EFEITO DA INTENSIDADE DE CORRENTE EM REVESTIMENTOS UTILIZANDO A LIGA HASTELLOY X

Felix Wiliam Cortes Dias

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

Orientador:
Hector Reynaldo Meneses Costa

Rio de Janeiro
Março de 2011

EFEITO DA INTENSIDADE DE CORRENTE EM REVESTIMENTOS UTILIZANDO A LIGA HASTELLOY X

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

Felix Wiliam Cortes Dias

Aprovada por:

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

_____
Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

_____
Prof. Ivan Napoleão Bastos , D.Sc (UERJ – IPRJ).

Rio de Janeiro
Março de 2011

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

D541 Dias, Felix Wiliam Cortes
Efeito da intensidade de corrente em revestimentos utilizando a liga Hastelloy X / Felix Wiliam Cortes Dias.—2011.
viii, 75f. : il.col., tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca,2011.
Bibliografia : f. 71-75
Orientador : Hector Reynaldo Meneses Costa

1.Engenharia mecânica 2.Engenharia de materiais 3.Ligas de níquel I.Costa , Hector Reynaldo Meneses (orient.) II.Título.
.

CDD 620.1

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, Pai de toda criação, pelo dom da vida.

Ao orientador, Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc , pela paciência, orientação, amizade e conhecimentos transmitidos.

Ao apoio do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ , em especial à equipe do laboratório Thiago Daflon e Yasmim Cromemberg.

Ao engenheiro Carlos Augusto Novaes da Petrobras pela ajuda na escolha do tema e disponibilização dos recursos da oficina de Turbomáquinas.

À meus pais Francisco Oliveira Dias e Creuza Cortes Dias, minha irmã Janaína Cortes Dias e a meu filho Rafael Wiliam Cortes Dias, pelo carinho, apoio e exemplo de vida.

À minha namorada Juliana Florêncio, pelo companheirismo, apoio, otimismo.

Ao amigo Edmilson Magalhães pelo interesse, incentivo e esclarecimentos em momentos importantes desta jornada.

Às amigas Patricia Iris, Josiane da Fonseca Silverio e Andreína dos Santos Lima que me ajudaram com tanta dedicação e presteza.

Aos meus colegas de Mestrado, Natalie Rodriguez, Vinícius R.S.S. Brito, Joanes Silva Dias e Sérgio Maciel Faragasso pelos bons momentos vivenciados nesta jornada.

Ao apoio da Companhia Siderúrgica Nacional – CSN na pessoa do Engenheiro Márcio Cunha, com os recursos disponibilizados do Laboratório do Centro de Pesquisa.

A todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste sonho.

RESUMO

EFEITO DA INTENSIDADE DE CORRENTE EM REVESTIMENTOS UTILIZANDO A LIGA HASTELLOY X

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

Felix Wiliam Cortes Dias

Orientador:
Hector Reynaldo Meneses Costa

O uso de componentes revestidos por ligas de níquel do sistema Ni-Cr-Mo, em equipamentos da indústria de petróleo, tende a ser uma das alternativas aos desafios proporcionados pelos processos de degradação, que requerem materiais mais resistentes, tendo em vista suas exposições a ambientes hostis de corrosão aliados a temperaturas elevadas.

O objetivo deste trabalho foi avaliar o efeito da intensidade de corrente para revestimentos utilizando a liga Hastelloy X, através da deposição (revestimento) desta liga de níquel, na superfície de um substrato, pelo processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa – TIG. Este processo foi escolhido em função de seus excelentes resultados aliados à facilidade operacional e baixo custo. Para caracterização metalúrgica foram utilizados perfis de microdureza, microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) e energia dispersiva de raios X (EDX) em função do parâmetro de deposição intensidade de corrente. A condição de intensidade de corrente 70 A foi a que apresentou a melhor uniformidade e ausência de defeitos dos cordões analisados. Em relação às outras condições de intensidade de corrente estudadas, também demonstrou a melhor relação dureza/diluição. Este trabalho pretende também sugerir referências de parâmetros de soldagem que possam proporcionar garantias de estabilidade para a união metalúrgica entre metal de solda e substrato quando submetida a esforços mecânicos.

Palavras-chave: Ligas de níquel, Hastelloy X, TIG, Caracterização metalúrgica

Rio de Janeiro
Março de 2011

ABSTRACT

EFFECT OF INTENSITY OF CURRENT IN COATINGS USING THE HASTELLOY X

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.

Felix Wiliam Cortes Dias

Advisor:
Hector Reynaldo Meneses Costa

The use of components coated with nickel alloy system Ni-Cr-Mo equipment in the petroleum industry tends to be an alternative to the challenges posed by the degradation processes, which require more resistant materials in view of their exposures to environmental corrosion allies hostile high temperatures. The aim of this study was to evaluate the effect of current intensity for alloy coatings using Hastelloy X through the deposition (coating) of this alloy nickel on the surface of a substrate, the process Gas Tungsten Arc Welding - GTAW. This process was chosen because of its excellent performance combined with ease of operation and low cost. For metallurgical characterization were used Profiles of microhardness, optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray (EDX) as a function of deposition parameters current intensity. The condition of current intensity 70 A showed the best uniformity and absence of defects in the examined cords.Regarding to the other conditions of current intensity studied, also showed the best value for hardness / dilution. This work also intends to suggest references of welding parameters that can provide guarantees of stability for the union between metal and weld metal substrate when subjected to mechanical efforts.

Keywords: Nickel alloys, Hastelloy X, TIG, Metallurgical characterization

Rio de Janeiro
March, 2011

Sumário

INTRODUÇÃO **1**

II. REVISÂO BIBLIOGRÁFICA **2**

II.1 Importância dos Revestimentos 2

II.2 Solidificação 4

II.3 Nucleação 5

II.4 Mecanismos de Crescimento 7

II.5 Superesfriamento Constitucional 9

II.6 Superligas a Base de Níquel 11

II.6.1 Propriedades Mecânicas das Superligas a Base de Níquel 12

II.6.2 Propriedades Físicas das Superligas a Base de Níquel 12

II.6.3 HASTELLOY X 15

II.6.4 Características da Zona Parcialmente Diluída (ZDP) 16

III. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 17

III.1 Material 17

III.2 Procedimento de Soldagem 18

III.3 Ensaios Metalográficos 21

III.4 Outros Aspectos Analisados no Revestimento 22

III.5 Ensaio de Dureza da Junta Soldada 24

III.6 Cromatografia 25

IV. RESULTADOS E DISCUSSÃO 26

IV.1 Efeito dos Parâmetros de Processamento 26

IV.2 Avaliação de Microdureza 32

IV.3 Avaliação da Molhabilidade 34

IV.4 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura 40

IV.5 Avaliação das condições estudadas da liga Hastelloy X 68

CONCLUSÕES 69

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 70

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 71

INTRODUÇÃO

A indústria de petróleo é um dos setores industriais que apresentam um dos mais severos ambientes de operação, proporcionando grandes desafios no desenvolvimento de materiais resistentes á degradação [1, 2, 3]. Para superação destas dificuldades esta proposta se alinha as estas necessidades buscando alternativas para a recuperação de componentes mecânicos de alta responsabilidade, onde as propriedades mecânicas do material precisam ser mantidas numa ampla faixa de temperatura de serviço, sendo que uma das alternativas mais eficazes encontradas na tentativa de minimizar os problemas de desgaste nestes ambientes consiste na deposição de um material resistente ao desgaste (normalmente metálico) na superfície de um material menos nobre (substrato) [4].

Dentre os possíveis processos de deposição os processos de soldagem se destacam.O processo TIG, por exemplo, de manuseio facilitado pela automatização, baixo custo quando comparado a outros processos, e que possibilita excelente resultado final.

Como consequência, consegue-se o aumento da vida útil da peça com um custo reduzido, uma vez que se torna dispensável que o componente seja fabricado integralmente com material nobre.

Dentro deste contexto, as ligas a base de níquel oferecem tais propriedades sendo utilizadas de forma vasta na indústria. Este trabalho visa investigar por de estudos de fenômenos metalúrgicos os efeitos gerados nas propriedades mecânicas da liga de níquel Hastelloy X quando submetida ao processo de soldagem TIG objetivando a recuperação de um componente mecânico, possibilitando referências operacionais que permitam a obtenção de revestimento de boa qualidade.

I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 Importância dos Revestimentos

Um dos grandes problemas enfrentados pela indústria petroquímica são os desgastes dos componentes de equipamentos que operam em ambientes agressivos, acelerados pela coexistência dos fenômenos de corrosão e erosão em elevadas temperaturas [6, 7].

Para aumentar a campanha operacional destes equipamentos pode-se aplicar um revestimento que prolongue sua vida útil. Várias são as técnicas utilizadas para proteção superficial, como a utilização de pintura, imersão a quente (galvanização), aspersão térmica (metalização), cladização (chapas revestidas), eletrodeposição (Cu, Ni), por difusão (cementação e deposição em fase gasosa), redução química (niquelação) e soldagem (surfacing), entre outros [9, 10, 11, 12].

O termo surfacing, aplicado para a soldagem, refere-se à deposição de um material de adição um metal de base (substrato) com o objetivo de alcançar propriedades desejadas que o substrato não possua. Os processos utilizados são classificados como: endurecimento superficial (hardsurfacing), recuperação (buildup), cladização (cladddding) e amanteigamento (buttering).

Neste trabalho será dada ênfase ao processo de endurecimento superficial (hardsurfacing) que é a técnica na qual uma camada de um material com propriedades especiais de resistência ao desgaste / erosão e/ou corrosão é depositada sobre um substrato com o objetivo de conferir á superfície características específicas que não são intrínsecas ao metal de base [5]. Os processos de soldagem mais utilizados são: chama oxiacetilênica, TIG (tungsten inert gás), MIG/MAG (metal inert gás), arco submerso, laser e plasma por arco transferido (PTA) [8]. A seleção do processo de deposição e da liga a ser depositada depende de vários fatores como as condições de operação, as características do metal de base, a relação custo/benefício do componente a ser revestido, o custo de processamento, etc. A figura 1 mostra um exemplo de aplicação de hardsurfacing para recuperação de eixo utilizando uma liga de cobalto.

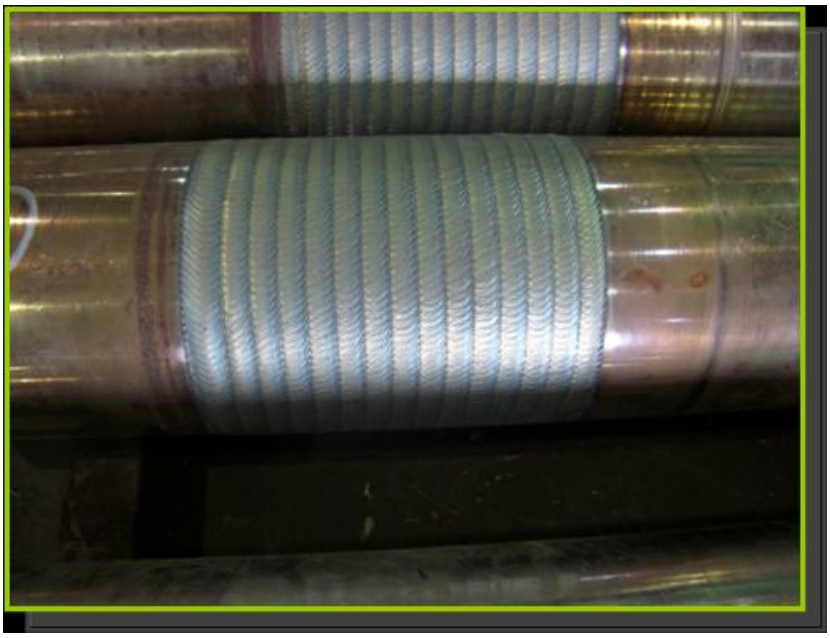


Figura 1 Hardsurfacing para recuperação de eixo utilizando uma liga de cobalto [46].

Existe uma grande variedade de materiais que podem se utilizados como revestimentos, dentre os mais importantes estão as superligas a base de níquel e as superligas de cobalto. Os substratos mais comumente utilizados são os aços de baixo ou médio carbono e os aços inoxidáveis [4, 8]. Este trabalho se concentra nos efeitos da temperatura e do desgaste na indústria petroquímica, principalmente em unidades marítimas. Dentre os objetos de estudo será o de focar em reparos de eixos, pelo fato de ser uma soldagem mais complexa. Na maioria dos casos a degradação dos componentes se concentra ou inicia na superfície e tem seus efeitos acelerados pelas elevadas temperaturas e agressividade do ambiente marítimo de trabalho.

I.2 Solidificação

Um bom entendimento do mecanismo de solidificação e como este pode ser afetado pela distribuição de temperatura, taxa de resfriamento e composição química é fundamental no controle das propriedades mecânicas dos metais fundidos e soldagem por fusão, [13].

O processo de solidificação ocorre em duas etapas denominadas de nucleação e crescimento. Inicialmente forma-se um pequeno núcleo sólido, no seio do liquido, que posteriormente cresce. Isto sucede com vários núcleos simultaneamente até que todo o material seja um sólido.

A evolução do processo de solidificação depende em uma primeira instância da composição química do material, assim um sólido cristalino puro apresenta uma temperatura de fusão/solidificação única, Tf, sendo que acima de Tf a energia livre do sólido é tão mais elevada do que a do liquido, que este é mais estável. Abaixo de Tf é o solido que apresenta menor energia livre. No caso de ligas metálicas a solidificação ocorre em uma faixa de temperaturas que depende da composição especifica da liga em estudo, figura 2. Em qualquer dos casos, durante o processo de resfriamento o liquido não se transforma instantaneamente em sólido ao atingir Tf, é necessário um certo grau de super-resfriamento para que se forme o núcleo cristalino [14]. Depois que ocorre a nucleação, a temperatura do liquido aumenta em consequência da evolução do calor latente, e permanece apenas um pequeno super-resfriamento até que a solidificação se complete. Poros, devido à contração e bolhas também podem nuclear e crescer à medida que metal solidifica, gerando defeitos no produto final.

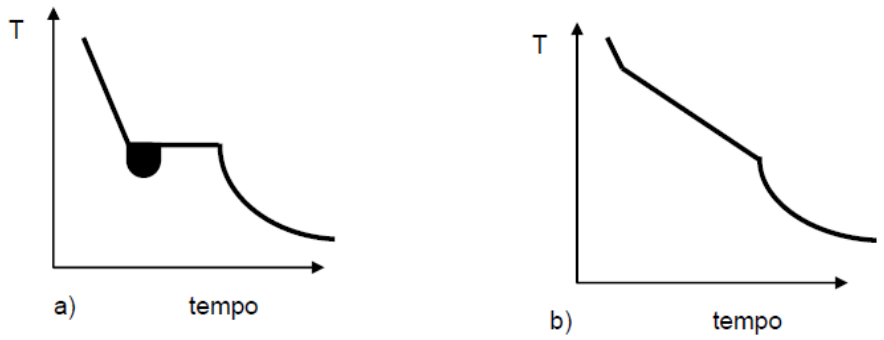


Figura 2 Curva de resfriamento para um metal puro (a) e para uma solução sólida (b) [17]

I.3 Nucleação

A formação de partículas pode se iniciar seguindo um processo de nucleação homogênea ou heterogênea. A nucleação heterogênea ocorre em qualquer sistema e pode-se dizer que este fato irá acontecer sempre que houver alguma partícula sólida presente capaz de diminuir a energia de ativação do sistema, como por exemplo, uma superfície sólida em contato com o líquido, uma inclusão [15, 16].

Durante um processo de aplicação de revestimento ocorre nucleação heterogênea. O crescimento do sólido ocorre preferencialmente no sentido de orientação cristalina dos grãos parcialmente fundidos, conforme figura 4, e recebe o nome de crescimento epitaxial. O tamanho dos grãos do metal de base é um dos fatores que contribui para um maior ou menor refinamento da estrutura do metal depositado [20].

Na eventualidade do líquido apresentar a mesma temperatura em todos os pontos e de não existirem pontos de nucleação preferenciais, como partículas estranhas e superfícies solidas (como em um molde), a nucleação vai ocorrer uniformemente no liquido. Este processo denomina-se de nucleação homogênea e o movimento aleatório dos átomos é o suficiente para iniciar o processo.

Quando um metal solidifica, os cristais sólidos só aparecem no líquido quando se atinge uma temperatura ligeiramente inferior à temperatura de fusão, Tf. Isto se deve ao fato da energia libertada pelo líquido na transformação para a fase sólida ser menor do que a energia necessária para se criar a interface sólido-líquido entre o núcleo sólido e o metal líquido em seu redor. Considerando um dado volume de líquido que vai solidificar, quanto mais núcleos, maior a área total da interface sólido-líquido e consequentemente maior a energia de superfície do sistema. Como já foi mencionado, acima de Tf, a fase liquida apresenta uma energia inferior à do sólido, assim quanto mais à temperatura cai abaixo de Tf, maior a energia liberada durante a transformação de fase, figura 3.

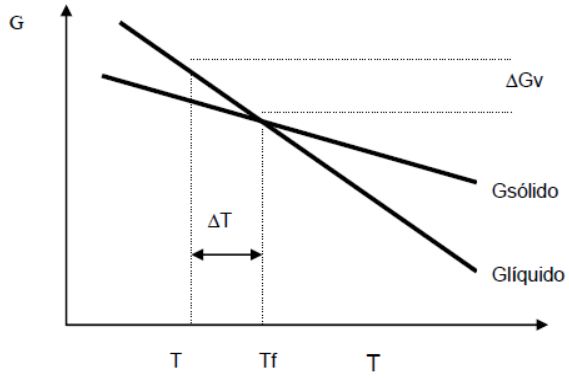


Figura 3 Dependência da temperatura, das energias livres do sólido e do líquido. [13]

Ao ocorrer transformação de fase, a energia liberada é a diferença entre a energia do líquido e a energia do sólido, ΔG = Glíquido-Gsólido, esta energia liberada não é constante, aumentando com o aumento do super-resfriamento**,** ΔT. Para qualquer temperatura inferior a Tf, apenas os núcleos que sejam grandes o suficiente para ultrapassar o balanço de energia em favor da solidificação serão estáveis, figura 4. Núcleos com raios r maiores que o raio critica rc , tenderão a desenvolver-se, na medida em que um aumento do seu raio se traduz em uma redução da energia total. À medida que a temperatura cai, a energia de transformação de fase ΔGv aumenta enquanto que a energia da interface permanece praticamente na mesma. Assim, espera-se que o raio crítico diminua com a temperatura. Ou seja, existe uma temperatura para a qual o raio crítico é do tamanho de alguns átomos apenas, e nesta temperatura a nucleação terá início espontaneamente.

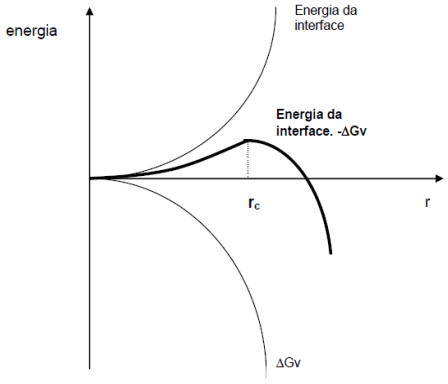


Figura 4 - Equilíbrio de energias durante a nucleação de um cristal. [13]

A relação entre a temperatura e o raio crítico depende das propriedades do material: energia de superfície da interface sólido-líquido, calor latente de fusão e temperatura de

fusão.Quanto mais elevada temperatura de superfície, mais difícil será a formação de uma partícula sólida no líquido. No entanto isto é equilibrado pela energia liberada devido ao calor latente de fusão, que se for elevada, faz com que seja mais fácil a formação do sólido.

Quando a estrutura de equilíbrio de um vazado contém fases múltiplas, intencionalmente (tipo eutéticos), ou não (como as inclusões), a fase que apresenta o menor raio critico é provável que seja a do primeiro núcleo que se forma. Estas partículas podem então estimular a nucleação do outro material.

I.4 Mecanismos de Crescimento

Uma vez que o cristal é nucleado e o seu raio for superior ao raio crítico, ele vai desenvolver-se. A maneira como este cristal cresce vai determinar as propriedades do material fundido. Foi mencionado anteriormente que, nos metais puros é necessário um certo grau de superesfriamento para que a nucleação ocorra. O mesmo ocorre para que o cristal continue a crescer na interface sólido/líquido. Se o metal estiver à temperatura de fusão não ocorre crescimento efetivo do cristal. Quanto maior o grau de superesfriamento mais rápido é o crescimento. A taxa de crescimento depende da temperatura na interface sólido/líquido, que por sua vez é função da taxa à qual o calor latente liberado durante a cristalização, é removido. Isto resulta em um gradiente de temperatura no metal líquido, que consequentemente afeta a forma do cristal. Os tipos de gradiente de temperatura possíveis de encontrar estão esquematizados na figura 5.

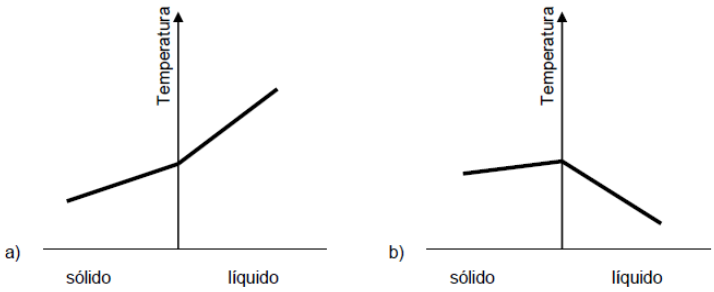


Figura 5 – Gradientes de temperatura possíveis de encontrar em um metal fundido a) normal e b) invertido. [18]

No caso normal (a) a temperatura é mais baixa na interface no que no seio do líquido. O crescimento ocorre uniformemente e é planar. Se uma região na interface cresce mais

rapidamente que o resto, avançando para uma região mais quente do líquido, o superesfriamento reduz o crescimento até que toda a interface avance. Este tipo de gradiente térmico é comum, pois na maior parte dos casos o principal mecanismo de resfriamento é através do molde que contem o metal fundido, de forma que o crescimento se inicia na parede do molde, que nestes casos está a uma temperatura muito inferior à temperatura de fusão.

No caso de gradiente térmico invertido (b), o calor é extraído através do líquido na frente de solidificação. Entretanto, quando uma região da interface se desenvolve mais e avança, encontra uma zona de líquido com uma temperatura menor que a sua temperatura de fusão e terá o seu crescimento favorecido. A interface em desenvolvimento tenderá a formar uma série de protuberâncias longas. Além disso, qualquer saliência na superfície lateral dessas protuberâncias tenderá a crescer de forma idêntica dando origem a braços secundários e terciários, caracterizando uma estrutura dendrítica, figura 6.

