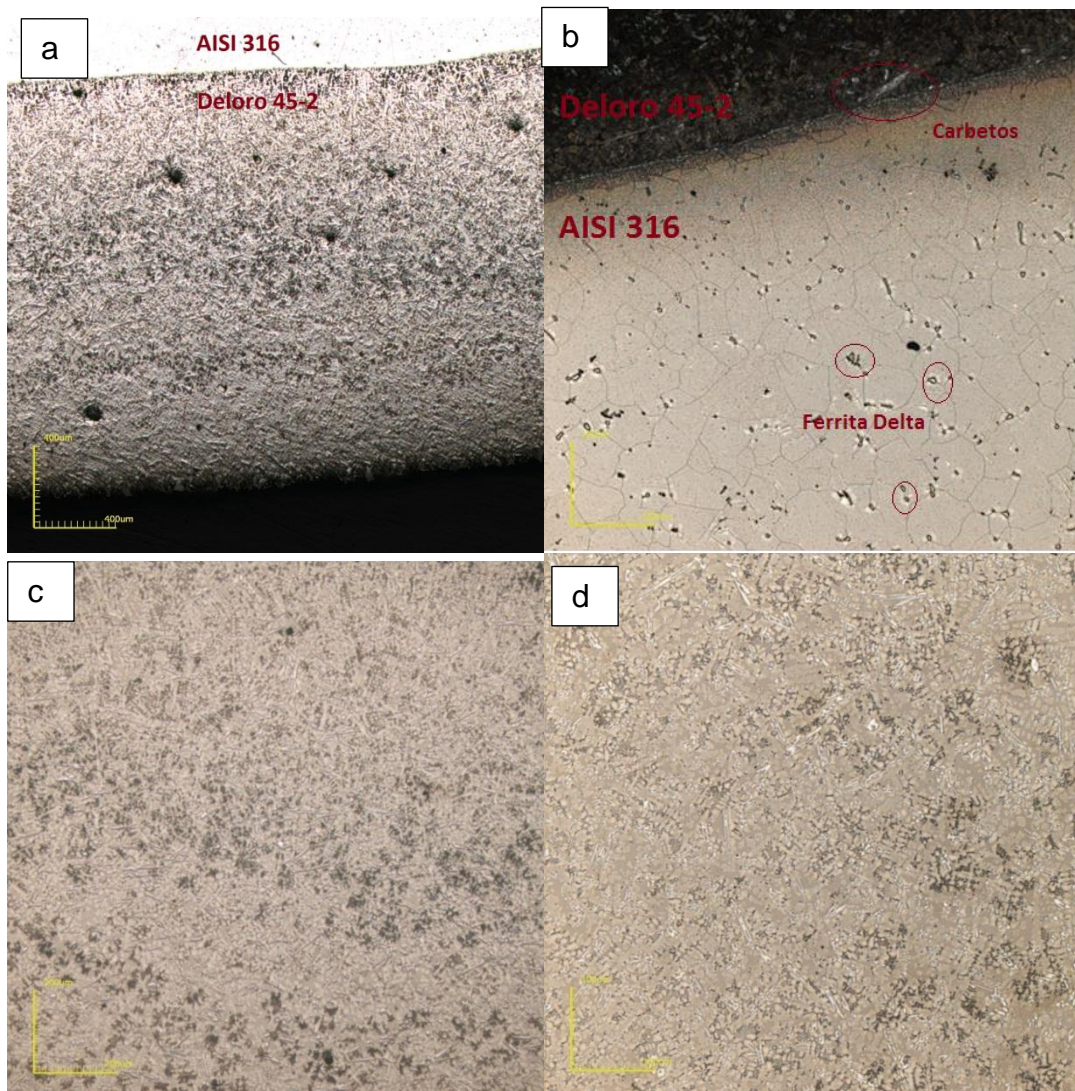


Figura 46 a)/b) Micrografias ao redor da interface do metal de base e o revestimento 108x 430x de aumento; c)/d) Micrografias referentes a regiões próximas ao topo do revestimento 430x e 430 x de aumento.

Essa modificação na microestrutura se deve principalmente ao teor de ferro no revestimento em função da diluição. E além de alterar a estrutura de solidificação, o teor de ferro modifica a composição dos precipitados.

Este tipo de microestrutura apresenta altíssima dureza, devido principalmente a alta dureza dos carbeto e boretos. Conseqüentemente, a estrutura apresenta alta susceptibilidade a formação e ao aparecimento de trincas, pois os precipitados são muito frágeis e grandes. Na figura 47 podem ser vistos os precipitados que conferem dureza ao revestimento. Na fig 47 a os Boretos de Cr, e em fig 47b os Carbeto de Cr.

