CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ESTUDO DO REPARO DO REVESTIMENTO DE INCONEL 625 EM AÇOS BAIXA LIGA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

Waldemiro Eccard de Oliveira

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

Orientador:
Hector Reynaldo Meneses Costa

Rio de Janeiro
Setembro de 2014

ESTUDO DO REPARO DO REVESTIMENTO DE INCONEL 625 EM AÇOS BAIXA LIGA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

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

Waldemiro Eccard de Oliveira

Aprovada por:

_____

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

_____

Prof. Ricardo Alexandre Amar Aguiar, D.Sc. (co-orientador)

_____

Prof. Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco, D. Sc.

_____

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

Rio de Janeiro
Setembro de 2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

O48 Oliveira, Waldemiro Eccard de
Estudo do reparo do revestimento de INCONEL 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem / Waldemiro Eccard de Oliveira – 2014.
xiv, 57f. il.color. ; enc.

Dissertação (Mestrado). Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2014.
Bibliografia : f. 54-57
Orientador: Hector Reynaldo Meneses Costa

1. Aço de alta resistência. I Costa, Hector Reynaldo Meneses (orient.). II. Título.

CDD 620.17

DEDICATÓRIA

“É muito bom ser importante, mas
o importante mesmo é ser bom”.
(Autor Desconhecido)

RESUMO

ESTUDO DO REPARO DO REVESTIMENTO DE INCONEL 625 EM AÇOS BAIXA LIGA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

Waldemiro Eccard de Oliveira

Orientador:
Hector Reynaldo Meneses Costa

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

Devido a grande utilização de equipamentos revestidos com ligas de níquel nas áreas de vedação e estas sofrerem danos durante a montagem, teste, manuseio ou até mesmo durante a soldagem e tendo a necessidade de corrigir esses danos, este trabalho avaliou as etapas do procedimento de reparo deste revestimento a partir da soldagem de dois corpos de prova do aço AISI 4140 tratados termicamente para assegurar um limite de resistência mecânica de 650 MPa. Foi depositada nestes corpos de prova uma camada de Inconel 625 utilizando o processo de soldagem TIG com alimentação automática de arame, através da EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) original, qualificada para soldagem de overlay do aço AISI 4140 com Inconel 625. Após esta soldagem, os corpos de prova foram aliviados termicamente e em seguida usinados para garantir um perfil com espessuras padronizadas. Sobre este perfil foi depositada uma outra camada de revestimento que simula o reparo, através das técnicas “Cold-Wire” (arame frio) e “Hot-Wire” (arame quente). Para caracterização microestrutural foram utilizados perfis de macro e microdureza, microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e energia dispersiva de raios X (EDX). A diluição foi avaliada através da técnica de área. Os resultados indicam que o procedimento “TIG-Cold Wire” estaria qualificado com espessuras acima de 2,0 mm e para a técnica “TIG-Hot Wire” a espessura diminuiria para 1,6 mm, pois esta técnica proporciona um menor aporte térmico.

Palavras-chave: TIG-Hot Wire; TIG-Cold Wire; Inconel 625; Revestimento; Aço baixa liga.

ABSTRACT

ESTUDO DO REPARO DO REVESTIMENTO DE INCONEL 625 EM AÇOS BAIXA LIGA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM

Waldemiro Eccard de Oliveira

Advisor:
Hector Reynaldo Meneses Costa

Abstract of dissertation submitted to the Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia dos Materiais – Centro Federal de Educação Tecnologica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

Due to the large use of equipment coated with nickel alloys in sealing areas and these suffer damage during assembly, testing, handling or even during welding and the necessity of correct such damages, this study evaluated the steps of the repair procedure this coating from the welding of AISI 4140 steel two samples heat treated to provide a limit of mechanical strength of 650 MPa. A layer of Inconel 625 was deposited on these specimens using the GTAW welding process with automatic wire feed through the original WPS (Welding Procedure Specification), qualified for overlay welding of AISI 4140 steel with Inconel 625. After this welding, the specimens were heat treated for stress relief and then machined to secure a profile with standard thicknesses. For this profile was deposited another layer of the repair coating that simulates through the "Cold Wire" and "Hot Wire" techniques. Microstructural characterization profiles of macro and microhardness, optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray (EDX) were used. The dilution was evaluated using the technique area. The results indicate that the procedure "GTAW-Cold Wire" was qualified with thickness above 2.0 mm and the technical "GTAW-Hot Wire" to reduce the thickness to 1.6 mm, as this technique provides less heat input.

Keywords: GTAW-Hot Wire; GTAW-Cold Wire; Inconel 625; Cladding; Low alloy steel

SUMÁRIO

I INTRODUÇÃO 1

II REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 2

II.1 LIGAS DE NÍQUEL 2

II.1.1 Desenvolvimento Histórico 2

II.1.2 Propriedades das Ligas de Níquel 2

II.1.3 Classificação das Ligas de Níquel 3

II.1.4 Efeitos dos Elementos de Liga 5

II.1.5 Fases Presentes 6

II.1.6 Soldabilidade da Liga Inconel 625 10

II.2 ZONA PARCIALMENTE DILUÍDA (ZPD) 11

II.2.1 Formação das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's) 12

II.2.2 Características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's) 12

II.3 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG 14

II.3.1 Características do Processo TIG 14

II.3.2 Processo de Soldagem TIG com alimentação automática de arame 15

III MATERIAIS E MÉTODOS 18

III.1 MATERIAIS 18

III.1.1 Metal de Base 18

III.1.2 Consumíveis 18

III.2 MÉTODOS 19

III.2.1 Usinagem 19

III.2.2 Tratamentos Térmicos 21

III.2.3 Soldagem 22

III.2.4 Preparação dos corpos de prova 25

III.2.5 Caracterização do material 26

III.2.6 Medição da Diluição 29

III.2.7 Avaliação do efeito do reparo 30

IV RESULTADOS E DISCUSSÕES 32

IV.1 Caracterização Macroestrutural 32

IV.2 Avaliação do Perfil de Dureza 36

IV.3 Caracterização Microestrutural 40

IV.4 Diluição 51

V CONCLUSÕES 52

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 53

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 54

LISTA DE FIGURAS

Figura II.1. Morfologias da fase γ': a) cúbica típica, IN-100, 13625X ; b) estrutura típica em forma de esfera, liga U-500, 5450X; c) alongada, liga 713C 7

Figura II.2. Microestrutura observada em algumas ligas a base de níquel 8

Figura II.3. Detalhe da ZPD com espessura de 35 µm 11

Figura II.4. Esquema da poça de fusão proposto 12

Figura II.5. ZPD's tipo ilha apresentando dureza elevada 13

Figura II.6. ZPD tipo baías ou península 13

Figura II.7. ZPD tipo ilha, metal base em meio ao metal de adição 14

Figura II.8. Detalhe da região do arco 14

Figura II.9: Representação esquemática do processo de soldagem TIG – "Cold Wire" 16

Figura II.10: Comparação entre taxa de deposição e energia de processo "Cold Wire" e "Hot Wire" 16

Figura II.11: Representação esquemática do processo de soldagem "TIG-Hot Wire" 17

Figura III.1: Croqui dos corpos de prova CP-1 e CP-2 após a usinagem da primeira camada de revestimento 20

Figura III.2: Usinagem dos corpos de prova 21

Figura III.3: Corpos de prova CP-1 e CP-2 após o tratamento térmico de alívio de tensões 22

Figura III.4: Máquina de solda TIG FPA-9000 23

Figura III.5: Soldagem do overlay original 24

Figura III.6: Soldagem do reparo do overlay 24

Figura III.7: Fresagem dos corpos de prova para retirada das amostras 25

Figura III.8: Croqui para retirada das amostras 25

Figura III.9: Amostras CP-1 e CP-2 antes do ataque 26

Figura III.10: Microscópio stéreo OLYMPUS SZ61 26

Figura III.11: Microscópio Eletrônico de Varredura de alta resolução (MEV-FEG) FEI, modelo Quanta 450 27

Figura III.12: Durômetro Vickers HVS-10 27

Figura III.13: Regiões onde foram feitos os pontos de dureza 28

Figura III.14: Microdurômetro da marca LECO, modelo LM 277AT 28

Figura III.15: Perfil dos pontos de micro dureza 29

Figura III.16: Diluição medida na seção transversal de cordão depositado sobre chapa 29

Figura III.17: Estágios do reparo do revestimento 30

Figura III.18: Detalhe do efeito do reparo (IV estágio) 31

Figura IV.1: Amostras CP-1 (“TIG-Cold Wire”) e CP-2 (“TIG-Hot Wire”) após o ataque 32

Figura IV.2: Macrografias das regiões A, B, C, D e E das amostras CP-1 e CP-2 33

Figura IV.3: Ampliação das macrografias das regiões A, B, C, D e E do CP-1 34

Figura IV.4: Ampliação das macrografias das regiões A, B, C, D e E do CP-2 35

Figura IV.5: Gráfico dos valores de dureza da amostra CP-1 38

Figura IV.6: Gráfico dos valores de dureza da amostra CP-2 38

Figura IV.7: Perfil de micro dureza ao longo do cordão de solda da região 1D (reprovada) e da região 1C (aprovada) soldadas pelo processo “TIG-Cold Wire”. 39

Figura IV.8: Perfil de micro dureza ao longo do cordão de solda da região 2C (aprovada) e da região 2B (reprovada) soldadas pelo processo “TIG-Hot Wire” 39

Figura IV.9: Microestrutura das áreas próximas a linha de fusão. (a) região 1C – reprovada, (b) região 1D – aprovada, (c) região 2B – reprovada e (d) região 2C – aprovada 41

Figura IV.10: Martensita próxima à linha de fusão – região 2B 42

Figura IV.11: Microestrutura ferrítica próxima a linda de fusão – região 1A, com aumento de 1000x 43

Figura IV.12: Presença de bandeamento no metal de base – região 1A, com aumento de 500x 44

Figura IV.13: EDS – Variação de composição química ao longo do cordão de solda, apresentando uma ZPD contínua – Região 2C 45

Figura IV.14: ZPD descontínua – região 2A (EDS por ponto) 46

Figura IV.15: Espectros dos objetos 1, 2, 3 e 4 da análise por ponto da região 2A 47

Figura IV.16: ZPD descontínua – região 2A (EDS por linha) 48

Figura IV.17: ZPD descontínua – região 2A (EDS por área) 49

Figura IV.18: ZPD contínua apresentando um gradiente de composição química como mostrado pelos resultados gráficos obtidos pelo EDS da região 1E 50

Figura IV.19: Correlação entre a dureza na ZTA e a diluição das amostras CP-1A e CP-2A..... 51

LISTA DE TABELAS

Tabela II.1: Classificação das ligas de níquel 4

Tabela III.1: Composição química do aço SAE 4140 18

Tabela III.2: Composição química do arame AWS A5.14M ERNiCrMo-3 19

Tabela III.3: Dimensões dos corpos de prova CP-1 (“TIG-Cold Wire”) e CP-2 (“TIG-Hot Wire) 20

Tabela III.4: Parâmetros do tratamento térmico de têmpera 21

Tabela III.5: Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões 22

Tabela III.6: Parâmetros para soldagem do CP-1 e CP-2 23

Tabela III.7: Parâmetros para soldagem do reparo do CP-1 e CP-2 24

Tabela IV.1: Valores de durezas das regiões da amostra CP-1 36

Tabela IV.2: Valores de durezas das regiões da amostra CP-2 37

Tabela IV.3: Valores de diluição das amostras CP-1 e CP-2 51

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

PLEM – Pipe line end manifold

PLET – Pipe line end termination

TTAT – Tratamento térmico de alívio de tensões

TIG – Tungsten inert gas

GTAW – Gas tungsten arc welding

MB – Metal de base

MA – Metal de adição

ZTA – Zona termicamente afetada

ZPD – Zona parcialmente diluída

H2S – Sulfeto de hidrogênio

HRC - Dureza Rockwell C

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus, pois até aqui Ele tem me sustentado. Tudo que tenho e que sou, dou graças à Ele.

À minha família pelo incentivo e apoio nas horas mais difíceis e pelo amor e carinho em todas as horas. Eles são os maiores responsáveis por todas as minhas conquistas.

Ao meu orientador Hector Reynaldo e ao meu co-orientador Ricardo Aguiar que se mostraram sempre dispostos a ajudar e não me deixaram desistir.

Ao amigo Rafael Atalah que me incentivou a ingressar no curso de pós-graduação.

Ao amigo Fábio Alves que muito me ensinou e não mediu esforços para me passar todo seu conhecimento, que não foram poucos.

À empresa Oilequip Produtos e Serviços por ter apoiado este projeto.

À empresa TECMETAL, em especial a Annelise Zeeman e ao Carlos Henrique.

Ao Instituto Militar de Engenharia (IME), em especial a amiga Ten Caroline Jovine que teve grande participação neste trabalho, dedicando parte do seu precioso tempo no laboratório.

Ao CENPES por terem cedido laboratórios e profissionais para este estudo.

À minha equipe de trabalho do setor de soldagem (SSO) que se dedicou ao dobro para cobrir as minhas ausências.

À minha namorada Talyta e aos meus amigos da minha amada cidade de Santo Antônio de Pádua, que não me ajudaram em nada, mas muito ajuda quem não atrapalha.

A todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram por mais este importante passo na minha vida.

CAPITULO I – INTRODUÇÃO

Na indústria de Óleo e Gás, alguns equipamentos submarinos tais como árvore de natal molhada, PLEM, PLET, manifolds, conectores, entre outros, operam em grandes profundidades e em meios altamente agressivos, necessitando assim terem boa resistência mecânica juntamente com boa resistência à corrosão.

Para garantir a resistência mecânica destes equipamentos usualmente são empregados aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), conhecidos como “High- Strength Low-Alloy (HSLA)”. Estes aços são assim denominados, em consequência do elevado limite de resistência mecânica combinada com elevada tenacidade em relação aos aços carbono. Contudo, estes aços têm baixa resistência à corrosão e como alternativa emprega-se a soldagem de materiais dissimilares, por meio do revestimento de superfícies internas em áreas de passagem e vedação para atenuar os efeitos agressivos dos fluidos produzidos e aumentar o desempenho destes equipamentos.

As ligas mais utilizadas para este revestimento são ligas à base de níquel, onde essas ligas são submetidas a meios altamente agressivos e requerem propriedades como resistência à corrosão, ductilidade, entre outras.

Estes equipamentos que hoje estão sendo revestidos com estas ligas e colocados em operação, terão que ser reparados no futuro ou até mesmo durante sua fabricação. Já prevendo o reparo, este estudo tem como objetivo principal, estudar as etapas desse processo, conhecê-las bem e com isso poder eliminar algumas delas, como por exemplo o pre-aquecimento e o tratamento térmico de alívio de tensões, ganhando com isso tempo e reduzindo os custos sem afetar a qualidade final do produto.

Para isso foram utilizados corpos de prova soldados por duas técnicas diferentes, uma com “TIG-Cold Wire” e a outra com “TIG-Hot Wire”. O revestimento utilizado foi Inconel 625 e o substrato foi uma foram submetidos às análises macroestruturais e microestrutural, macrodureza, microdureza e diluição.

CAPITULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 Ligas de Niquel

II.1.1 Desenvolvimento Histórico

O níquel é utilizado em armas, ferramentas e moedas em variadas proporções desde o início da civilização. No século XVIII, quando o níquel era fundido os mineradores alemães descobriram que o material branco fundido por eles era muito duro para ser martelado para alguma utilidade e pensaram que o material era amaldiçoado, assim o apelidaram de “Old Nick Copper” ou “Kupfer Nickel”. Como a sua separação era difícil em função da presença de sulfetos nos minérios e pela precariedade dos processos da época, sua utilização era muito restrita. Devido aos avanços tecnológicos, muitas novas ligas foram desenvolvidas, algumas são destacadas pela ASM [1]: descoberta do Monel em 1905; desenvolvimento do trabalho de Marsh que levou ao desenvolvimento das ligas Nimonic (Ni-Cr+Ti); trabalhos de Haynes em ligas binárias Ni-Cr e Co-Cr; trabalho de Paul D. Merica, o qual trabalhou com a utilização do níquel em ferro fundido, bronze e aços, assim como descobriu que Al e Ti levam a formação de endurecimento por precipitação nas ligas de níquel; adições de ferro-cromo (70Cr-30Fe) ao níquel para criar as ligas do tipo Inconel; desenvolvimento de trabalhos em 1920 com ligas Ni-Mo, que levaram ao desenvolvimento do Hastelloy; introdução de nova família de ligas Fe-Ni-Cr (Incoloy) com teores menores de Ni(20-40); uso da Metalurgia do Pó que levou à introdução das ligas endurecidas por dispersão de óxidos; novas tecnologias de fundição que produziram uma solidificação direcional e desenvolvimento das superligas monocristalinas, utilizadas em paletas de turbinas.

II.1.2 Propriedades das Ligas de Níquel

II.1.2.1 Propriedades Mecânicas

A existência das superligas de níquel com diferentes composições químicas se justifica pela sua excelente resistência mecânica numa ampla faixa de temperatura. A estrutura cristalina compacta cúbica de face centrada (CFC) da matriz austenítica das superligas de níquel, como já foi comprovado, apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à ruptura e boas propriedades de fluência em temperaturas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC) por causa de vários fatores, incluindo o excelente módulo de elasticidade e a alta difusividade que os elementos secundários possuem nesse tipo de matriz. A grande solubilidade de muitos elementos de liga na matriz austenítica e a capacidade de controle da precipitação de fases intermetálicas como a gama linha (γ’) é muito importante, pois conferem alta resistência mecânica. Pela formação de carbonetos pode-se

aumentar o endurecimento e pela dissolução de alguns elementos na matriz também pode aumentar o endurecimento, que seria o endurecimento por solução sólida. Esta capacidade de endurecimento dessas ligas austeníticas de níquel, de cobalto e de ferro as torna adequadas para aplicações em turbinas de jato e motores de foguetes, que exigem alta resistência mecânica em média e alta temperatura.

Para determinadas aplicação, não apenas a resistência mecânica/dureza é importante, a ductilidade nas condições de serviço também é, e a maioria das superligas apresenta boa ductilidade. As superligas em geral apresentam também boa resistência ao impacto, à fadiga de alto e de baixo ciclo e à fadiga térmica [2].

II.1.2.2 Propriedades Físicas

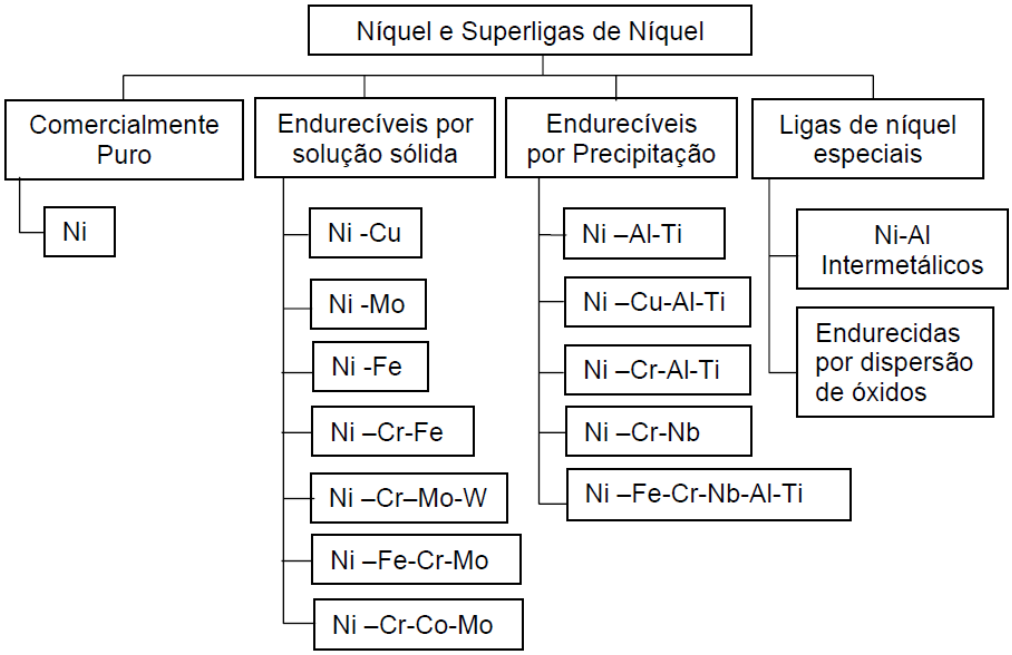
O níquel puro possui densidade de 8,9 g/cm³ e ponto de fusão de 1455 ºC, sua estrutura cristalina é CFC (cúbica de face centrada). A densidade da maioria das superligas de níquel fica entre 7,79 e 9,32 g/cm³. Por exemplo, a densidade da Inconel 625 (contém cerca de 60 % de níquel) é de 8,84 g/cm³, devido aos elevados teores de alumínio e de titânio, ao passo que as superligas com altos teores de tungstênio e tântalo chegam a densidades da ordem de 9,07 g/cm³. A densidade é uma propriedade importante para as superligas de níquel, uma vez que a redução da densidade do componente de turbina de jato leva a um aumento das tensões centrífugas, reduzindo a vida útil do componente.