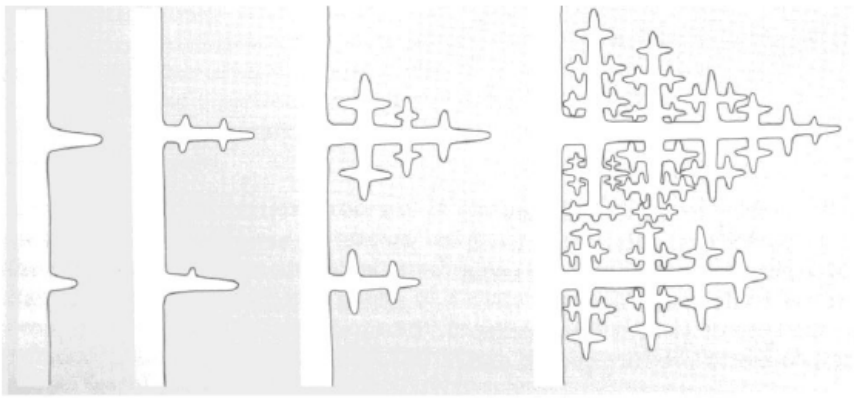


Figura 6 – Mecanismo de crescimento dendrítico.[18]

As protuberâncias ou dendritas tendem a desenvolver-se ao longo de direções cristalinas preferenciais, como por exemplo, a aresta do cubo em um cristal CCC ou CFC. A velocidade de crescimento não aumenta indefinidamente, ela será constante quando se estabelece um equilíbrio entre a temperatura que se desenvolve na interface e o fluxo de calor para longe dela. Cada uma das dendritas desenvolve-se até que encontrem outras dendritas ou pelas paredes do molde. Este tipo de gradiente térmico pode ser observado, quando se usam moldes isolantes ou quando a superfície do metal fundido fica exposta ao ar [19].

Nas ligas metálicas o crescimento dendrítico é muito comum, e é provocado não por um gradiente térmico invertido, mas por gradientes de concentração que se desenvolvem no metal líquido quando a solidificação ocorre demasiado rápido, impedindo que se estabeleça um equilíbrio

entre o sólido e o líquido. Estes gradientes de concentração fora de equilíbrio originam superesfriamento constitucional, que qual favorece o crescimento de dendritas a partir da superfície de um cristal.

I.5 Superesfriamento Constitucional

No caso de ligas e metais impuros é importante identificar a influência dos elementos dissolvidos e das impurezas no grau de superesfriamento produzido durante o processo de solidificação. A causa deste superesfriamento reside na rejeição do soluto pela fase sólida, enriquecendo consequentemente a fase líquida junto à interface. Considere-se uma liga binária de composição Co, figura 7. De acordo com o diagrama de fases o primeiro sólido que se forma tem a composição C1, rejeitando para a fase líquida átomos de soluto, até que esta fase atinja a concentração C2 junto à interface sólido/líquido, momento em que a fase sólida tem então a composição Co. A temperatura da fase líquida varia com a distância à interface de acordo com a curva 1 da figura 7, mas se o gradiente de temperatura real nas proximidades da interface seguir a curva 2 o líquido ficará, na frente de solidificação, a uma temperatura inferior à do liquido, isto é, haverá superesfriamento em certa espessura do líquido próximo da interface, mesmo que o gradiente seja normal (positivo). Esta redução de temperatura denomina-se super-resfriamento constitucional, dado que é consequência de mudança de composição na fase líquida [14].

Tal como no caso de gradiente invertido (negativo), a formação de uma frente plana é então instável, mesmo com um gradiente de temperatura positivo. Assim formam-se pequenas protuberâncias que tendem a se desenvolver no líquido superesfriado, havendo regiões do mesmo grão que se desenvolvem mais que outras. Em consequência deste crescimento, há uma nova distribuição do soluto que desativa o crescimento de posições adjacentes no grão.

Devido à simetria do processo de difusão que controla essa nova distribuição, as protuberâncias tem um espaçamento uniforme e se a zona líquida com superesfriamento for muito estreita, as protuberâncias aglomeram-se unicamente na superfície do cristal em crescimento e revelam-se como uma estrutura colunar. Mas se a espessura do líquido superesfriado for significativa, então as protuberâncias da estrutura colunar podem crescer rapidamente segundo determinadas direções cristalográficas, obtendo-se uma estrutura dendrítica colunar.

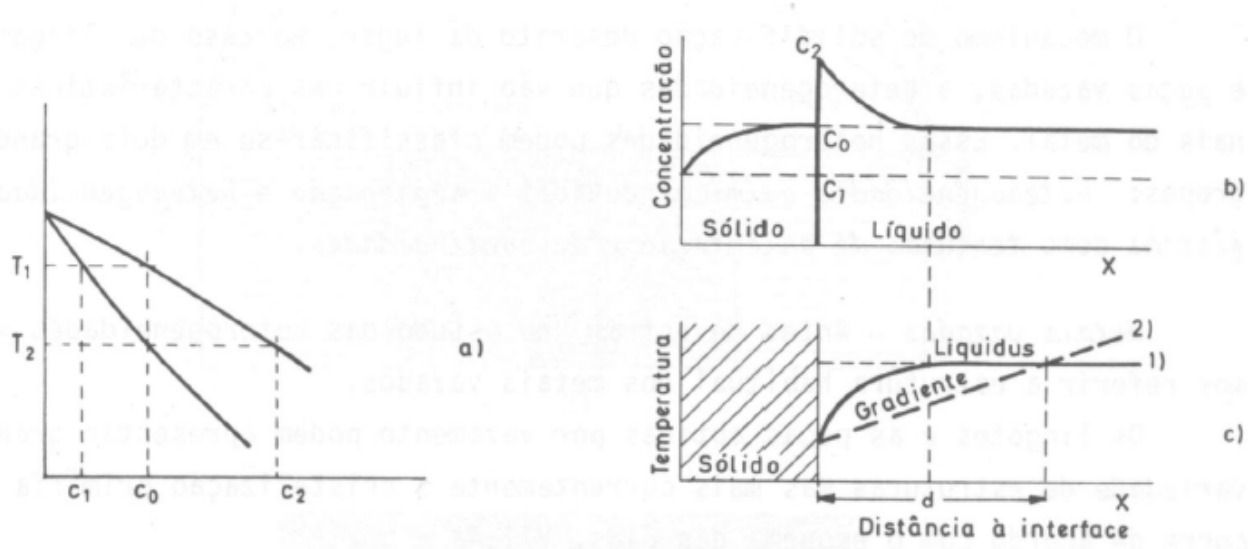


Figura 7 a) Solidificação de uma liga de composição Co nas condições de equilíbrio, b) curva de concentração do soluto em função da distância à interface sólido/líquido; c) temperatura liquidus (1) e gradiente de temperatura correspondente (2) em função da distância à interface. [17]

A taxa de solidificação local e o gradiente de temperatura entre o líquido e a interface são determinantes na morfologia de crescimento. Quando a taxa de solidificação é baixa, o soluto terá tempo de difundir da interface até o líquido propiciando o crescimento planar, porém, quando a taxa de solidificação é muito alta esta difusão não tem tempo de ocorrer, o soluto irá ter maior concentração na interface acarretando em um super-resfriamento constitucional. Um grande gradiente térmico, ou seja, quando a diferença entre a temperatura da linha “liquidus” e a temperatura na interface for muito pequena, figura 8 (a), o superresfriamento irá predominar, fazendo com que a solidificação apresente-se de forma planar. Com a diminuição do gradiente térmico, devido à segregação do soluto, e consequente aumento da diferença de temperatura entre a linha “liquidus” e a temperatura na interface, o efeito do super-resfriamento constitucional passa a ser significativo e a frente de solidificação passa a ter um crescimento celular ou dendrítico figura 8 b e 8 c consecutivamente, de acordo com o grau de super-resfriamento constitucional.

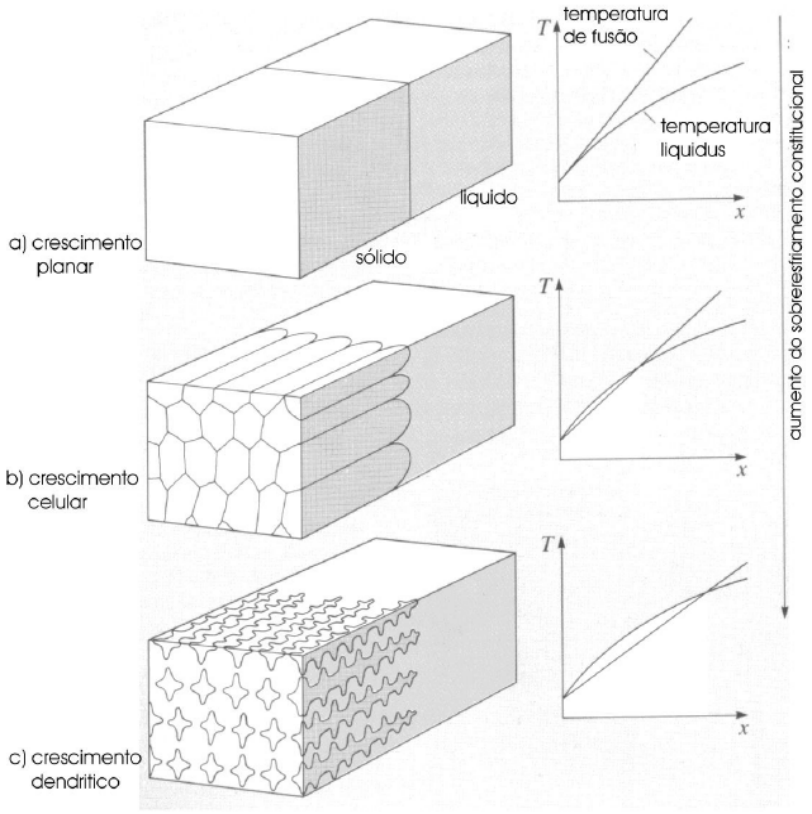


Figura.8 – Efeito do superesfriamento constitucional na morfologia de solidificação. [37]

I.6 Superligas a Base de Níquel

O desenvolvimento das chamadas superligas, de níquel, de cobalto e de ferro começou nos Estados Unidos nos anos 1930, porém ao longo dos anos as superligas de níquel tornaram-se as mais utilizadas por sua excelente resistência envolvendo ambientes corrosivos, desgaste, altas temperaturas. Além das turbinas de jatos, as superligas de níquel encontram aplicações variadas em altas temperaturas, como em motores de foguetes e veículos espaciais em geral, reatores nucleares, submarinos, usinas termoelétricas e equipamento petroquímico. Entretanto, a principal aplicação dessas ligas continua sendo seu uso em turbinas de jatos de aviação. Outros materiais como ligas de cromo, de outros metais de mais alto ponto de fusão, e cerâmica refratária, têm sido estudados como possíveis alternativas ao uso das superligas de níquel, porém até o momento, não foi encontrada nestes materiais uma melhor combinação de propriedades requeridas para esse tipo de aplicação do que a atualmente obtida com as superligas de níquel. Superliga é a denominação dada a ligas a base de níquel, níquel-ferro ou cobalto, resistentes a alta

temperaturas e que apresentam uma boa resistência mecânica aliada a uma boa resistência à degradação superficial [21, 22, 23, 24, 25].

I.6.1 Propriedades Mecânicas das Superligas a Base de Níquel

A razão primordial para a existência das superligas de níquel com diferentes composições químicas é a sua excelente resistência mecânica num amplo intervalo de temperaturas. A estrutura cristalina 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 homólogas 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 que os elementos secundários possuem nesse tipo de matriz [15]. É de grande importância 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, que conferem alta resistência mecânica. O endurecimento também pode ser aumentado pela formação de carbetos e também pela dissolução de alguns elementos na matriz (endurecimento por solução sólida). Essa 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.

Entretanto, não apenas a resistência mecânica/dureza é importante nesse tipo de aplicações. A dutilidade nas condições de serviço também é importante, e a maioria das superligas apresenta boa dutilidade. As superligas em geral apresentam também boa resistência ao impacto, à fadiga de alto e de baixo ciclo e à fadiga térmica.

I.6.2 Propriedades Físicas das Superligas a Base de Níquel

O níquel puro possui massa específica de 8,9 g/cm^3, ponto de fusão 1455 ºC, estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada). A massa específica da maioria das superligas de níquel fica entre 7,79 e 9,32 g/cm^3. Por exemplo, a massa específica do Inconel 100 (contém cerca de 60 % de níquel) é de 7,79 g/cm^3, devido aos elevados teores de alumínio e de titânio, ao passo que as superligas com altos teores de tungstênio e tântalo chegam a massa específica da ordem de 9,07 g/cm^3. A massa específica é uma propriedade importante para as superligas de níquel, uma

vez que a redução da densidade como por exemplo em componente de turbina de jato leva a um aumento das tensões centrífugas, reduzindo a vida útil do componente.

A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de 0,089 $(W/mm^2)/(ºC/mm)$, portanto superior à do ferro puro (CCC: cúbico de corpo centrado), que atinge somente 0,072 $(W/mm^2)/(ºC/mm)$. Porém a condutividade térmica das superligas é inferior, da ordem de 10 % desses valores, devido à adição de muitos elementos de liga em elevados teores. O ideal seria obter superligas com maior condutividade térmica, já que isso seria importante para dissipar calor e assim minimizar os gradientes de temperatura, reduzindo então as tensões térmicas e assim a tendência de ocorrer falha por fadiga térmica.

A expansão térmica nas superligas de níquel é menor do que nas ligas ferrosas austeníticas e isso é importante do ponto de vista da aplicação em turbinas de jatos, já que esses componentes são projetados com estreitas tolerâncias dimensionais para operar bem em serviço, além de um baixo coeficiente de expansão térmica contribuir para minimizar as tensões térmicas, minimizando assim a ocorrência de empenamento e fadiga térmica.

Os elementos de liga mais comumente adicionados e seus respectivos efeitos são [25, 26, 27]:

a) Molibdênio (Mo): Aumenta a resistência às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão e a resistência à altas temperaturas [29].

b) Cromo (Cr): Promove a formação de uma película protetora de óxido (Cr_2O_3) fortemente aderente à superfície. Aumenta a resistência à oxidação em ambientes contendo ácido nítrico (HNO_3) e ácido crômico (H_2CrO_4).

c) Ferro (Fe): Aumenta a solubilidade do carbono no níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas [30]. É utilizado também para reduzir custos.

d) Tungstênio (W): Apresenta um comportamento similar ao molibdênio no aumento a resistência a atmosferas ácidas não oxidantes e à corrosão localizada.

e) Silício (Si): Está presente em quantidades muito pequenas e geralmente é apenas um subproduto de alguma reação de desoxidação. Quanto adicionado em pequenas quantidades, intencionalmente, promove a resistência à oxidação a altas temperaturas.

f) Carbono (C): O níquel não é um formador de carboneto, porém, o carbono pode reagir com algum elemento presente na liga formando carbonetos, estes podendo ser benéficos ou não, de acordo com o tipo e a morfologia do mesmo [28].

Elementos de liga com ferro, cromo, molibdênio e tungstênio possuem um diâmetro atômico próximo ao do níquel (1 a 13%), o que facilita a formação de uma solução sólida rica em níquel [21] e o processo de endurecimento por solução sólida.

As principais fases que podem ser observadas em ligas a base de Níquel são:

a) Matriz γ: É uma matriz contínua e homogênea de estrutura CFC a base de níquel. É uma fase não magnética capaz de acomodar grande quantidade de elementos de liga como ferro, cromo, molibdênio, tungstênio e cobalto em solução sólida. A matriz γ está presente em todas s ligas de níquel [21].

b) γ' : Esta fase esta presente em ligas que contém alumínio e titânio em sua composição. Estes elementos irão combinar com o níquel (Ni_3Al, Ti) formando precipitados γ' de estrutura CFC coerentes com a matriz gama. Alguns outros elementos como nióbio, tântalo e cromo também podem formar esta fase. Esta fase apresenta alta resistência a altas temperaturas e boa resistência à fluência [21].

c) γ": Nesta fase o níquel combina com o nióbio na presença do ferro formando a estrutura tetragonal de corpo centrado (Ni_3Nb) coerente com a matriz gama. Esta fase apresenta alta resistência a baixas e médias temperaturas, sendo instáveis a temperaturas mais altas (acima de 650°C). Esta fase é encontrada em ligas Ni-Fe [21].

d) Carbonetos: Quando presentes em pequenas quantidades (0,02 a 0,2%), o carbono combina-se com determinados elementos como titânio, tântalo e nióbio, formando carbonetos do tipo MC. Quando submetido tratamentos térmicos ou quando expostos a longos ciclos de trabalho, estes carbonetos tendem a se compor, formando outros carbonetos, como $M_{23}C_6$ e/ou M_6C [31].

e) Boretos: Apresentam-se como partículas duras com morfologia variando de blocos à meia-lua, sendo observados nos contornos de grão. Aparecem em quantidades bem menor do que os carbonetos. Aumentam a resistência à fluência. [31].

I.6.3 HASTELLOY X

O Hastelloy X é uma liga a base de níquel endurecida pelo mecanismo de solução sólida que apresenta excelente resistência a altas temperaturas. Possui boa soldabilidade e bom desempenho quando solicitado em componentes mecânicos que trabalham em condições severas sob altas temperaturas.

Segundo King J. F. [32] esta liga apresenta suscetibilidade a trinca a quente quando submetida a altos aportes térmicos. Entretanto, estes materiais podem ser soldados sem necessidade de precauções especiais como tratamento térmico.

As mudanças de propriedades mecânicas resultantes do envelhecimento são consideráveis no metal de solda em comparação ao metal de base em uma faixa de temperatura em torno de 650ºC.

Quando foram avaliadas as propriedades da liga após soldagem verificou-se que os resultados de fluência mostraram que o material como soldado é similar ao do substrato [32].Análises de envelhecimento a uma temperatura de 593 – 871 ℃ (10.000h) mostraram redução do limite de ruptura e melhora na ductilidade desta liga [21].

Esta liga tem bastante aplicação também em ambientes corrosivos pela sua excepcionalmente resistente à corrosão sobre tensão, principalmente em aplicações petroquímicas. Exibe boa ductilidade depois de prolongada exposição a temperaturas de 1200, 1400, 1600 ° F (650, 760 e 870 ° C) durante 16 mil horas.Pode ser forjado e, por causa de sua boa ductilidade, pode ser trabalhado a frio. Pode ser soldada através de métodos manual e automático, incluindo eletrodo revestido), TIG e MIG.

A liga Hastelloy X é utilizada em diversas aplicações industriais com um amplo uso em turbinas motores a gás de turbina de combustão. É recomendado para uso em aplicações para fornos porque tem boa resistência em atmosferas oxidantes, redutoras e neutras.

I.6.4 Características da Zona Parcialmente Diluída (ZDP)

Um dos mecanismos de formação da ZPD se dá quando a temperatura líquidus do metal de solda (T_{MS}) é menor que a temperatura líquidus do metal base (T_{MB}) impulsionando o metal de base líquido para dentro da poça de fusão através da convecção gerada pelo arco elétrico, que age sobre a poça de fusão [37].. Estas regiões que se formam ao longo da interface da linha de fusão, se caracterizam por apresentar durezas que podem alcançar valores superiores a 400 HV. Por se tratar de regiões frágeis, este problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares α-γ se tornou-se objeto de vários estudos visando o bom entendimento deste fenômeno. Em termos de quantificação e caracterização, estas regiões indicam estarem constituídas de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas (fase sigma), com largura de dezenas de micrometros, possuindo composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base [34, 35, 36, 38, 39, 45]. Apresentam também suscetibilidade a ataques corrosivos por *pite*, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato [44].

Tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS) em juntas dissimilares soldadas visando reduzir as ZPD e consequentimente seus níveis de dureza, podem provocar precipitação de constituintes intermediários, crescimento e descarbonetação dos grãos do metal de base próximo à linha de fusão, responsáveis pela perda de tenacidade de juntas dissimilares, efeitos não desejados para a qualidade das soldas [40, 41, 42, 43, 44, 45, 46].

Kejelin et al. [49] ao analisar a microestrutura das soldas dissimilares obtidas pela deposição de metal de adição e NiCrMo-3 (Inconel 625) sobre tubo de aço API 5L X-60, depositadas em diferentes condições de corrente e velocidade de soldagem (figura 9), verificou que a formação de ZPD ocorreu com mais frequência quando utilizadas correntes de soldagem mais altas, mesmo quando empregadas baixas velocidades de soldagem. Quando utilizadas correntes mais baixas (50 e 70 A), houve uma redução na formação de ZPD sobre a linha de fusão.

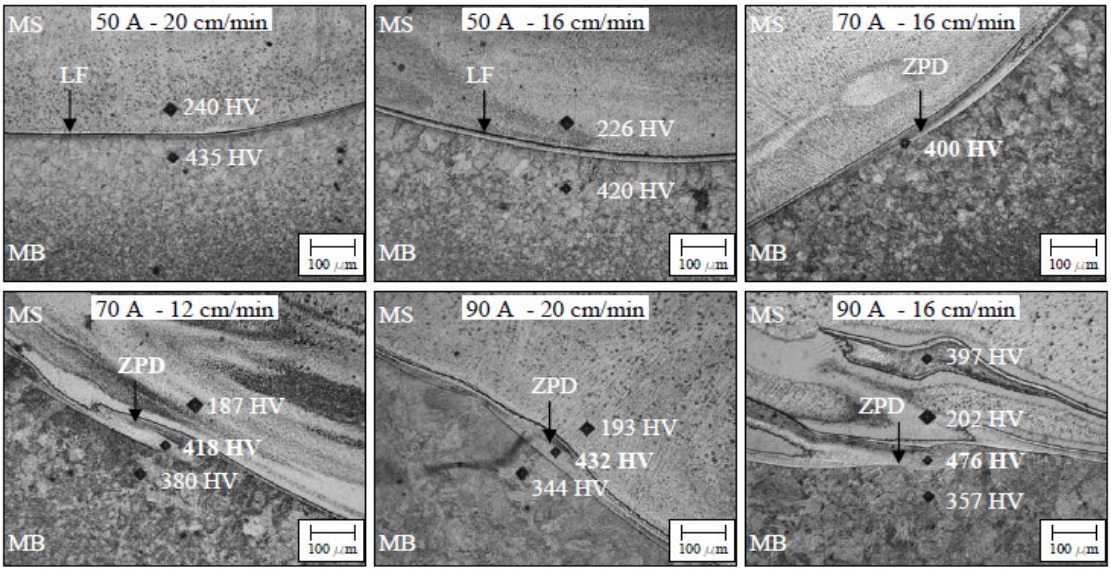


Figura 9 Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de corrente e velocidade de soldagem. Temperatura T_0: 25 ℃ [49]

II. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

II.1 Material

Para o presente trabalho de pesquisa de dissertação, foi utilizado um eixo de aço ao carbono, de especificação ABNT/SAE/AISI 4140 conforme Norma SAE – J404. Tal eixo é revestido metalicamente com um metal de melhores propriedades mecânicas, visando inibir problemas inerentes ao degradante ambiente de serviço ao qual está submetido, tais como desgaste superficial, oxidação e fadiga.

Em condições de serviços por longos períodos o eixo sofre perda de massa metálica provocando o seu desbalanceamento em serviço, resultando em vibrações acima dos limites operacionais permissíveis das turbinas.

Foi utilizado como materiais o eixo mencionado acima como um metal base (aço SAE 4140) e a liga Hastelloy X, como metal de solda na condição de revestimento.

As composições químicas dos materiais mencionados estão dispostas nas tabelas 1 e 2;

Tabela 1- Composição química de um aço 4140 ABNT/SAE – J404

Elemento	Composição (%)	Elemento	Composição (%)	Elemento	Composição (%)
Ni	-----	**Ti**	-----	**Cu**	-----
Cr	0,8 – 1,10	**Al**	-----	**P**	0,030 máx.
Mo	0,15 0,25	**Mn**	0,75 – 1,00	**S**	0,-40 máx.
Nb	-----	**Si**	0,15 – 0,35	**Fe**	Balanço

Tabela 2- Composição do Hastelloy X (%) [33]

Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	C	Mn	Si	B
Balanço	22	19	9	2,4	0,6	0,06	0,60	0,35	0,008*

II.2 Procedimento de Soldagem

Os parâmetros de soldagem utilizados estão indicados na tabela 3, onde se buscou variar o aporte de calor através da corrente de soldagem. Foram analisadas 4 condições (50A, 70A, 90 e 110A). A escolha dos valores foi através de parâmetros usados empiricamente, aceitos apenas pela avaliação visual da qualidade do cordão.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem das 4 Amostras – CP's de Hastelloy X.