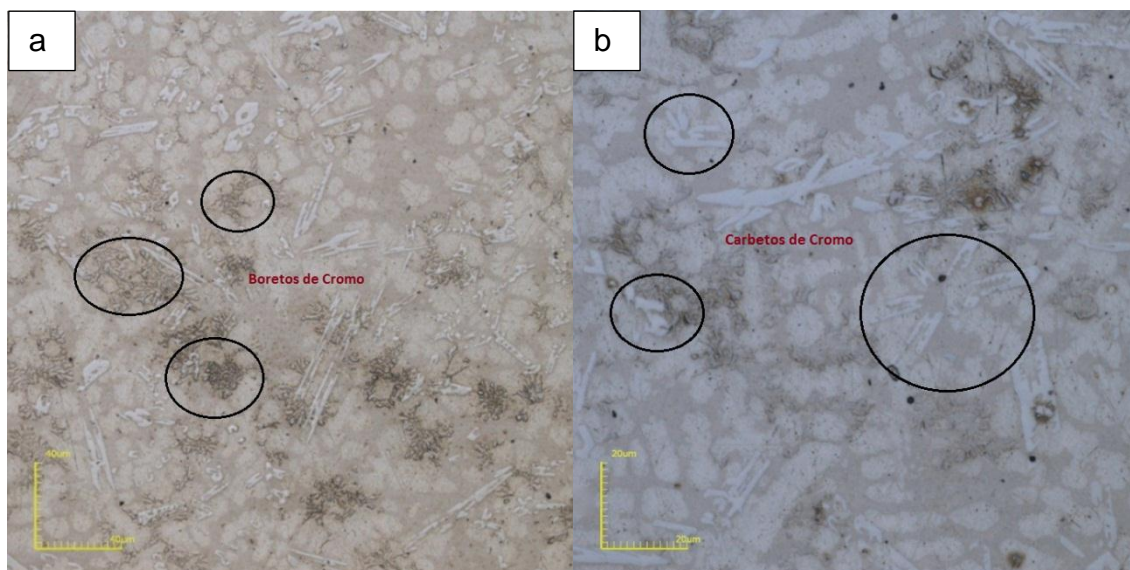


Figura 47– a)/b) Micrografia referente ao meio do revestimento, evidenciando os componentes: Eutéticos e precipitados tipo couve-flor e em formas de ripas. 1075x e 2136 x de aumento.

Na figura 48 pode ser vista uma trinca que surgiu no revestimento. Segundo a literatura, (Hemmati, 2011, 2013), a microestrutura resultante da solidificação hipereutética, é altamente sensível a nucleação de propagação de trincas. A nucleação de trincas é facilitada pela presença de precipitados frágeis e a propagação destas trincas se dá através da rede de eutéticos.

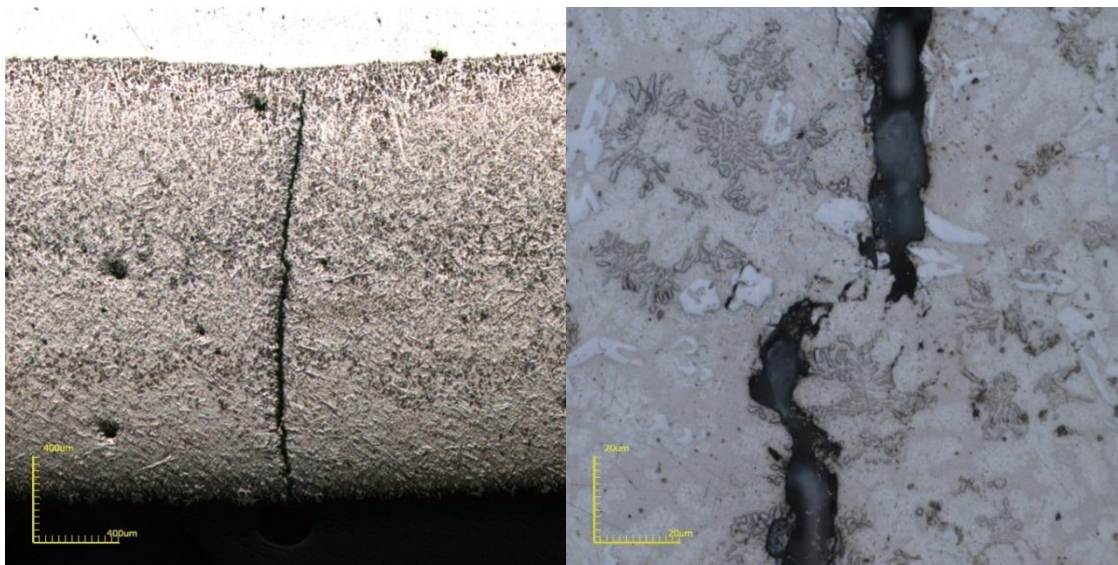


Figura 48– Vista de uma trinca que surgiu no revestimento

4.1.4.2 Ensaios de Dureza

Na figura 49 é mostrado o perfil de dureza obtido da amostra IV. As medidas foram feitas a partir do interior do substrato até o topo do revestimento.

Pode-se observar que a dureza permanece aproximadamente constante no substrato e sofre um aumento brusco na interface, e um aumento maior ainda à medida que se começa a análise no revestimento. No revestimento a dureza permanece constante, sofrendo um ligeiro aumento na medida mais afastada da interface.