Alguns equipamentos, como por exemplo, as turbinas de jatos, são projetados com estreitas tolerâncias dimensionais para operar bem em serviço, partindo desse ponto de vista, é de suma importância a baixa expansão térmica das superligas de níquel, que é menor do que nas ligas ferrosas austeníticas, além de um baixo coeficiente de expansão térmica contribuir para minimizar as tensões térmicas, minimizando assim a ocorrência de empenamento e fadiga térmica [2].

II.1.3 Classificação das Ligas de Níquel

Existem vários tipos de mecanismos de aumento de resistência para melhorar as propriedades mecânicas em altas temperaturas, como o endurecimento por solução sólida, endurecimento por precipitação, endurecimento por dispersão de óxido e/ou endurecimento por carbonetos [3]. Dessa forma, as ligas de níquel podem ser classificadas conforme a tabela 1.

Tabela II.1: Classificação das ligas de níquel [3].



As ligas endurecidas por solução sólida possuem adições de alumínio, cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio que contribuem para o aumento de resistência da matriz através de solução sólida. Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e da forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais. As ligas endurecidas por precipitação são reforçadas por um controle de temperatura, que resulta na precipitação de uma segunda fase conhecida como γ'. Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência. Algumas ligas fundidas já apresentam esta fase após a solidificação.

As ligas fundidas são projetadas especificamente para o processo de fundição, podem apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Porém, como geralmente possuem significativa quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal fundido, apresentam problemas de soldabilidade e normalmente não são soldadas por processo com arco elétrico. Já as ligas endurecidas por dispersão de óxido: podem ser enrijecidas a níveis elevados através da dispersão de partículas de finos óxidos refratários (ThO2) pela matriz. Isto é feito pelas técnicas de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de enfraquecer o metal de solda pela aglomeração das partículas de óxido.

II.1.4 Efeito dos Elementos de Liga

Cada um dos elementos utilizados na composição das ligas a base de níquel conferem a elas diferentes propriedades, o que se torna importante saber quais são os efeitos que cada elemento proporciona nestas propriedades, seja proporcionando maior resistência mecânica, melhor resistência à corrosão ou melhorando a soldabilidade. Os principais elementos que compõe estas ligas e seus efeitos estão listados:

- *Alumínio*: além de favorecer a resistência a corrosão, pela formação de óxidos de Al2O3, aumenta a resistência nas ligas em que predominam a precipitação da fase γ'.
- *Carbono*: precipita nos contornos de grão e limita o deslizamento, favorecendo um aumento de resistência, no entanto deve ser mantido em teores baixos para evitar a formação de filmes, que são prejudiciais à resistência em temperaturas elevadas. O boro tem efeito similar [4].
- *Cromo*: principal efeito é o aumento da resistência à corrosão, porém também melhora as propriedades mecânicas da matriz pelo endurecimento por solução sólida. Teores inferiores a 20 % normalmente não contribuem efetivamente para o aumento da resistência à corrosão das superligas de níquel em altas temperaturas. Somente acima deste teor a camada passivante de Cr2O3 adquire espessura, aderência, densidade e consistência necessárias para impedir o avanço dos átomos de oxigênio em difusão [4].
- *Ferro*: aumenta a solubilidade do Carbono no Níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas. É utilizado também para reduzir custos, visto que o componente ferro-cromo é uma fonte mais acessível de cromo [4].
- *Manganês:* possui afinidade com o enxofre, sendo um importante controlador dos efeitos nocivos da segregação de compostos sulfurados [5].
- *Molibdênio*: aumenta a resistência às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão e à alta temperatura.
- *Nióbio*: Controla a segregação durante as reações finais de solidificação. Forma a fase γ'', alguns tipos de carbonetos e promove mudanças nos contornos de grão [5, 6, 7].
- *Silício:* Nas ligas comerciais é mantido em teores abaixo de 0,4%, por problemas de soldabilidade, e quando presente tem efeito desoxidante [4].
- *Titânio:* efeito similar ao alumínio na formação de precipitados, quando estes dois elementos estão presentes é necessário um ajuste em suas composições para melhorar a interface γ / γ' [4]. Também está presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade [7].
- *Tungstênio*: Induz aumento de resistência por solução sólida na matriz γ e nos precipitados γ' [4].

II.1.5 Fases Presentes

Quando os compostos tornam-se insolúveis em função de algum ciclo térmico ou excesso na fração dos elementos químicos, diversas fases novas podem precipitar. A fase γ', gerada a partir da precipitação do alumínio e titânio, com a mesma estrutura da matriz e bastante coerente, é a principal fase necessária para o aumento de resistência das ligas modernas. Nas ligas que contém nióbio, forma-se uma outra fase, com estrutura tetragonal de corpo centrado, conhecida como γ'', que também é responsável pelo endurecimento por precipitação. É comum a precipitação de diversos tipos de carbonetos e boretos, com diversas composições possíveis. Esses carbonetos podem precipitar tanto no contorno de grão, como internamente a matriz, agindo beneficamente ou maleficamente para as propriedades mecânicas. Nitretos também podem ser encontrados, devido às funções metalúrgicas de alguns elementos químicos. Existem fases que são normalmente indesejadas do ponto de vista metalúrgico, pois agem como concentradores de tensão, por serem bastante duras e possuírem formatos de placas finas ou agulhas. Fazem parte desse grupo as fases η, δ, μ, σ e Laves que são formadas dependendo da liga e de ciclos térmicos específicos.

II.1.5.1. Gama, Gama' e Gama''

Para aumentar a resistência destas ligas, são adicionados elementos como W, Mo e Cr, que promovem o aumento da dureza por solução sólida. Acima de 65% da temperatura de fusão, faixa de temperatura em que acontece a fluência, o endurecimento é dependente da difusão. A velocidade baixa de difusão dos elementos Mo e W é benéfica, pois promovem o aumento da dureza, além da diminuição da taxa de fluência da matriz γ em altas temperaturas [8].

Por outro lado, a adição de alumínio e de titânio nas superligas de níquel tem uma função diferente: esses elementos se combinam com o níquel para formar a fase γ' ($Ni_3(Al,Ti)$), que é responsável pelo endurecimento das superligas, de modo semelhante ao que ocorre nas ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, porém sendo muito mais estável do ponto de vista termodinâmico, o que favorece a manutenção da elevada resistência mecânica, mesmo em altas temperaturas. Sendo assim, a resistência mecânica das superligas de níquel é fortemente influenciada pelas características das partículas de fase γ', como sua quantidade, tamanho médio, formato e distribuição, uma vez que essas partículas, coerentes com a matriz, induzem o aparecimento de distorções no reticulado da mesma, as quais estão associadas a tensões elásticas, que dificultam o movimento de discordâncias. Superligas modernas são caracterizadas por uma fração volumétrica alta desses precipitados[9].

A fase γ diminui a resistência com o aumento de temperatura, no entanto, γ' endurece até cerca de 900°C, e então amolece. Dependendo da fração volumétrica do precipitado γ', esta

competição entre as fases gera um efeito particular de pico no gráfico de limite de escoamento versus temperatura [4].

O desarranjo entre γ/γ´ determina a morfologia de γ´. Um desarranjo na ordem de (0,05%) faz com que γ´ tenha a forma esférica, um aumento deste desarranjo leva a formação de γ´ na forma de cubos com interface {100} e um desarranjo acima de 1,25% faz com que γ´ ocorra como placa semicoerente [8, 10, 11]. A figura 1 mostra algumas morfologias encontradas para a fase γ´ em ligas de níquel.

A fase γ'' é encontrada principalmente em ligas Ni-Fe que contém nióbio, onde o ferro atua como um catalisador para formação da fase γ'', que é uma fase metaestável de estrutura tetragonal de corpo centrada [11]. Com o desenvolvimento da liga Inconel 718, esta fase passou a ter maior importância.

A fase γ'' possui uma morfologia de disco e precipita com uma relação bem definida com a matriz austenítica: direções <001> γ''||<001>γ e planos {100} γ''||{100} γ. O endurecimento é obtido pela deformação coerente produzida pelo baixo grau de desarranjo do reticulado γ/γ''. Embora as fases γ´ e γ'' estejam presentes no Inconel 718 após envelhecimento, a quantidade de γ´ é muito menor, desta forma γ'' é o principal agente endurecedor. Outras ligas endurecidas pela fase γ'' são Inconel 706 e Udimet 630 [11].

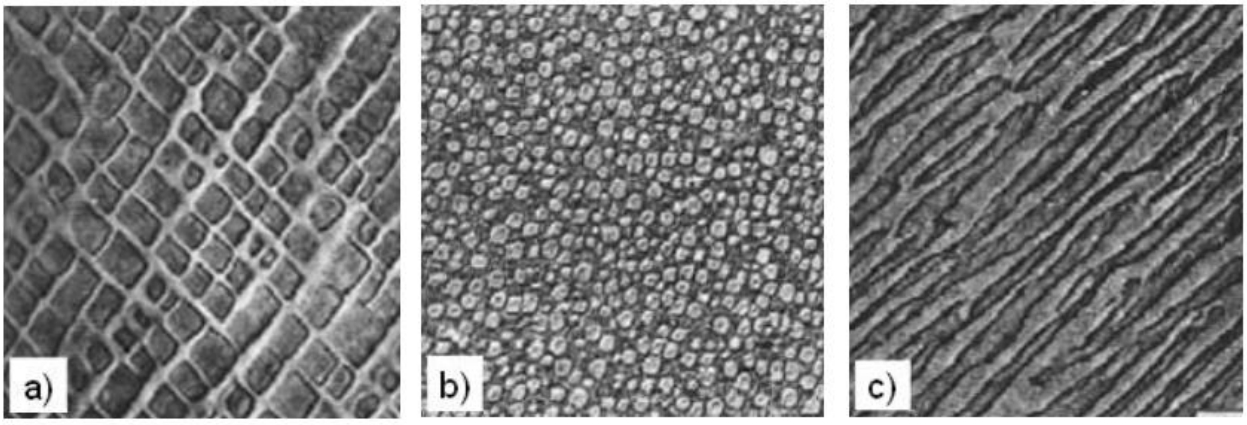


Figura II.1: Morfologias da fase γ': a) cúbica típica, IN-100, 13625X ; b) estrutura típica em forma de esfera, liga U-500, 5450X; c) alongada, liga 713C [10].

II.1.5.2 Carbonetos, Boretos e Nitretos

Alguns carbonetos são frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os MC, M_6C, M_7C_3 e $M_{23}C_6$ (onde M é um elemento ou elementos metálicos formadores de carbonetos), podem ser visualizados na figura 2. MC é usualmente largo e em forma de bloco. Os carbonetos MC são compostos estáveis que se formam usualmente durante a solidificação,

ocorrem como partículas discretas, distribuídos heterogeneamente pela matriz. Pouca ou nenhuma orientação com a matriz tem sido observada. Os MC são as principais fontes de carbono para serem usados pela liga durante tratamentos térmicos e serviço [10].

Carbonetos do tipo M_6C se formam em temperaturas mais elevadas, da ordem de 815 a 980ºC. Esses carbonetos controlam o tamanho de grão e a precipitação em placas de Widmanstätten, assim possuem uma função ímpar no controle da ductilidade e ruptura. São carbonetos de estrutura semelhante aos do tipo $M_{23}C_6$, mas geralmente aparecem quando os teores de elementos refratários são elevados, como o molibdênio ou o tungstênio [1].

Carbonetos Cr_7C_3 são encontrados como partículas volumosas de formato irregular em ligas com baixos teores de cromo e baixos teores de elementos reativos e refratários. Em geral, não são muito estáveis em superligas mais complexas, nas quais se formam carbonetos M_7C_3 que durante o envelhecimento se transformam em carbonetos $M_{23}C_6$.

Carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são encontrados em grande quantidade nas superligas que apresentam elevados teores de cromo. Estes carbonetos se formam durante serviço ou tratamento térmico em baixas temperaturas (760 a 980ºC), tanto a partir da degeneração dos carbonetos MC, quanto do carbono solúvel residual existente na matriz da liga. O carboneto $M_{23}C_6$ tem influência na determinação das propriedades mecânicas, onde partículas discretas ao longo do contorno de grão melhoram a resistência à ruptura. Embora geralmente presentes nos contornos de grãos, esses carbonetos podem ser encontrados também ao longo dos contornos de maclas, de falhas de empilhamento e nas extremidades de maclas [1].

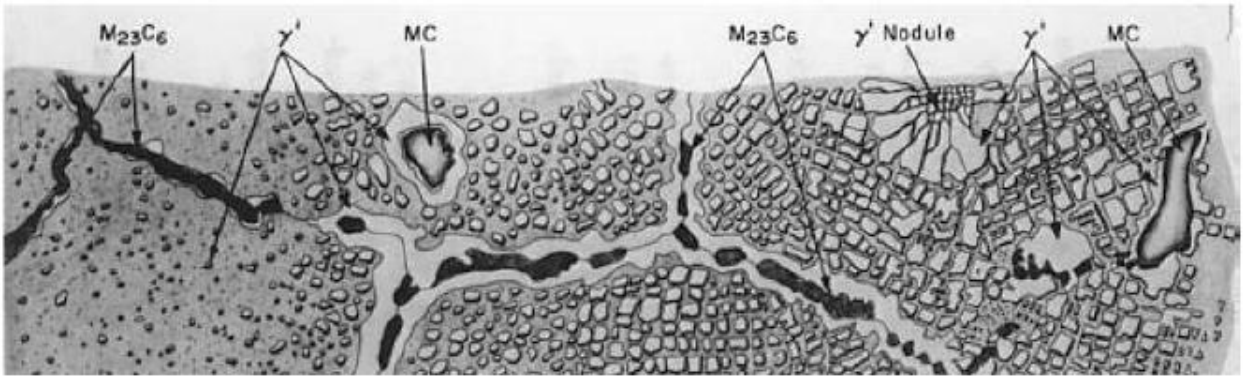


Figura II.2: Microestrutura observada em algumas ligas a base de níquel [10].

Altos teores de cromo, titânio e alumínio favorecem a formação de carbonetos $M_{23}C_6$, ao passo que elevados teores de molibdênio e tungstênio tendem a formar M6C, enquanto altos teores de nióbio e tântalo favorecem a formação de MC.

Boro geralmente não excede 50-500 ppm nas superligas. É um ingrediente essencial que vai para os contornos de grão e bloqueia o desprendimento entre os grãos durante a ruptura em fluência. Boretos são partículas refratárias duras que possuem forma variando de blocos à aparência de meia-lua [10].

Os nitretos estão presentes em virtude de elementos, principalmente o titânio, que reduzem a possibilidade de aparecimentos de poros durante a soldagem ou fundição da liga.

II.1.5.3 Fases Indesejadas

Durante a soldagem, tratamentos térmicos ou operação em serviço podem surgir fases indesejáveis que geralmente comprometem as propriedades mecânicas do material. Entre estas, podem ser mencionadas as fases δ, η e as de arranjo topologicamente fechado, conhecidas como fases TCP (do inglês “Topologically Close- Packed Phases”). Dentre as estruturas TCP, as principais fases encontradas nas ligas de níquel são σ, μ e Laves.

A fase η possui uma estrutura cristalina hexagonal com composição Ni_3Ti. Esta fase pode-se formar em ligas a base de níquel, especialmente em graus com alta razão Ti/Al e que tenham sido expostas à alta temperatura. A fase η não solubiliza outros elementos e cresce rapidamente, formando grandes partículas, maiores do que γ´, embora sua precipitação seja lenta. Duas formas da fase η podem ser encontradas: a primeira surge em contorno de grão como um constituinte celular similar à perlita, alternando lamelas de γ e η. A segunda surge intragranularmente e possui morfologia similar às placas na forma de agulhas de Widmanstätten. A forma celular prejudica a tenacidade e a ductilidade em alta temperatura, já o padrão tipo Widmanstätten afeta a tenacidade, mas não a ductilidade em alta temperatura [11].

Ligas contendo nióbio como a Inconel 625 e 718 são susceptíveis a formação da fase δ quando expostas em elevadas temperaturas por longos períodos de tempo. A precipitação controlada de fase δ pode ter um efeito benéfico, impedindo a propagação de trincas, no entanto, quando há formação em grande quantidade e com elevado crescimento dessas partículas, a resistência é comprometida [15].

As fases TCP, σ, μ e Laves apresentam um efeito específico e nocivo nas propriedades das superligas de níquel. Suas morfologias em forma de plaquetas constituem uma fonte preferencial de iniciação e propagação de trincas, levando à fratura frágil em baixa e alta temperatura, do mesmo modo que ocorre em aços inoxidáveis. Causam também efeito na resistência à ruptura em alta temperatura, pois estas fases contêm elevados teores de metais extraídos da matriz gama, como o molibdênio e o tungstênio, que são essenciais para o endurecimento da liga [10].

II.1.6 Soldabilidade da Liga Inconel 625

As ligas de níquel podem ser susceptíveis ao aparecimento de trincas por solidificação, que é típica em ligas com ocorrência de solidificação na forma de austenita primária. Essas falhas estão associadas a presença de fases liquidas nos contornos de grãos ao longo da solidificação, provocando diminuição da tensão de escoamento [16, 17].

Na solidificação da soldagem, em consequência da diferença de solubilidade formam-se fases segregadas, que podem gerar fases de baixo ponto de fusão, aumentando a possibilidade de ocorrer trincas durante a solidificação. Elementos como fósforo e enxofre, aumentam a possibilidade de ocorrer trincas de solidificação em ligas da série 600, em consequência da tendência de expandir o intervalo de temperatura de solidificação. A tendência destes elementos é segregar no líquido durante a solidificação e pode reduzir a energia interfacial na interface sólido-líquido, que provoca um espalhamento dos filmes líquidos nos contornos de grãos e com a presença de tensões residuais durante o processo de soldagem, aumenta-se a possibilidade de trincas durante a solidificação com a utilização de MA à base de níquel [17, 18].

A adição de elementos como Mn, Si, Al e Ti reduzem a suscetibilidade de trincas durante a solidificação. As ligas que apresentam grande concentração de Nb, Cr e Mo, que são fortes formadores de carbonetos e fases intermetálicas, favorecem a formação de trincas durante o processo de solidificação [16, 17, 18].

Existem possibilidades de ocorrer trincas de baixa ductilidade (“Ductility Dip Cracking – DDC”), que estão associadas com os elementos considerados endurecíveis por solução sólida. Trata-se de um fenômeno que ocorre em estado sólido no intervalo das temperaturas “solidus” (Ts) e 0,5Ts. Os materiais susceptíveis a formação desta trinca sofrem uma perda significativa de ductilidade neste intervalo de temperatura. Estudos recentes indicam uma melhor compreensão do modo de falha da “DDC”.

As regiões de maior concentração das “DDC” são os contornos de grãos nas zonas de ligação das ligas endurecíveis por solução sólida, ocorrendo em altas temperaturas. A susceptibilidade da “DDC” pode ser reduzida por meio da formação intergranular de precipitados [17, 19, 20]

Ligas endurecíveis por solução sólida podem sofrer efeitos de corrosão, em consequência da tendência de segregação no metal, favorecendo a formação de fases interdendríticas secundárias e gradientes de composição, as quais podem sofrer ataques secundários. O alivio de tensões podem gerar simultaneamente efeitos benéficos e prejudiciais às juntas soldadas que dependem da temperatura e do tempo utilizado no tratamento [17, 21].

II.2 Zona Parcialmente Diluída (ZPD)

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

Segundo alguns autores [22, 23] são observados essas microregiões provenientes de soldagem dissimilar, que são denominadas de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD´s).

Um grande desafio é identificar a quantidade e a localização dessas regiões por não serem evidentes e nem contínuas. A presença destas áreas provoca diferenças de comportamento durante o ataque para revelar a microestrutura e pode provocar modificação das propriedades mecânicas da junta soldada. Na figura 3, observa-se a presença da ZPD entre o metal de adição e o metal de base.

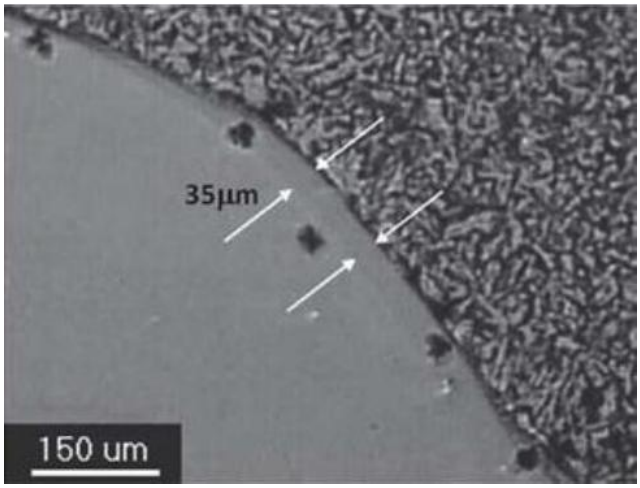


Figura II.3: Detalhe da ZPD com espessura de 35 µm [24].

As ZPD’s podem fragilizar uma solda tornando a junta susceptível ao ataque de corrosão por “pitting”, fragilização por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em meios onda há presença de H2S, queda de resistência mecânica, em especial impacto e falhas por fadiga [17, 22, 25].

II.2.1 Formação das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD’s)

Transformações metalúrgicas são geradas na soldagem a arco, entretanto, o metal de solda depositado por cada passe continua com sua composição química homogênea causada pela ocorrência de fortes movimentos hidrodinâmicos na poça de fusão.