N° Passe	Tipo Eletrodo	Diâmetro Eletrodo W (mm)	Diâmetro arame (mm)	**Corrente (A)**	Tipo de Corrente	Voltagem (V)	Vazão Gás De Proteção (l/min)	Vel. Alim. Arame (cm/min)	Vel. Peça (eixo) (cm/min)
1	EWTh2	1,6	1,14	**50, 70 90, 110**	CC -	8,7	-----	12	3,6
2	EWTh2		1,14	**50, 70 90, 110**	CC -	8,7	-----	12	3,6

Os revestimentos foram depositados através do processo de soldagem TIG (circunferencial – figura 10 e 11) automatizado, com dois cordões de solda (arame de Hastelloy X) sobrepostos em toda a circunferência do eixo de aço SAE 4140.

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

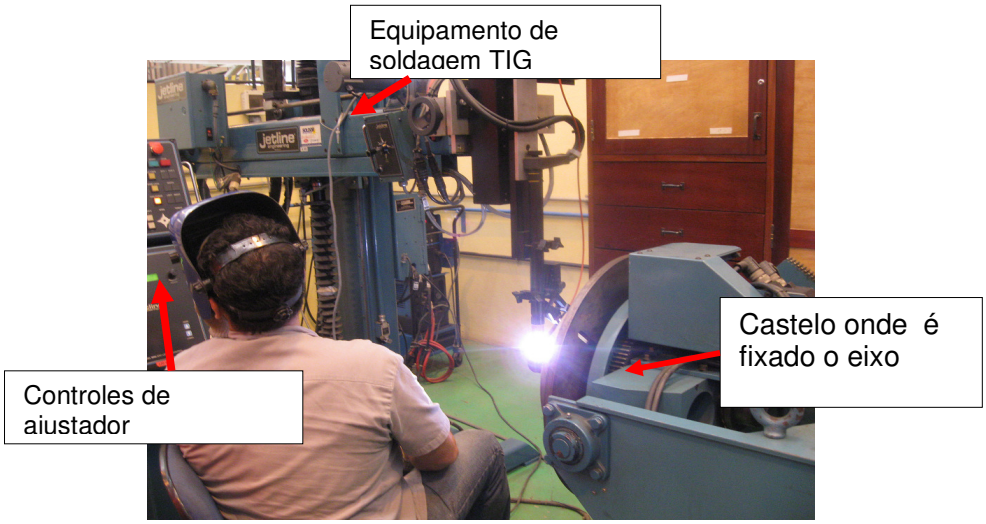


Figura 10 – Detalhe da máquina de solda TIG automatizada e do. Controle de ajuste computadorizado.

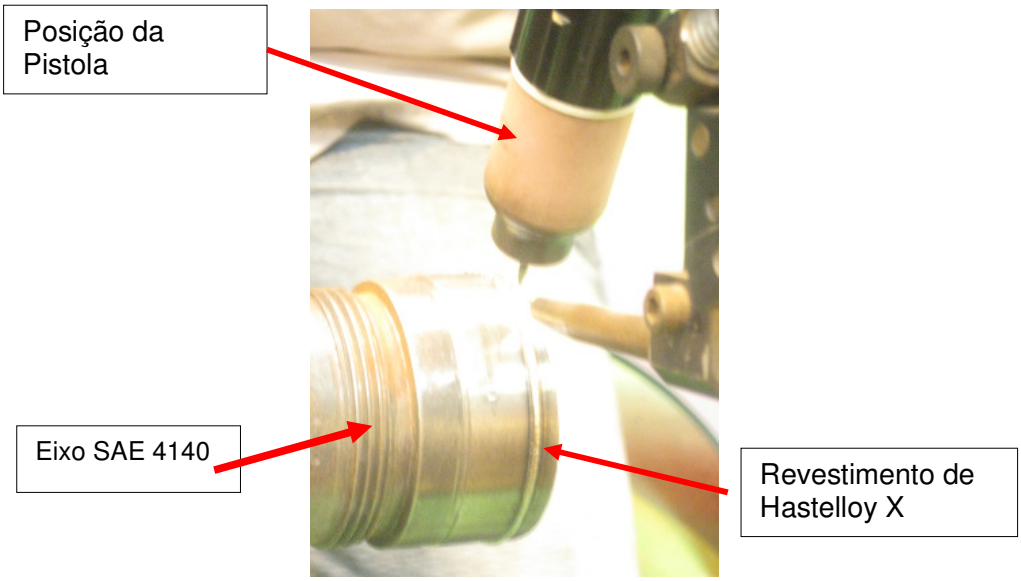


Figura 11 – Detalhe da posição do eixo em relação a pistola TIG e a deposição do revestimento Hastelloy X na condição de 50A.

Deve observar que todos estes parâmetros foram ajustados a partir de controles computadorizados (figura 12).



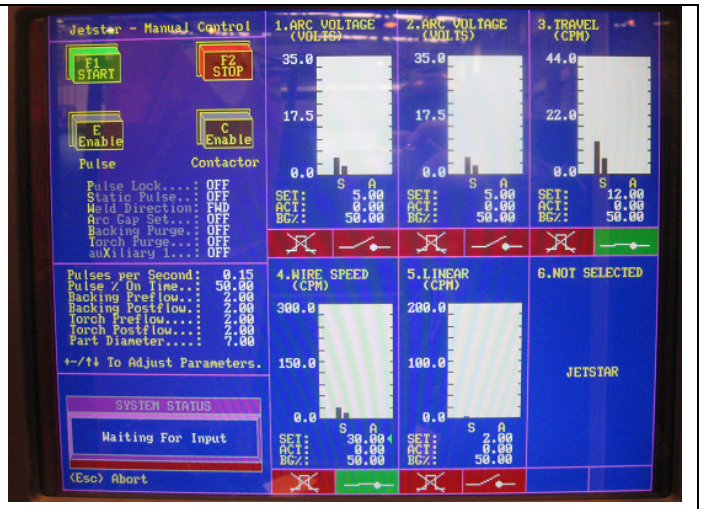


Figura 12 - Detalhe do módulo de controles de ajustador computadorizados de soldagem e configuração dos parâmetros na tela.

A tabela 4 mostra um resumo dos valores utilizados para o cálculo do aporte térmico.

Tabela 4- Aporte térmico utilizado no processo de soldagem TIG para as 4 Condições de Soldagem (50 A, 70A, 90A e 110A).

Parâmetros de Soldagem	50A	70A	90A	110A
η	0,67	0,67	0,67	0,67
V (V)	9,2	9,3	9,6	9,6
$\dot{v}$ (cm/min)	12	12	12	12
Ht (kJ/mm)	0,154	0,218	0,289	0,35

II.3 Ensaios Metalográficos

Após o corte na seção transversal dos cordões de solda as amostras foram preparadas para o exame metalográfico por embutimento em baquelite a quente, seguido de lixamento com lixas de grana 100, 220, 400 e 600. As amostras foram atacadas por imersão na solução química designada água régia, composta de 40 ml de água destilada, 30 ml de ácido nítrico (HNO_3) e 30 ml de ácido clorídrico (HCl), com tempo em torno de dois minutos para posterior caracterização.

Foi utilizada microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) para caracterização da junta soldada, Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal de base. Nesta avaliação foram analisados os seguintes aspectos da junta soldada:

- Uniformidade dos cordões
- Presença de defeitos como trincas, mordeduras e porosidades por de análise visual
- Avaliação por MO e MEV dos seguintes aspectos:

a) Caracterização da microestrutura do revestimento . Avaliação por Análise por Dispersão de Energia - EDS (análise pontual e por linha) dos elementos de ligas presentes.

b) Caracterização das interfaces revestimento/ZTA e ZTA/metal base.

As figuras 13 e 14 mostram os equipamentos utilizados.



Figura 13. Detalhe do microscópio ótico marca ZEISS AXIOPHOT



Figura 14. Foto do microscópio eletrônico de varredura marca ZEISS DSM962.

II.4 Outros Aspectos Analisados no Revestimento

•Medição do reforço (Re) e largura (L) da seção transversal do revestimento, com modo programa Image ProPlus, em microscópio ótico, conforme figura 15.

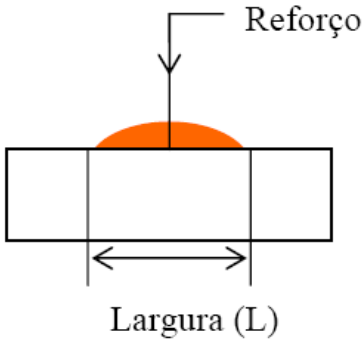


Figura 15 - Representação das medidas de reforço (Re) e largura (L).

•Medição dos ângulos de molhamento (θ), esquerdo e direito, Figura 16, com modo programa Image ProPlus. Para correlacionar a molhabilidade entre o depósito e substrato.

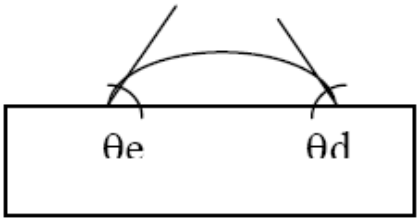


Figura 16 - Medidas dos ângulos de contato entre depósito e substrato.

• Diluição. Diluição se define como a quantidade de material base que se mistura com o material de adição, figura 17. Neste será utilizado à técnica de medição por área.

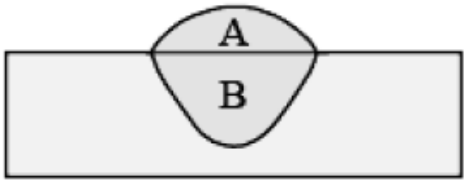


Figura 17. Diluição medida na seção transversal de um cordão depositado sobre chapa.

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

Onde :

δ → coeficiente de diluição;

A + B→ massa total do cordão de solda ;

B → massa fundida do metal de solda.

Para todos estes parâmetros estudados foram feitas 3 medições.

II.5 Ensaio de Dureza da Junta Soldada

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers para levantamento do perfil de dureza do cordão de solda. A marca do durômetro utilizado é Wilson Instruments, modelo 422 MVD, com uma carga de 1,5 Kgf (HV1,5).

A figura 18 mostra como será feita a medição em 3 regiões, avaliando o revestimento, ZTA e metal base. A figura 19 mostra o equipamento que foi utilizado para o ensaio de microdureza.

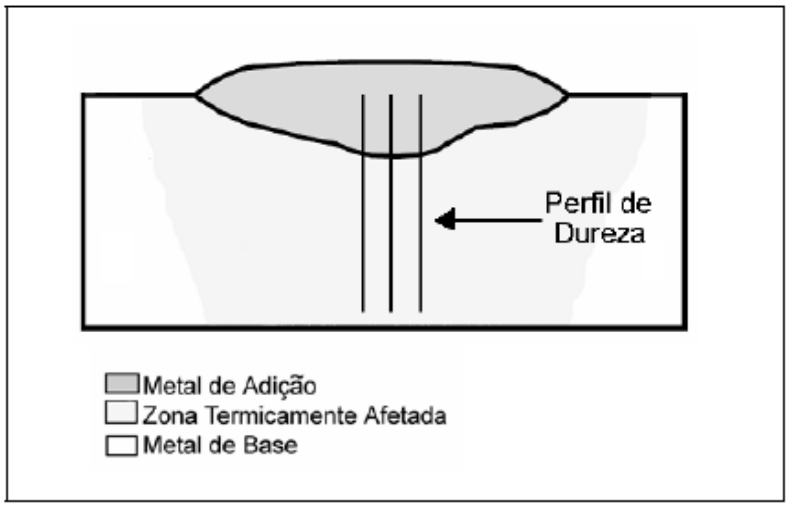


Figura 18 Representação do perfil de ensaio de microdureza.



Figura 19. Detalhe do equipamento utilizado para ensaio de microdureza.

II.6 Cromatografia

Foi feita uma avaliação da composição química dos revestimentos, após a soldagem, para as 4 condições estudadas através de um cromatógrafo SHIMADZU (figura 20).



Figura 20. Detalhe do cromatógrafo utilizado para avaliação da composição química dos revestimentos.

III.RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os parâmetros de processamento e a composição química do substrato pode influenciar significantemente as características dos revestimentos [35, 36]. Foi realizada desta forma, uma análise dos revestimentos como depositado, obtidos por variação do parâmetro de deposição, intensidade de corrente, mantendo-se fixos os valores de velocidade de deposição. Avaliou-se também a dureza dos revestimentos depositados sobre o substrato aço SAE 4140.

III.1 Efeito dos Parâmetros de Processamento

Os cordões depositados, independente da intensidade decorrente utilizada, apresentaram bom aspecto superficial sem defeitos macroscópicos relevantes (trincas, porosidade), figura 21 e 22. Em relação à uniformidade e continuidade, as condições de 50 A e 70 A, que se mostraram as melhores.



Figura 21. Aspecto dos cordões de solda para diferentes correntes.



Figura . 22. Aspecto dos cordões de solda para diferentes correntes (lado aposto a fig. 21).

A tabela 5 apresenta as dimensões dos cordões de solda obtidos para as diferentes intensidades de correntes. A figura 23 mostra como foram tomadas as medidas no plano transversal ao sentido de deposição.

Tabela 5. Dimensões dos revestimentos obtidos pela variação da intensidade de corrente (valor médio de 3 medições para cada parâmetro)

Intensidade de Corrente (A)	**Largura (mm)**	**Reforço (mm)**	**Ângulo de molhabilidade**
50	**2,4**	**1,4**	**86,2**
70	**3,8**	**1,4**	**62,0**
90	**4,3**	**0,7**	**34.4**
110	**4,9**	**0,8**	**43,9**

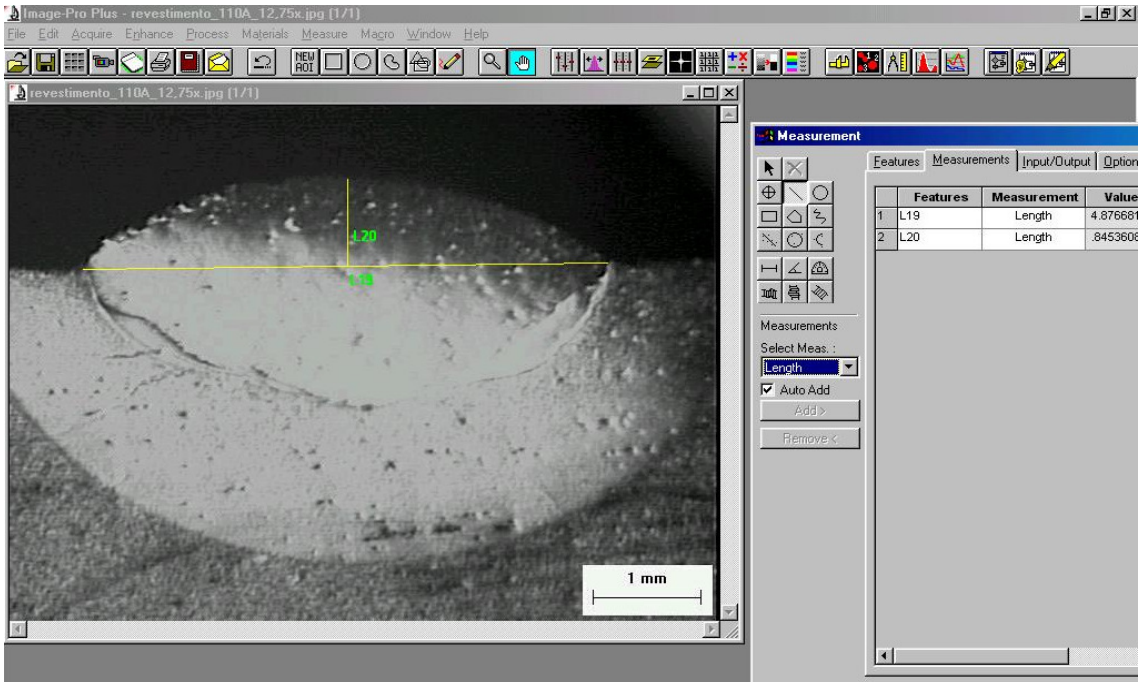


Figura 23 Esquema mostrando onde foram medidos a largura e o reforço. Condição 110 A.

Intensidades de corrente maiores 90 e 110 A resultaram em cordões mais largos (figura 21) e reforços mais finos [26] tabela 5. Este comportamento é atribuído ao aumento do aporte térmico destas correntes elevadas, que tornam os depósitos mais largos em consequência de um suposto aumento da molhabilidade [35].

Observa-se na figura 26 e tabela 6, que os níveis de diluição determinada como a participação do substrato no revestimento final, são diretamente afetados pela intensidade de corrente. Os valores obtidos estão de acordo com a literatura [6, 8, 14, 46], que informa que quanto maior a intensidade de corrente utilizada, 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.

Nota-se que para condição de 50 A não houve penetração suficiente, o que implica em baixa diluição e, portanto não há garantias de estabilidade para a união metalúrgica entre metal de solda e substrato se a junta for submetida a esforços, ainda que de pequena magnitude. A figura 24 mostra como foi feita esta avaliação por MO.

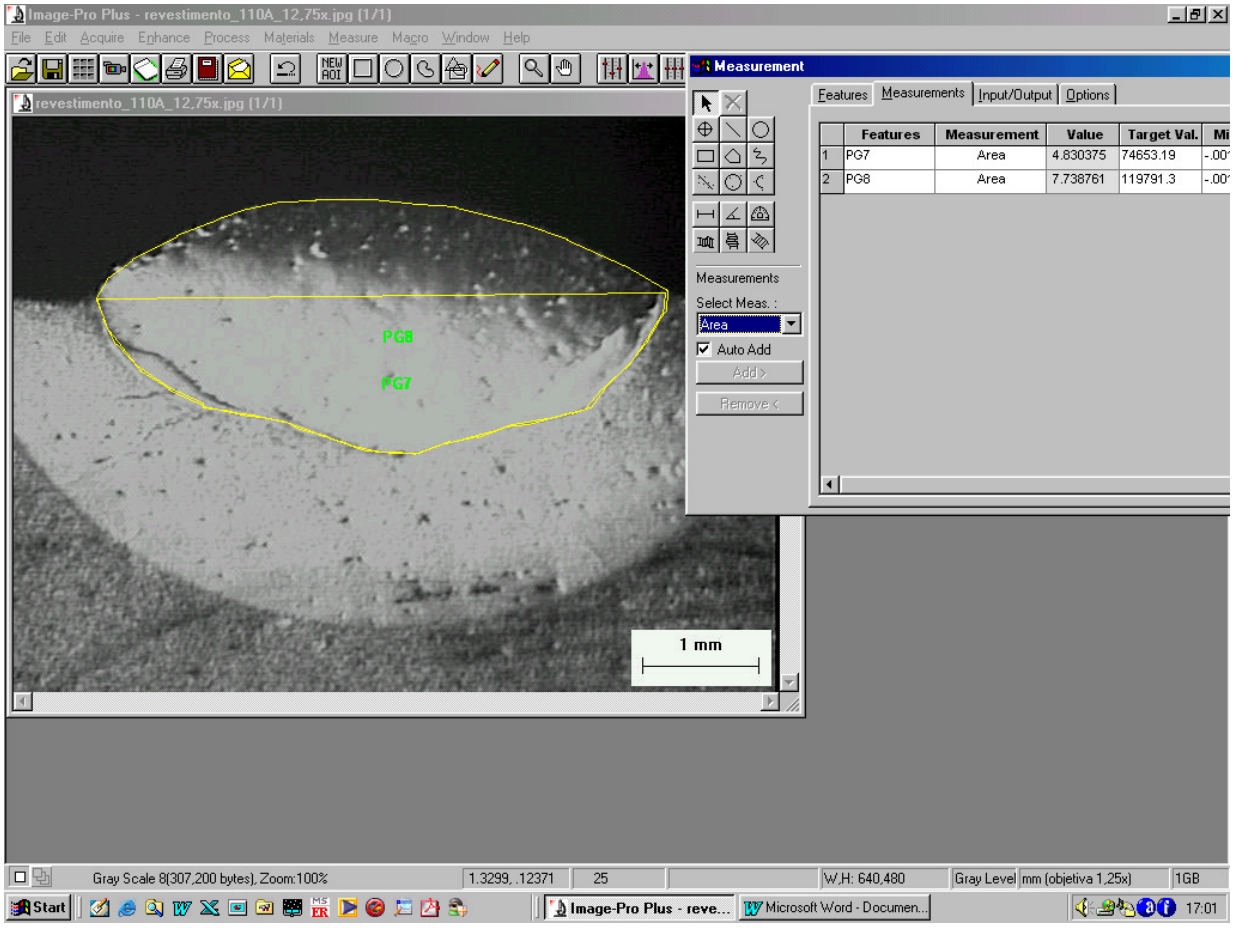
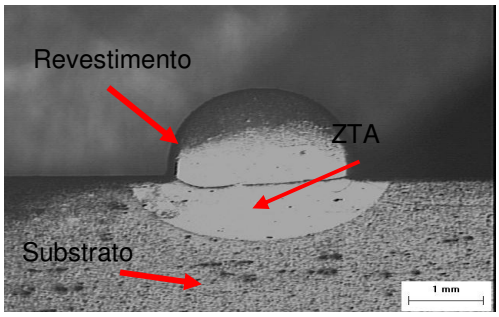
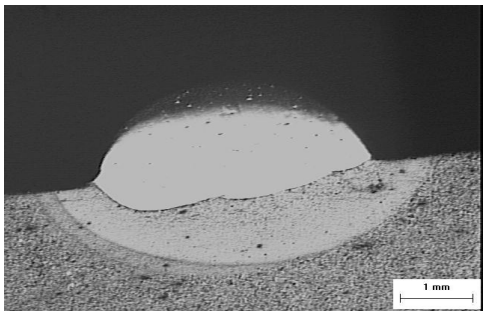


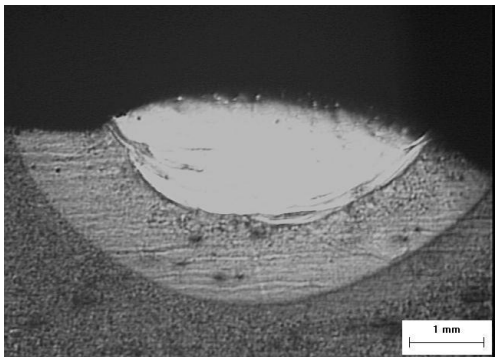
Figura. 24 Medição de diluição para a condição de 110 A.



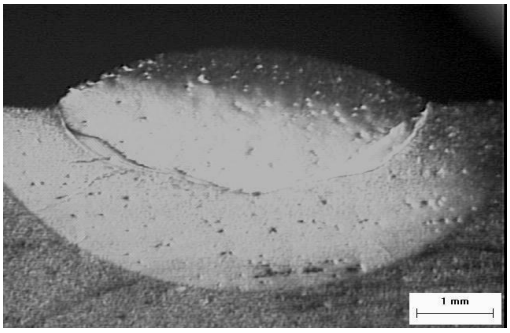
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura. 25. Micrografias obtidas por MO (12,75x) para as intensidades de corrente 50 A (a), 70 A (b), 90 A (c) , 110 A (d).