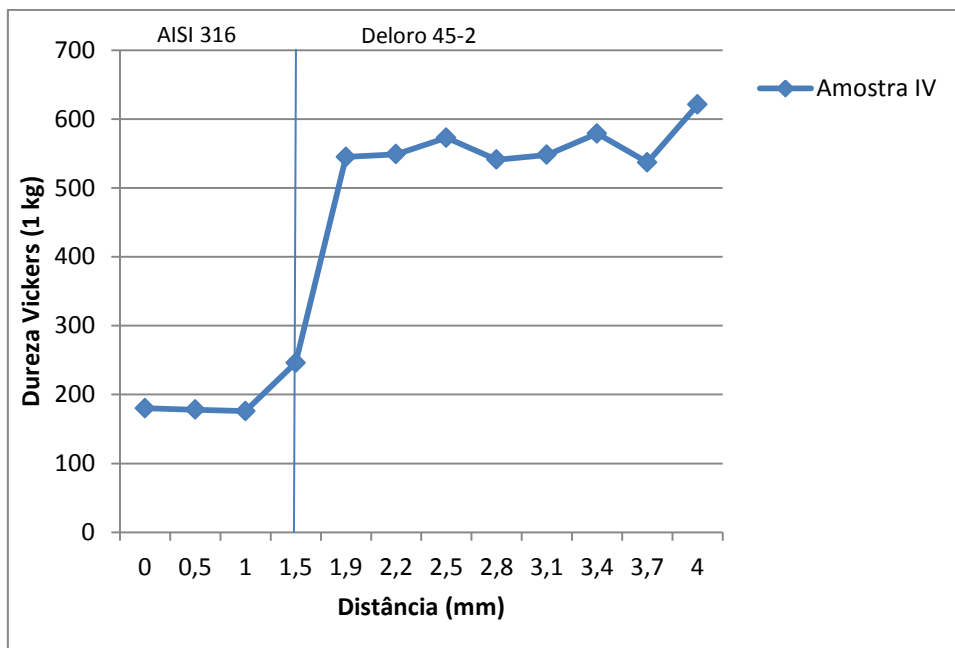


Figura 49- Perfil de Dureza Vickers obtido da amostra IV.

4.2 Discussão

As microestruturas apresentadas pelas quatro amostras podem ser consideradas similares. São resultantes de uma solidificação fora do equilíbrio e foram originadas por duas formas de solidificação, hipoeutética, consistindo de uma matriz dendrítica com eutéticos interdendríticos, ou hipereutética, consistindo de carbetos e boretos de Cromo, precipitados em forma de ripas e couve-flor, respectivamente, e eutético secundário e ternário do sistema Ni-Si-B formado por γ -Ni e borosilicatos de Níquel.

A amostra I se solidificou primeiramente pela rota hipoeutética e à medida que se afasta da interface altera essa forma de solidificação para a hipereutética. Esta alteração pode ser observada com o aparecimento brusco de carbetos e boretos, e conseqüentemente é acompanhada pelo aumento brusco da dureza.

A amostra II se solidifica completamente pela rota hipoeutética, apresentando microestrutura dendrítica com a presença de eutéticos interdendríticos, e também alguns poucos precipitados de borocarbeto distribuídos heterogeneamente nas regiões interdendríticas.

A amostra III também se solidifica pela rota hipoeutética, apresentando microestrutura dendrítica com interdendríticos eutéticos, e alguns raros precipitados.

A amostra IV apresenta microestrutura formada completamente pela rota hipereutética, composta pelo eutético, carbeto e boretos, estes últimos presentes em abundância e distribuídos homogeneamente em toda região do revestimento.

Pesquisas feitas com as ligas NiCrSiCB revelam que este sistema pode apresentar microestruturas bastante similares às encontradas no presente estudo. Aquelas resultantes da solidificação hipereutética são compostas por carbeto, boretos e o eutético ternário e secundário, e aquelas de hipoeutéticas, formadas pela matriz dendrítica e eutéticos interdendríticos (Hemmati, 2013; Hemmati, 2012, Kesavan, 2010; Gurumoorthy, 2007)

Nas microestruturas formadas pela solidificação hipoeutética a matriz dendrítica é formada por Gama-Ni, onde o Níquel é o elemento solvente e os demais elementos, ou estão presentes na matriz como solutos, ou estão presentes no eutético interdendrítico.

Este eutético acomoda os elementos segregados na solidificação da matriz dendrítica e apresenta composição e morfologia irregular, dependentes primeiramente da relação Si/B apresentada pela liga. Para valores desta relação abaixo de 3, a microestrutura eutética será majoritariamente composta pelo eutético Ni-Ni₃B, quando esta relação é maior que 3, a reação eutética primária se tornará do tipo Ni-Si, conseqüentemente, Ni-Si₃B será o eutético dominante, que é mais dúctil em relação a outro tipo (Kanichi, 1984).

Ao se calcular a relação Si/B para as composições de ambos revestimentos chega-se valores não maiores que 2, logo o eutético presente nas quatro amostras é formado majoritariamente por Ni-Ni₂B, como confirmado em estudos com microestruturas similares (Kesavan e Kamaraj, 2011; Gurumoorthy, 2007).

As análises químicas por EDS junto à interface permitem observar os efeitos da diluição na composição do substrato e do revestimento. Em todos os casos há presença de elementos provenientes da diluição parcial do revestimento no substrato e vice-versa. Em todos os primeiros pontos analisados por EDS constata-se a presença de elementos do sistema NiCrSiCB no substrato, teores altos de Ni, de Cr, Si e B, principalmente. Na amostra III não há presença de Ni no ponto 1, entretanto esse ponto foi analisado a uma distância maior que os demais.

Em todos os casos houve um aumento considerável do teor de Cr no substrato, elemento que apareceu em maiores concentrações nas amostras com

substrato de aço inoxidável do que em substrato SAE 1020, já que este elemento está em maior composição no primeiro material citado.

Os pontos 2 analisados em todas amostras apresentam composição intermediária entre o substrato e o revestimento. Em relação aos pontos 1 observa-se a diminuição do teor de Fe, elemento solvente em ambos substratos, e aumento dos teores de Ni, Cr, Si, e B, o primeiro sendo o elemento solvente em ambos revestimentos.