Em estudos realizados utilizando os aços austeníticos AISI 304L e 310 [22, 26, 27] sugerem que existem numa soldagem heterogênea quatro regiões distintas: a região do metal de solda onde acontece mistura hidrodinâmica dos metais de base e de adição (indicadas pelas setas na figura 4), que resulta numa composição química “relativamente” uniforme; zonas não misturadas, representando pequenas porções do metal fundido e re-solidificada sem que ocorra a mistura com o metal de solda; zona parcialmente fundida e a zona termicamente afetada (ZTA). Na figura 4 estão representadas todas as regiões.



Figura II.4: Esquema da poça de fusão proposto [22, 26].

Em alguns estudos [22, 24, 25, 28] foram realizadas análises, onde não é muito clara, a presença de uma região da solda próxima a linha de fusão. No entanto, verificam-se a existência de uma região de transição química e microestrutural a partir da linha de fusão em direção ao metal de adição. Existem fatores relacionados que evidencia a região de transição e são mencionados a seguir:

- Variação cristalográfica do metal de base (CCC) e o metal de adição (CFC);
- Movimentação de difusão dos elementos de liga e impurezas originados na solda (ZPD);
- Diluição alterada no metal de base, afetando o gradiente de composição da linha de fusão;

II.2.2 Características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD’s)

As ZPD’s são compostas de várias formas e tamanhos e ocorrem de forma irregular além de possuir a seguinte classificação [22, 29, 30]:

Estruturas de “Praias” – pequenas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão ou em regiões dispersas na linha de fusão (figura 5).

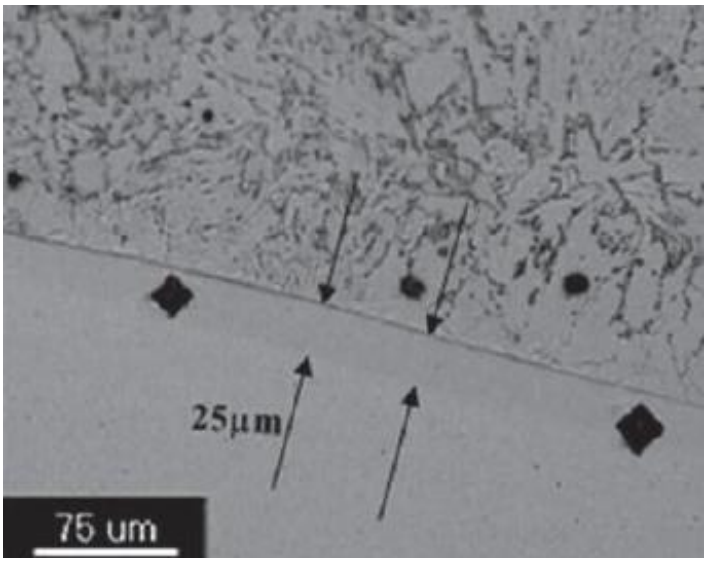


Figura II.5: ZPD's tipo ilha apresentando dureza elevada [22, 24, 26].

Estruturas de "Baías" – áreas parcialmente circundadas pelo metal de base, ao qual usualmente apresentam dureza elevada, conforme observado na figura 6.

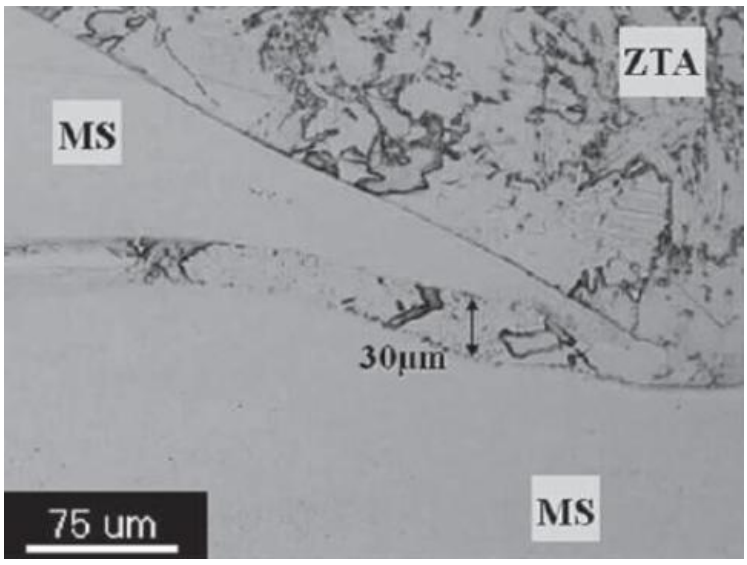


Figura II.6: ZPD tipo baías ou península [24, 26].

Estruturas de "Ilhas" – regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas não podendo ser identificadas na interface do metal de adição e metal de base de acordo com a figura 7.

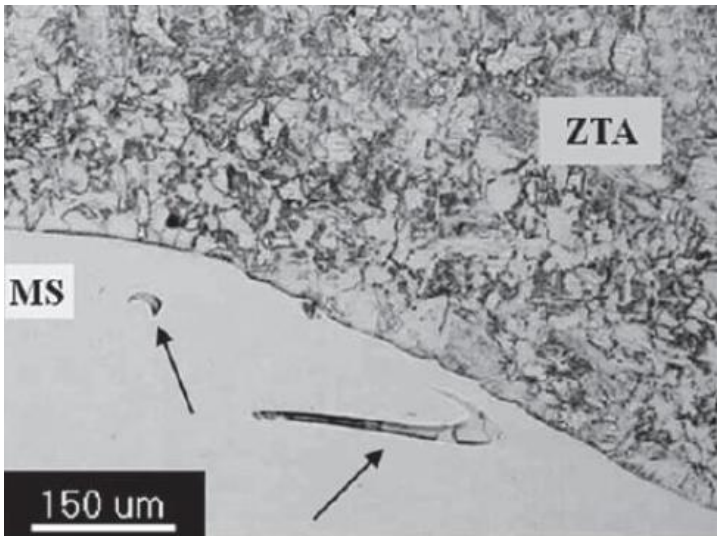


Figura II.7: ZPD tipo ilha, metal base em meio ao metal de adição [24].

II.3 Processo de Soldagem TIG

TIG é um processo de soldagem que utiliza um arco elétrico entre o eletrodo de tungstênio não consumível e o material de base, é conhecido também por GTAW [31].

II.3.1 Características do Processo TIG

Este processo usa gás inerte como atmosfera de proteção para soldagem, portanto, não é gerada camada de escória. É muito usado para soldagem de revestimento, onde deposita material via vareta ou arame [31]. Na figura 8 observa-se a representação esquemática do processo de soldagem TIG.

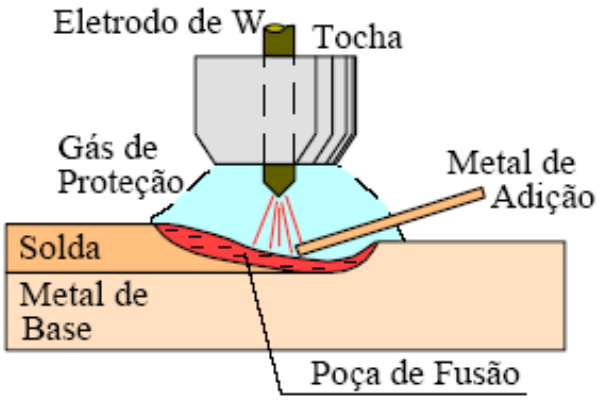


Figura II.8: Detalhe da região do arco [32].

Em virtude do eletrodo não ser consumível, o processo TIG possui baixa taxa de deposição comparado com outros processos a arco, situando-se no intervalo de 0,1 a 1,5 kg de metal depositado por hora. Devido a necessidade de disponibilidade de processos mais

eficientes de soldagem, com maior produtividade para materiais especiais, como o alumínio e magnésio, notadamente na indústria da aviação no começo da segunda Guerra Mundial, o processo TIG teve seu grande desenvolvimento, um processo de alta qualidade e relativo baixo custo, de uso em aplicações diversas. Alternativa de automatização do processo vem sendo desenvolvidas para aumentar a taxa deposição e consequentemente elevar a produtividade [16, 31, 33, 34]

II.3.2 Processo de Soldagem TIG com Alimentação Automática de Arame

O processo TIG possui características típicas que lhe confere um elevado nível de qualidade, em comparação à outros processos de soldagem convencionais. Entretanto, quando se faz necessário a adição de material, tem-se uma soldagem tradicionalmente conseguida de maneira muito lenta, por ser realizada manualmente pelo soldador. Por esta razão é que existe a grande motivação ao estudo e desenvolvimento do processo TIG com alimentação automática de arame [35].

O estudo deste processo iniciou-se durante a década de 60 e atualmente existem dois tipos distintos de alimentação automática de arame, como veremos a seguir, denominados “Cold Wire” (Arame frio) e “Hot Wire” (Arame quente).

II.3.2.1 Processo de Soldagem TIG com Arame Frio (“Cold Wire”).

No processo de soldagem “TIG-Cold Wire”, ou “TIG com arame frio”, a alimentação do arame é feita através de um alimentador de arame que adiciona o mesmo direto na poça de fusão, sem energização, a temperatura ambiente (ver figura 9), a velocidade com que este arame é alimentado está associada basicamente com a corrente de soldagem utilizada.

Para soldagem de revestimentos é importante conservar as propriedades mecânicas e resistência a corrosão do metal de adição. Para isso, devem-se buscar menores valores de diluição, de modo a minimizar a quantidade de ferro (Fe) diluído no revestimento, pois uma quantidade excessiva deste elemento comprometeria a resistência a corrosão do revestimento. A utilização de arame frio na soldagem de revestimento aparentemente parece ser benéfica pelo fato do arame não receber nenhum pré-aquecimento antes de entrar em contato com a poça de fusão, fato este que faz com que o arame alimentado retire um pouco do calor do arco de soldagem e, consequentemente, reduziria o nível de diluição. Condição esta, buscada para soldagem de revestimentos. Mas na prática não é isto que acontece, pois como o arame entra “frio” na poça, ele retira energia do arco que seria utilizada para fundir o metal base e deslocar a poça e reduz a velocidade de soldagem, aumentando a diluição.

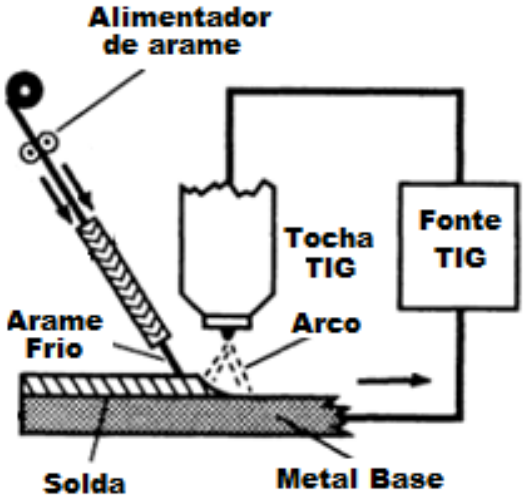


Figura II.9: Representação esquemática do processo de soldagem TIG – “Cold Wire”.

A taxa de deposição no processo “cold wire” pode alcançar valores de 2 kg/h enquanto que no processo “hot wire” pode atingir de 4 a 8 kg/h. A comparação entre os dois processos de alimentação pode ser observada conforme figura 10. Ambos os processos possuem uma deposição superior ao processo TIG manual, que apresenta taxa de deposição até 1,5 kg/h, como dito anteriormente [16, 33].

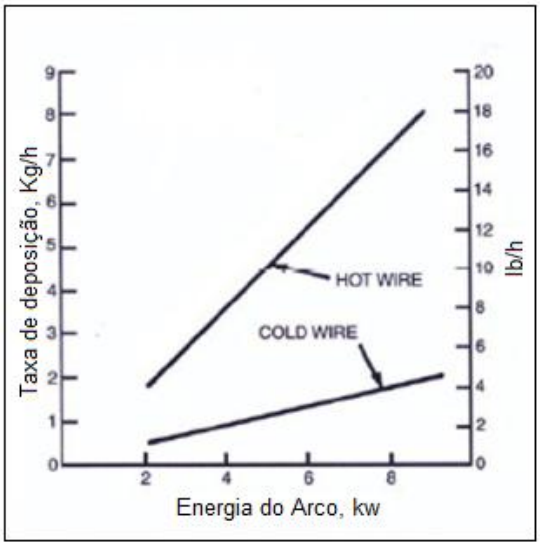


Figura II.10: Comparação entre taxa de deposição e energia de processo “cold wire” e “hot wire”.[33]

II.3.2.2 Processo de Soldagem TIG com Arame Quente (“Hot Wire”).

O processo de soldagem “TIG-Hot Wire”, ou “TIG com arame quente”, foi inventado em 1964 por A.F Manz e têm sido aprimorado e muito utilizado desde então, não somente por

empresas relacionadas ao segmento Oil & Gás, mas também pela indústria nuclear, dentre outros segmentos industriais. Isso porque este processo combina a soldagem de elevada qualidade, tipicamente gerada pelo processo TIG convencional, a elevada produtividade [36].

Neste processo, o metal de é pré-aquecido até uma temperatura próxima à temperatura de fusão da liga e adicionado à poça. O aquecimento do arame é feito através de uma fonte de energia, diferente da utilizada para a abertura e manutenção do arco elétrico da soldagem em si, a qual pode ser de corrente continua ou alternada e tensão constante, sendo a de corrente alternada a mais utilizada a fim de minimizar interferência magnética no arco elétrico de soldagem. Sendo assim, parte da energia do arco elétrico gerado entre a peça e o eletrodo de tungstênio, que seria necessária para fundir o arame sólido se este estivesse “frio”, é utilizada somente para fusão do metal de base e deslocamento da poça de fusão, o que faz com que a velocidade de soldagem possa ser aumentada de 14 cm/min, velocidade de soldagem média obtida por processo TIG convencional devido a grande energia desprendida para fundir o arame frio, para valores de 24 cm/min a 40 cm/min com a utilização deste processo de soldagem, dependendo das dimensões e configuração dos componentes a serem soldados e de outros parâmetros de soldagem [36]. Na figura 11 observa-se a representação esquemática deste processo.

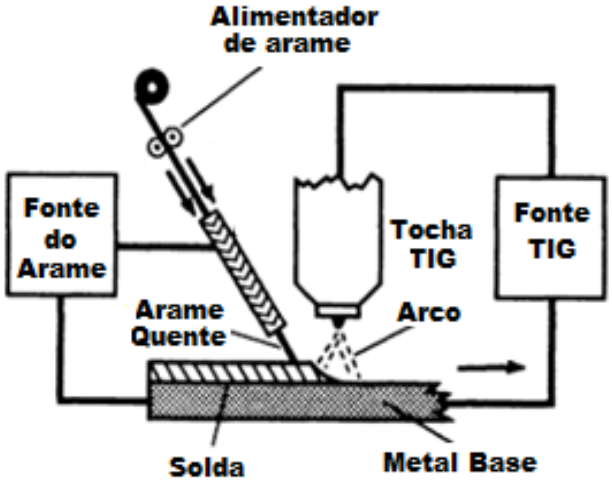


Figura II.11: Representação esquemática do processo de soldagem “TIG-Hot Wire”.

Com o uso do processo de soldagem “TIG-Hot Wire” também é possível obter níveis de diluição com metais de base muito menores do que os obtidos na soldagem pelo processo TIG convencional ou MIG/MAG, o que é de fundamental importância quando deseja-se realizar soldagens de revestimento com controle rígido de composição química, como é o caso do revestimento de liga de níquel em aço carbono / baixa-liga [36].

CAPITULO III – MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 Materiais

III.1.1 Metal de Base

O material utilizado para confecção dos corpos de prova na realização do experimento foi o aço AISI 4140 na forma de barra redonda com diâmetro de 5”, na condição laminado/bruto. A tabela 2 mostra a composição química deste aço, na primeira coluna esta a composição fornecida pela empresa Tenax e na segunda coluna a composição especificada pela norma.

Tabela III.1: Composição química do aço AISI 4140.

	Utilizado	**AISI**
C	0,40	0,38 – 0,43
Mn	0,83	0,75 – 1,00
Si	0,29	0,15 – 0,35
P	0,015	0,030 max
S	0,029	0,040 max
Cr	0,91	0,8 – 1,10
Ni	0,09	-
Mo	0,18	0,15 – 0,25
Al	0,02	-
Cu	0,15	-
Sn	0,01	-

III.1.2 Consumíveis

III.1.2.1 Metal de Adição

O consumível utilizado para fazer o revestimento é o arame AWS A 5.14M ERNiCrMo-3, cuja a composição química está apresentada na tabela 3, na primeira coluna esta a composição fornecida pelo fabricante Special Metals e na segunda coluna a composição especificada pela norma.

Tabela III.2: Composição química do arame AWS A5.14M ERNiCrMo-3.

	Utilizado	**AWS**
C	0,01	0,10 max
Mn	0,09	2,5 – 3,5
Si	0,03	0,5 max
P	0,002	0,03 max
S	< 0,001	0,015 max
Cr	22,08	18,0 – 22,0
Ni	64,37	67,0 min
Mo	8,84	-
Al	0,28	-
Cu	0,02	0,5 max
Fe	0,55	3,0 max
Ti	0,18	0,75 max
Nb e Ta	3,57	2,0 – 3,0
Outros	< 0,5	0,5 max

III.1.2.2 Gas de proteção

O gás usado foi o argônio puro, 99,9% de pureza.

III.2 Métodos

III.2.1 Usinagem

A barra de aço foi usinada em várias etapas com as seguintes finalidades:

1ª usinagem – anterior ao tratamento térmico de têmpera e revenimento.

2ª usinagem – após o tratamento térmico e como preparação para a soldagem do revestimento.

3ª usinagem – após a soldagem do revestimento e do tratamento térmico de alívio de tensões para garantir diferentes espessuras de solda que tipicamente estariam presentes no momento do reparo (entre 0,8mm e 3,0mm).

A tabela 4 e a figura 12 mostram as dimensões e o perfil obtido nas etapas de usinagem, na figura 13 pode ser visto como foi realizada a usinagem dos corpos de prova.

Tabela III.3: Dimensões dos corpos de prova CP-1 (“TIG-Cold Wire”) e CP-2 (“TIG-Hot Wire”).

			Diâmetro interno (mm)	Diâmetro externo (mm)
1ª Usinagem	**CP-1**		97	127
	CP-2			
2ª Usinagem	**CP-1**		102,1	126,6
	CP-2			
3ª Usinagem	**CP-1**	**A**	100,5	126,6
		B	99,7	126,6
		C	98,9	126,6
		D	98,1	126,6
		Original - E	96,1	126,6
	CP-2	**A**	100,5	126,6
		B	99,7	126,6
		C	98,9	126,6
		D	98,1	126,6
		Original - E	96,1	126,6

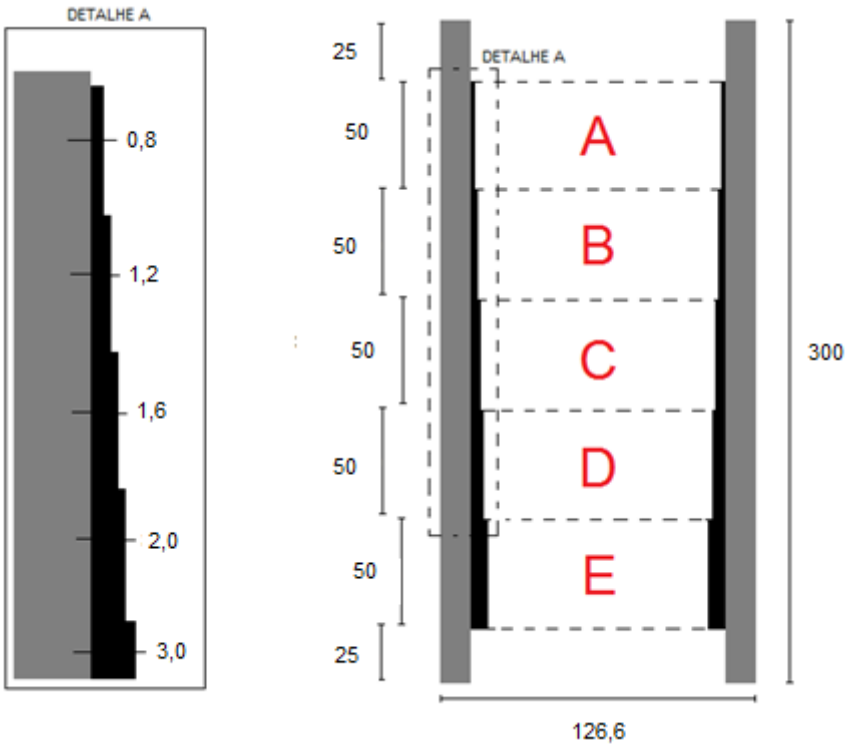


Figura III.1: Croqui dos corpos de prova CP-1 e CP-2 após a usinagem da primeira camada de revestimento (unidades em mm).