Tabela 6.Valores de diluição para os parâmetros de soldagem avaliados

Condição	50 A	70 A	90 A	110 A
Diluição (%)	7,7	25,0	67,5	62,4

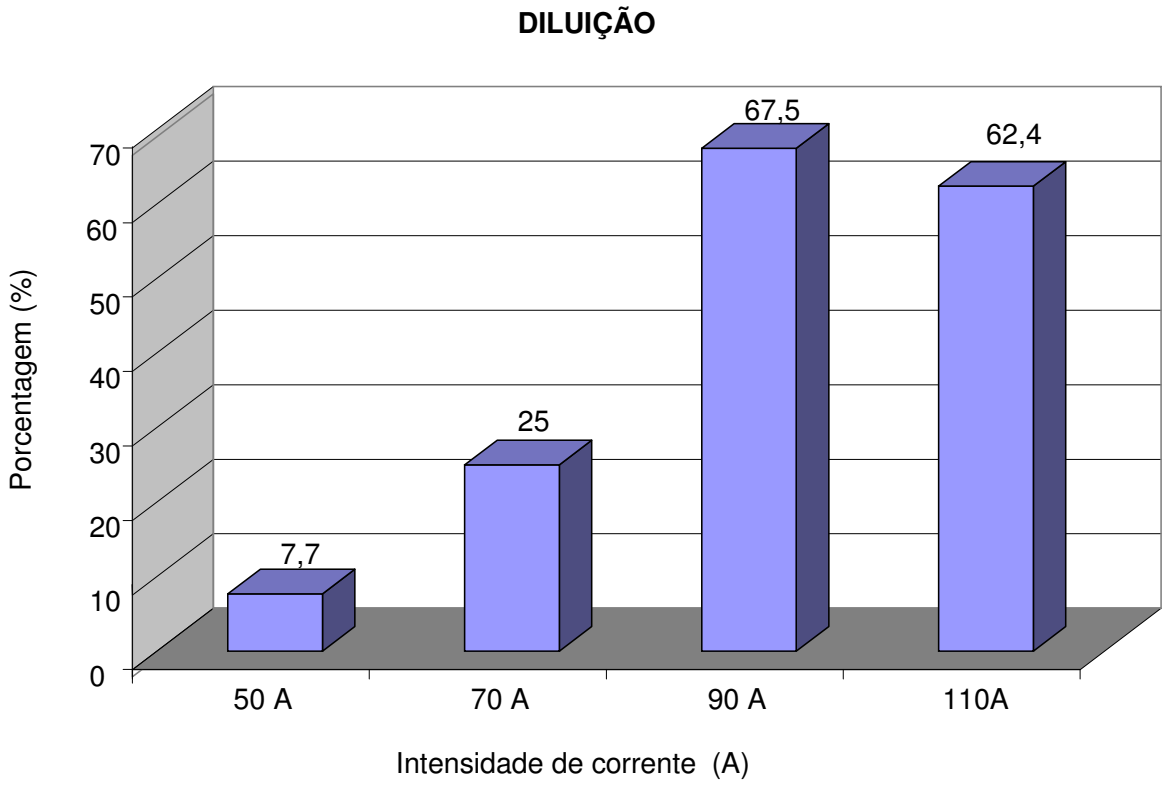


Figura 26. Valores de diluição em % para os parâmetros de soldagem avaliados

III.2 Avaliação de Microdureza

A tabela 7 e o gráfico da figura 28 mostram os resultados obtidos por microdureza onde os valores de dureza permanecem praticamente constantes no revestimento (liga Hastelloy X) e aumentam na região da ZTA para todas as condições de intensidade de corrente. Os maiores valores encontrados na ZPD foram de 700 HV.

Este comportamento está de acordo com a literatura [33, 34] que mostra que estas regiões atingem durezas superiores a 400 HV, indicando estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Estas regiões possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base. Observando as figuras 25 b, percebe-se que a condição de 70 A não apresenta presença significativa de ZPD, enquanto que para a condição de 90 A e 110 A existe uma região de ZPD conforme podemos observar nas figuras 25 c, 25 d.

A opção de se utilizar baixa corrente de soldagem nos primeiros passes, que tem como consequência uma menor diluição de metal de base (diluição global) aliada a uma alta taxa de solidificação, inibe os movimentos de microsegregação nos transientes iniciais de solidificação, podendo suprimir a formação de ZPD. Porém, como consequência, a baixa energia de soldagem destes passes iniciais promove uma alta taxa de resfriamento à ZTA, que é endurecível durante o resfriamento. Uma segunda camada de alta energia de soldagem deve ser depositada visando o refinamento dos grãos da ZTA, garantindo níveis de dureza aceitáveis na junta dissimilar [47]. Para o procedimento aplicado na presente dissertação, como será verificado a seguir, a condição de 70 A é a que apresentou melhor comportamento na relação dureza/diluição.

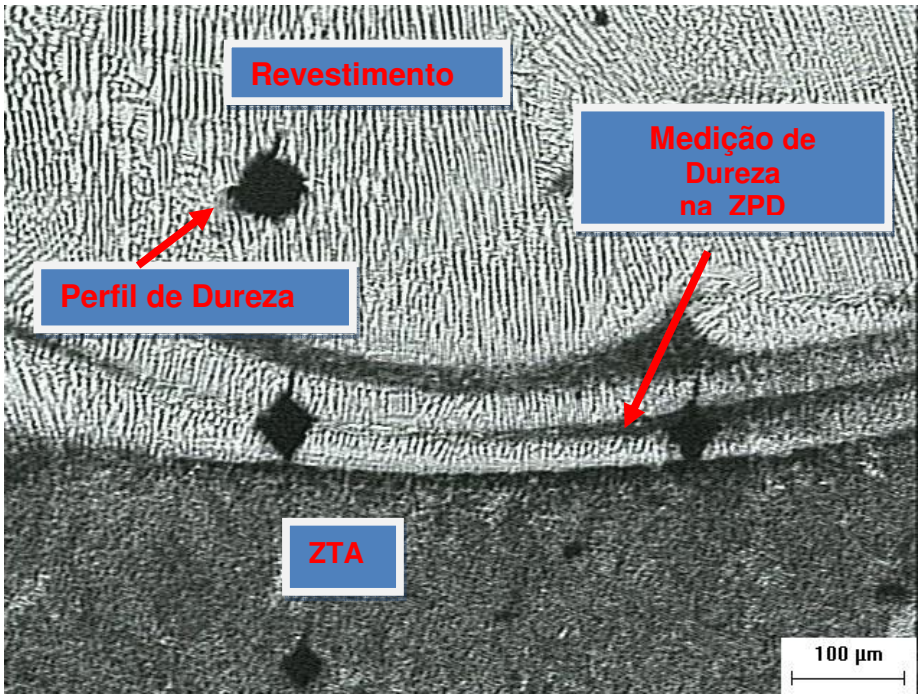


Figura 27 Esquema mostrando onde foram feitas as medidas de microdurezas

Tabela 7. Microdurezas nas regiões da junta soldada

Regiões da Junta	50A	70A	90A	110A
Hastelloy X 1,5 kgf(HV 1,5)	194	213	193	194
ZTA 1,5 kgf (HV 1,5)	602	500	545	654
Substrato 1,5 kgf (HV 1,5)	290	290	290	290

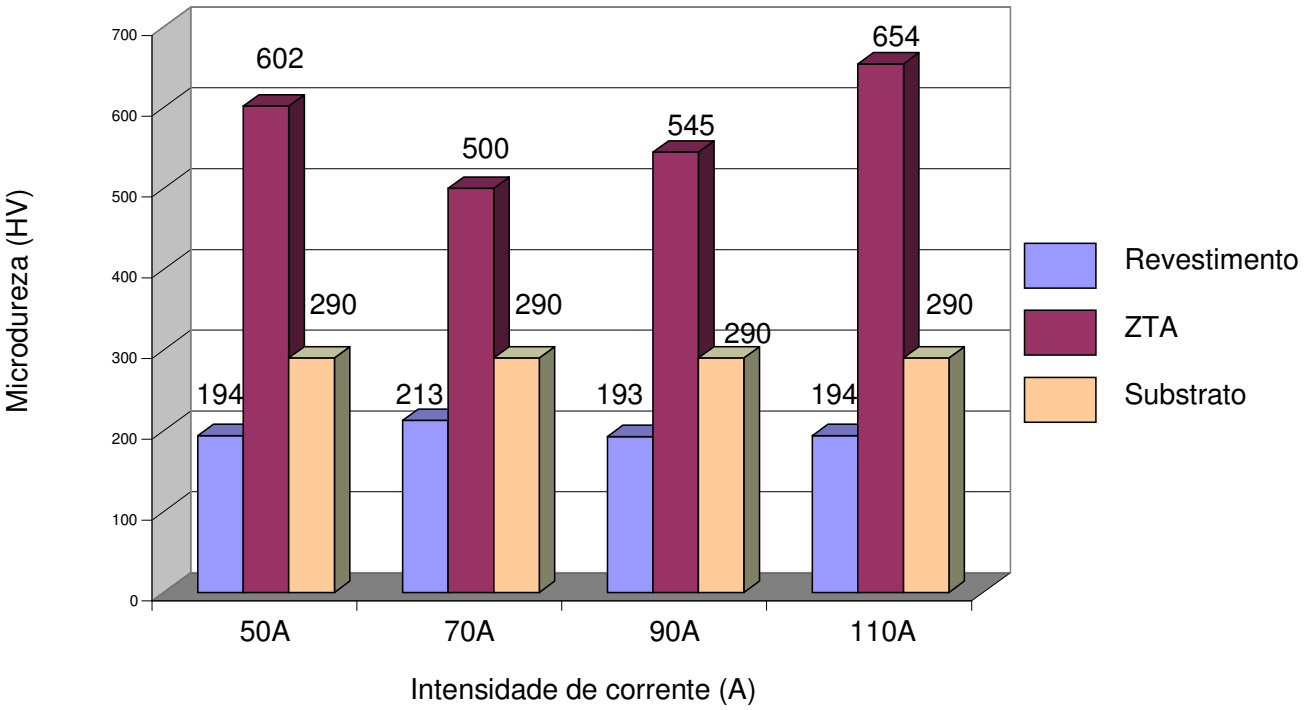


Figura 28 Resultado de microdurezas nas regiões da junta soldada

III.3 Avaliação da Molhabilidade

A figura 29 mostra um exemplo de como foi feita a medição de molhabilidade. A comparação dos perfis dos cordões com as quatro correntes avaliadas, 50 A, 70 A, 90 A e 110 A, nas figuras 25 a, 25 b, 25 c, 25 d, mostram seu efeito sobre a molhabilidade dos cordões. Com o aumento da intensidade de corrente é esperado que haja uma elevação da temperatura da poça de fusão, diminuindo a tensão superficial o que favorece o aumento da molhabilidade do cordão no substrato. Esta molhabilidade pode ser correlacionada com a variação do ângulo de molhamento θ, sendo que, quanto mais este ângulo se aproxima de zero maior é a molhabilidade do depósito [48].

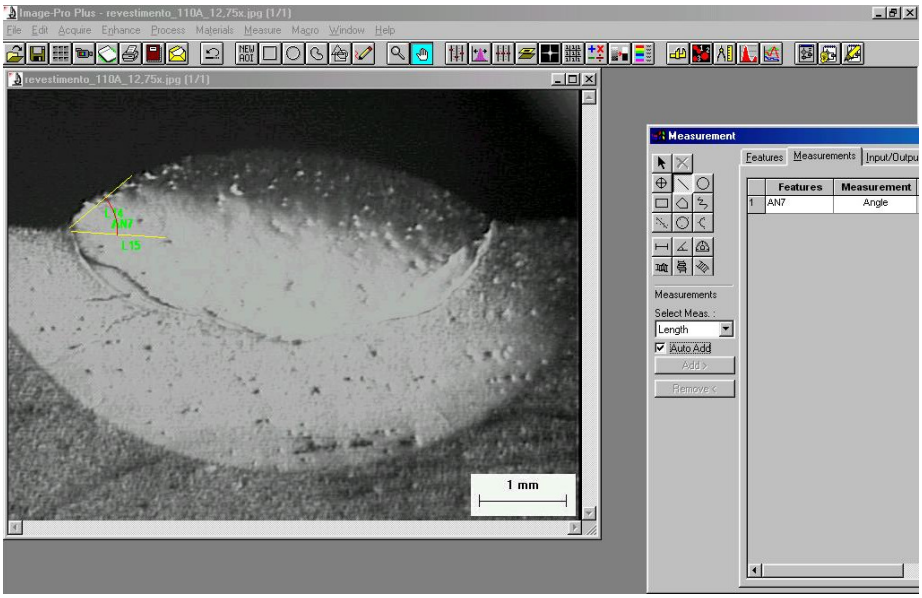


Figura.29 Exemplo da medição de molhabilidade, condição 110 A.

A avaliação por microscopia ótica revela estruturas colunares e dendríticas típicas de solidificação para diferentes intensidades de corrente (50A, 70A, 90A e 110 A), ao longo de todo revestimento e na região de interface ZTA/Revestimento, conforme mostram as figuras 30, 31, 31 a, 31 b, 32 a, 32 b, 33 a e 33 b. Nota-se a predominância da estrutura colunar na interface substrato/ZTA e regiões localizadas de dendritas do revestimento ao longo de revestimento.

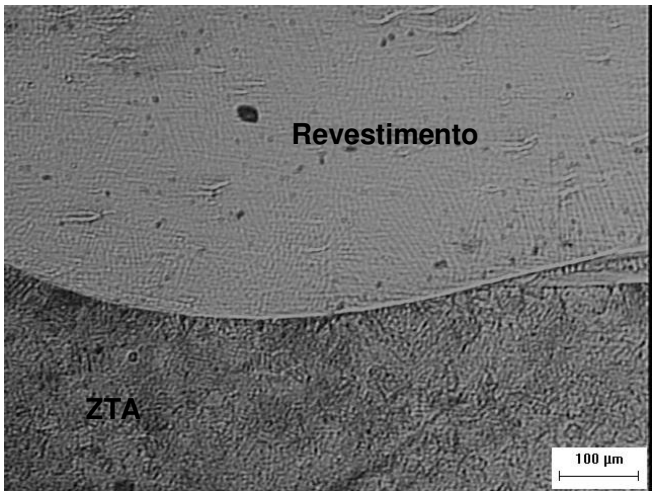
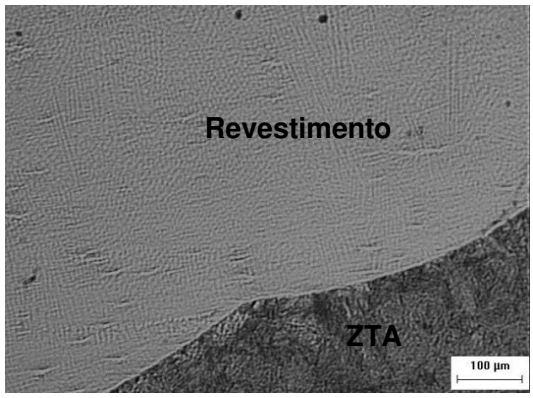
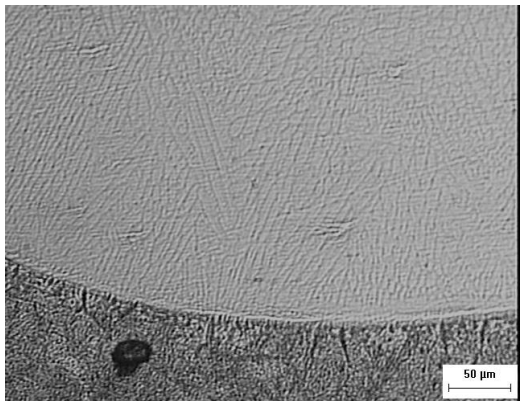


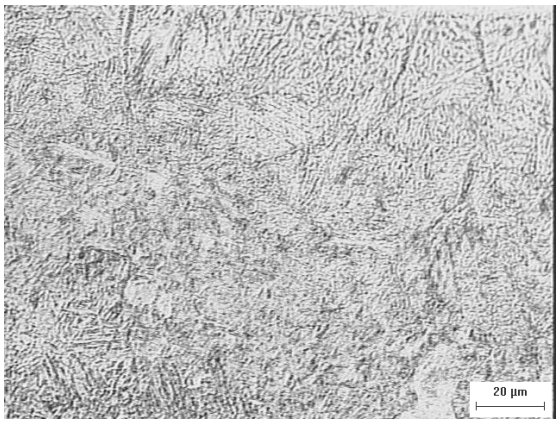
Figura 30. Estrutura austeníticas apresentando regiões de grãos colunares típicos de solidificação obtida por microscopia ótica para intensidade de corrente de 50 A, ampliada 100x



(a)

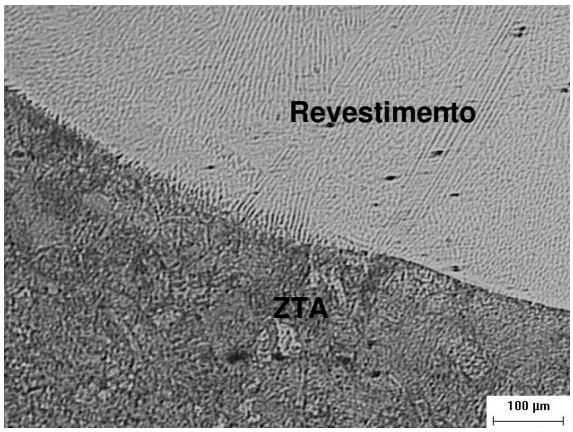


(b)

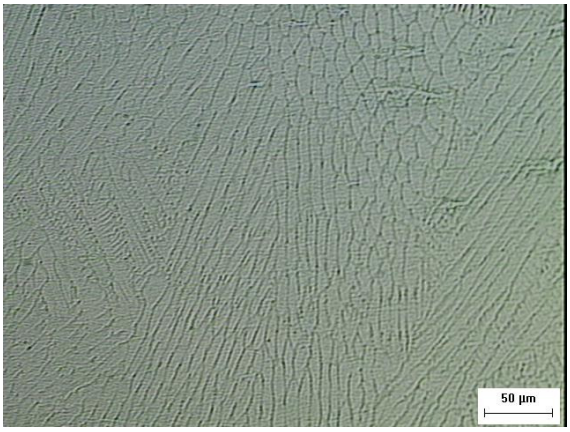


(c)

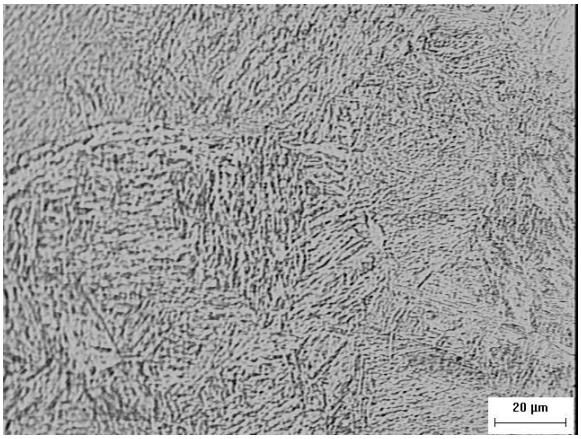
Figura 31. Estruturas austeníticas apresentando regiões de grãos colunares típicos de solidificação obtida por microscopia ótica para intensidade de corrente de 70 A, ampliada (a) 100x , (b) 200x e (c) ZTA 500x



(a)

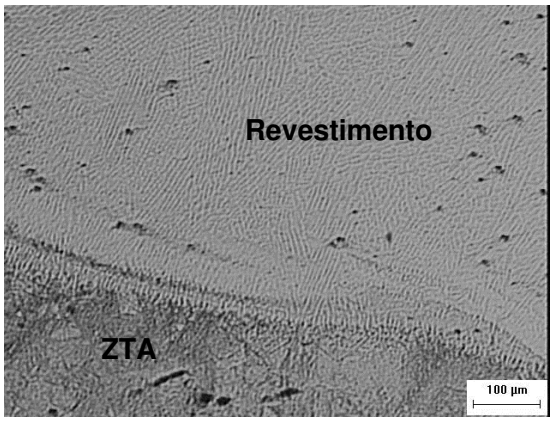


(b)

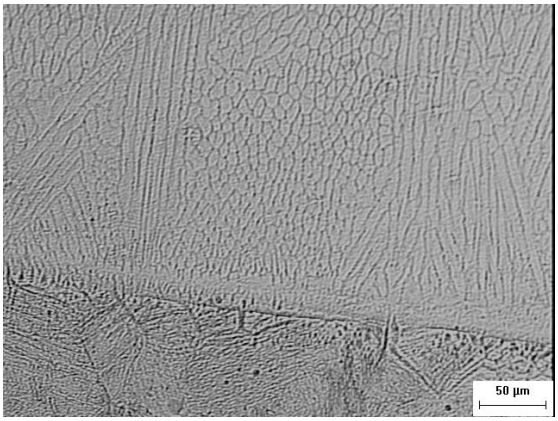


(c)

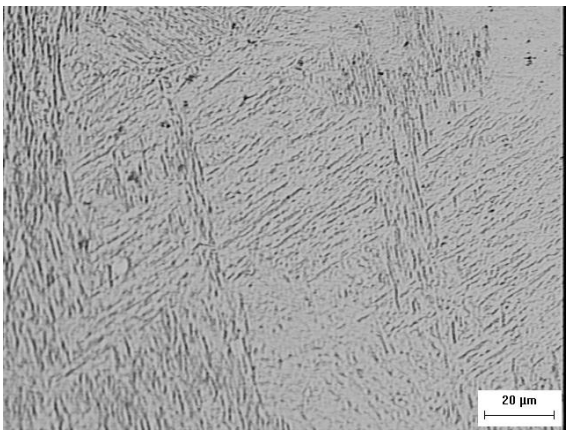
Figura 32. Estruturas austeníticas apresentando regiões de grãos colunares típicos de solidificação obtida por microscopia ótica para intensidade de corrente de 90 A , ampliada (a) 100x,e (b) 200x e (c) ZTA 500x



(a)



(b)



(c)

Figura 33. Estruturas austeníticas apresentando regiões de grãos colunares típicos de solidificação obtida por microscopia ótica para intensidade de corrente de 110 A , ampliada (a)100x, (b)200x e (c) ZTA 500x

Nota-se que os depósitos obtidos com menor intensidade de corrente a microestrutura mostra-se mais refinada, devido ao menor aporte térmico imposto à poça de fusão que, nas mesmas condições, impõe um resfriamento mais rápido, limitando a difusão atômica. Devido a este comportamento existe um maior refino nas proximidades da superfície que na região próxima á linha de fusão.

Pode-se afirmar ainda que a diluição medida não apresentou influência direta na microdureza dos revestimentos, visto a similaridade das curvas e a pequena variação que ocorre entre elas, como pode ser verificado na figura 34 correlaciona a diluição e a microdureza Vickers (revestimento).

Os baixos valores encontrados para a microdureza do Hastelloy X revelam sua soldabilidade superior a do substrato - que apresentou valores maiores, ainda que com pequena diferença - e está de acordo com a indicação do fabricante [33], que indica um valor de 30HRc a temperatura ambiente para chapas laminadas.