O perfil do gradiente de composição pode ser analisado nas análises em linha, que revelam o comportamento dos elementos de liga analisados nos parágrafos anteriores. Todos os elementos seguem um comportamento que já foi observado na interface, todos aqueles que são elementos de liga no revestimento têm seu teor aumentado na interface e se estabiliza a medida que se analisa regiões mais próximas do topo do revestimento.

O Fe desempenha um papel importante na microestrutura que se desenvolve no revestimento, suprimindo a formação de carbeto e boretos e favorecendo a solidificação de forma hipoeutética, e modificando, inclusive a composição dos precipitados presentes, contudo a velocidade de solidificação e gradientes de composição de outros elementos também podem afetar a rota de solidificação das ligas estudadas (Hemmati, 2011, 2012, 2013).

Nas amostras estudadas o teor de Fe não teve aparentemente um papel determinante na rota de solidificação apresentadas pelos revestimentos, já que teores muito parecidos desse elemento foram encontrados em diferentes amostras, e as mesmas apresentaram microestruturas diferentes.

Ao se comparar o teor de Fe das amostras I e II pode-se observar o que foi afirmado acima. Ambas amostras apresentaram teores de Fe muito similares, apesar da primeira ser de um substrato de maior teor de Fe, SAE 1020. E mesmo com um maior teor de Fe, a amostra I apresentou uma microestrutura hipereutética nas regiões mais afastadas da interface, enquanto a amostra II se solidificou de forma completamente hipoeutética.

Ao se comparar as amostras III e IV pode-se notar que aquela com substrato com menor teor de Fe, a amostra IV, apresentou microestrutura completamente hipereutética. Isso não deve necessariamente somente ao teor de Fe, já que outras variáveis podem desempenhar função determinante na microestrutura apresentada

pelo revestimento, como observado nas amostras I e II e na literatura (Kesavan, 2010; Gurumoorthy, 2007, H Zhang, 2010).

Gurumoorthy (2007), em estudo realizado com revestimento de NiCrSiCB de composição similar ao Deloro 45-2 e substrato 316L, observou que a microestrutura resultante foi aquela de solidificação pela rota hipereutética, levando a aparição de carbetos e boretos de Cr, com uma matriz composta do eutético e de Gama-Ni. Em análise química em linha realizada neste trabalho foi observado que os picos de Cr coincidiam com a presença de um desses precipitados.

Quando o pico de Cr coincidiu com o pico de C observou-se um Carbeto de Cromo, e o mesmo valia pra os picos de Cr e B.

Isso foi verificado no presente trabalho. Houveram regiões analisadas de todas as amostras onde picos de Cr coincidiam com picos de C e B, concluindo-se então que ali se encontrou um precipitado cuja composição era destes elementos.

Nos mapas de composição de todas as amostras foram observadas concentrações de Cr acentuada nos precipitados, concentração de Ni e Si na matriz do revestimento, Fe em toda estrutura. B nos precipitados em forma de couve-flor e C nos precipitados em forma de ripa e estelares.

Nas amostras II e III, onde a microestrutura foi do tipo hipoeutética, onde, em tese, não haveria presença de precipitados, foram encontrados precipitados de composição pouco definida, apresentando teores tanto de C quanto de B. Isso sugere que nesses locais haveriam clusters formados por carbetos e boretos de Cr, ou borocarbeto de Cromo.

A formação desses precipitados na microestrutura do tipo hipoeutética pode ser explicada pela baixa solubilidade do B na matriz austenítica, necessitando-se então, de um pouco Cr para a formação dos precipitados na parte final da solidificação, quando as regiões interdendríticas recebem os elementos de baixa solubilidade na matriz, formando o eutético. Logo, nas regiões interdendríticas, se houver teor suficiente de Cr pode-se formar carbetos e boretos de Cr, e não boretos de Ni, como seria formado o eutético em condições normais.

O fenômeno acima foi observado nas amostras II e III, onde se viram presentes carbetos e boretos de Cr, em microestruturas hipoeutéticas.

Diversos estudos realizados em ligas NiCrSiCB (Hemmati, 2013; Gurumoorthy, 2007; Hemmat et al 2013, Da Silva, 2015) obtiveram mapas de composição muito semelhante aos obtidos no presente estudo, observando

abundância de Cr e B em precipitados em forma de couve flor, abundância de Cr e C em precipitados em forma e ripas ou estelares, Ni e Si na matriz dendrítica e no eutético.

Gurumoorthy (2007) identificou por DRX diversos precipitados, $(\text{Ni,Fe})_3\text{B}$, Ni_3Si , Cr_7C_3 , Cr_5B_3 e Cr_7B_3 , Kesavan e Kamaraj (2011) identificaram por DRX picos de silicatos (Ni_3Si), carbetos (Cr_7C_3) e boretos (Ni_3B , Cr_2B , Cr_5B_3). Da Silva (2015) identificou por DRX picos dos mesmos boretos, carbetos e silicatos citados acima. Corroborando a identificação realizada dos precipitados encontrados no presente trabalho.

Na figura 50 são mostrados os perfis de dureza obtidos das quatro amostras.