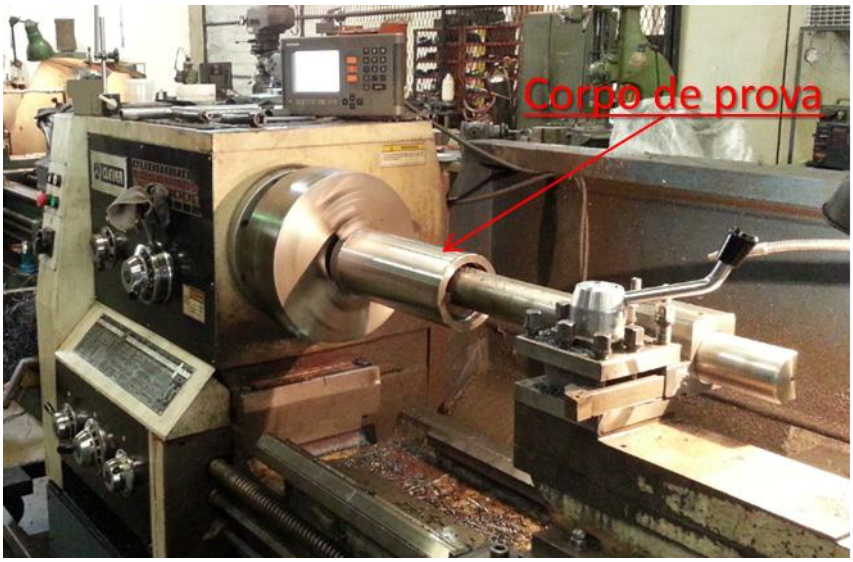


Figura III.2: Usinagem dos corpos de prova.

III.2.2 Tratamentos Térmicos

- **Antes da soldagem**

Após a pré-usinagem e antes da soldagem os CP-1 e CP-2 foram tratados termicamente com têmpera e revenimento para obter um aço com as propriedades de σ y > 143 ksi e σ r > 153 ksi com dureza na faixa de 32 HRC a 33 HRC. Os tempos e as temperaturas adotados estão apresentados na tabela 5.

Tabela III.4: Parâmetros do tratamento térmico de têmpera.

	NORMALIZAÇÃO	**TÊMPERA**	**REVENIMENTO**
TEMPERATURA	885°C	860°C	600°C
TEMPO	1h e 36min	1h e 7min	4h e 15min
RESFRIAMENTO	ar	óleo	ar

- **Após a soldagem**

Após a soldagem do revestimento original, os corpos de prova passaram por um TTAT (tratamento térmico de alívio de tensões) que tem a finalidade de relaxar o material e reduzir os valores de dureza na ZTA (zona termicamente afetada) aos níveis compatíveis com um revenimento de 620°C, ou seja, na faixa de 32 HRC a 33 HRC. Os parâmetros adotados no TTAT estão apresentados na tabela 6, na figura 14 estão os corpos de prova após este tratamento.

Tabela III.5: Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões.

	ALÍVIO DE TENSÕES
TEMPERATURA	620°C
TEMPO	4h e 2min
RESFRIAMENTO	ar

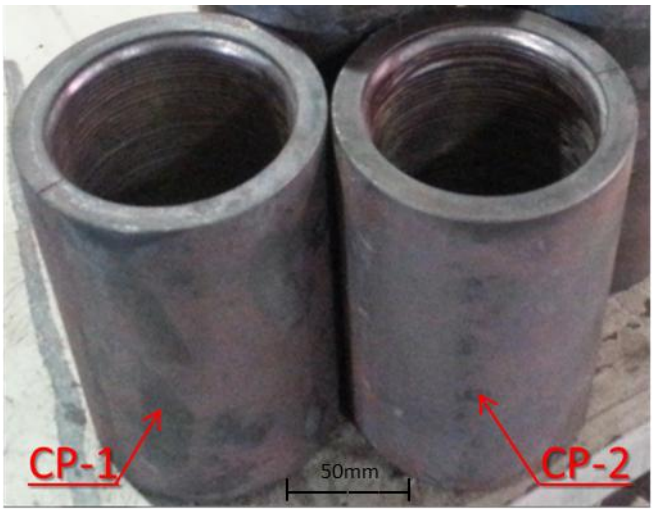


Figura III.3: Corpos de prova CP-1 e CP-2 após o tratamento térmico de alívio de tensões.

III.2.3 Soldagem

Para a soldagem do revestimento contra corrosão (overlay) foi utilizada a máquina de soldagem TIG com alimentação automática de arame FPA 9000, do fabricante FRONIUS (Figura 15).



Figura III.4: Máquina de solda TIG FPA-9000.

III.2.3.1 Overlay Original

A soldagem do revestimento nos CP-1 e CP-2 utilizou a técnica de arame quente com os parâmetros da EPS original (tabela 7) usada na indústria para revestir os equipamentos. Foi depositada uma única camada de solda com 3,2 mm de espessura. Na figura 16 pode ser visto como foi realizada a soldagem do overlay original.

Tabela III.6: Parâmetros para soldagem do CP-1 e CP-2.

	VOLTAGEM (V)	CORRENTE DE PICO (A)	CORRENTE DE BASE (A)	PULSO (s)	VELOCIDADE SOLDAGEM (cm/min)	VELOCIDADE PICO DO ARAME (cm/min)	VELOCIDADE BASE DOARAME (cm/min)	CORRENTE DO ARAME (A)	APORTE TÉRMICO (J/mm)
OVERLAY ORIGINAL CP-1 e CP-2	13	240	150	0,2	25	250	250	65	609

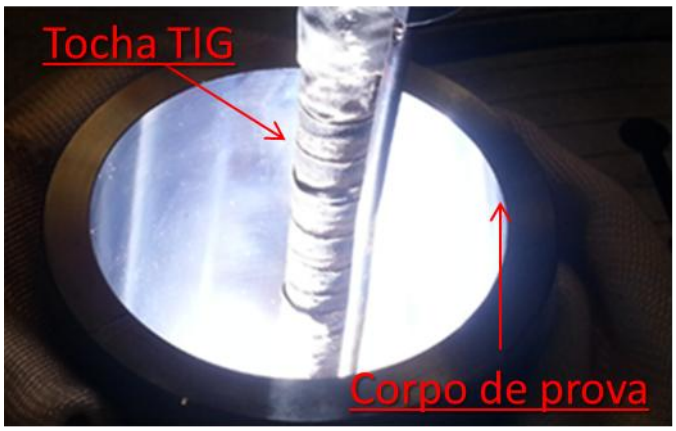


Figura III.5: Soldagem do overlay original.

III.2.3.2 Reparo do Overlay

O reparo do revestimento no CP-1 foi feito utilizando a técnica de “TIG-Cold Wire” (arame frio) e no CP-2 através da técnica “TIG-Hot Wire” (arame quente). A tabela 8 mostra os parâmetros usados nos dois processos. Na figura 17 pode ser visto os corpos de prova sendo soldados.

Tabela III.7: Parâmetros para soldagem do reparo do CP-1 e CP-2.

	VOLTAGEM (V)	CORRENTE DE PICO (A)	CORRENTE DE BASE (A)	PULSO (s)	VELOCIDADE SOLDAGEM (cm/min)	VELOCIDADE PICO DO ARAME (cm/min)	VELOCIDADE BASE DOARAME (cm/min)	CORRENTE DO ARAME (A)	APORTE TÉRMICO (J/mm)
REPARO COLD WIRE CP-1	12	210	125	0,3	20	240	140	NA	604
REPARO HOT WIRE CP-2	12	210	125	0,3	25	240	140	70	483



Figura III.6: Soldagem do reparo do overlay.

III.2.4 Preparação dos Corpos de Prova

Com a etapa de soldagem concluída, foram retiradas por fresamento (figura 18) amostras dos corpos de prova CP-1 e CP-2 para ensaios de dureza e macrografia. Estas amostras foram retiradas conforme a figura 19, com o cuidado da superfície de observação e medidas de dureza serem perpendiculares à espessura.



Figura III.7: Fresagem dos corpos de prova para retirada das amostras.

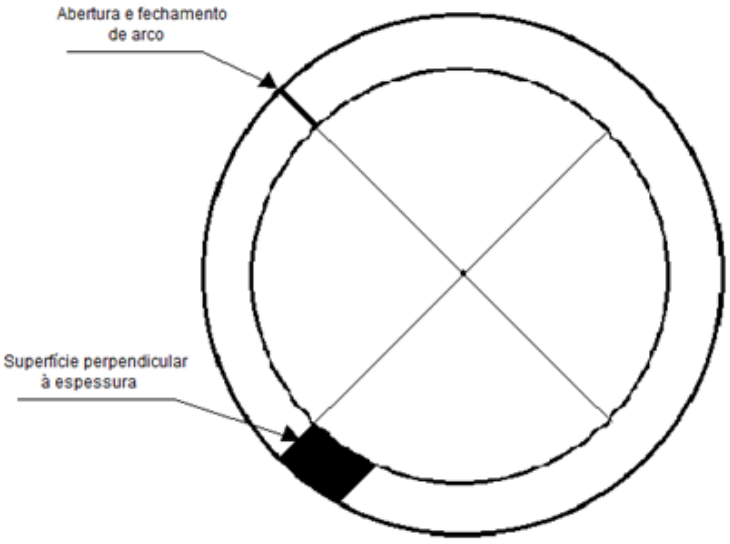


Figura III.8: Croqui para retirada das amostras.

III.2.5 Caracterização do Material

III.2.5.1 Macrografia

Após a usinagem, as amostras foram preparadas através de lixamento utilizando lixas de 80, 220, 320 e 400 mesh. Em seguida as mesmas foram atacadas com Kalling (2g CuCl2 +

40ml HCl + 60ml metano) por um tempo de aproximadamente 2 minutos. Na figura 20 podem ser observadas as amostras antes do ataque. O microscópio ótico usado para fazer as macrografias foi o modelo OLYMPUS SZ61 (figura 21).

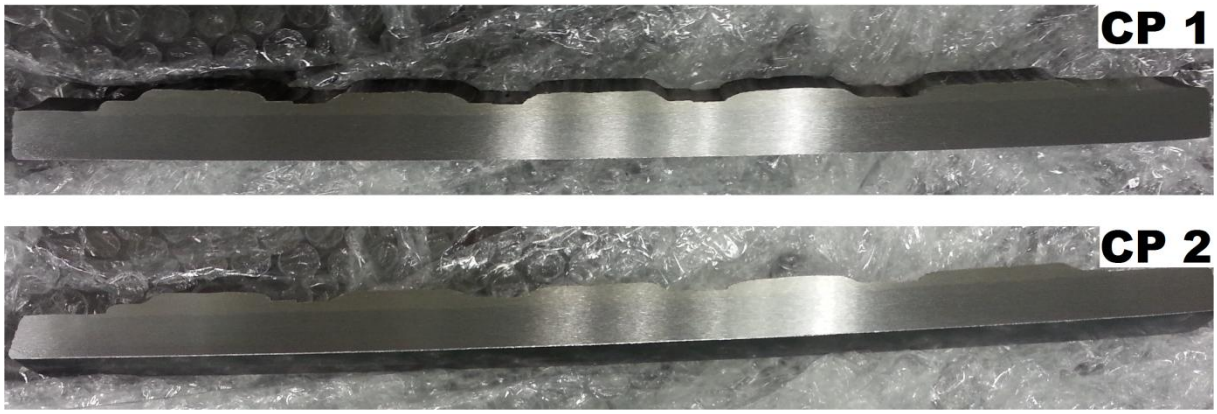


Figura III.9: Amostras CP-1 e CP-2 antes do ataque.

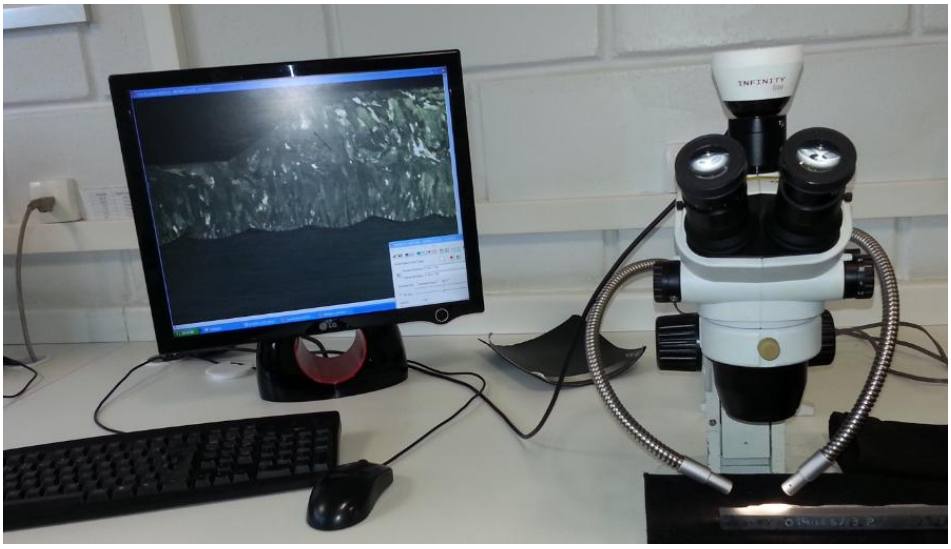


Figura III.10: Microscópio stereo OLYMPUS SZ61.

III.2.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise por MEV foi realizada no IME, foi feita uma análise microestrutural do revestimento e do substrato, analisando os elementos de liga presentes, via análise EDS (espectroscopia de energia dispersiva). A imagem da topografia da amostra é gerada pela detecção dos elétrons secundários (ES) gerados pela interação do feixe de elétrons emitidos do aparelho com a amostra.

Foi usado um microscópio modelo 3200 LS, da marca CamSCan. A figura 22 apresenta o equipamento utilizado.



Figura III.11: Microscópio Eletrônico de Varredura de alta resolução (MEV-FEG) FEI, modelo Quanta 450.

III.2.5.3 Perfil de Durezas

- Macrodureza

Foram levantados os valores de dureza nos corpos de prova CP-1 e CP-2 utilizando o durômetro Vickers HVS-10 (figura 23), os pontos foram medidos nas regiões da figura 24. Utilizou-se o método de dureza Vickers, com carga de 10 kgf.



Figura III.12: DurômetroVickers HVS-10.

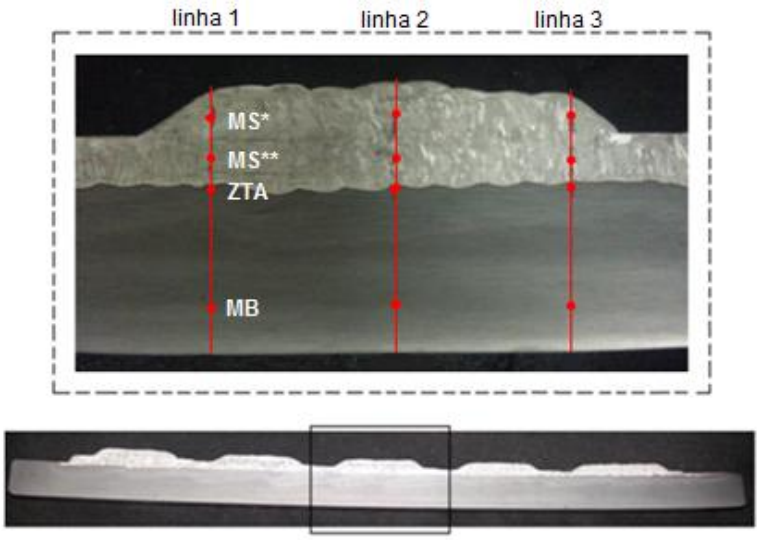


Figura III.13: Regiões onde foram feitos os pontos de dureza.

- Microdureza

Para a realização das microdurezas, foi utilizado um microdurômetro LECO, modelo LM 277AT (figura 25). O método foi Vickers com carga de 300g com distância entre pontos de 200µm, o perfil da medição dos pontos pode ser visto na figura 26.

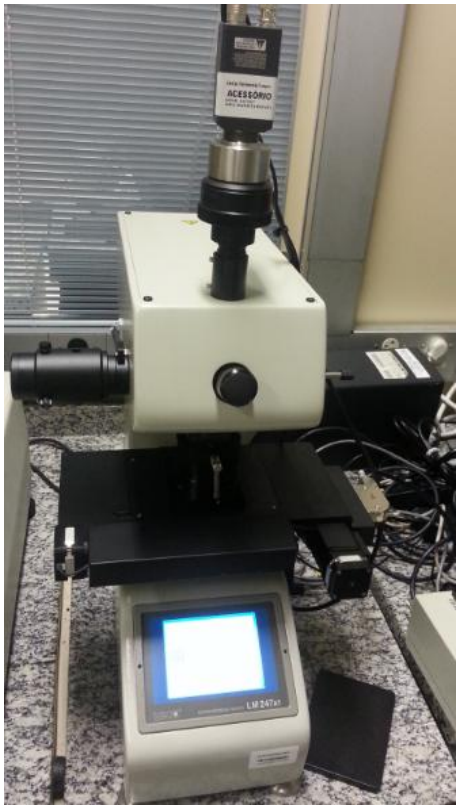


Figura III.14: Microdurômetro da marca LECO, modelo LM 277AT.

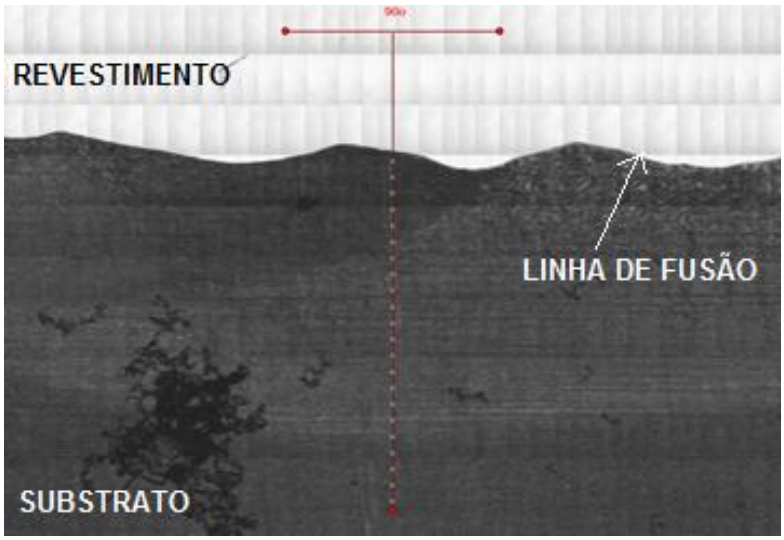


Figura III.15: Perfil dos pontos de micro dureza.

III.2.6 Medição da diluição

A diluição se define como a quantidade de material base que se mistura com o material de adição, figura 27. Será utilizada a técnica de medição por área.

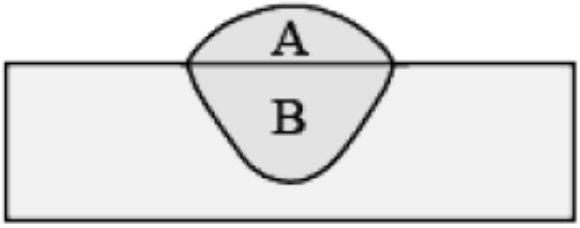


Figura III.16: Diluição medida na seção transversal de um cordão depositado sobre chapa.

$$\delta = \left(\frac{A}{A+B} \right) \times 100$$

Onde :

δ → coeficiente de diluição;
B → massa fundida do metal de solda;
A → massa fundida do metal de adição;
A + B→ massa total do cordão de solda;

III.2.7 Avaliação do Efeito do Reparo

A figura 28 apresenta esquematicamente os diversos estágios de um reparo de revestimento, evidenciando as espessuras do revestimento e profundidades de danos e reparos, que foram adotadas neste trabalho para a avaliação do efeito do reparo.

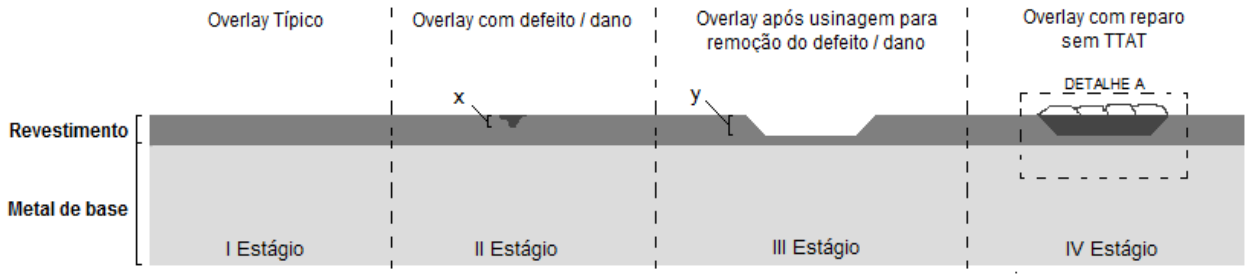


Figura III.17: Estágios do reparo do revestimento.

I estágio – considera-se o primeiro estágio como sendo aquele que representa o overlay original de aproximadamente 3,0mm de espessura.

II estágio – o revestimento apresenta alguma descontinuidade, seja um defeito proveniente do processo de soldagem, ou algum tipo de dano causado na movimentação ou manuseio do equipamento. A profundidade deste defeito/dano é de x, que necessariamente deve estar contido na camada de revestimento.