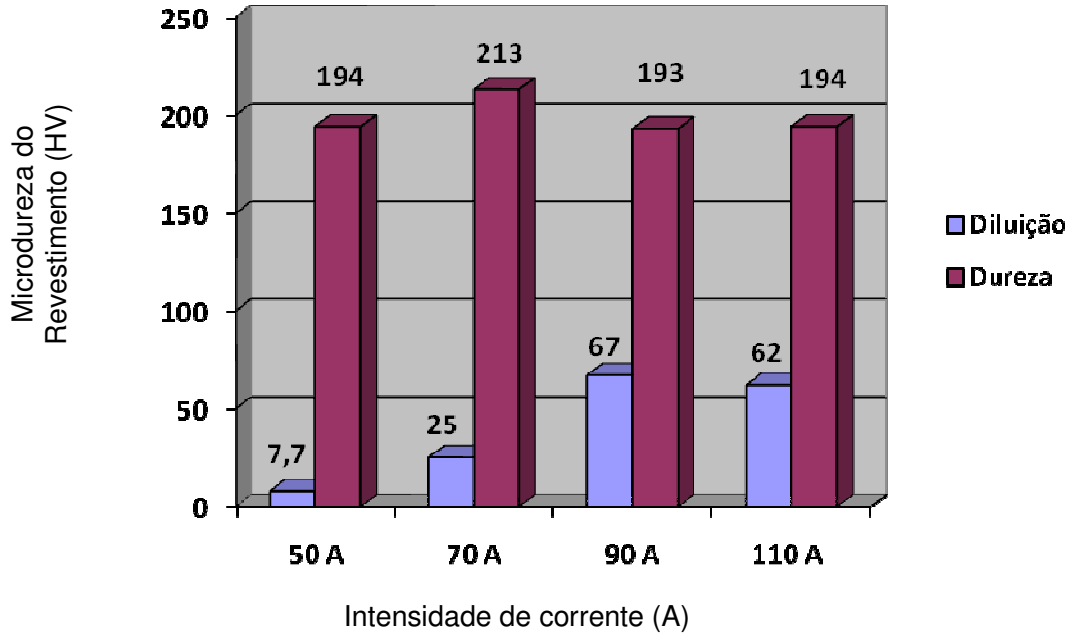


Figura 34. Correlação entre a microdureza do substrato e a diluição ocorrida.

O elevado valor da microdureza medido na ZPD e na ZTA indica a provável existência de uma estrutura martensítica. A tabela 7 e figura 28 mostram os valores médios obtidos para a

dureza na ZPD dos depósitos. A zona termicamente afetada apresentou uma microestrutura caracterizada por estruturas colunares e dendríticas e pode ser observada na figura 30, 31 c, 32 c e 33 c.

III.4 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura

Na análise por MEV foi possível verificar a variação da composição química entre as regiões da junta soldada, sendo que na ZPD a composição química é influenciada pelo revestimento Hastelloy X e pelo substrato SAE 4140, o que explica as variações microestruturais e de propriedades mecânicas desta região. Os resultados das analises por EDS mostram coerência com as variações de parâmetros, assim como das propriedades mecânicas também observado na análise por MEV.

Os espectros da análise pontual realizada no revestimento comprovam a presença dos principais elementos de liga do Hastelloy X (figuras 47, 49, 53, 55, 56, 57, 60, 61, 62, 65, 69 e 70).

Nota-se a influência da composição química do revestimento e do substrato na interface ZTA/substrato. Baeslack [34] para explicar a existência das ZDP's e Ornath et al [39], avaliando a caracterização de perfis de composição química nas ZPD's, encontraram resultados similares em seus respectivos estudos, mostrando que esta região geralmente é constituída de composição química intermediária entre metal de base e metal de solda.

Os espectros para a condição de 50 A (figuras 56, 57 58 e 59) mostram que a análise de linha mostra claramente a variação de elementos de liga na interface substrato/ZTA. O principal destaque é Ni e Cr que diminuem drasticamente na região da ZTA/substrato. O elemento Fe aumenta na ZTA.

No caso das análises por EDS na verificação da matriz, mostra a presença de carbetos localizados nos contornos para todas as condições estudadas, figuras 47, 49, 53, 55, 57, 61, 65 e 69, pode-se observar também, que aumenta a quantidade Ni e Mo, sugerindo a presença de carbetos de Ni, que aumentam a dureza do revestimento.

Presença de carbetos semelhantes aos verificados neste trabalho foram encontrados por Miner e Castelli [50] em seus resultados buscando um melhor conhecimento do comportamentos de ligas de níquel (Hastelloy X) em solicitações de fadiga de baixo ciclo. Neste estudo os ensaios de fadiga foram realizados no intervalo de temperatura de 650-870 ° C mostrando na análise pontual por EDS a contribuição dos carbetos de molibdênio ($M_{23}C_6$) no fenômeno de endurecimento cíclico, comprovando a importância da caracterização destes carbonetos.

Trabalhos como o de Graf K. [51] em um material similar (Hastelloy C) também mostra a presença de carbonetos (figura 35), neste trabalho também é mencionado a observação de uma estrutura de solidificação típica, com uma solução sólida rica em Ni na região dentrítica (γ) e regiões interdendríticas ricas em elementos de liga como Cr, Mo e W.

No caso da ZPD a análise de EDS mostra como esta é influenciada pelas composições químicas do revestimentos e do substrato figuras 37, 41, 45 e 51 . Baeslack and Savage [34] confirmam em seus estudos, para explicar as características das ZPD, esta influência da composição química do revestimento e do substrato, propondo que os movimentos convectivos na poça de fusão são responsáveis por enriquecer esta região com elementos de liga, de modo a aumentar localmente a sua temperabilidade.

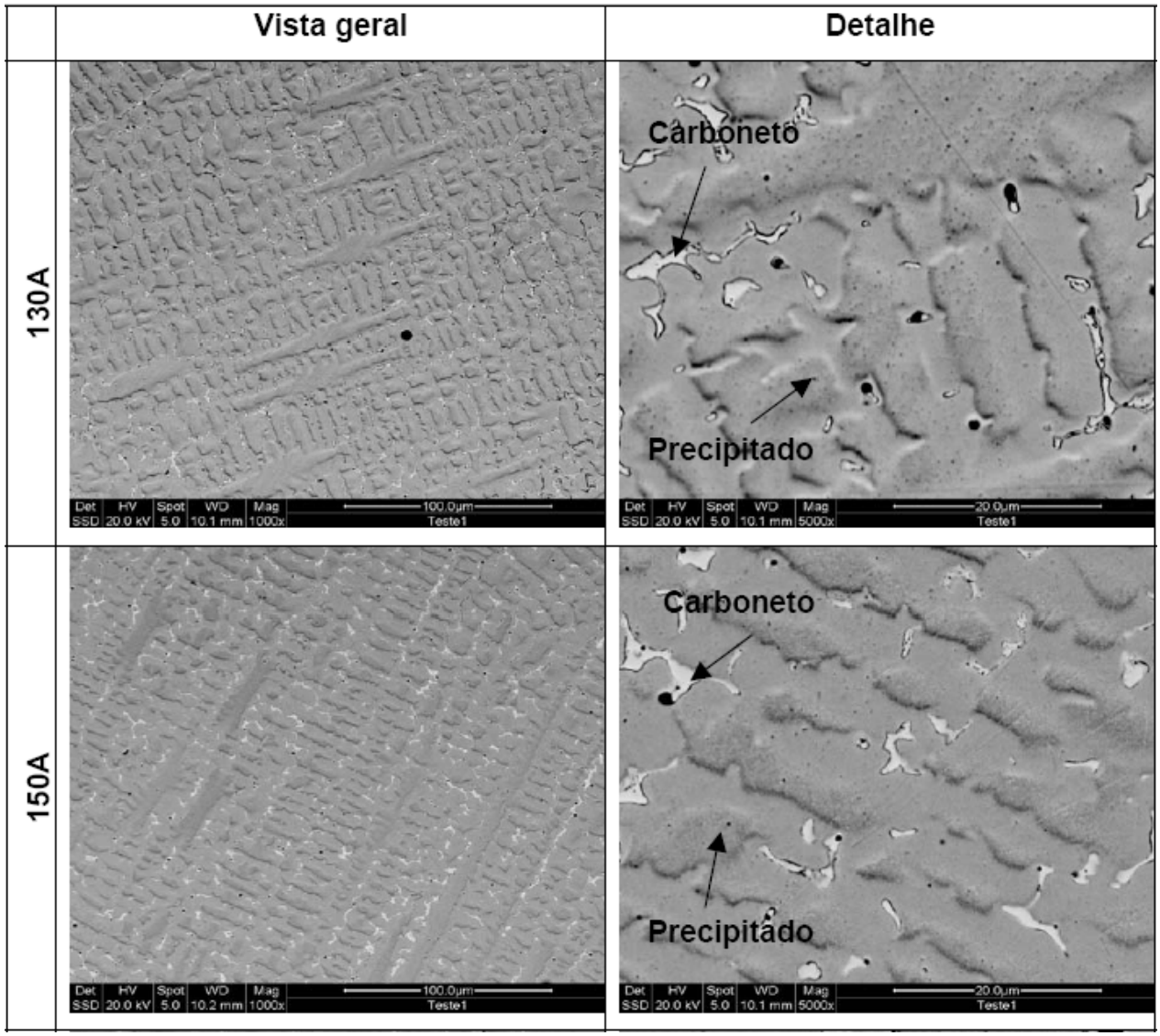


Figura 35. Vista geral e detalhe da microestrutura do Hastelloy C obtida por microscopia eletrônica para intensidades de corrente de 130 e 150 A, mostrando presença de carboneto. [51]

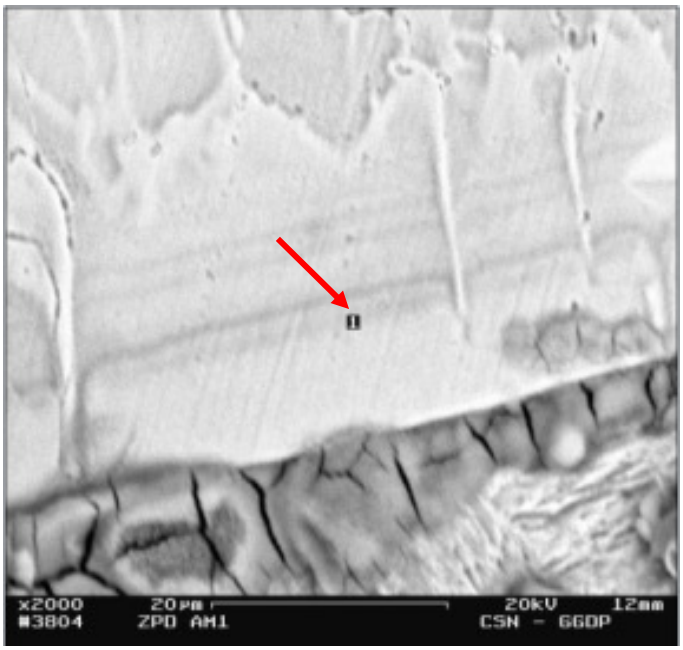


Figura 36. Análise por MEV na ZPD para intensidade de corrente de 50 A.

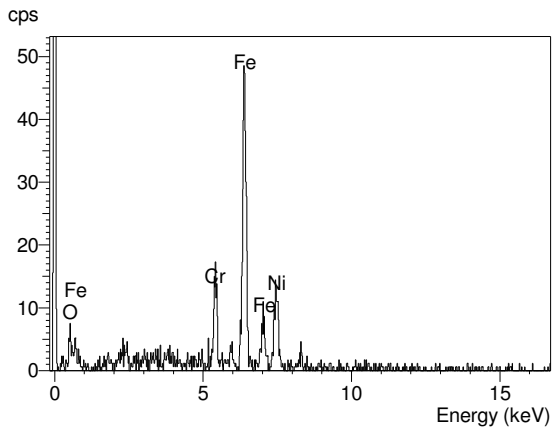


Figura 37. Espectro com Análise de EDS para ZPD, região 1, 50 A

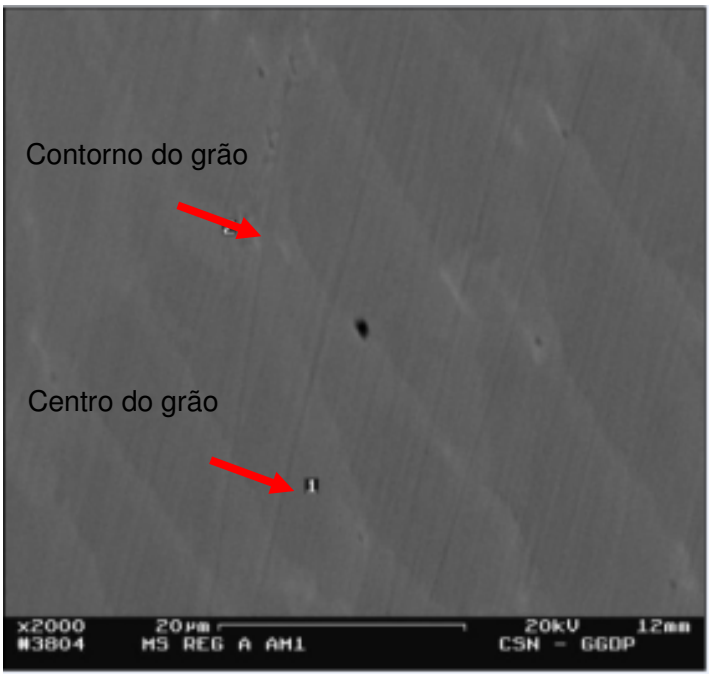


Figura 38. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 1 para intensidade de corrente de 50 A.

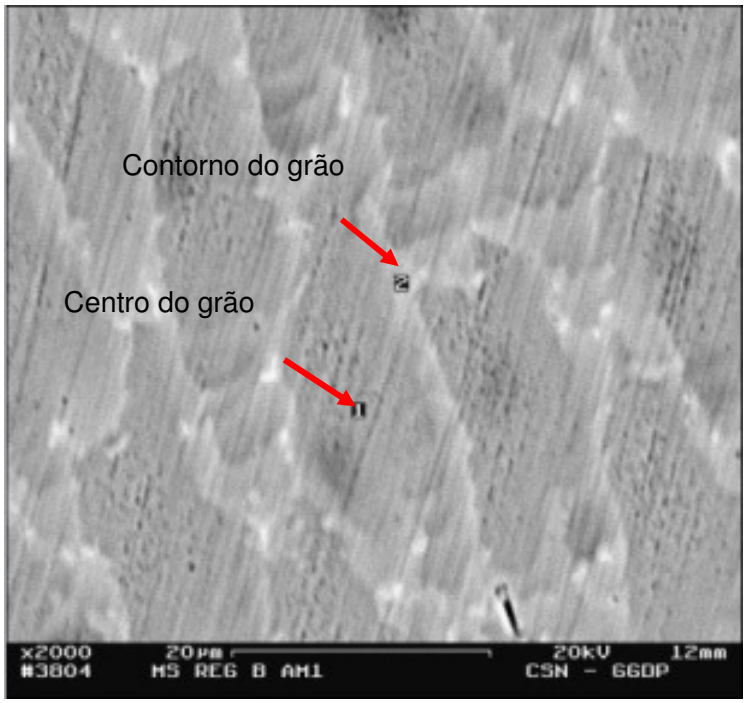


Figura 39. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 2 para intensidade de corrente de 50 A.

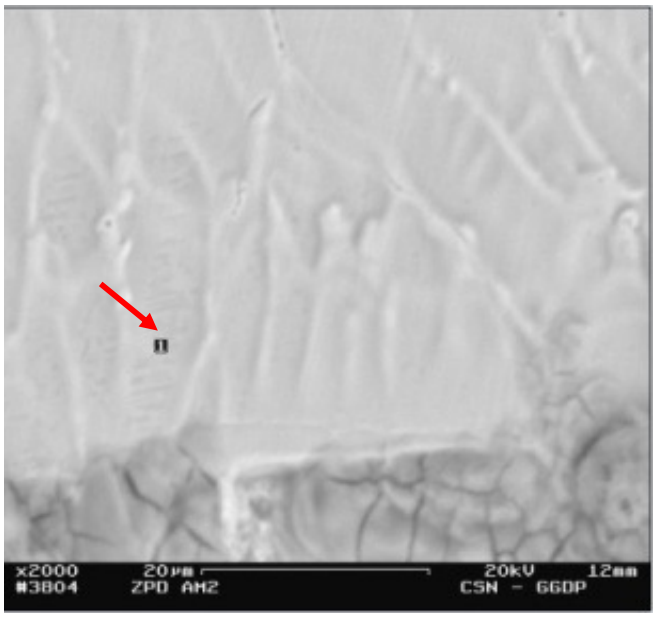


Figura 40. Análise por MEV na ZPD para intensidade de corrente de 70 A.

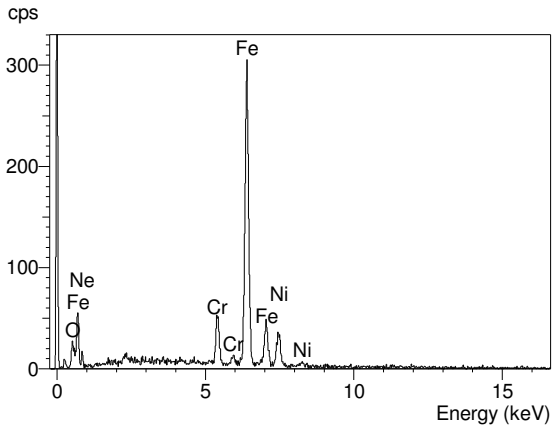


Figura 41. Espectro com Análise de EDS para ZPD, região 1, 70 A

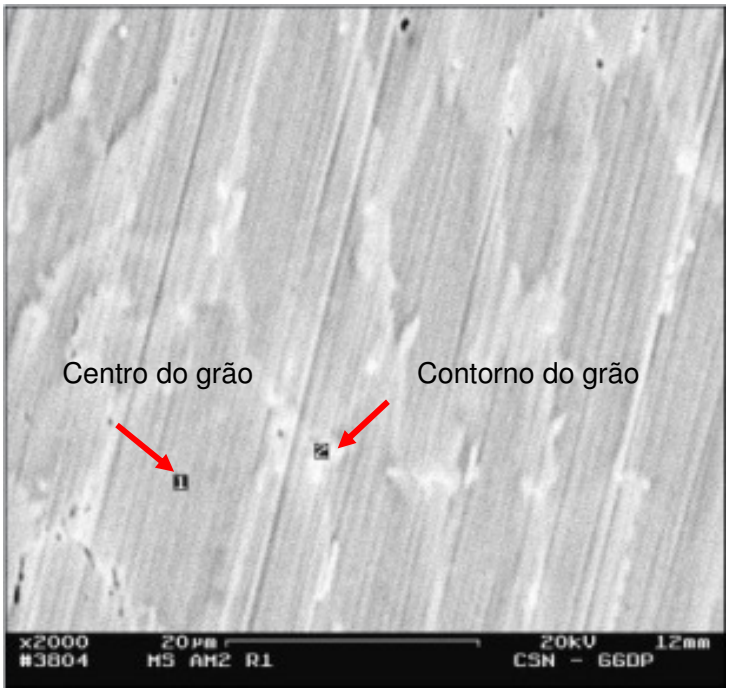


Figura 42. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 1 para intensidade de corrente de 70 A.

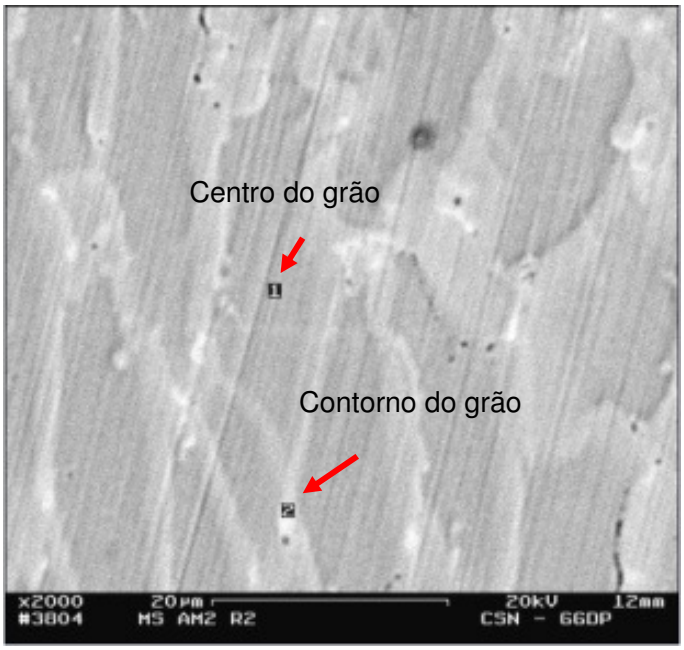


Figura 43. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 2 para intensidade de corrente de 70 A.



Figura 44. Análise por MEV na ZPD para intensidade de corrente de 90 A.

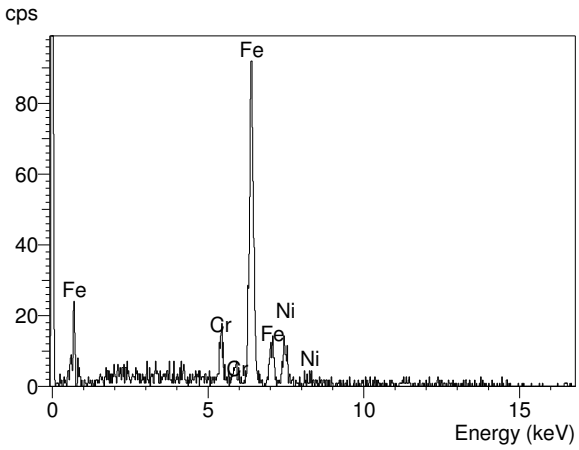


Figura 45. Espectro com Análise de EDS para ZPD, Região 1, 90 A

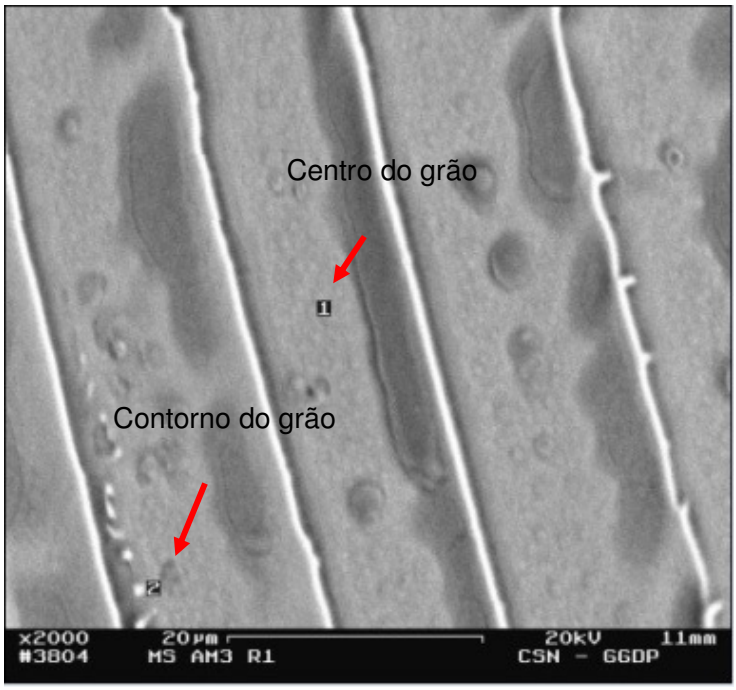


Figura 46. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 1 para intensidade de corrente de 90 A.