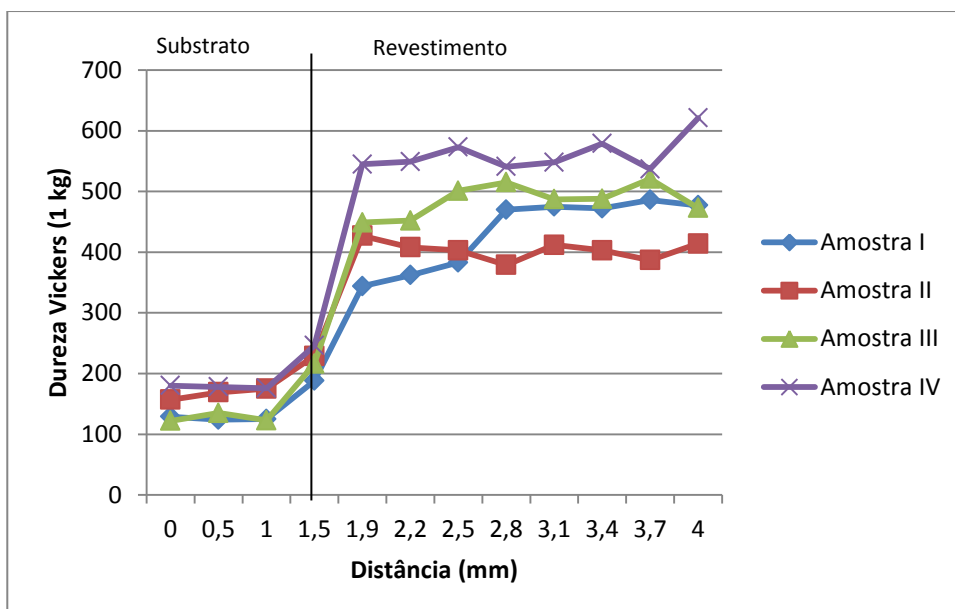


Figura 50 – Perfil de dureza das quatro amostras.

Pode-se observar na figura 49 os perfis obtidos de dureza dos revestimentos, com as medidas de dureza se iniciando poucos milímetros antes da interface no interior do substrato e terminando próximo ao topo do revestimento.

As amostras II e IV apresentaram maiores dureza nos substratos, pelo fato destes serem de Aço inoxidável, enquanto as amostras I e III terem o substrato de aço SAE 1020.

Pode-se notar ao comparar as amostras de mesmo revestimento, amostra I e II, e amostras III e IV, que aquelas que apresentaram microestrutura hipereutética tiveram maiores valores de dureza.

Ao comparar as amostras I e II, pode-se notar que nas primeiras três medidas no interior do revestimento a amostra II apresenta maior dureza, e a partir da quarta medida a amostra I apresenta maior dureza, o que se deve ao fato da primeira amostra ter uma interface bem definida entre microestrutura resultantes da solidificação hipoeutética e hipereutética.

A partir do momento em que se começa a análise da região hipereutética a dureza apresentada pela primeira amostra supera a dureza da segunda.

Ao se comparar as amostras III e IV pode-se observar novamente que a amostra IV, majoritariamente com microestrutura hipereutética, apresenta maior dureza que a amostra III.

Gurumoorthy (2007) e Kesavan e Kamaraj (2010; 2011) acharam valores de dureza bem similares aos encontrados no presente trabalho, variando entre 430 e 480 HV.

Hemmati (2012) achou valores de 750 HV para diluições de 5% e 680 HV para diluições de 15%.

Das (2007), em estudo com diversa ligas NiCrSiCB, uma delas Colmonoy 5, mesmo das amostras I e II, soldados a GTAW e com revestimentos de até duas vezes mais espessura do estudado aqui, determinou a dureza desta liga, e achou valores maiores que os aqui achados mas variando entre 500-600 HV.

No mesmo trabalho foram determinadas as dureza dos microconstituintes, os boretos de Cr, precipitados em forma de couve-flor, apresentaram dureza variando entre 2400-2500HV, para os precipitados em forma de ripas, 1000-1200 HV, e para a matriz 500-600HV.

A dureza apresentada pela microestrutura resultante da solidificação hipoeutética também apresenta altíssima dureza em função da morfologia apresenta pelo eutético, que mesmo pobre em componentes de altíssima dureza, carbetos e boretos, compensa com uma morfologia associada ao barramento da movimentação das discordâncias. Uma das formas de se alterar a dureza sem perder tenacidade, já que os precipitados são extremamente frágeis e agentes nucleantes de trincas, seria modificar a microestrutura hipoeutética, alterando a disposição dos microconstituinte eutético.

A literatura reporta que maiores valores de dureza são obtidos para microestruturas com precipitados maiores e mais abundantes, boretos e carbetos, e

que esses microconstituintes são favorecidos por um baixo teor de Fe. Logo, a diluição suprime a formação destes precipitados.

No presente trabalho não foram feitas análise de diluição, mas foi estudado na análise química de linha o comportamento do teor de Fe do substrato em direção a interface, no mesmo sentido das medidas de dureza.

Observou-se que o teor de Fe se estabiliza a partir da segunda linha analisada, o que seria aproximadamente nas terceiras medidas de dureza no interior do revestimento.

Com exceção da amostra II, todas as outras sofrem um ligeiro aumento a medida que se anda em direção ao topo do revestimento, fazendo com que o Fe não seja determinante da microestrutura, já que o substrato de SAE 1020 e revestimento Colmonoy-5, amostra II, mas que certamente é um dos fatores associados ao aumento de dureza, já que menores valores de Fe coincidem com maiores valores de dureza.

As ligas NiCrSiCB são utilizadas para aplicação em revestimentos duros, tendo que apresentar altíssima dureza para resistir ao desgaste, entretanto, os componentes que conferem dureza ao revestimento são nucleadores de trinca, sejam elas trincas de resfriamento (Wang, 2008) ou decorrentes da própria aplicação (Hemmati, 2013).