III estágio – neste estágio ocorre a total remoção do defeito/dano, o que representa a 3ª usinagem no tópico 3.3.1. A profundidade atingida para remoção do defeito/dano é de y, onde y deverá ser de aproximadamente 1,0 mm maior que x e menor que a espessura do revestimento original. Esta é a condição chamada de “colo” a ser soldado, na qual ocorrerá o reparo por soldagem.

IV estágio – este é o último estágio, o revestimento reparado por solda. Na figura 29 estão detalhadas as profundidades do reparo por solda, sendo Z1 a profundidade de penetração no fundo do colo usinado e Z2 é a profundidade de aquecimento em uma temperatura que transforme o substrato de aço a ponto de causar uma inadequação do reparo, neste caso a temperatura de austenitização que poderia promover o endurecimento da ZTA.

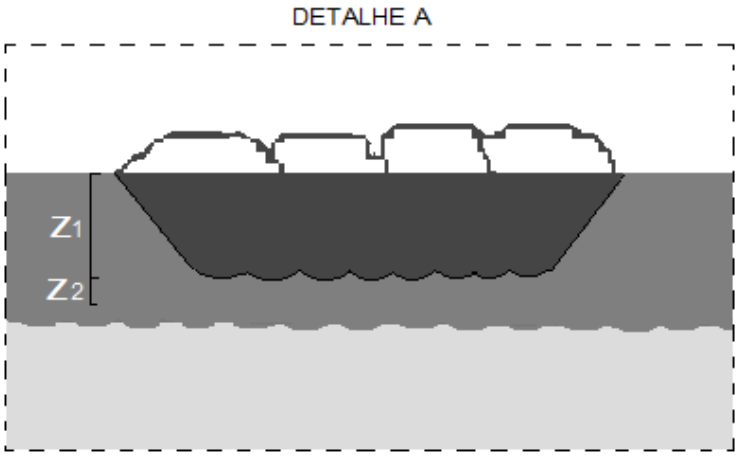


Figura III.18: Detalhe do efeito do reparo (IV estágio).

Após a soldagem do reparo, a avaliação deste é considerada satisfatória se a soma de Z1 (penetração) com Z2 (temperatura de austenitização) for menor que a espessura do revestimento, o que garante que a soldagem deste reparo não atingiu o substrato. Caso isso ocorresse o metal de base sofreria transformações metalúrgicas ocasionando aumento da dureza na ZTA.

Os critérios de avaliação, portanto, estão relacionados às transformações metalúrgicas (isotermas de aquecimento) identificadas macrograficamente (tópico 3.2.5.1) e à dureza levantada no perfil (tópico 3.2.5.2).

CAPITULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capitulo estão apresentadas as macrografias, micrografias e os valores dos perfis de dureza obtidos nas amostras do aço SAE 4140 revestido com Inconel 625 pelo processo de soldagem GTAW em diferentes espessuras de camada do revestimento original e reparos.

IV.1 Caracterização Macroestrutural

Na figura 30, podem-se observar as macrografias dos corpos de prova CP-1 e CP-2, onde os mesmos foram soldados pelo processo “TIG-Cold wire” e “TIG-Hot wire” respectivamente.

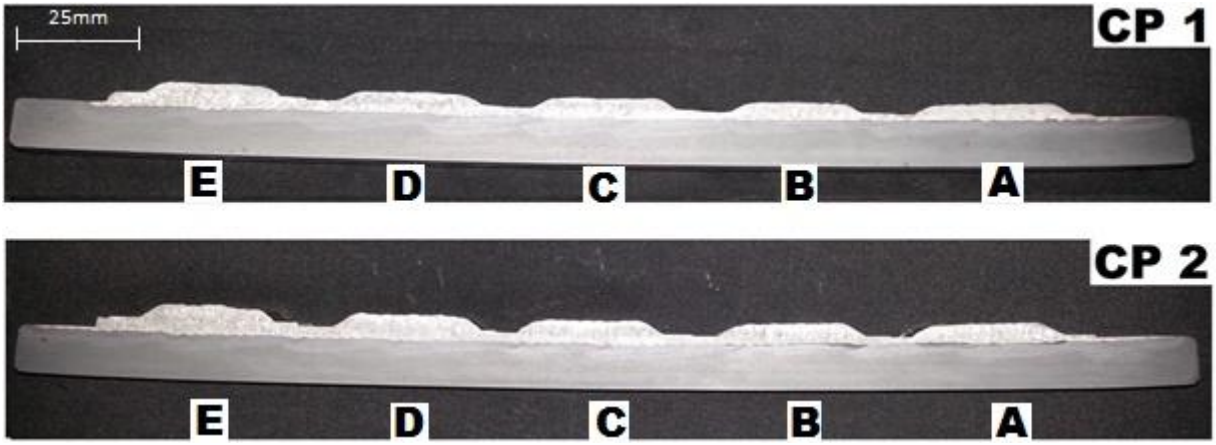


Figura IV.1: Amostras CP-1(“TIG – Cold Wire”) e CP-2 (“TIG-Hot Wire”) após o ataque.

Os detalhes macrográficos apresentados na figura 31 correspondem às regiões A, B, C, D e E dos corpos de prova CP-1 e CP 2 (conforme demonstrado na figura 12). Estas regiões representam o reparo do revestimento com espessuras de 0,8 mm, 1,2 mm, 1,6 mm, 2,0 mm e 3,0 mm respectivamente.

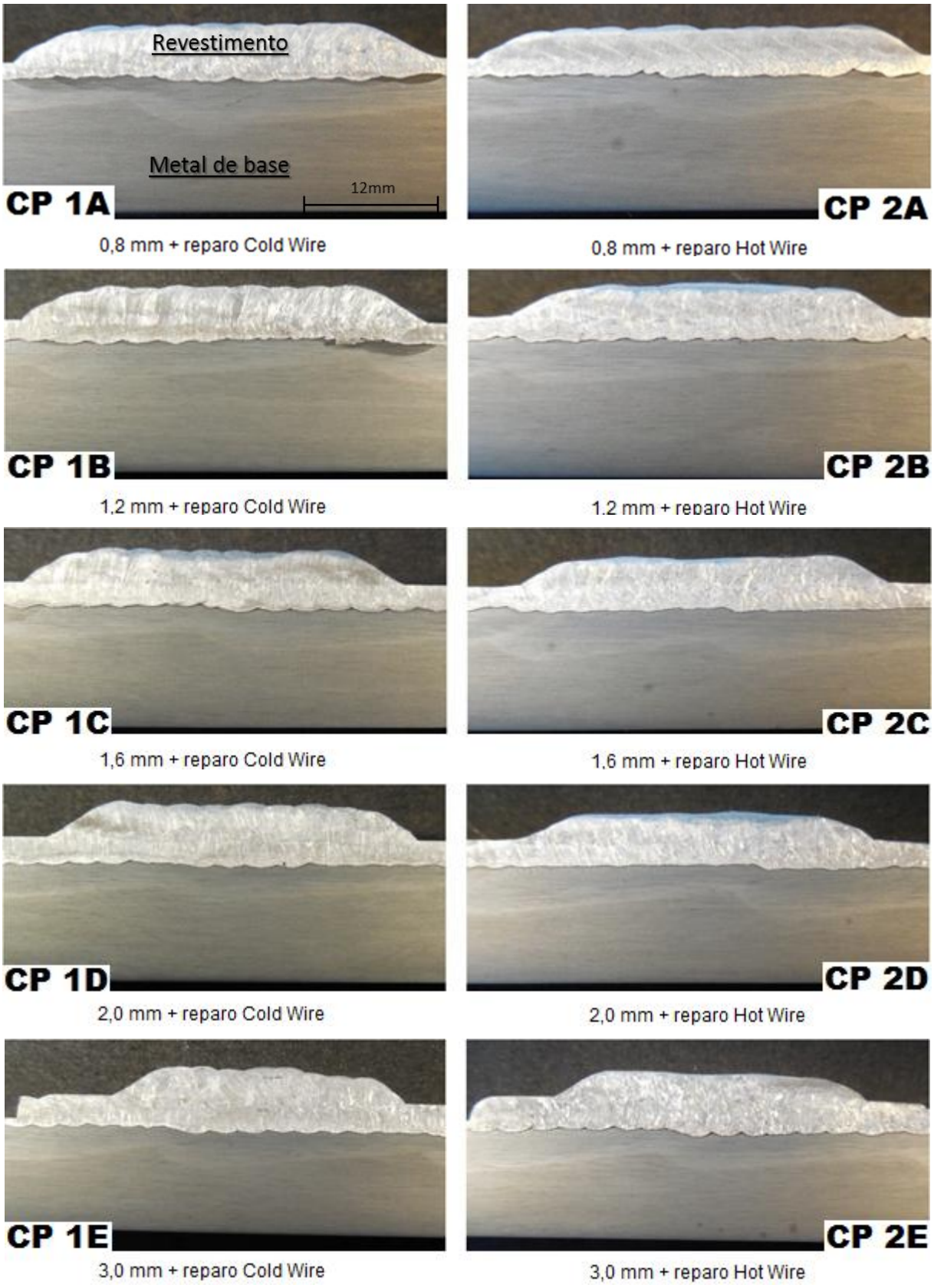


Figura IV.2: Macrografias das regiões A, B, C, D e E das amostras CP-1 e CP-2.

Nas figuras 32 e 33 são apresentadas ampliações dos detalhes macrográficos das regiões A, B, C, D e E das amostras CP-1 e CP-2.

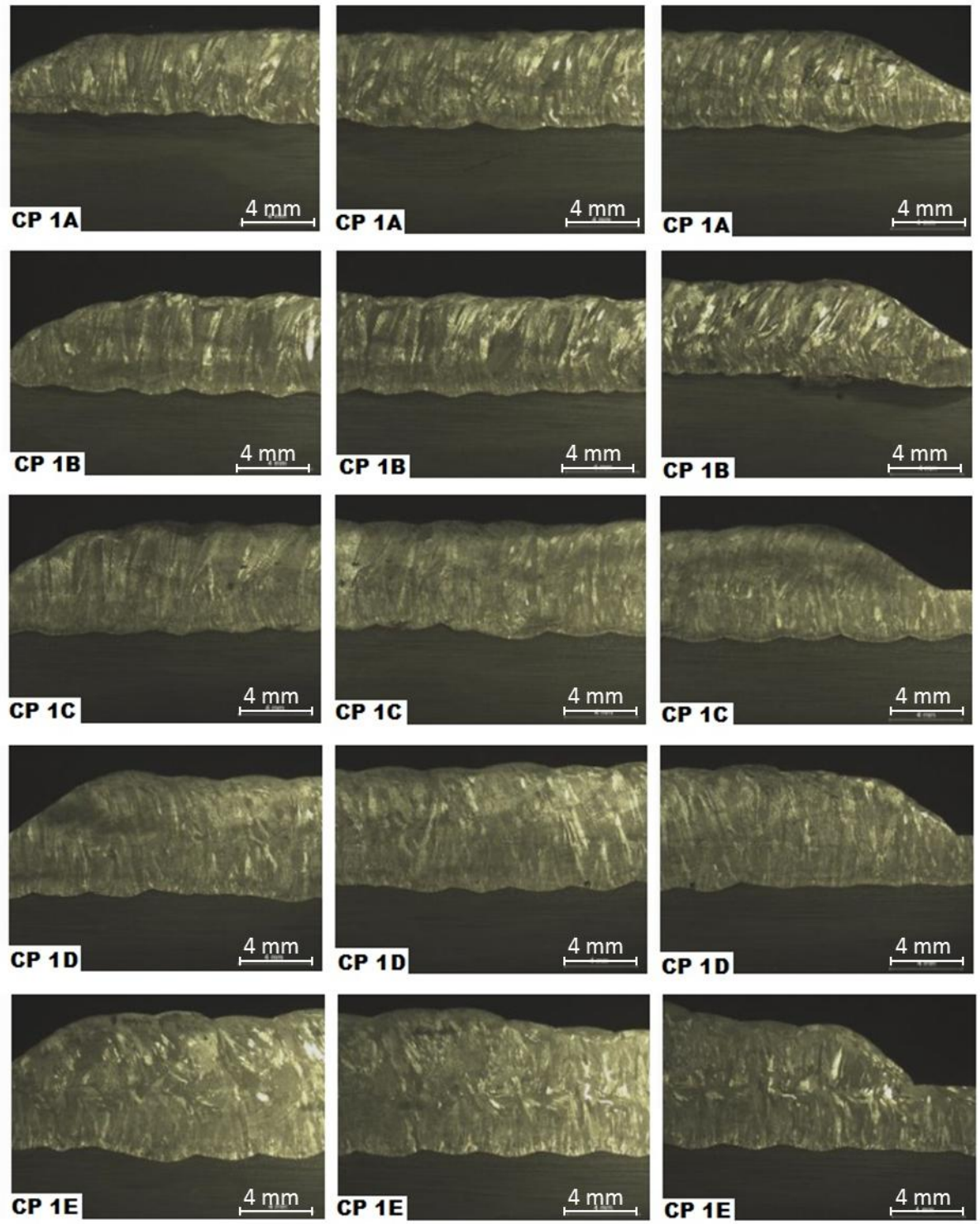


Figura IV.3: Ampliação das macrografias das regiões A, B, C, D e E do CP-1.

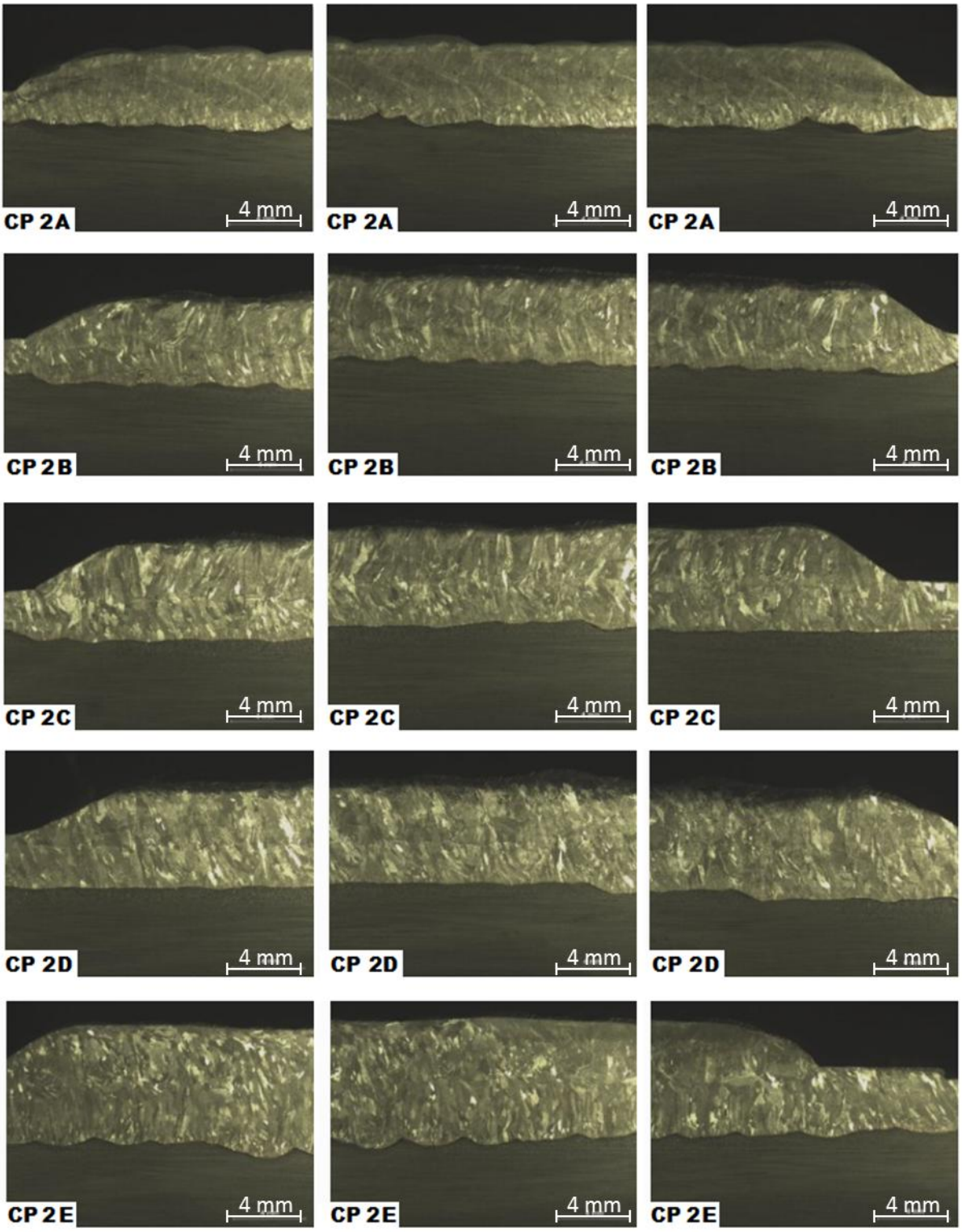


Figura IV.4: Ampliação das macrografias das regiões A, B, C, D e E do CP-2.

Verifica-se através das macrografias (figura 31) que o metal de base das amostras 1A, 1B e 1C possui regiões escuras próximas a interface do substrato com o revestimento, estas regiões são indícios de que isoterma do ciclo de soldagem do reparo ocasionou mudanças metalúrgicas no substrato, mostrando dessa forma que para a soldagem do reparo pela técnica

de “TIG-Cold Wire” (arame frio) o procedimento só será aprovado para espessuras acima de 2,0 mm. Utilizando este mesmo conceito, as amostras 2A e 2B também estariam reprovadas, portanto, com a técnica de “TIG-Hot Wire” (arame quente) o procedimento pode ser aprovado com espessura remanescente de apenas 1,6 mm. Este comportamento se deve pela diferença nos níveis de diluição, que no processo utilizando a técnica “TIG-Hot Wire” se consegue valores de diluições bem menores do que a técnica “TIG-Cold Wire” [36].

IV.2 Avaliação do Perfil de Dureza

A dureza de um revestimento é resultado de sua microestrutura e de sua composição química, sendo ambas dependentes dos parâmetros utilizados na soldagem uma vez que estes afetam a taxa de solidificação e o nível de diluição na poça de fusão. Sendo este ensaio uma importante ferramenta para a caracterização de revestimentos [37].

A seguir os resultados obtidos para o perfil de dureza.

- Macrodureza

Nas tabelas 9 e 10 estão apresentados os valores dos diferentes pontos de durezas realizados no metal de base (MB), na primeira camada do revestimento original (MS**), na segunda camada do revestimento (MS*) e na zona termicamente afetada à 0,3 mm da linha de fusão (ZTA). Estes valores também estão apresentados nos gráficos das figuras 34 e 35.

Tabela IV.1: Valores de durezas das regiões da amostra CP-1 (HV 10Kgf).

	REGIÃO A	**REGIÃO B**	**REGIÃO C**	**REGIÃO D**	**REGIÃO E**
MS*-1	219	210	220	227	217
MS*-2	235	244	248	246	226
MS*-3	992	201	208	239	236
MS-1**	220	218	255	207	229
MS-2**	267	234	226	243	239
MS-3**	351	197	251	281	234
ZTA-1	340	305	293	314	272
ZTA-2	341	249	273	294	299
ZTA-3	335	250	277	280	291
MB-1	304	295	307	287	313
MB-2	297	280	309	274	304
MB-3	255	309	255	293	320

Tabela IV.2: Valores de durezas das regiões da amostra CP-2 (HV 10Kgf).

	REGIÃO A	REGIÃO B	REGIÃO C	REGIÃO D	REGIÃO E
MS*-1	205	205	217	188	193
MS*-2	209	203	205	225	201
MS*-3	234	215	225	219	235
MS-1**	210	233	217	200	286
MS-2**	180	208	210	235	217
MS-3**	235	187	230	271	208
ZTA-1	267	298	284	300	275
ZTA-2	284	269	278	280	230
ZTA-3	242	275	289	263	281
MB-1	319	299	296	305	312
MB-2	303	322	306	301	301
MB-3	280	323	297	308	286

Por meio dos valores de dureza poderiam ser considerados reprovados os valores de dureza na zona termicamente afetada (ZTA) que fossem superiores ao metal de base (MB) e constata-se que somente foi verificado valor mais alto para a região A do CP de arame frio (tabela 9) e para o CP de arame quente nenhum ponto na ZTA se mostrou de maior dureza que o MB, indicando que a avaliação por durezas é muito menos sensível que a avaliação macrográfica. Essa análise torna-se mais clara com os gráficos apresentados pelas figuras 34 e 35, que apresenta os resultados de dureza das quatro regiões.

Isto pode ter acontecido porque as medidas de dureza são macroscópicas (10 Kgf), ou seja, não consegue identificar as alterações ao nível da interface [38], pois em um ponto de dureza são avaliados uma região muito grande do metal de base. Diante disto, foi realizado o ensaio de microdureza para se ter resultados mais precisos.