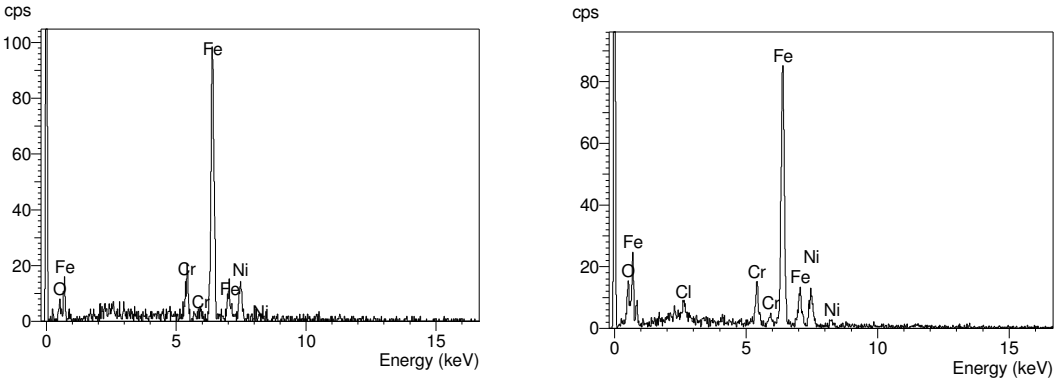


Figura 47 Espectro com Análise de EDS para o Revestimento, Centro do grão (esquerda) e contorno do grão (direita) na Região 1, para intensidade de corrente de 90 A.

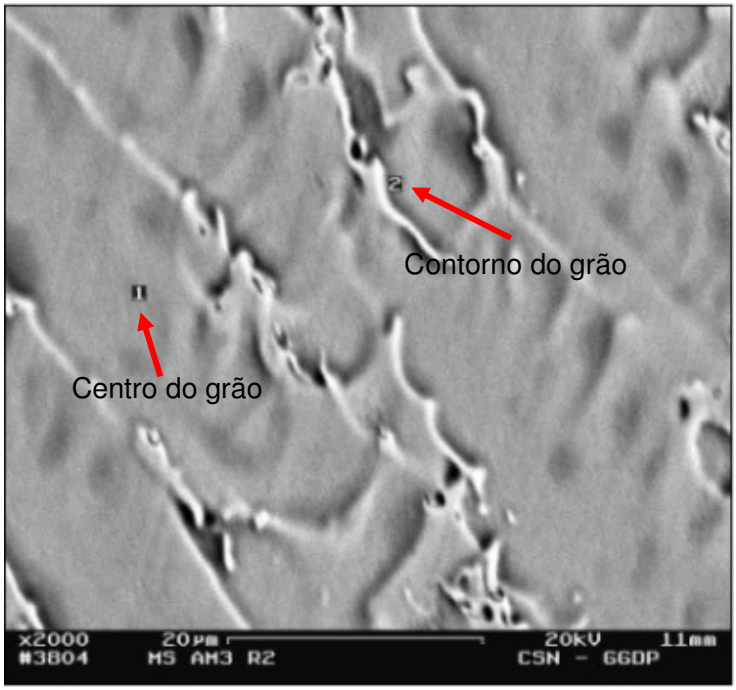


Figura 48. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 2 para intensidade de corrente de 90 A.

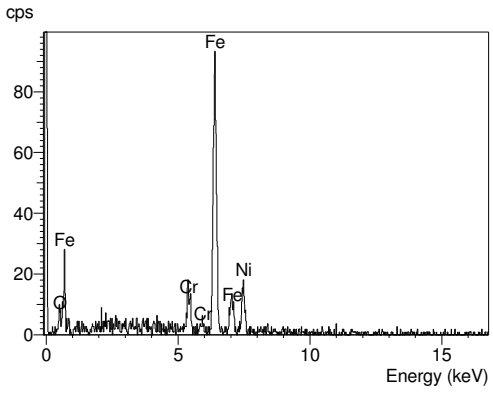


Figura 49. Espectro com Análise de EDS para o Revestimento, Centro do grão na Região 2, para intensidade de corrente de 90 A.

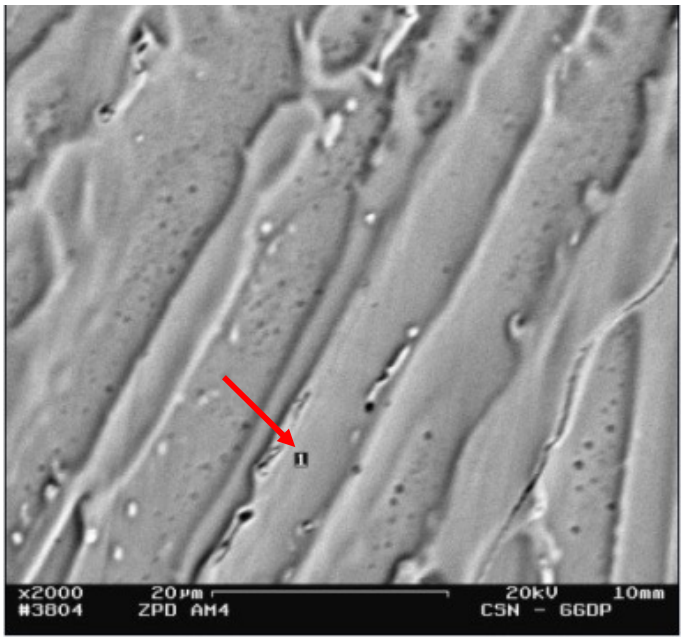


Figura 50. Análise por MEV na ZPD para intensidade de corrente de 110 A.

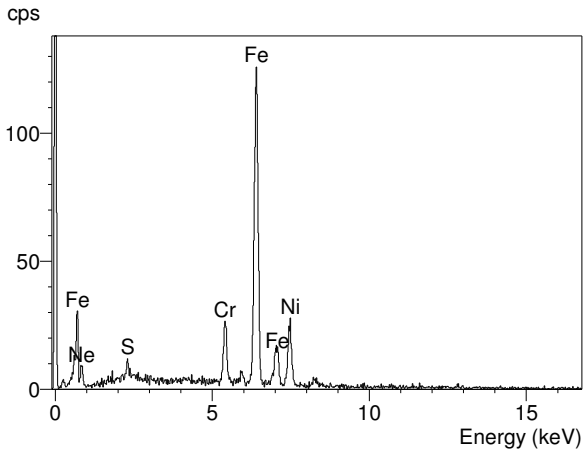


Figura 51 Espectro com Análise de EDS para ZPD, Região 1, 110 A

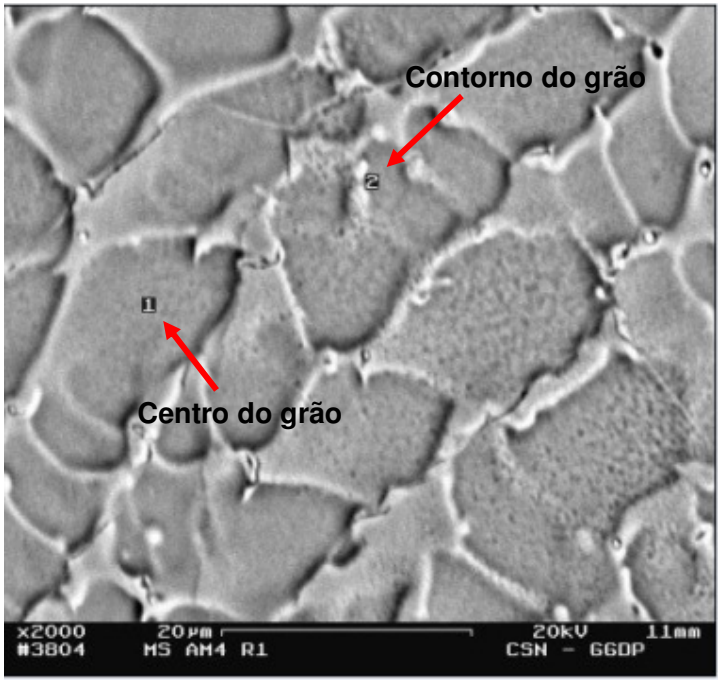


Figura 52. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 1 para intensidade de corrente de 110 A.

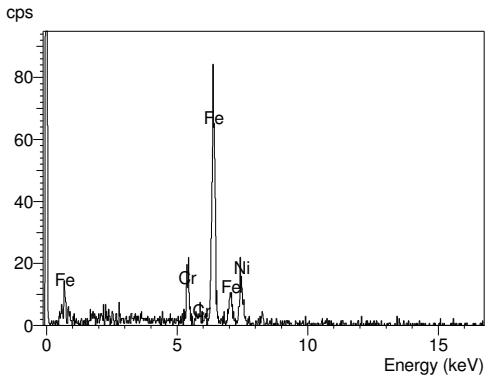


Figura 53. Espectro com Análise de EDS para o Revestimento, Centro do grão na Região 1, para intensidade de corrente de 110 A.

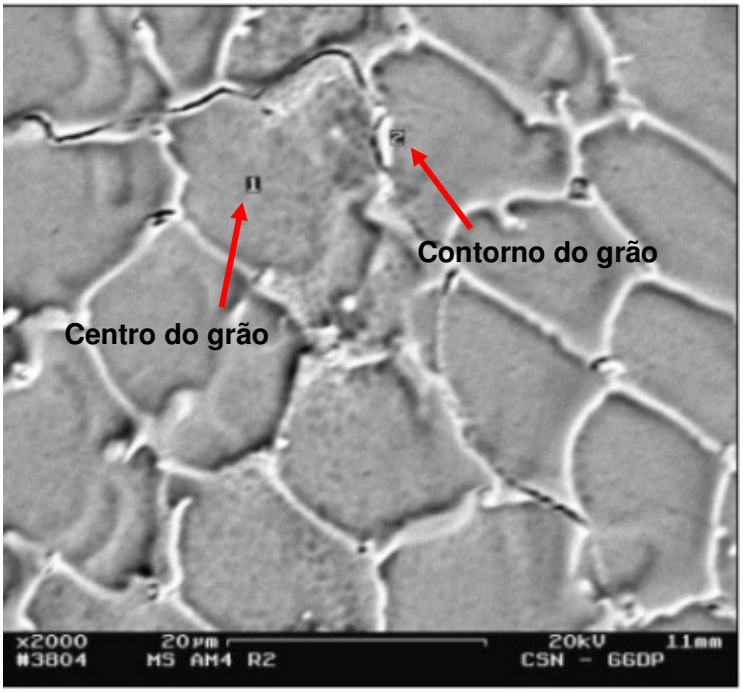


Figura 54. Análise por MEV para Centro do grão (1) e contorno do grão (2) na Região 2 para intensidade de corrente de 110 A.

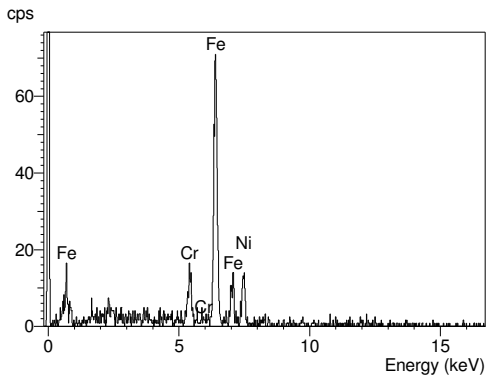


Figura 55. Espectro com Análise de EDS para o Revestimento, Centro do grão Região 2, para intensidade de corrente de 110 A.

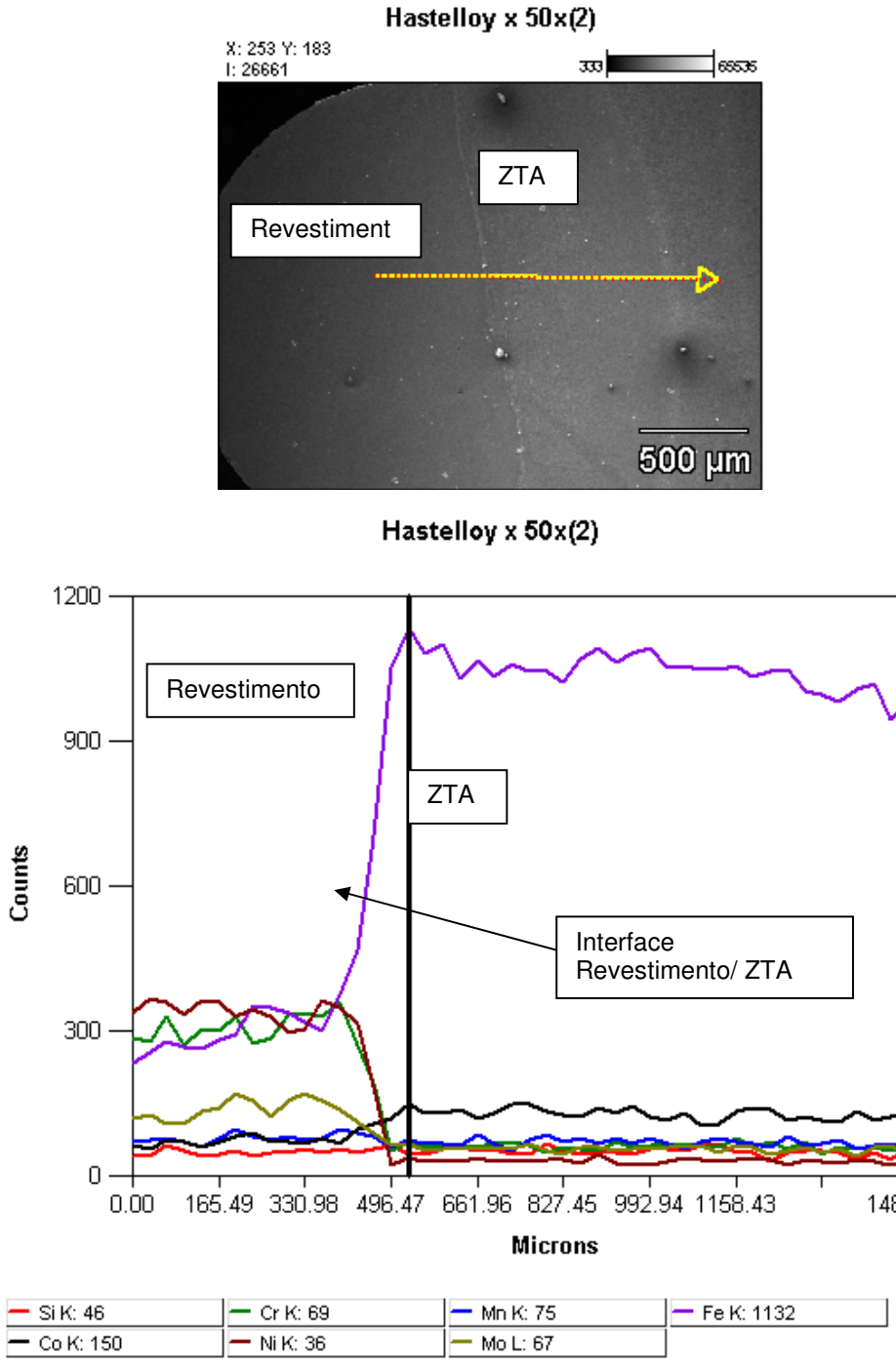


Figura 56 Espectro de linha da amostra com 50 A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a variação dos elementos Ni, Cr, e Fe,. 50x.

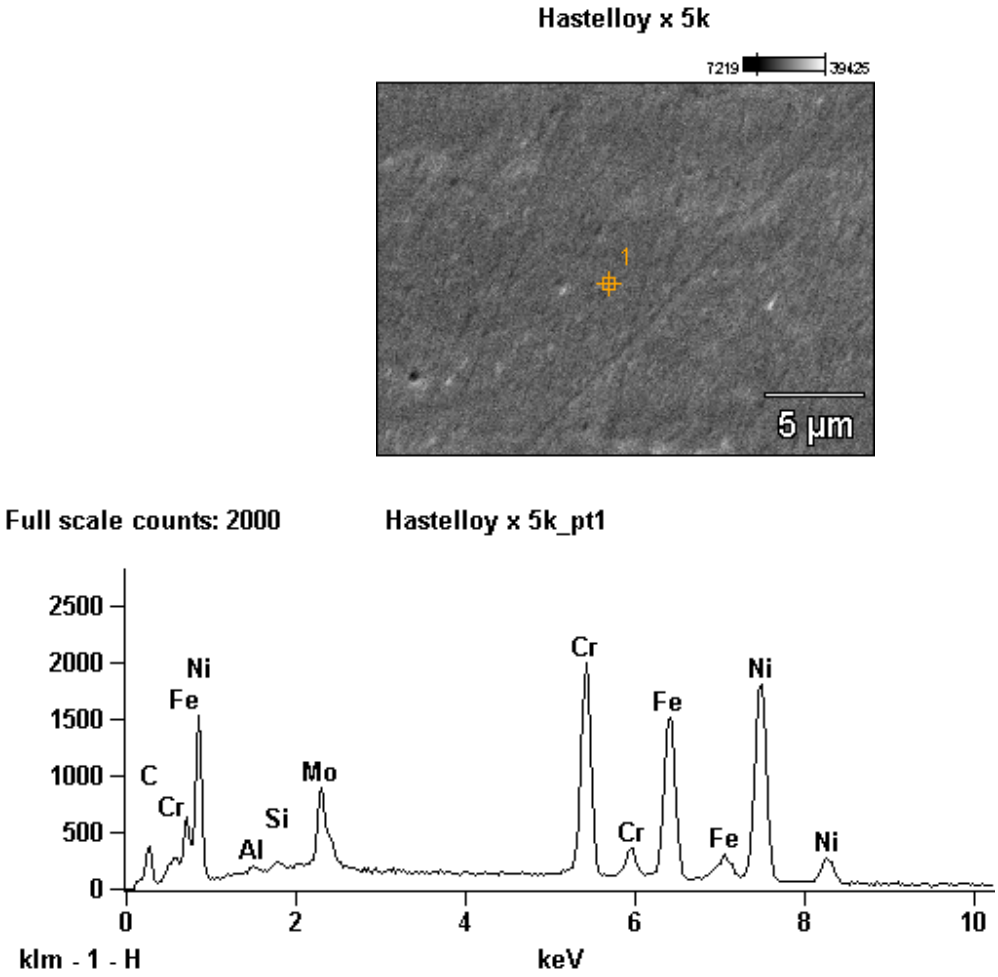


Figura 57 Espectro com análise de ponto da amostra com 50 A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a concordância dos elementos de liga no que se refere a Hastelloy X. 5000x.

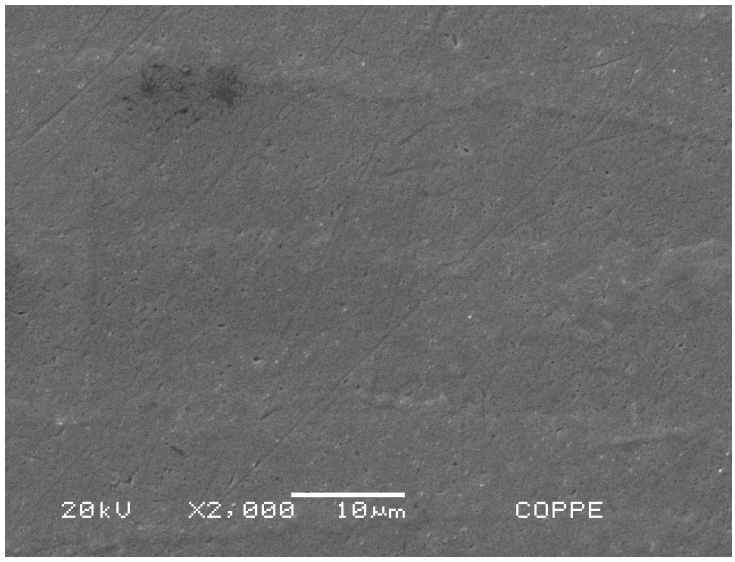


Figura 58 Análise por MEV do Hastelloy X para intensidade de corrente de 50A x 2k

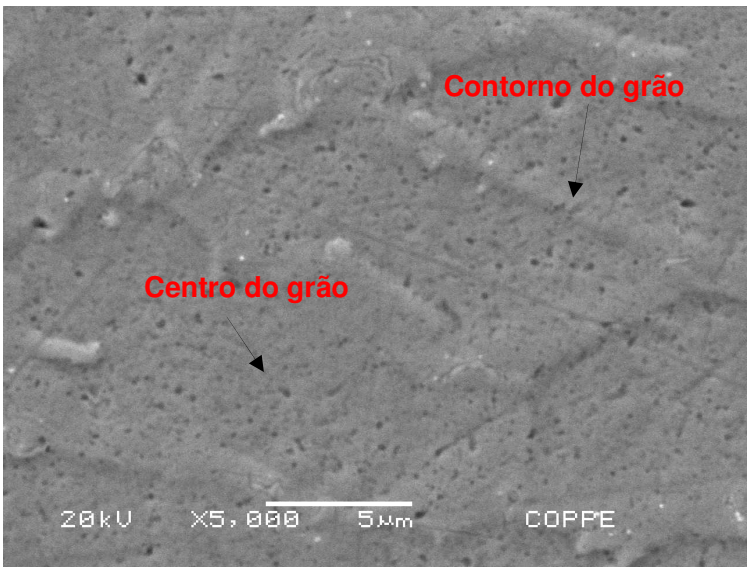


Figura 59 Análise por MEV do Hastelloy X mostrando o centro e contorno do grão para intensidade de corrente de 50A x 5k

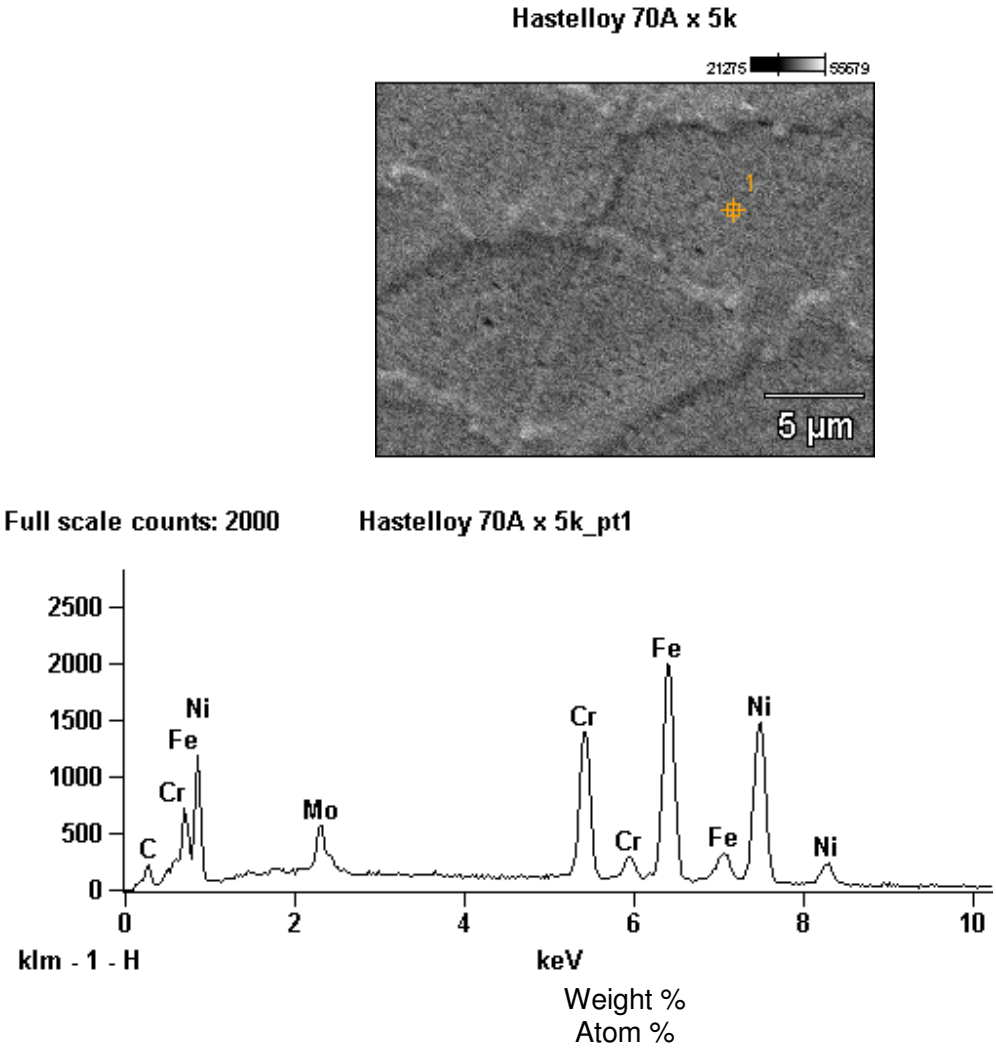


Figura 60 Espectro obtido por análise de ponto da amostra com 70A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a concordância dos elementos de liga no que se refere a Hastelloy X. 5000x.