Em estudo realizado por Hemmati (2013), foram feitas análises acerca da propagação de trincas no revestimento, e conclui-se que maiores precipitados são maiores concentradores de tensão e sítios de propagação de trincas, logo, precipitados menores seriam favoráveis a uma maior resistência a propagação de trincas. E assim foi feito, foi adicionado Nb em diferentes quantidades no intuito de refinar a microestrutura e obter precipitados menores, nas amostras com maior teor de Nb a propagação de trincas foi dificultadas, mas se observou que o principal constituinte responsável pela propagação das trincas são os eutéticos, devido a fragilidade que apresentam e morfologia, englobando as fases mais dúcteis.

Na amostra de maior dureza, amostra IV, surgiu uma trinca na preparação desta, trinca que seguiu o mesmo comportamento daquelas estudadas no trabalho supracitado. A trinca se propaga na rede de eutético, clivando os precipitados e sofrendo deflexão em regiões mais dúcteis.

4.3 Considerações Finais

Os pinos do sistema caixa/pino são considerados zonas críticas pela sua deterioração decorrente do desgaste [metal/metal, metal/areia]. O desgaste pode causar a perda de estanqueidade da linha e ocasionar problemas na montagem do sistema (Aguila, 2005).

Freire (2002) explica que a falta de vedação nessas conexões implica na retirada de todas as juntas para o reparo do pino, e o custo para essa operação é em torno de US\$ 50.000/dia.

Duas ligas NiCrSiBC, Colmonoy-5 e Deloro 45-2, utilizadas no revestimento do referido pino foram depositadas por PTA em dois substratos de diferentes composições, aço inoxidável 316L e aço carbono SAE 1020. Essas ligas são utilizadas em aplicações que requeiram resistência ao desgaste, e essa propriedade tem como um bom indicador a alta dureza.

As microestruturas apresentadas foram analisadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, foram feitas análises química em ponto, em linha e em mapas, por EDS. Um perfil de dureza que parte do substrato e termina no topo do revestimento foi determinado.

As amostras apresentaram microestruturas com os mesmos microconstituintes, em frações volumétricas e morfologias diferentes, que são, matriz austenítica, eutético, carbeto e boreto de Cromo. Observou-se que as microestruturas formadas após a solidificação pela forma hipereutética, ou seja, formada por carbeto e boreto de Cromo e mais o eutético, apresentaram maior dureza. Enquanto a microestrutura formada por dendritas de gama-Ni com o eutético nas regiões interdendríticas apresentou dureza inferior àquela apresentada pelo outro tipo de microestrutura.

Contudo, a microestrutura que apresentou maior dureza, o que, segundo a literatura, resultaria em maior resistência ao desgaste, apresentou alta susceptibilidade ao aparecimento de trincas, devido justamente à presença dos constituintes que conferem alta dureza ao revestimento, conferindo, entretanto, alta fragilidade.

A fragilidade apresentada pelo revestimento é um fator limitante para sua aplicação, já que seu manuseio e comportamento em trabalho apresentam riscos.

Riscos que podem resultar em catástrofes sérias relacionadas a operações de perfuração de poços.

Sugere-se, então, com o que foi estudado no presente trabalho, que se estudem formas de obter revestimentos com microestruturas não tão duras, porém bem mais tenazes. Isso pode ser obtido com o refinamento da estrutura do eutético seja pela adição de elementos de liga que refinem os precipitados, ou modificação de variáveis de soldagem que resultem em diferentes velocidades de resfriamento, conseqüentemente em microestruturas de diferentes morfologias.

CAPÍTULO 5: CONCLUSÕES

- A amostra I apresenta microestrutura formada a partir de duas rotas de solidificação, resultando em duas regiões de diferentes microestruturas, uma mais próxima a zona de fusão, composta por dendritas de gama-Ni e eutético interdendrítico, e outra mais próxima ao topo do revestimento, composta por carbeto e boreto de Cromo e o eutético formado por diferentes boretos e silicatos de Níquel.
- A amostra II apresenta microestrutura formada apenas pela rota de solidificação hipoeutética, ou seja, formada por dendritas de gama-Ni, eutético interdendrítico e raros boretos de Cromo.
- A amostra III apresenta microestrutura formada pela solidificação hipoeutética, composta de dendritas de gama-Ni, eutético interdendrítico.
- A amostra IV apresenta microestrutura completamente formada pela solidificação hipereutética, apresentando microestrutura composta por carbeto e boreto de Cromo e o eutético.
- Ao se comparar amostras formadas pelos mesmos revestimentos, apresentaram maiores durezas as formadas pela solidificação hipereutética, amostras I e IV.
- A amostra IV apresentou a maior dureza dentre todas, entretanto apresentou também uma alta fragilidade, constatada pelo aparecimento de uma trinca.
- Apesar de não ser o único fator determinante, a microestrutura sofre uma forte influência do teor de Ferro, tendendo a ser mais dura quanto menor o valor da composição desse elemento em determinada região.

CAPÍTULO 6: SUGESTÕES

- Analisar o efeito de tratamentos térmicos na morfologia e composição das fases presentes.

- Estudar o comportamento do revestimento quanto sua susceptibilidade a propagação de trincas pela modificação da morfologia das fases presentes, pela adição de elementos de liga e mudança de variáveis de soldagem que resultem em um refinamento da estrutura hipereutética.