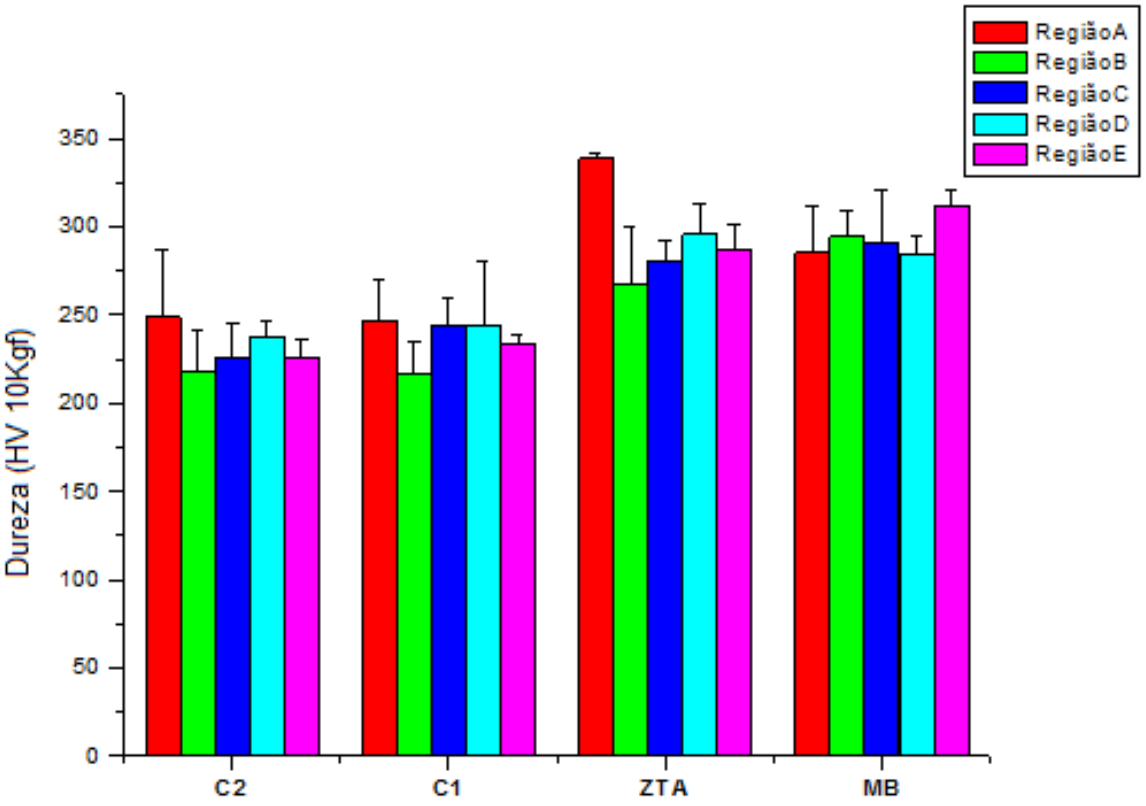


Figura IV.5: Gráfico dos valores de dureza da amostra CP-1.

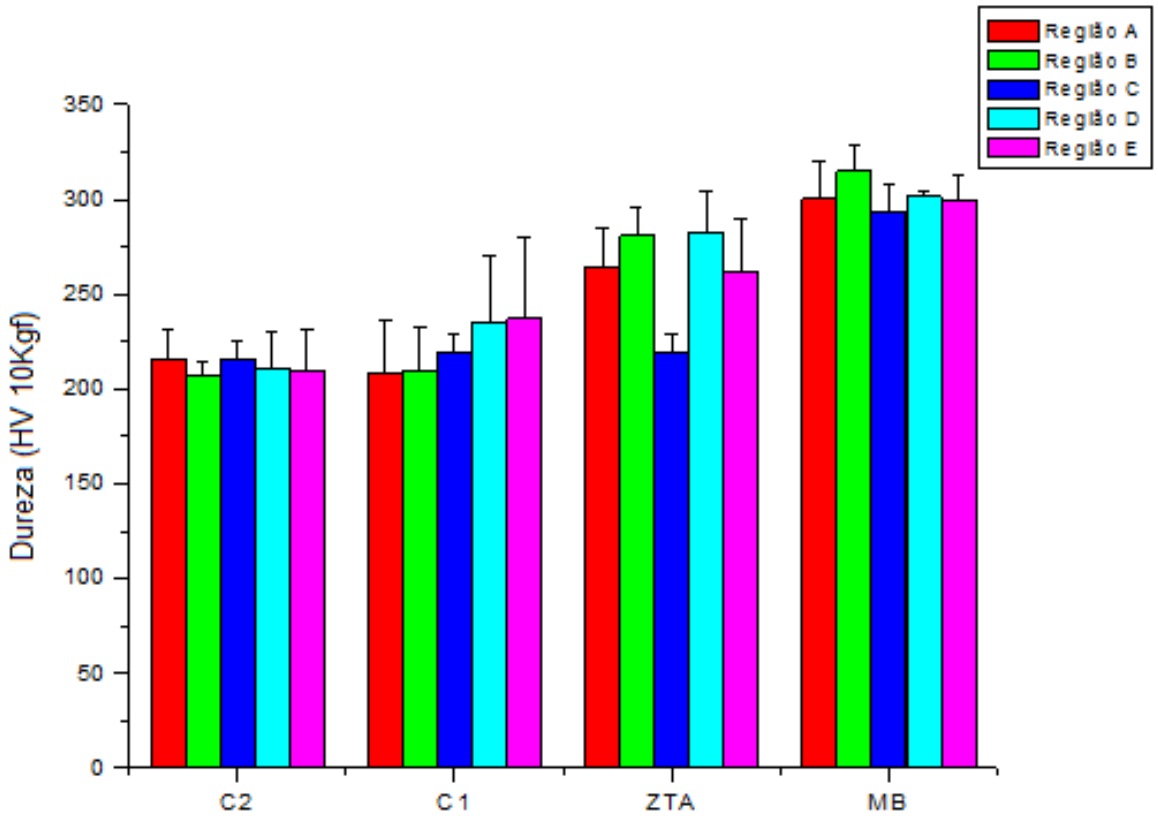


Figura IV.6: Gráfico dos valores de dureza da amostra CP-2.

- Microdureza

As análises por microdureza foram realizadas somente nas amostras mais críticas, ou seja, nas primeiras regiões que foram reprovadas (1C e 2B) e nas primeiras que foram aprovadas (1D e 2C) pela macrodureza. Os valores estão apresentados nos gráficos das figuras 36 e 37.

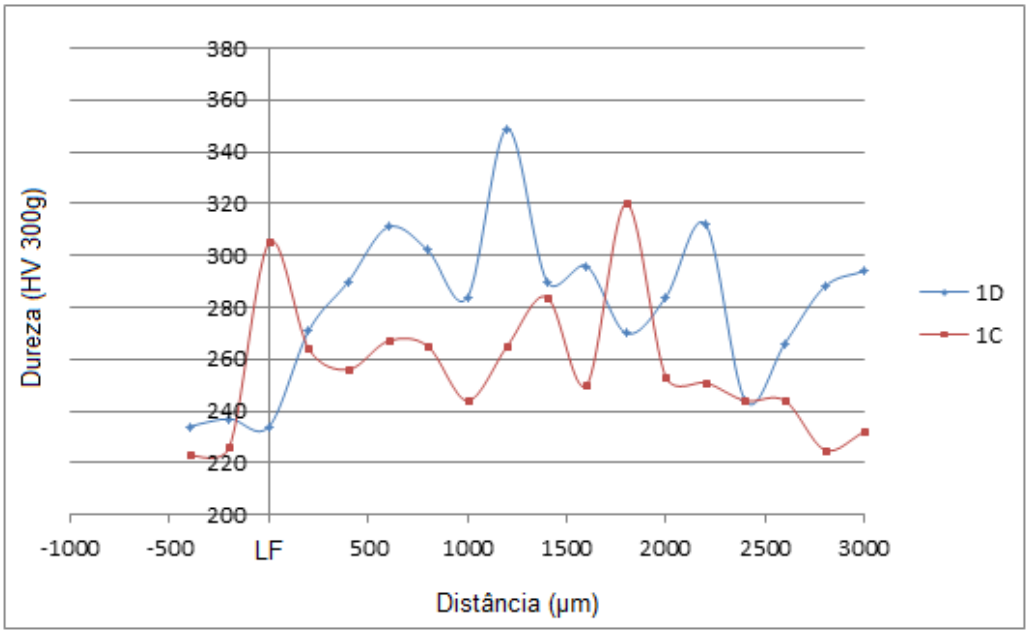


Figura IV.7: Perfil de micro dureza ao longo do cordão de solda da região 1D (reprovada) e da região 1C (aprovada) soldadas pelo processo “TIG-Cold Wire”.

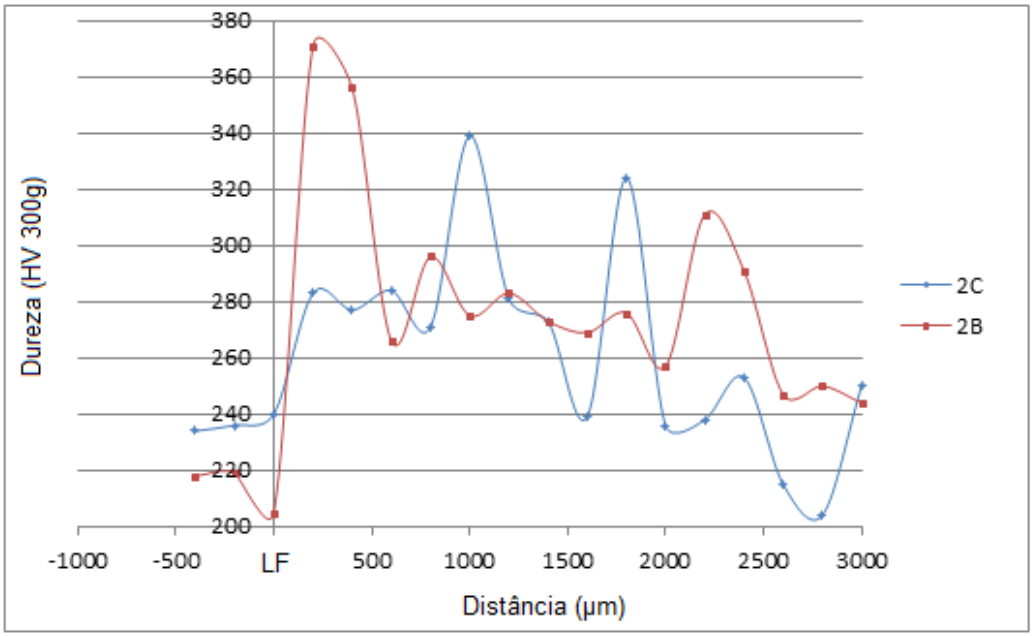


Figura IV.8: Perfil de micro dureza ao longo do cordão de solda da região 2C (aprovada) e da região 2B (reprovada) soldadas pelo processo “TIG-Hot Wire”.

Os resultados obtidos por essa técnica de análise não são claros, não possuindo um comportamento previsível dos perfis de dureza. Esse resultado se dá pela presença de um gradiente de composição química ao longo de todo o metal de base. O único comportamento padrão observado é a existência de um pico de dureza na ZPD, adjacente à linha de fusão das condições reprovadas, mostrando que realmente houve mudança microestrutural [38].

IV.3 Caracterização Microestrutural

Na figura 38 observa-se a interface do SAE 4140 e Inconel 625. Verifica-se que a interface não é retilínea e a separação MA/MB é difusa. Nesta região pode originar áreas denominadas por ZPD's (zonas parcialmente diluídas), ocasionadas pela variação de composição química em consequência de uma mistura incompleta entre MB e o MA gerando um elevando gradiente de concentração. Nestas regiões, em razão do gradiente de composição química, é possível a ocorrência de regiões com diferentes propriedades mecânicas [21, 22 e 39].

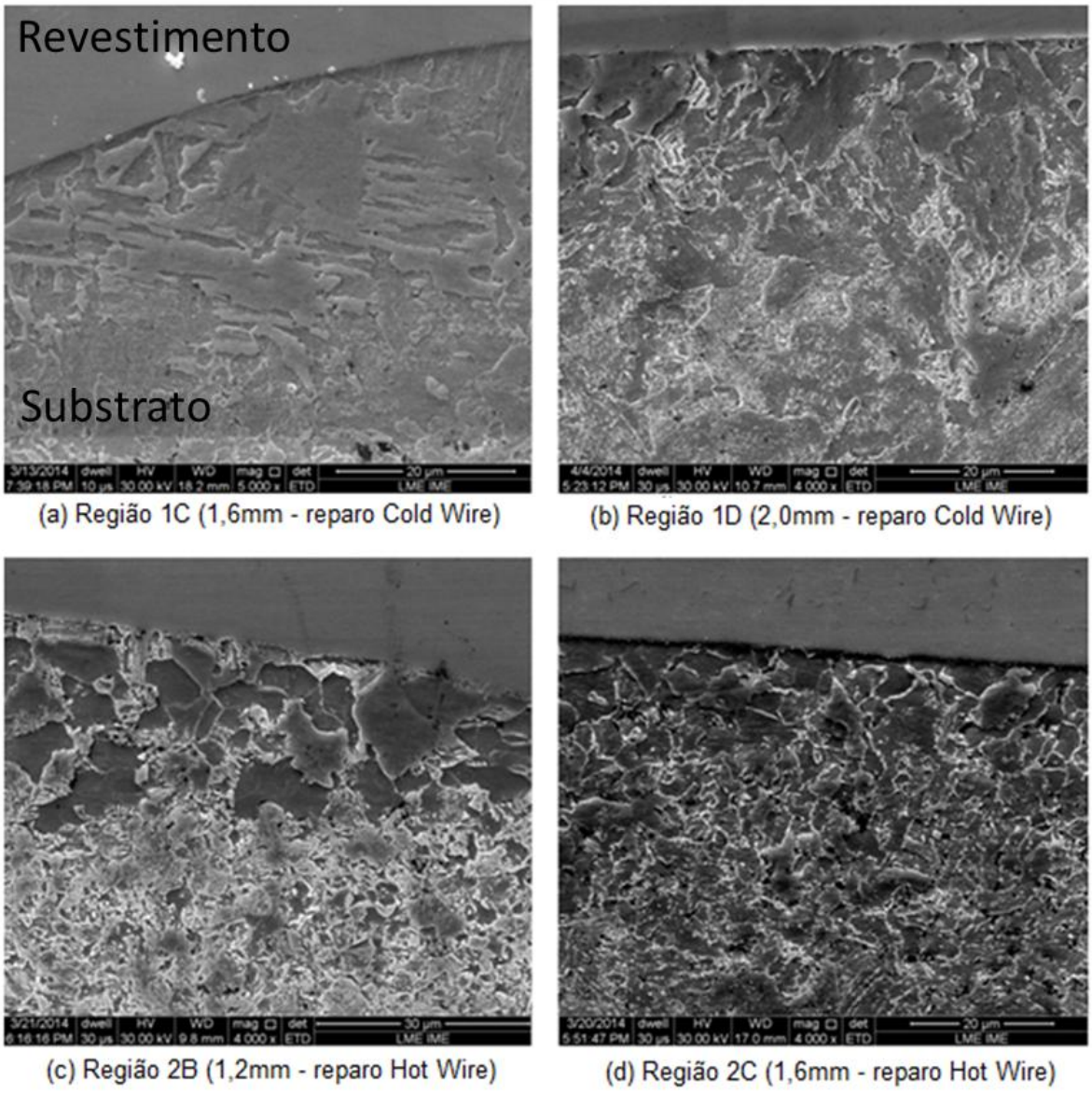


Figura IV.9: Microestrutura das áreas próximas a linha de fusão. (a) região 1C - reprovada, (b) região 1D - aprovada, (c) região 2B - reprovada e (d) região 2C - aprovada.

Com essa técnica foi possível identificar diferenças microestruturais entre as condições reprovadas e aprovadas próximas a linha de fusão. Nas condições reprovadas, letras (a) e (c) da figura 38, pode-se observar a presença de estruturas martensíticas, que surge devido a capacidade do aquecimento fornecido pelo passe de reparo em austenitizar parte da microestrutura. A figura 39 mostra a estrutura martensítica apresentada na letra (c) da Figura 38 com um maior aumento.

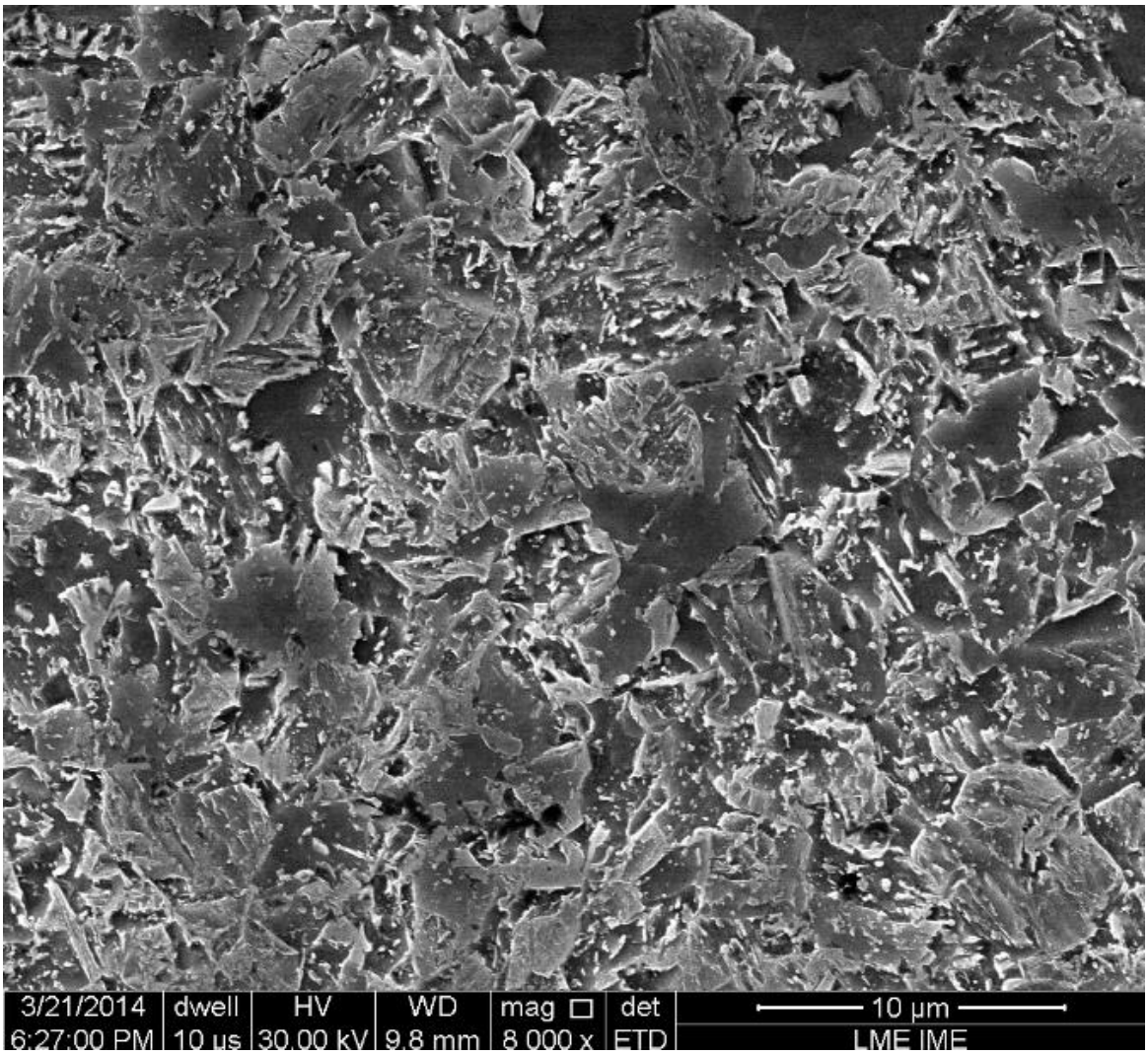


Figura IV.10: Martensita próxima a linha de fusão – região 2B.

Ainda comparando as regiões aprovadas e reprovadas, pode-se observar que a microestrutura ferrítica próxima a linha de fusão da condição reprovada possui maior tamanho de grão do que a condição aprovada. Desta forma, a avaliação do tamanho de grão ferrítico próxima a linha de fusão pode funcionar como um indicativo de dano causado pelo revestimento de reparo. A figura 40 apresenta essa região ferrítica com menor aumento, mostrando que ela está presente em quase toda a linha de fusão, formando um “filme contínuo” de ferrita.