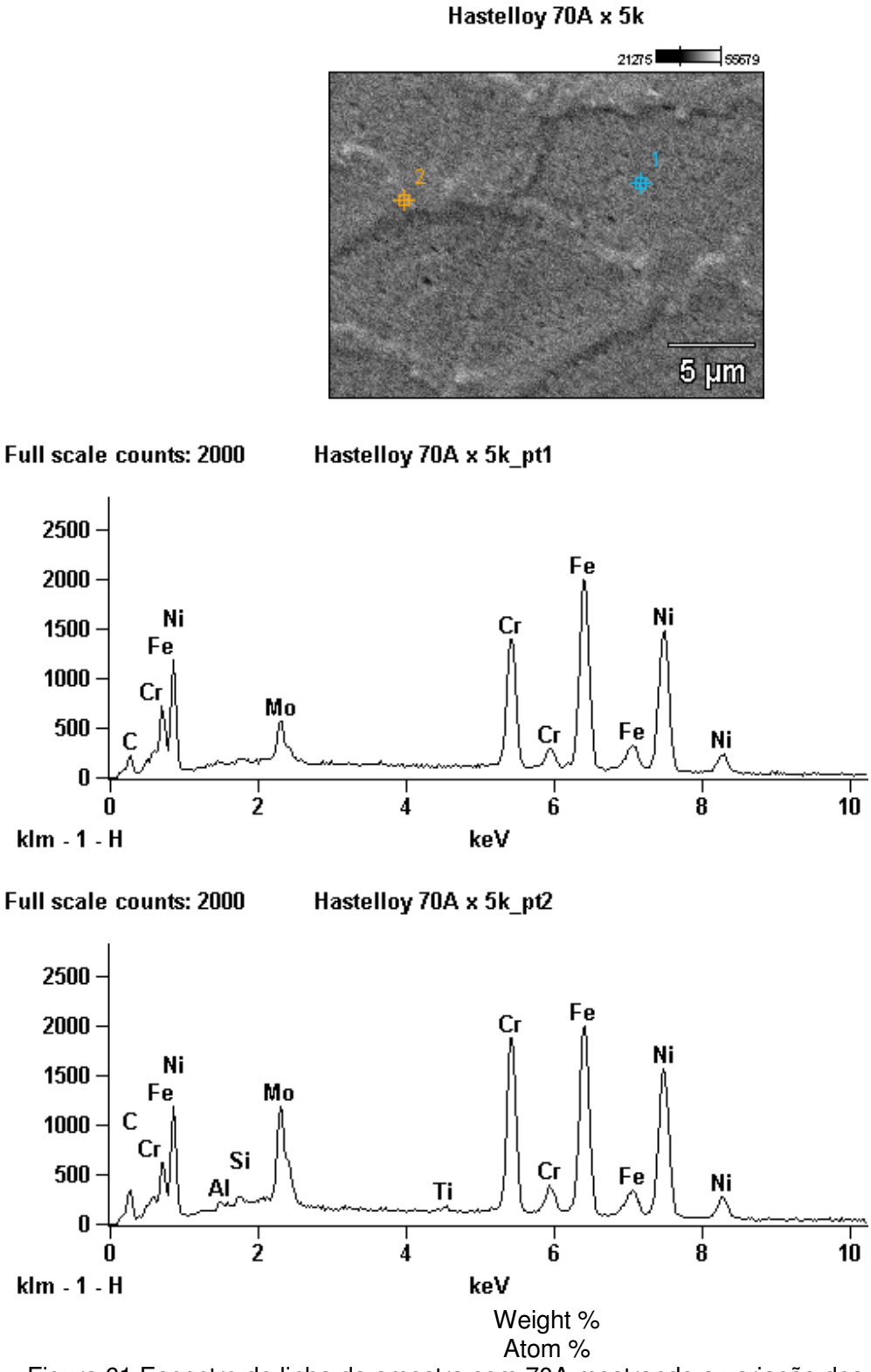


Figura 61 Espectro de linha da amostra com 70A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar o aumento dos elementos Mo e Cr na análise pontual dos carbetos. 5000x.

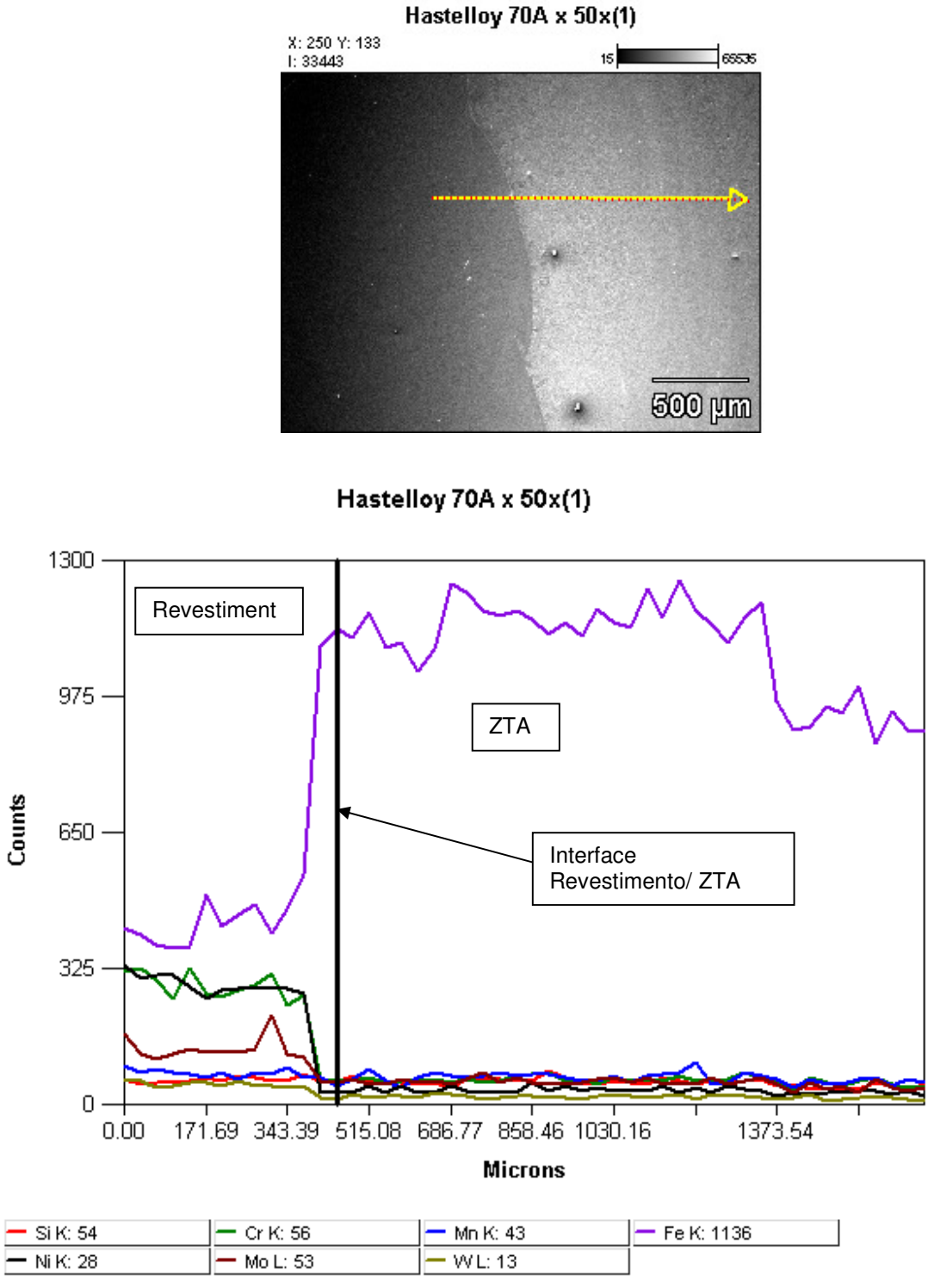


Figura 62 Espectro de linha da amostra com 70A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a variação do elemento Ni, Cr e Fe. 50x.

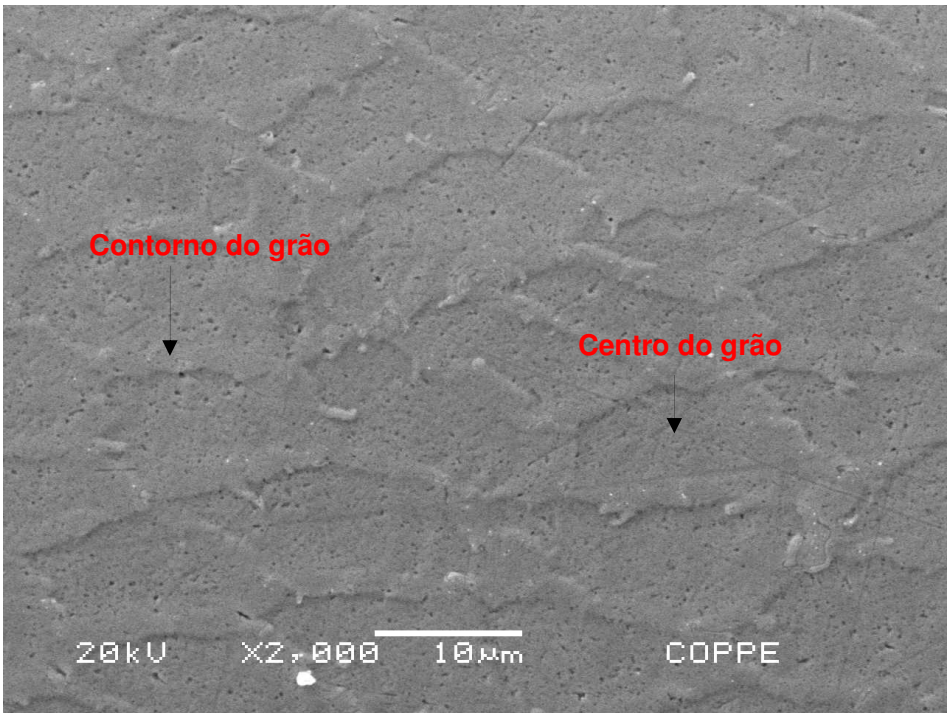


Figura 63 Análise por MEV do Hastelloy X mostrando o centro e contorno do grão para intensidade de corrente de 70A x 2k

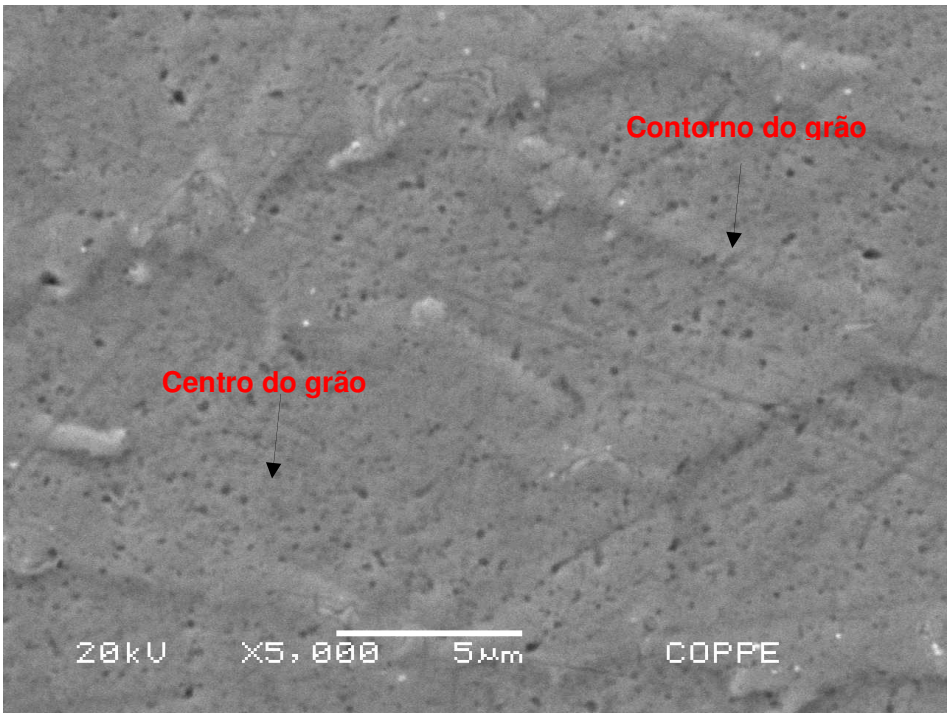


Figura 64 Análise por MEV do Hastelloy X destacando centro e contorno do grão para intensidade de corrente de 70A x 5k

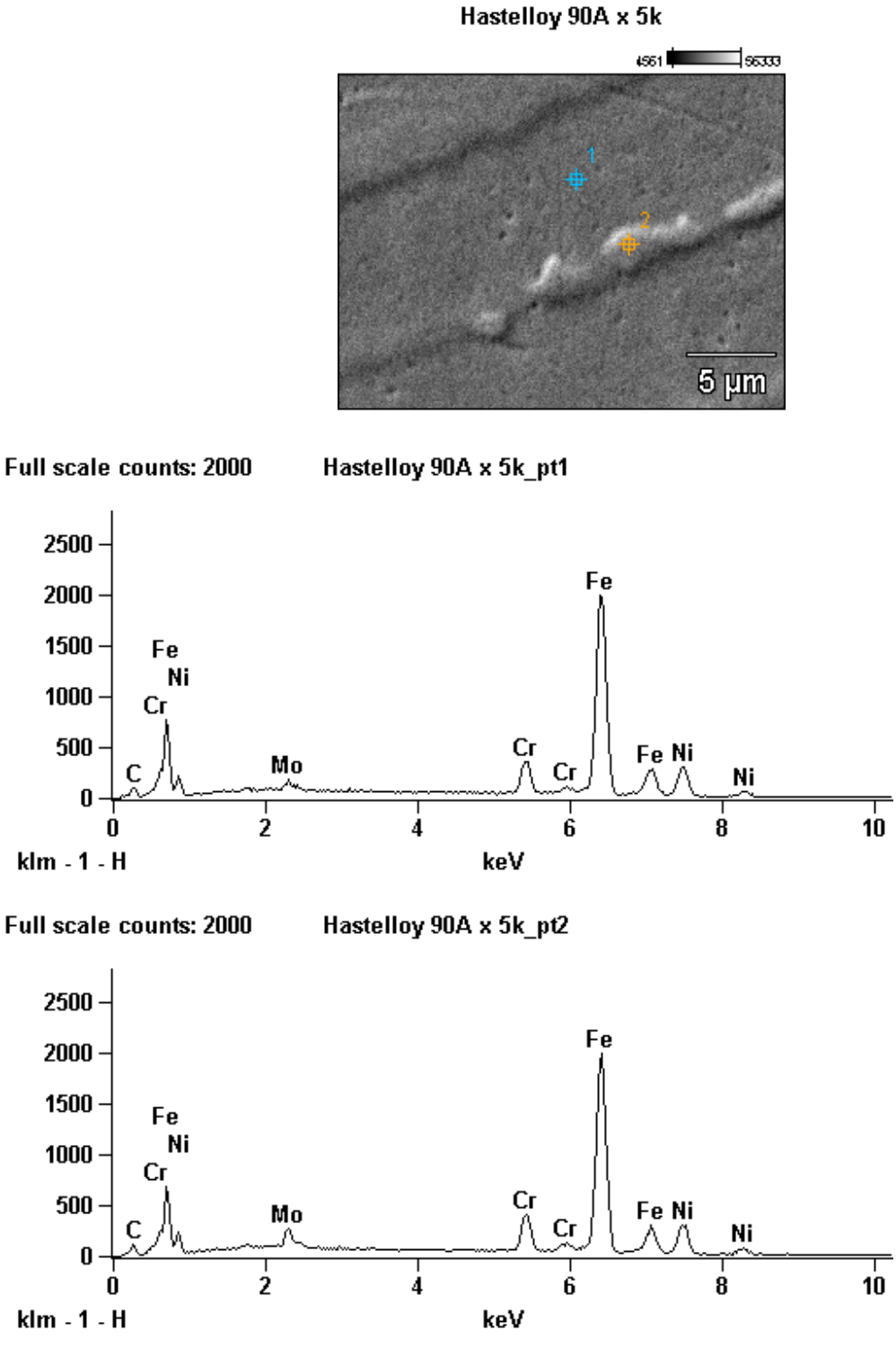


Figura 65 Espectro de linha da amostra com 90 A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Não existe variação de elementos na matriz e contorno de grão. 5000x.

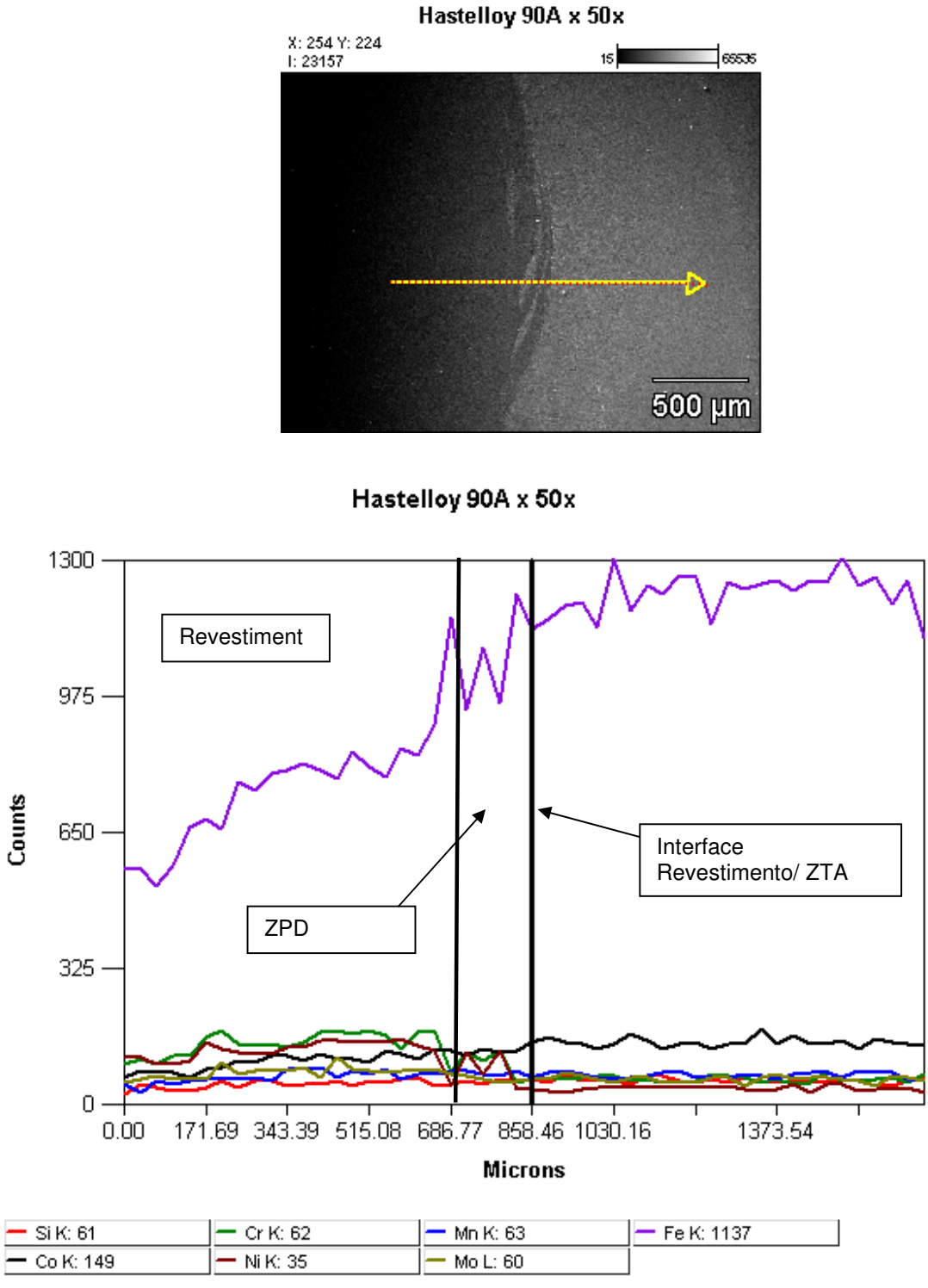


Figura 66 Espectro de linha da amostra com 90 A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a influencia na ZPD. 50x.