- Estudar a relação dos parâmetros de soldagem da técnica PTA-P com a microestrutura apresentada pelo revestimento no sentido do aprimoramento da técnica.

- Estudar o comportamento do revestimento em desgaste com diferentes microestruturas e em alta temperatura.

CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

API. Recommended Practice for Design, Selection, Operation and Maintenance of Marine Drilling Riser Systems. Washington: Issued. 2001. 48p.

Aguila J.V.; Buschinelli, A.J.A.; Paredes, R.C. (2009.) Caracterização de consumíveis antidesgaste e anticorrosão produzidos especialmente para aspersão térmica por arco elétrico e utilizados para revestir ponteiros de riser para plataformas offshore. Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecánica. Tarapacá: v. 13, n. 1, p. 39-49.

ASM Handbook (1990) Properties and Selection: Iron, Steel and High-Performance Alloys. 10^a ed.

ASM Handbook (1993) Welding, Brazing and Soldering. 10^o ed.

Ávila, G. G. (2005) Cálculo de fadiga de risers rígidos através da mecânica da fratura. Dissertação de Mestrado. UFRJ. 213 p.

Bhaduri, A. K., Indira, R., Albert, S. K., Rao, B. P. S., Jain, S. C., Ashok kumar, S. (2004) Selection of hardfacing material for components of the india prototype fast breeder reactor. Journal of Nuclear Materials, vol 334, pp 109-114.

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

Brooks, J.A., Thompson, A.W., Williams, J. C. (1984). A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking, Welding Journal, Vol 63, pags 71-83

Corrêa, J. S. (2009) Parque Industrial de Refino no Brasil- Características atuais e perspectivas futuras. Dissertação de Mestrado. UFRJ. 179 p.

Das, C. R., Albert, S. K., Bhaduri, A. K., Nithya, R. (2007) Effects of Dilution on Microstructure and Wear Behaviour of NiCr Hardface Deposits, *Materials Science and Technology*, vol 23, n° 7, p 771-779.

Dufrane, K. F., Naughton, M. D. (1983) Nuclear component wear measurements. *Nuclear Technology*, vol 63, pp 102-109.

Folkhard, E. (1988) *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien New York, 279p.

Freire, F., (2002) Avaliação de Revestimentos Aplicados por Aspersão Térmica para Proteção contra o Desgaste de Ponteiros de Risers, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis .

Fratari, R. Q., Schvartzman, M. M. A. M., Scotti, A. (2010) Otimização dos parâmetros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapas de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L. *Soldag. insp.* São Paulo, Vol. 15, No. 3, p.209-217.

Gentil, V. (2003) *Corrosão*, 4° ed.

Gomes, L. M. F. (2003) Estudo da susceptibilidade à corrosão sob tensão e à corrosão-fadiga do aço API X-65 aspergido termicamente utilizado em componentes offshore. Tese de Doutorado. UFRS. 121p

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

Gonçalves, P. G. B. (2005) Estudo do comportamento de revestimentos resistentes ao desgaste para aplicação em pinos de risers de perfuração e completção de poços de petróleo offshore. 2005. 47p. Monografia (especialização) – Programa ANP – PRH 09, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Rao, K. P., Rao, A. S., Venugopal, S. (2007) Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy. *Materials Science and Engineering, A* 456, pp 11-19.

Hajiannia, I. (2013) Microstructure and mechanical properties of AISI 347 stainless steel/A335 low alloy steel dissimilar joint produced by gas tungsten arc Welding. *Materials and Design* vol. 50. pp 566–573, Elsevier.

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

Hemmati, I., Ocelik, V., DeHosson, J.Th.M. (2011) The effect of cladding speed on phase constitution and properties of AISI 431 stainless steel laser deposited coatings. *Surface & Coatings Technology*, vol 205, pp 5235–5239.

Hemmati, I., Ocelik, V., De Hosson, J. Th. M. (2013) Effects of the alloy composition on phase constitution and properties of laser deposited NiCrBSi coatings. *Physics Procedia*, vol 41, pp 302-311.

Hemmati, I., Ocelik, V., DeHosson, J.Th.M. (2012) Dilution effects in laser cladding of Ni–Cr–B–Si–C hardfacing alloys. *Materials Letters*, vol 84, pp 69–72.

IODS - Weld Cladding, Pipe Cladding, Clad Pipe Fittings and Fabrication Disponível em: <<http://www.offshoretechnology.com/contractors/pipes/iods/iods1.html>>. Acesso em: 10 de jul de 2015

Jing, W., Min-xu, L., Lei, Z., Wei, C., Li-ning. X., Li-hua, Hu. (2012) Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol 19, N 6,2012, p 518.

Junior, J. C. S., Rocha, D. B., Brandi, S. D. (2013) Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações. *Soldag. Insp.* São Paulo, vol. 18, Nº. 02, p.176-195.

Kanichi, T., Hidaka, K. (1984). Hard Facing Nickel-Base Alloy. Patent US 4404049 A

Kashani, H., Amadeh, A., Ghasemi, H. M. (2007) Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies. *Wear*, vol 262, pp 800-806.

Kejelin N. Z., Buschinelli A. J. A., Bohórquez C. E. N. (2005) Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625, Labsolda/EMC/UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil.

Kejelin, N. Z. (2006). Influência dos parâmetros de soldagem na formação de onas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares. Dissertação de Mestrado. UFSC. 127p.