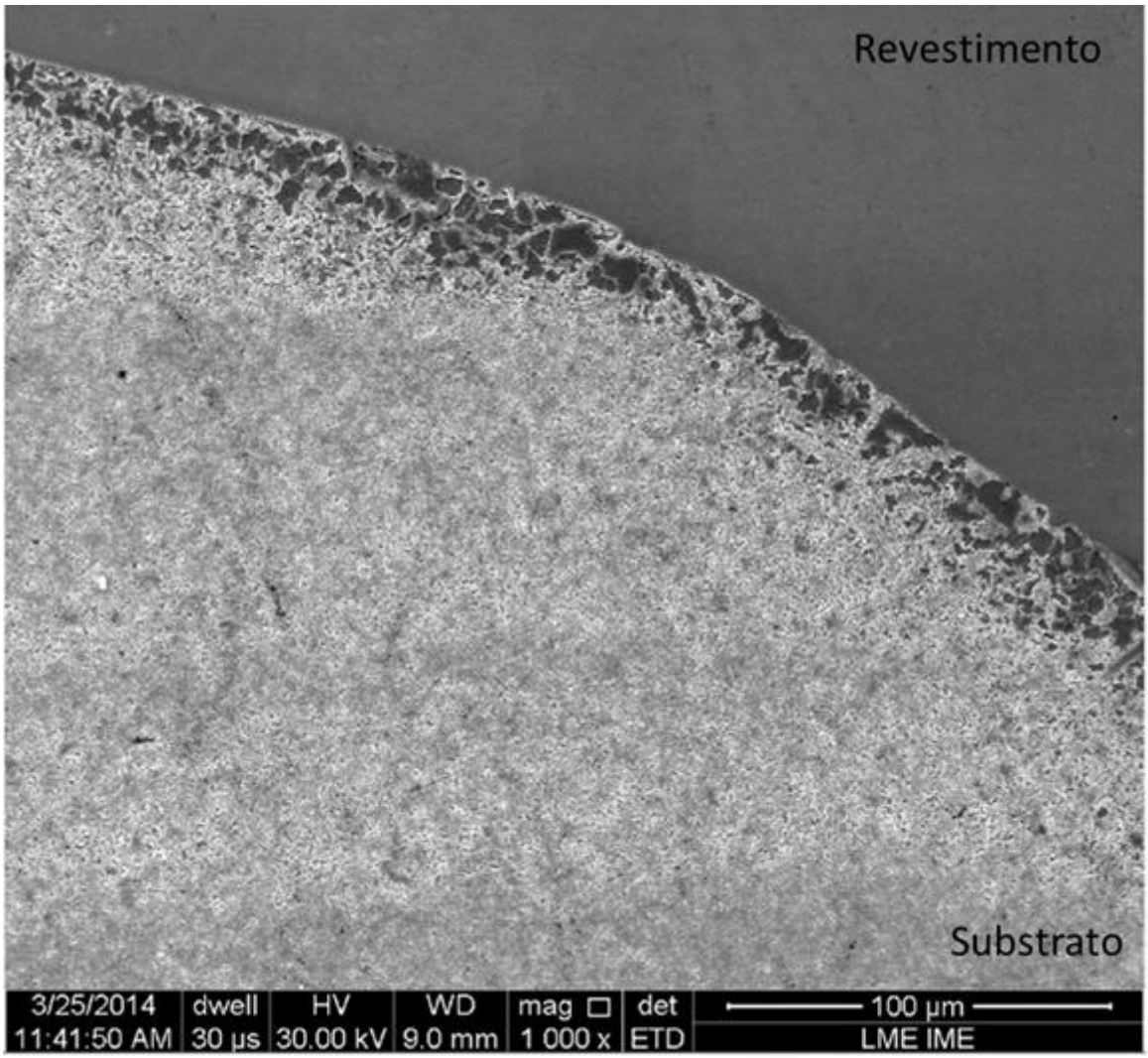


Figura IV.11: Microestrutura ferrítica próxima a linda de fusão – região 2A, com aumento de 1000x.

A observação das regiões de segregação, bandeamento, podem ser observadas também através da microscopia eletrônica de varredura, conforme apresentado na figura 41. Essas regiões podem ser identificadas devido as diferentes microestruturas ao longo do cordão de solda.

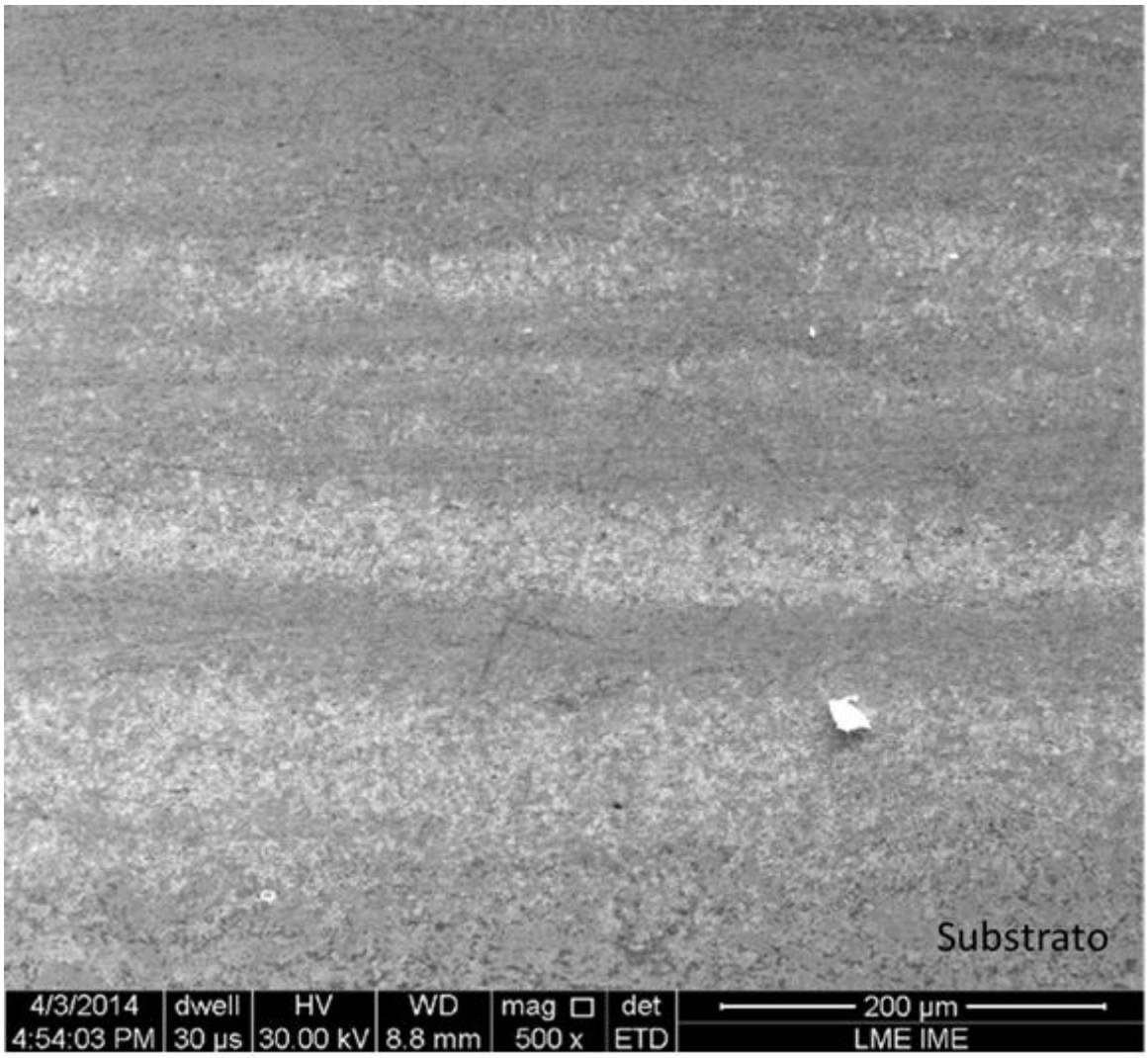


Figura IV.12: Presença de bandeamento no metal de base – região 1A, com aumento de 500x.

Com a melhor resolução da microscopia eletrônica de varredura constatou-se ainda a existência de dois tipos de ZPD, uma contínua e a outra descontínua. A verificação da ZPD contínua está apresentada na figura 42, com o auxílio do EDX para comprovar que há um gradiente de composição química entre o metal de base e o metal de solda. De forma diferente, as figuras 43, 44 e 45 apresentam uma ZPD descontínua de uma mesma região com análise da sua composição química feita por três técnicas, por pontos, por linha e por área [40]. A figura 46 apresenta os resultados da análise desta região a partir da técnica de EDX por área confirmando a presença dos principais elementos de liga.

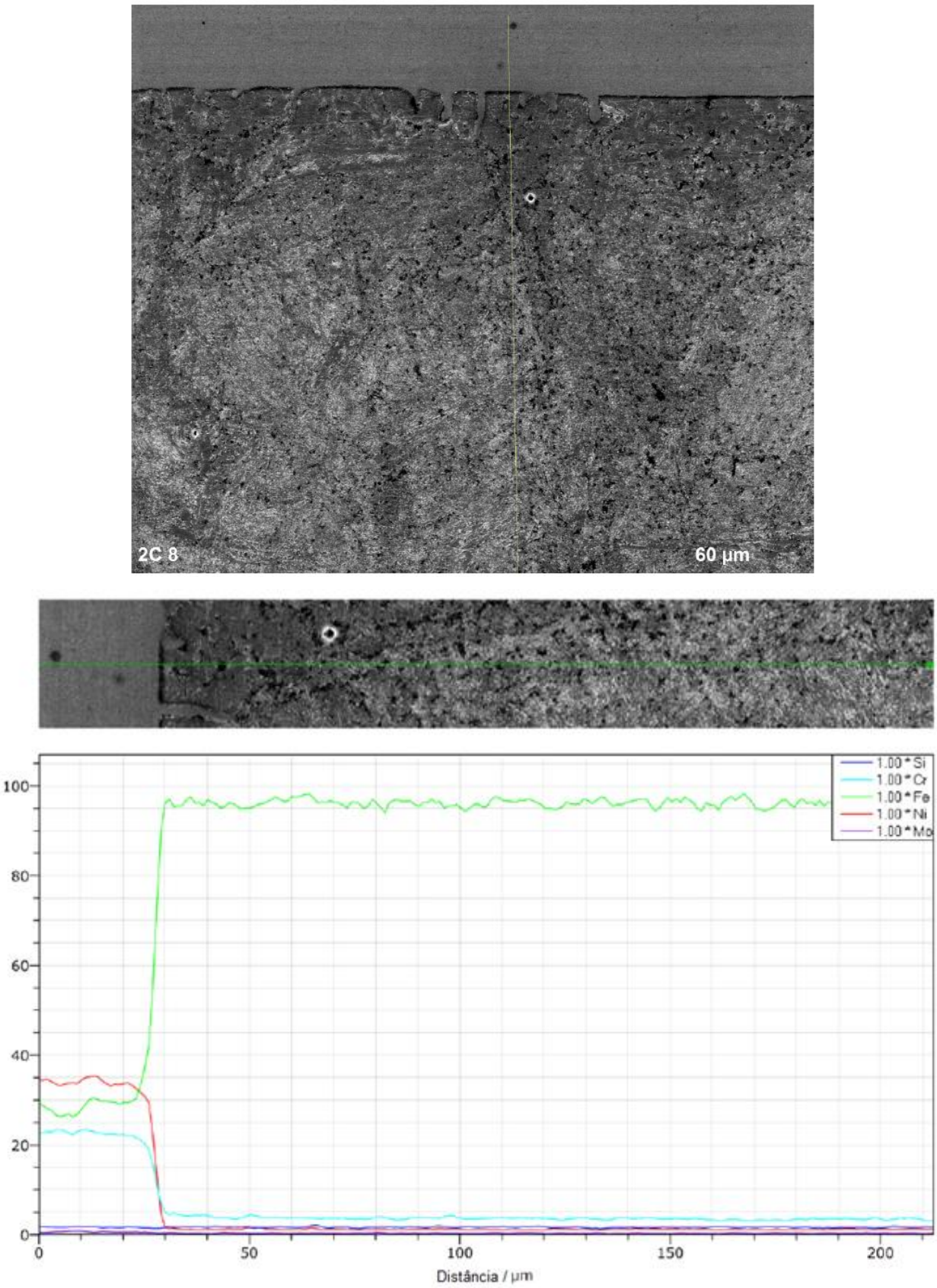


Figura IV.13: EDS – Variação de composição química ao longo do cordão de solda, apresentando uma ZPD contínua - Região 2C.

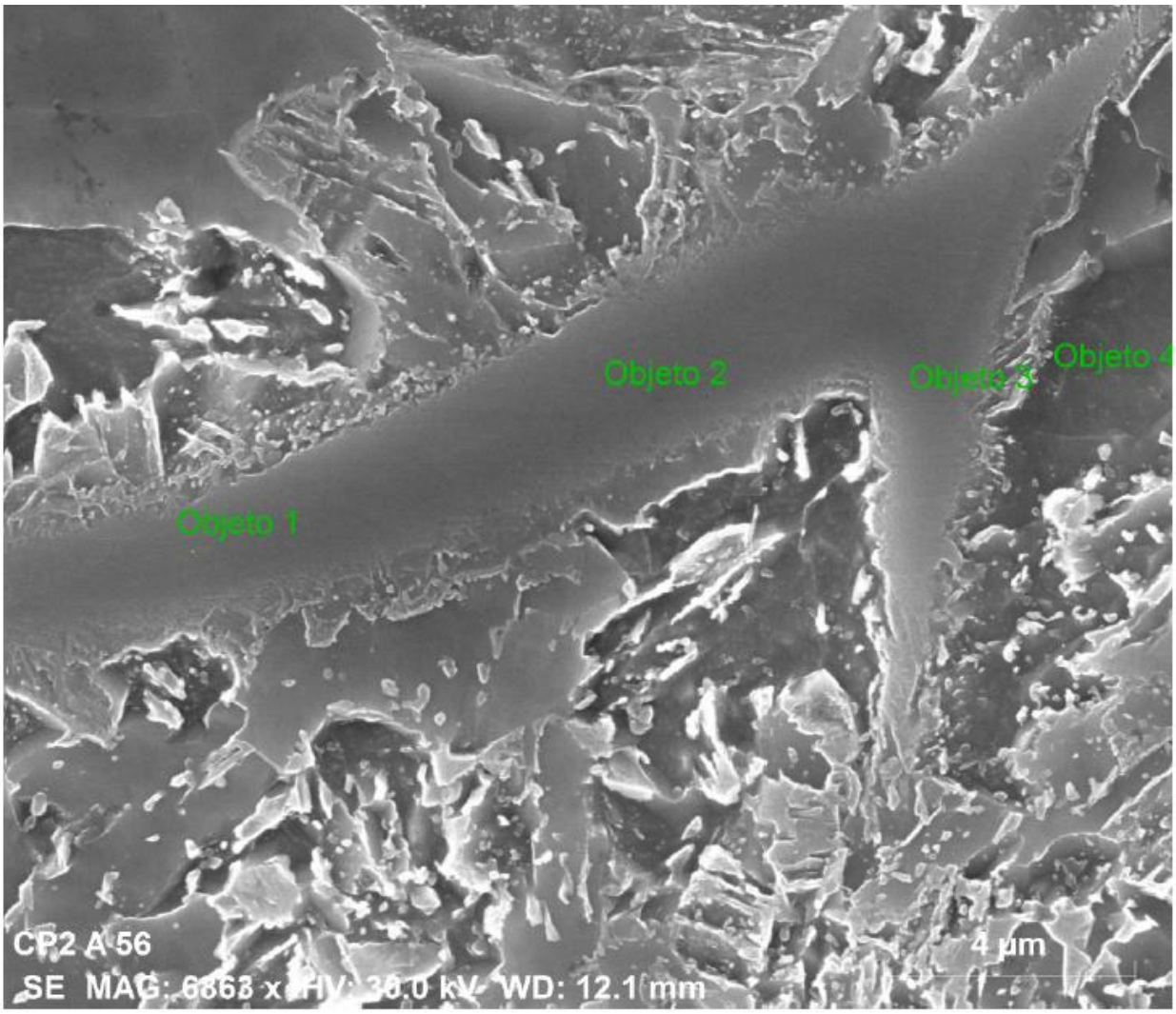


Figura IV.14: ZPD descontínua – região 2A (EDS por ponto).

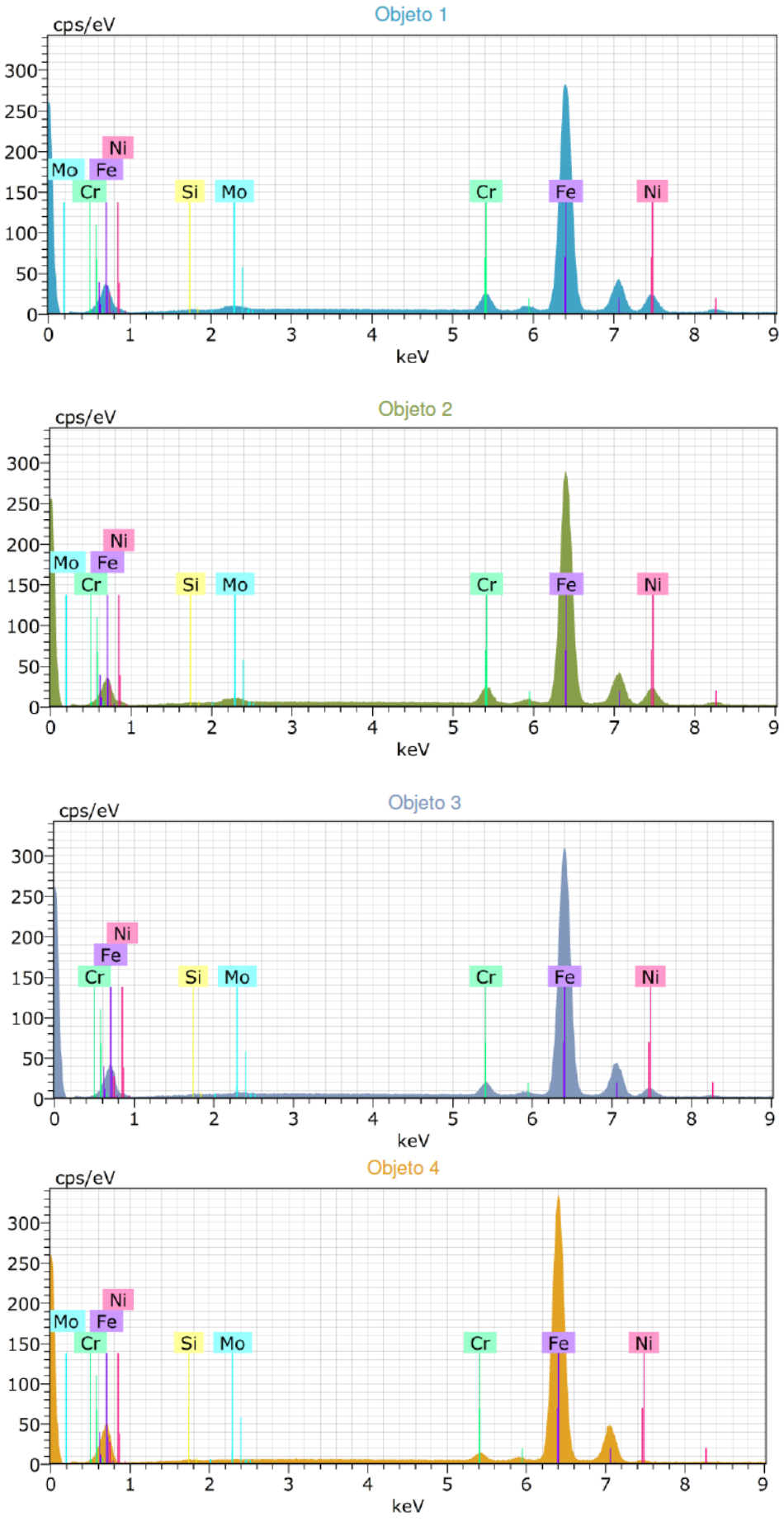


Figura IV.15: Espectros dos objetos 1, 2, 3 e 4 da análise por ponto da região 2A.

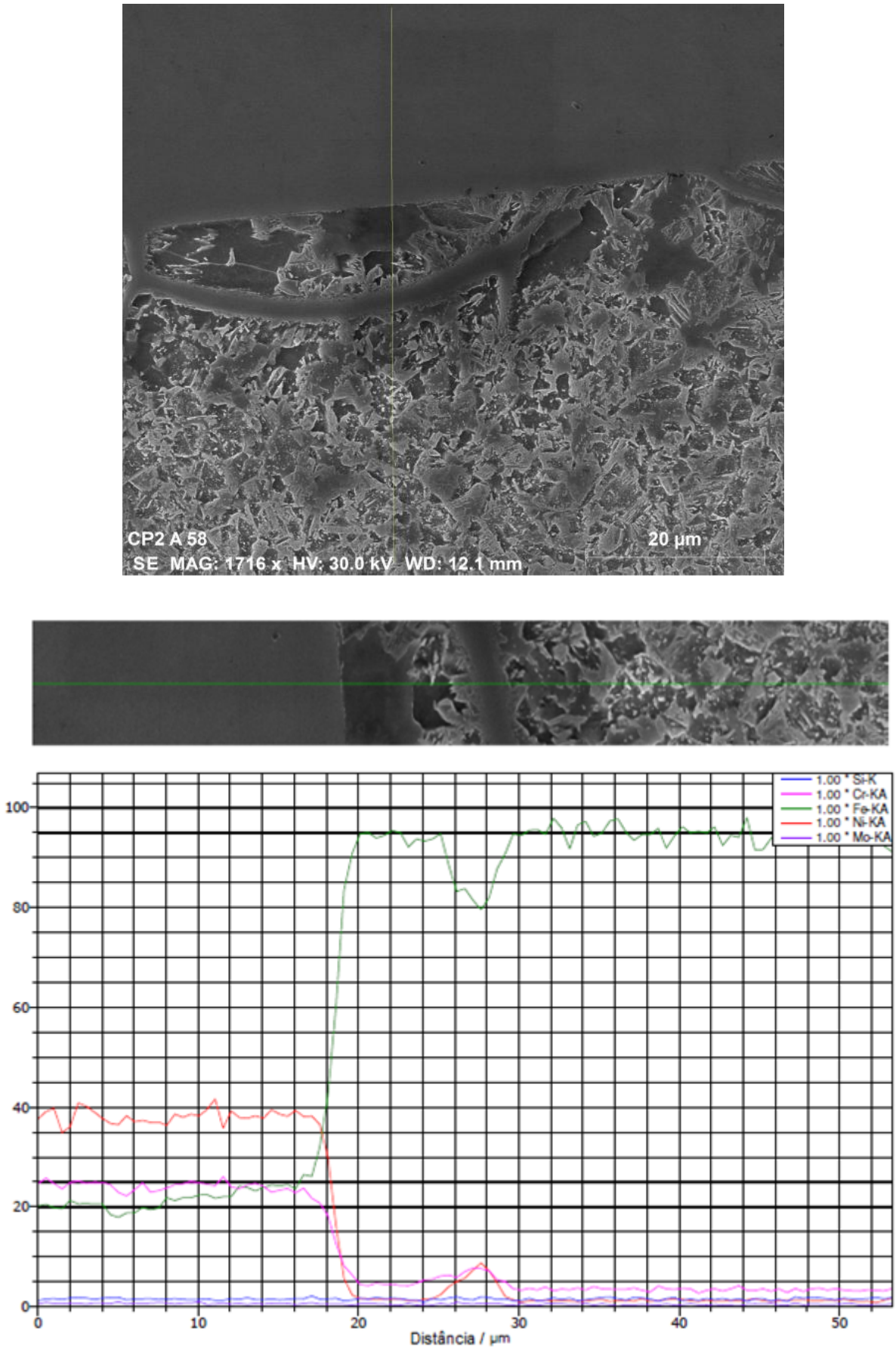


Figura IV.16: ZPD descontínua – região 2A (EDS por linha).

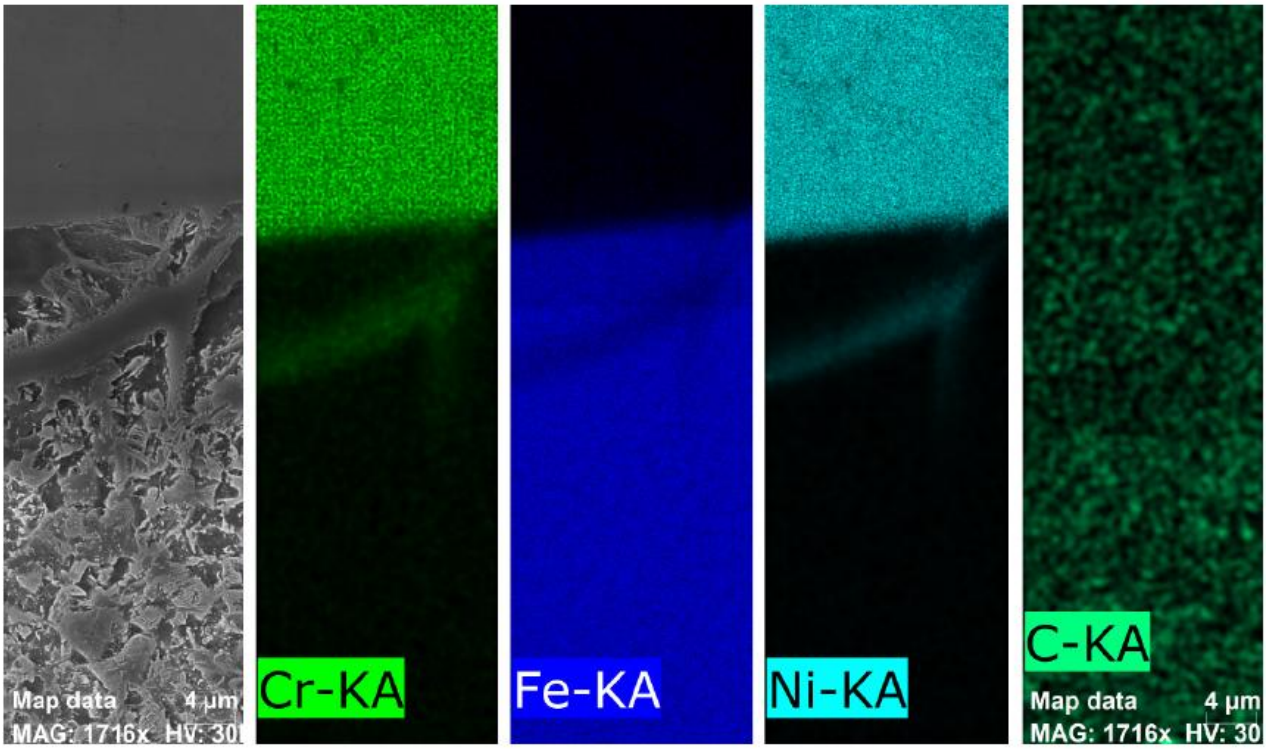


Figura IV.17: ZPD descontínua – região 2A (EDS por área).

A partir da figura 47, pode-se comprovar ainda que há difusão do carbono do metal de base em direção ao metal de solda, uma vez que existe um pequeno pico de teor de carbono na região do metal de solda próxima a linha de fusão (ver região em detalhe).

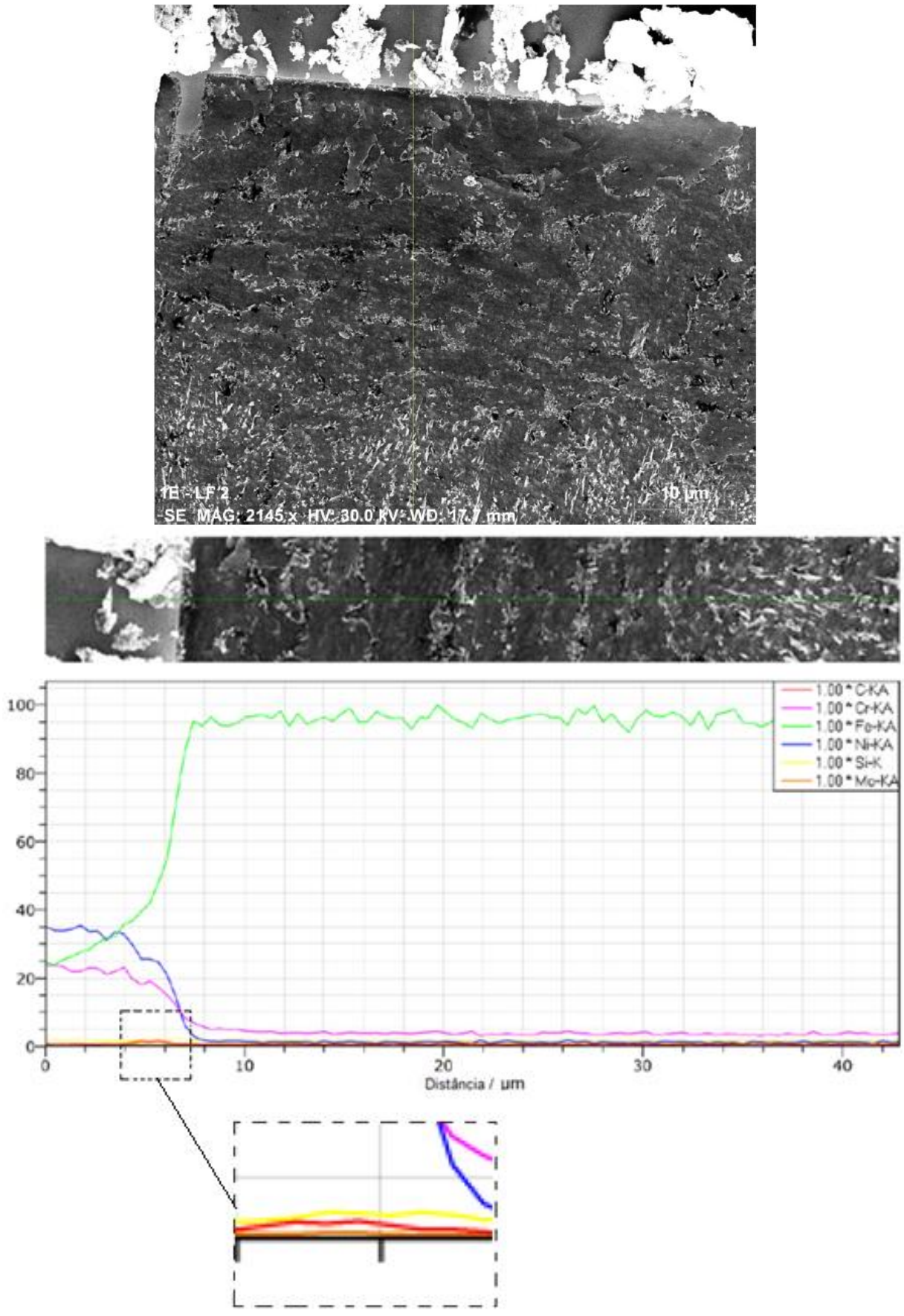


Figura IV.18: ZPD contínua apresentando um gradiente de composição química como mostrado pelos resultados gráficos obtidos pelo EDS da região 1E.

IV.4 Diluição

Os resultados de diluição apresentados na tabela 11 mostram que os corpos de prova soldados utilizando a técnica “TIG – Hot Wire” tiveram menores valores de diluição do que os soldados pela técnica “TIG – Cold Wire”. Isso se deve ao fato do aporte térmico cedido para o metal de base durante a soldagem ser menor (ver tabela 8), pois na técnica “TIG – Hot Wire” o arame entra quente na poça e dessa forma o arame não precisa retirar energia do arco para fundir, pois este já entra próxima a sua temperatura de fusão, podendo, com isso, aumentar a velocidade de soldagem e reduzir o aporte térmico [40]. Os valores obtidos estão de acordo com a literatura [41 ,42, 43], que informa que quanto maior a intensidade de corrente utilizada e menor a velocidade de soldagem, maior será o aporte de energia ao material fundido, ocasionando a fusão de maior quantidade de substrato, favorecendo assim uma maior mistura entre o substrato e o material do revestimento.

Tabela IV.3: Valores de diluição das amostras CP-1 e CP-2.

	CP-1	**CP-2**
DULUIÇÃO (%)	44%	28%

Observam-se na figura 48 que os valores de dureza medidos na ZTA das amostras revestidas pela técnica “TIG-Cold Wire” (CP-1) e “TIG-Hot Wire” (CP-2) são diretamente afetados pelo nível de diluição encontrado nestas duas técnicas.

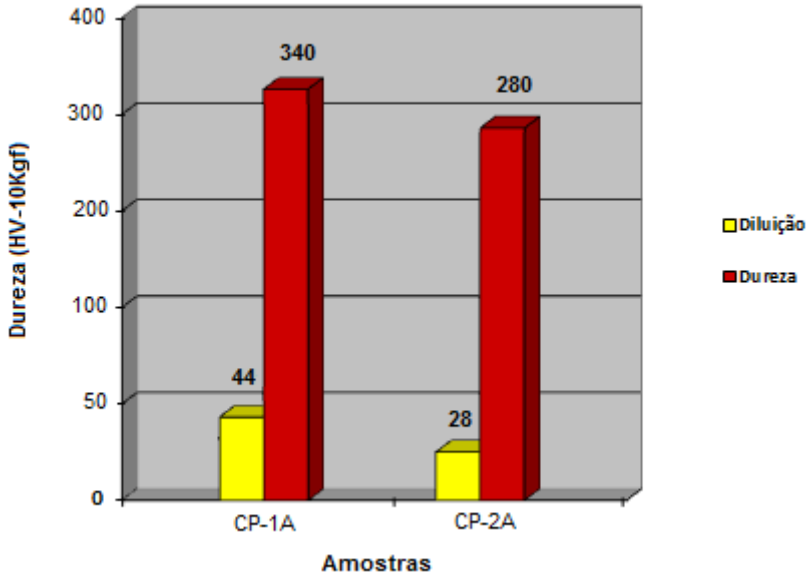


Figura IV.19: Correlação entre a dureza na ZTA e a diluição das amostras CP-1A e CP-2A.

CAPITULO V – CONCLUSÕES

A soldagem do reparo pela técnica “TIG-Hot Wire” apresentou os melhores resultados, pois sua maior velocidade de soldagem promove baixo aporte térmico, diminuindo a diluição e tornando possível o reparo do revestimento com espessuras bem menores, se comparadas com a técnica “TIG-Cold Wire”.

O reparo a frio é aceitável desde que a camada remanescente de revestimento seja no mínimo de 1,6 mm de espessura para a técnica “TIG-Hot Wire” e de 2,0 mm para a técnica “TIG-Cold Wire”.

O tratamento térmico não influenciou nos resultados, pois este seria para revenir a microestrutura em caso do passe de reparo afetasse o sbustrato (aço baixa liga), mas para espessuras de 1.6 mm para a técnica “TIG-Hot Wire” e de 2.0 mm para a técnica “TIG-Cold Wire” isto não ocorre.

Os resultados obtidos pela macrodureza não suficientes para avaliar a dureza do subtrato pois estes avaliam uma área muito grande do material, já a microdureza consegue valores bem mais próximos a linha de fusão, região de maior interesse.

Foi possível notar a presença de ZPD’s na interface substrato/revestimento através da análise por energia dispersiva de raio-X que mostra a variação de composição química nesta área.

Avaliando a relação dureza/diluição é possível observar que as amostras com maiores níveis de diluição também obtiveram maiores valores de dureza, comprovando que a técnica “TIG-Cold Wire” não é indicada para fazer este tipo de reparo do revestimento.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Fazer um estudo da relação da temperatura de pré-aquecimento com o nível de diluição.
- Fazer uma avaliação dos valores de microdurezas com a microestrutura encontrada, através de medidas localizadas apenas nas regiões da ZPD e revestimento.
- Realização de ensaios de corrosão para verificar se o reparo afeta esta propriedade.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] ASM Metals Handbook. *Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, v.2; 1997.

[2] SIMS, C.T.; HAGEL, W.C. *The Superalloys*, John Wiley & Sons, New York, p. 1- 565, 1972.

[3] E.A. LORIA. *Super Alloy 718*: metallurgy and aplications. Edited by the Minerals, Metals and Materials Society, p. 673-683, 1989.

[4] TANCRET F., BHADESHIA, H. K. D. H., MACKAY D. J. C. *Design Of A Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 – Mechanical Properties Modeling*. Materials Science and Technology. v19. pp. 283-290, 2003.

[5] RAMIREZ, A. J., LIPPOLD, J. C. b. *High Temperature Behavior Of Ni-Base Weld Metal Part II - Insight Into The Mechanism For Ductility Dip Cracking*. Materials Science and Engineering A. v380. pp. 245-258, 2004.

[6] DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. *Microstructural Evolution And Weldability Of Dissimilar Welds Between A Superaustenitic Stainless Steel And Nickel-Based Alloys. Welding Journal Suplement. AWS. pp. 125-135,* 2003.

[7] AWS Welding Handbook. *Materials and Applications*. 8ed. USA: American Welding Society (AWS). v3, 1991.

[8] SMITH, W.F. *Nickel and Cobalt Alloys: Structure and Properties of Engineering Alloy*. Mc Graw Hill. 2ed. Materials Science and engineering Series. pp. 487-536, 1993.

[9] WANDERKA, N., GLATZEL, U. *Chemical Composition Measurements Of A Nickel-Base Superalloy By Atom Probe Field Ion Microscopy*. Materials Science and Engineering A. v203. pp. 69-74, 1995.

[10] SIMS, C. T., STOLOFF, N. S., HAGEL, W. C. *Superalloys II. John Wiley & Sons*. 614p, 1987.

[11] ASM Metals Handbook. *Properties and Selection: Metallography Technique and Microstructures*. For Print ed. USA: American Society of Materials International (ASM). v9. 2004.

[12] ZHAO, J. C., LARSEN, M., RAVIKUMAR, V. *Phase Precipitation And Time-Temperature-Transformation Diagram Of Hastelloy X*. Materials Science and Engineering A. v293. pp. 112-119, 2000.

[13] SHANKAR, V., RAO, K. B. S., MANNAN, S. L. *Microstructure And Mechanical Properties Of Inconel 625*. Journal of Nuclear Materials. v288. pp. 222-232, 2001.

[14] RAMIREZ, A. J., LIPPOLD, J. C. a. *High Temperature Behavior Of Ni-Base Weld Metal Part I - Ductility And Microstructural Characterization*. Materials Science and Engineering A. v380. pp. 259-271, 2004.

[15] GUOGE, Z., CHANDEL, R. S., PHEOW, S. H., HOON, H. H. *Effect of Bonding Temperature on the Precipitation of Phase in Diffusion Bonded Inconel 718 Joints*. Materials and Manufacturing Processes, 21. pp. 452–456, 2006.

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

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

[18] BUSO, S.J. *Estudos microestruturais e por microanálise para identificação dos precipitados presentes em amostras da liga de níquel 600 (nacional) após processo de soldagem*. São Paulo: IPEN; 1999.

[19] NOECKER LI FF, DUPONT, J. N.: *Metallurgical Investigation into Ductility Dip Cracking in Ni-Based Alloys*: Part I. Welding Journal, 88(1):7S-20S, 2009.

[20] NOECKER LI FF, DUPONT, J. N.: *Metallurgical Investigation into Ductility Dip Cracking in Ni-Based Alloys*: Part II. Welding Journal, 88(3):62S-77S, 2009.

[21] CANTARIN, T.N.; NEVES, M.D.M. Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 pelo Processo TIG. In: Consolda 2011; Natal – RN - Brasil. 2011.

[22] KEJELIN N, Z.; BUSHHINELLI, A.J.A; POPE, A. M.: "Effects of welding parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds". In: Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM: November; Ouro Preto. 2005.

[23] MOUGO AL, ALCANTARA, A. C. M., MOTA, C. A. M., SANTOS, M. W. B.: Caracterização Microestrutural de uma Superliga de Níquel Depositada pelos Processos GMAW e GMAW com Arame Frio em Chapas e Dutos de Aço Carbono. In: Consolda 2011; Natal - RN - Brasil. 2011.

[24] SILVA MM, OLIVEIRA, W. C., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A.,: *Caracterização de Solda de Revestimento de AWS 317L Depositados por GMAW para Uso na Indústria do Petróleo*. Soldagem e Inspeção - São Paulo 2010.

[25] KOU SY, K.*: Fusion-Boudary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds*. Welding Journal, Miami 2007, 86.

[26] SAVAGE WF, NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S.: : *A Study of Fusion Boundry Phenomena in Low Alloy Seel*. Welding Journal 1976, 55.

[27] NELSON WT, LIPPOLD, J. C.: *Nature and Evaluation of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds - Part 1: Nuclation and Growth*. American Welding Society 1999.

[28] DUPONT J. N, KUSKO, C. S.: Technical Note: Martensite Formation in Austenite/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. Welding Journal, 86:51-54, 2007.

[29] LUNDIN CD: *Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literature Review*. Welding Journal, 61:58-62, 1982.

[30] BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., GITTOS, M. F. (2009). *Hydrogen Embrittlement of 8630M/625 Subsea Dissimilar Joints: Factors that Influence the Performance*. 28th International Conference on Ocean, Offshore and Artic Engineering, OMAE, Honolulu, Hawaii, 2009.

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

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

[33] MODENESI, P.J. *Introdução aos processos de soldagem,* Belo Horizonte, 2006*.*

[34] BRACARENSE, A. Q., "Processo de Soldagem TIG – GTAW". In: Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, 2000.

[35] DELGADO, L. C., "*Estudo e Desenvolvimento do Processo TIG com Alimentação Automática de Arame*", Dissertação de Mestrado, UFSC, Florianópolis, 2000.

[36] ABOU S.F., OMAR. *Soldagem de resvestimento em componentes subsea utilizando o processo de soldagem TIG-Hot Wire e arame sólido ER NiCrMo-3*". Brasil, 2012.

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

[38] V.C.M. BEAUGRAND, L.S. SMITH and M.F. GITTOS: *"Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation".* Great Abington, Cambridge, CB21 6AL, UK. Corrosion Conference & Exp, NACE Internacional – 2009

[39] SILVA CC, MENEZES, T. I. S., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P.: *Evolução Microestrutural e Composicional da Interface de Soldas de Revestimentos Dissimilares Entre a Liga Inconel 625 e o aço ASTM A516 Gr 60*. In: Consolda 2011; Natal, RN - Brasil. 2011.

[40] FENSKE, JAMEY A.: *"Microstructure and Hydrogen Induced Failure Mechanisms in Iron-Nickel Weldments".* University of Illinois at Urbana - Champaign, 2010

[41] DAVIS,J.R.: *"Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistence*", ASM, International, 2001

[42] KEJELIN N. Z., BUSCHINELLI A.J.A, Bohórquez C. E. N. ; *Dissimilar Metal Welding of X-60 Stell with Inconel 625*, EMC/UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil 2001.

[43] ROYSE, F. de S., BASTOS, I. N., COSTA, H. R.M. "Cobalt-Base Superalloy Coating Using GTAW Process", Material Science Forum, vol. 758, pp:41-47, 2013.