Kejelin, N. Z. (2012). Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com super liga a base de níquel inconel 625. Dissertação de Doutorado. UFSC. 187p.

Kesavan, D. Kamaraj, M. (2010) The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating. *Surface and Coatings Technology*, vol 204, pp 4034-4043.

Kesavan, D., Kamaraj, M. (2011) Influence of aging treatment on microstructure, wear and corrosion behavior of a nickel base hardfaced coating. *Wear*, vol 272, pp 7– 17.

Khan, M.I. (2007) *Welding Science and Technology*. New delhi: New Age International (P),. 278p.

Kim, S.J.; Kim, J.K. ,(2001) Effects of temperature and contact stress on the sliding wear of Ni-base Deloro 50 hardfacing alloy. *Journal of Nuclear Materials*, South Korea, October.

Lemos, M. F. (2009) Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO₂. Dissertação de Mestrado, UFRGS, 64 p.

Lima, L. I. L, Silva, G. M., Chilque, A. R. A., Mendonça, M. M. A.. (2010) Caracterização Microestrutural De Soldas Dissimilares Dos Aços Astm A-508 E AISI 316L. Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 15, No. 2, p.112-120.

Lippold, J. C., Kotecki, D. J. (2005) Welding metallurgy and weldability of stainless steels. New Jersey, USA: John Wiley & Sons.

Mariano, C., Paredes, R. S. C., Junior, A. F. F. (2007) Desenvolvimento de revestimentos de nióbio resistentes a elevadas temperaturas depositados por aspersão térmica. 4ºPDPETRO. Campinas, SP. 8p.

Marques, P. V., Modenesi, P. J., Bracarense, A. Q. (2011) SOLDAGEM: Fundamentos e Tecnologia. UFMG. 362p.

Matthes, K.J., Kohler, T. (2006). Estudo Analisa Efeitos Elétricos e Parâmetros de Influência sobre Processo Híbrido de Soldagem a Plasma-MIG. Revista Corte & Conformação de Metais. P87 – 90

Meireles, A. M. (2009) avaliação dos parâmetros de curvamento por indução em tubos de classe API 5L X80. Dissertação de Mestrado. IME. 117 p.

Melo, R. H. F., Batista, V. R., Silva, M. M., Maciel, T. M., Santos, M. A. (2012) Avaliação das tensões residuais de revestimentos aplicados por soldagem – Parte 1. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v.7.1, pp 52 – 61.

Ming, C. Z, Yang, F., Xiao, F., Sahn, Y. (2003) Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. Materials Science and Engineering, A355, pp 126-136.

Modenesi, P.J. (2001) Soldabilidade dos Aços Austeníticos. SENAI, Osasco/SP. V.1. Acesita.

Monte, I. R. (2013) Caracterização Microestrutural do Aço API 5L X-65 Soldado por Feixe de Elétron com Diferentes Aposrtes Térmicos. Dissertação de Mestrado. USP. 90p.

Murugan, N., Parmar, R. S. (1997). Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding. *Welding Journal*, v. 76, p. 391-403.

Neto, F. A. S. (2010) Avaliação de revestimentos com ligas de Níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de Petróleo e Gás. Dissertação de Mestrado, UFCG, 126 pag.

Oliveira, S. P., Miranda, P. E. V. (2001) Concentração crítica de hidrogênio para a fragilização pelo hidrogênio em aços. COPPE/UFRJ.

Ornath, F., Soudry, J., Weiss, B. Z., Minkoff, I. (1981) Weld Pool Segregation During the Welding of Low Alloy Steels with Austenitic Electrodes. *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT* pp 227-230.

Paranhos, R. M. V. (2010). Caracterização de fases intermetálicas presentes em aço galvanizado por imersão a quente com tratamento térmico do revestimento metálico. Tese de Doutorado. UFMG. 112p.

Ramasubbu, V. et al. (2011) Effect of dilution on GTAW Colmonoy 6 (AWS NiCr-C) hardface deposit made on 316LN stainless steel. *Materials Science and Technology*, v. 27, n. 2. p. 573-580.

Reis, R.P.; Scotti, A. (2007) Fundamentos e práticas da soldagem a plasma. 1^o Edição. São Paulo: Artliber Editora. 143p.

Ribeiro, R. A. (2014) Caracterização de juntas de aço carbono revestidas com Inconel 625 pelo processo TIG automatizado e pela soldagem por explosão. Dissertação de Mestrado, LAMAV/UENF, 98 pag.

Santos, O. A. (2008) Estudo da resistência à corrosão em aço e revestimentos visando aplicação em hastes de bombeio de petróleo. Dissertação de Mestrado. PEP-UNIT. 143p.

Silva, C. C. (2010) Revestimentos de ligas de Níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos. Tese de Doutorado. UFC. 326 p.

Silva, L. J., D'Oliveira, A. S. C. M. (2015) Liga NiCrSiBC: Microestrutura e Dureza de Revestimentos Processados a Arco e a Laser. Soldagem e Inspeção, vol 20, pp 39-47.

Smirnov, KL. I. (1997) Effect of Interaction of Dissolved Hydrogen Atoms Upon Metal's Strength and Plasticity. Int. J. Hydrogen energy, Vol. 22, No 2/3, pp299-302. Elsevier.

Takeyama, Ricardo Rizzo (2005) Caracterização de revestimentos de ligas à base de Co modificadas pela adição de carbonetos de tungstênio. 2005. 75p. Dissertação – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

Wang, Zhihui. (1993) Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints. Welding Journal.