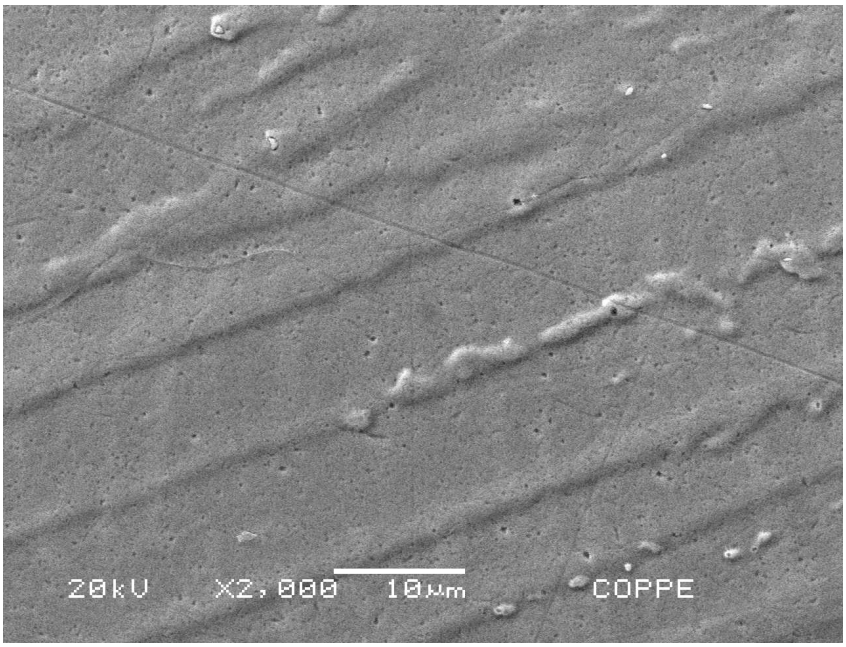


Figura 67 Análise por MEV do Hastelloy X para intensidade de corrente de 90A x 2k

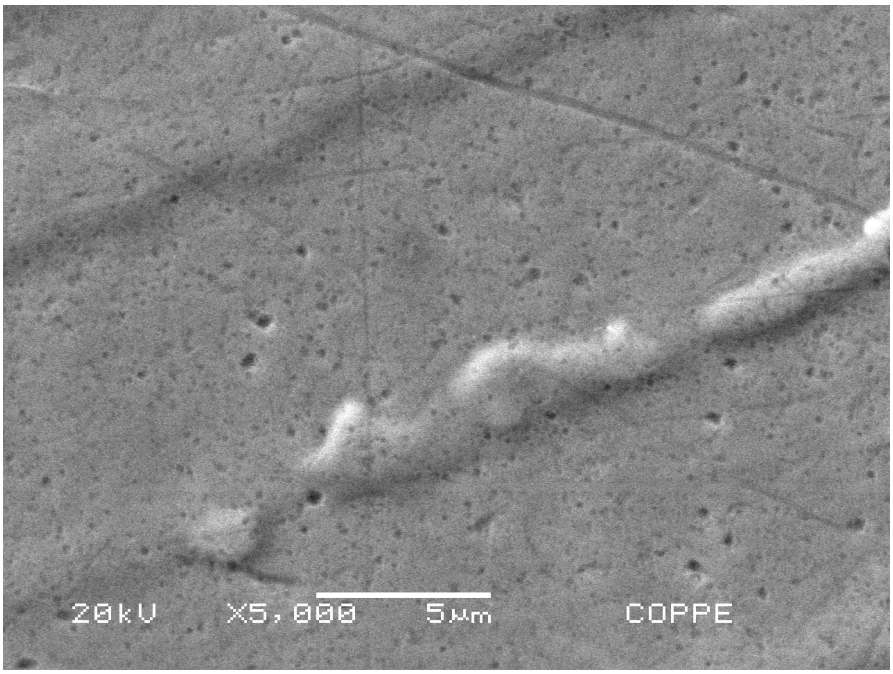


Figura 68 Análise por MEV do Hastelloy X para intensidade de corrente de 90A x 5k

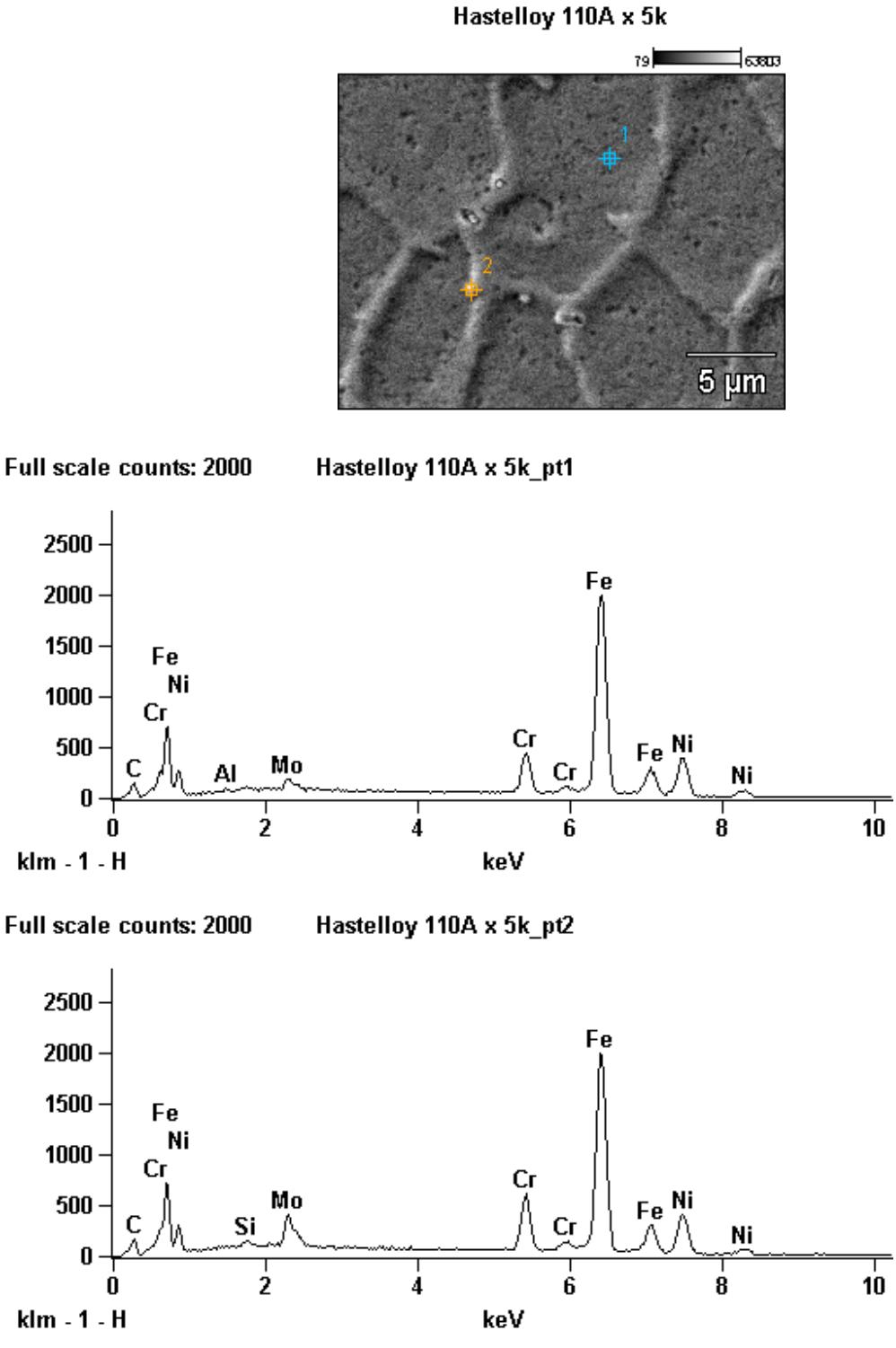


Figura 69 Espectro de linha da amostra com 110 A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a variação do elemento Cr e Mo. 5000x.

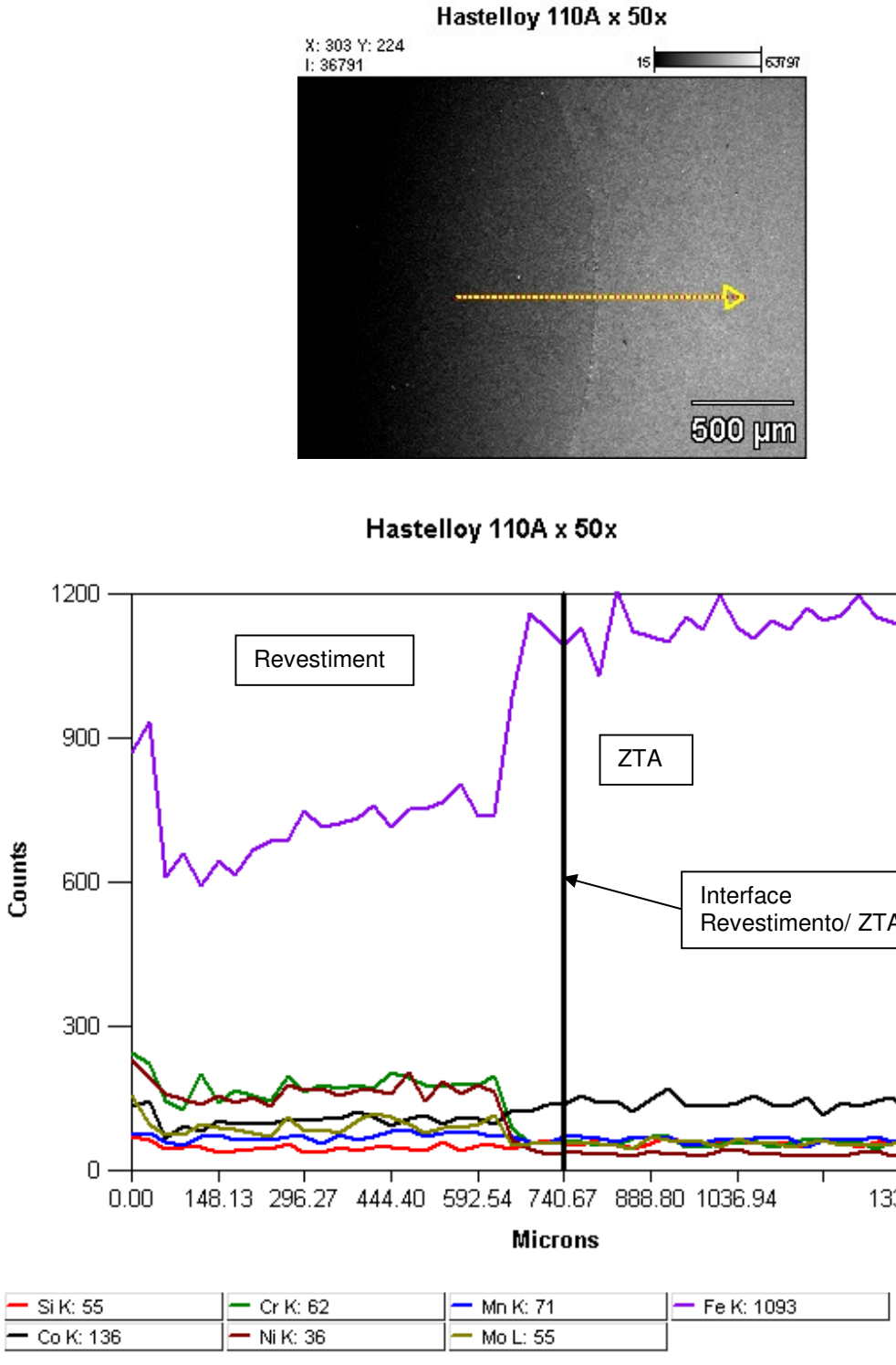


Figura 70 Espectro de linha da amostra com 50 A mostrando a variação dos elementos de liga Hastelloy X. Observar a variação do elemento Ni. 50x.

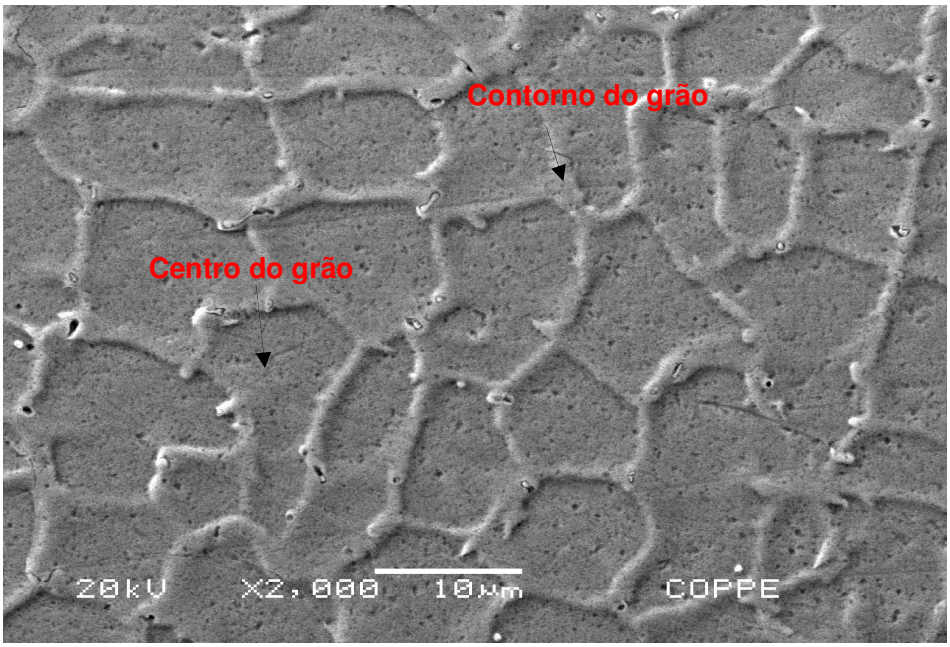


Figura 71 Análise por MEV do Hastelloy X mostrando o centro e contorno do grão para intensidade de corrente de 110A x 2k

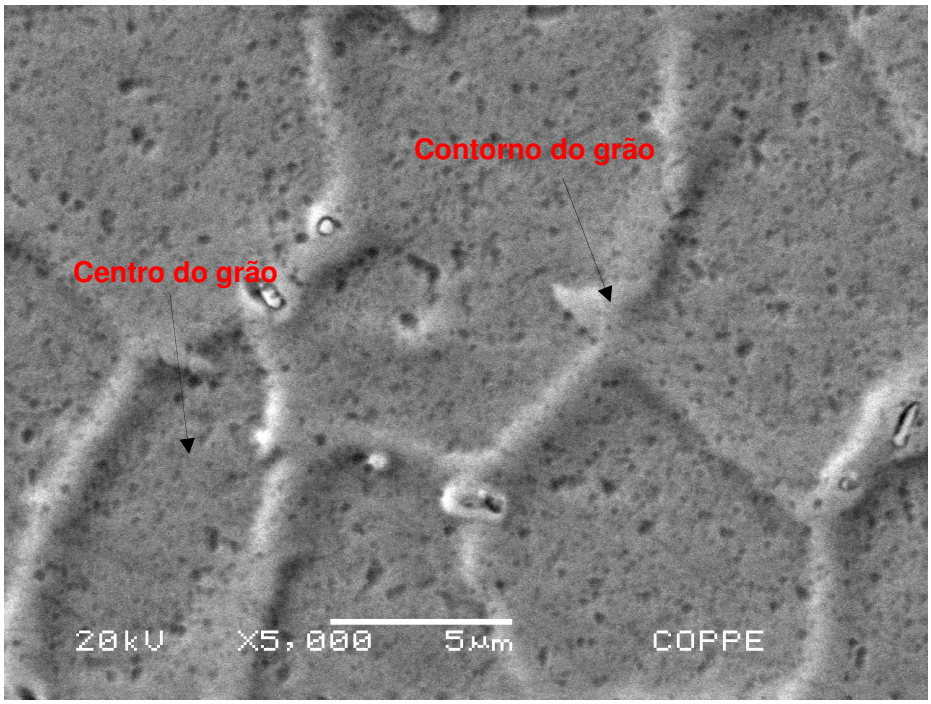


Figura 72 Análise por MEV do Hastelloy X mostrando o centro e contorno do grão para intensidade de corrente de 110A x 5k

III.5 Avaliação das Condições Estudadas da Liga Hastelloy X

Quando se utiliza ligas especificas para aplicação em ambientes corrosivos e alto desgaste deve se levar em conta o aspecto dos cordões, a relação diluição/dureza e avaliação da interface ZTA/revestimento.

Em relação ao aspecto dos cordões nota-se para todas as condições uma geometria uniforme e bom acabamento superficial, livre de trincas, porosidade, formação de escória, respingos e oxidação. Entretanto a condição soldada com 70 A é a que apresenta melhor uniformidade.

A condição que apresenta a melhor a relação dureza/diluição também foi a condição soldada com 70 A. Para todas as condições analisadas não houve variação importante de dureza.As condições de soldagem de 90 A e 110 A apresentam elevada diluição o que prejudica a qualidade das mesmas. Nota-se que a variação dos parâmetros de soldagem influencia diretamente nas propriedades dos cordões, principalmente em relação à diluição.

A interface substrato/revestimento apresentou estruturas colunares e dendríticas típicas de solidificação para diferentes intensidades de corrente (50A, 70A, 90A e 110 A), ao longo de todo revestimento e na região de interface ZTA/Revestimento.

Deve-se destacar que a liga Hastelloy X apresentou bons resultados para as condições estudadas quando usada como revestimento, sendo que para a avaliação seja completa é necessário um estudo de resistência á corrosão.

CONCLUSÕES

Os níveis de diluição são diretamente afetados pela intensidade de corrente. Quanto maior a intensidade de corrente, maior o aporte de energia ao material fundido, ocasionando a fusão de maior quantidade de substrato, favorecendo assim uma maior mistura entre substrato e o material o revestimento.

Menor valor de corrente (50 A) não proporcionou penetração suficiente, o que implica em baixa diluição e, portanto não há garantias de estabilidade para a união metalúrgica entre metal de solda e substrato se a junta for submetida a esforços, ainda que de pequena magnitude.

Presença de estruturas colunares e dendríticas típicas de solidificação para diferentes intensidades de corrente (50A, 70A, 90A e 110 A), ao longo de todo revestimento e na região de interface ZTA/Revestimento. Nota-se a predominância da estrutura colunar na interface substrato/ZTA e regiões localizadas de dendritas do revestimento ao longo de revestimento.

A condição que apresenta a melhor relação dureza/diluição é a condição soldada com 70 A. Esta condição apresenta também a melhor uniformidade e ausência de defeitos dos cordões analisados. As condições de 90 A e 110 A apresentam elevada diluição o que prejudica a propriedade das soldas. Não houve variação significativa de dureza dos revestimentos analisados.

A presença de ZPD influencia diretamente nas características do revestimento, tendo em vista que a ZPD apresenta uma dureza elevada criando regiões preferenciais para propagação de defeitos. O controle do aporte de calor influencia diretamente na presença desta região.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar na condição como soldada, a estabilidade e os efeitos gerados nas propriedades mecânicas do Hastelloy X , variando também as velocidades nos parâmetros de soldagem.

Realização do ensaio Pino sobre Disco para avaliação da resistência ao desgaste dos depósitos da liga Hastelloy X.

Realização de ensaio de corrosão para avaliação do comportamento da liga Hastelloy X quando submetidos a ambientes corrosivos**.**

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] DONACHIE M.J., Donachie S.J., “A Technical Guide – Superalloys”, The Materials Information Society, 2002.

[2] RAGGHU D., Wu J. B. C., “Alloy solutions to Combat Synergistic Wear and Corrosion in Demanding Process Environments”, EPRI Corrosion and Degradation Conference, 1999.

[3] RAGGHU D., McKee B., Sheriff C., Wu J. B.C., “High Temperature Erosion Resistant Materials for Petroleum Refinery Equipment”, NACE International, 2001.

[4] WU W., Wu L., “The Wear Behaviour Between Hardfacing Materials“, Metallurgical and Materials Transactions , vol.27A,1996.

[5] DAVIS J.R.: “Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining”, ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 699-828, 1993.

[6] http://www.stellite.com, on line, 07.07.2010.

[7] KIM H.J., “ Microstructural Evaluations of the Plasma Transferred Arc Coated Layers on the Hardness, Wear resistance and Corrosion of the Hardfacing of Ni and Co-based Alloys”, 15th International Spray Conference, Nice, France, 1998.

[8] DAVIS,J.R.: “Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistence”, ASM, International, 2001.

[9] GENTIL, V. CORROSÃO. 4ª Edição. Rio de Janeiro, RJ: LTC-Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2003.

[10] KOTECKI, D.J. Hardfacing Benefits Maintenance and Repair Welding. Welding Journal, v.71, n.11, pp.51-53, Nov.1992.

[11] KOTECKI, D.J., OGBORN, J.S. Abrasion Resistance of Iron-based Hardfacing Alloys. Welding Journal, v.74, n.8, pp.269-278. Aug. 1995.

[12] WU, J.B.C., REDMAN, J.E. Hardfacing with Cobalt and Nickel alloys. Welding Journal, v.73, n.9, pp.63-68, Sept.1994.

[13] PORTER, D. A., EASTERLING, K, E. Phase transformations in metals and alloys. New York: Van Nostrand Reinhold Co. Ltd., 1981.

[14] WAINER E., BRANDI S. D., MELLO F.D.H., " Soldagem-Processos e Metalurgia"; 1995.

[15] FISHER K., " Fundamentals of Solidification", Trans Tech Publications, 1986.

[16] PAREDES R.S. C., "Soldagem I", Curso de Especialização em Engenharia de Materias Metálicos / UFPR, 1999.

[17] SOLOMON H.D., " General Eletric Company, "Fundamentals of Weld Solidification", ASM Handbook – Weldining, Brazing and Soldering, Vol. 6 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, 1993.

[18] OLIVEIRA A.S.C.M, "Fundição e Processos de Conformação", Curso de Especialização em Engenharia de Materiais Metálicos/ UFPR, 2000.

[19] GARCIA, Lerardi C.F. Modelagem e Simulação de Processos de Solidificação. (UNICAMP)., 2005.

[20] KOU S., "Welding Metallurgy", Johnwilley & Sons, 1986.

[21] STOLOFF N.S., Wrought and P/M Superalloys, ASM Handbook, Vol. 1, 10 Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 950-994, 1993.

[22] HOWSON D. D. T., ROTHMAN M. F., Heat Treating of Superlloys, ASM Handbook, Vol. 4, 10 Edition, ASM Metals Park Ohio, p. 793-814, 1993.

[23] RAGGHU D., WU J.B.C., Alloy Solutions to Combat Synergistc Wear and Corrosion in Demanding Process Enviroments, EPRI Corrosion and Degradation Conference, 1999.

[24] DONACHIE M.J., Nickel and Nickel Alloys ASM – Desk Editions – Metal Handbook Superalloys, on line.

[25] WANG,B.; GONG, J.; WANG,A.Y.; SUN,C.;HUANG,R.F.;WEN, L.S. Oxidation behaviour of NiCrAlY coatings on Ni-based superalloy. Surface and Coatings Technology , 2002.

[26] ASPHAHANI A.I., Corrosion of Nickel-Base Alloys, ASM Handbook- Corrosion, Vol. 13, 10 Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 641-657, 1993.

[27] SVOBODA J.M., Nickel and Nickel Alloys, ASM Handbook – Casting, Vol. 15, 10 Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 815-823, 1993.

[28] TILLACK D. J., Selection of Nickel, Nickel-Chromium and Nickel-Chromiun-Iron Alloys, ASM Handbook- Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio p. 586-592, 1993.

[29] MANKINS W.L., LAMB S., Nickel and Nickel Alloys. ASM Handbook Properties and Selection: Iron, Steels and High Performance Alloys, Vol. 2 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 429-430, 1993.

[30] SIMS, C.T.; HAGEL, W.C.; “The Superalloys”, John Wiley & Sons, New York, 1982.

[31] JOHN V.B. , Engeneering Materials, Macmillan College Work out Series, 1998.

[32] King J. F. , Rittenhouse P. L. ; Weldability Evaluations and Weldment Properties of Hastelloy X, 1993.

[33] CATÁLOGO HAYNES International, Hastelloy X, Inc. 1997.

[34] BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J C.; SAVAGE, W.F. Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Stell. Welding Journal, June, 1979.

[35] WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APPLICATIONS – PART 2. V.4 – 8th Edition. American Welding Socity. Miami, 621 p, Fl. 1998.

[36] DOODY T.; Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. Welding Journal, March 1992.

[37] KOU S.; Welding Metallurgy. John Wiley e Sons, 2nd Edition. New Jersey, United States, 2003.

[38] EASTTERLING, Kenneth. Introdution to the Physical Metallury of Welding. Butterworths Monographs Journal, March 1992.

[39] ORNATH F.; Weld Pool Segregation During the Welding oh Low Alloy Steels with Austenitic Electrodes. Welding Journal, November 1981.

[40] FOLKHARD E.; Welding Metallurgy of Stainless Steels, 279p Springer-Verlag Wien New York, 1988.

[41] KEJELIN N. Z.; BUSCHINELLE, A.J.; Alexandre M. Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. Anais do 18th Internacional Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Ouro Preto – MG, novembro de 2005.

[42] LUNDIN, C.D. Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review. Welding Journal, February 1982.

[43] NELSON, W.T. LIPPOLD,J.C. Nature and Evolution of the Fusion Boudary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds – Part 2: On Cooling Transformation. American Weld Socity. October, 2000.

[44] OMAR, A. A. Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds. Welding Journal, February 1998.

[45] WANG Z.; Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Tougghness of Dissimilar Metal Joints. Welding Journal, August, 1993.

[46] KITA (Korea International Trade Association), 2

[47] NINÕ, C.E. Especificação de Procedimento de Reparo por Soldagem sem Tratamento Térmico Posterior: Efeito de Revenimento Produzido pelos Ciclos Térmicos., Dissertação de M. Sc UFSC, Santa Catarina, Brasil, 2001.

[48] KURZ. W., STEFANESCU, D.M., Principles of Solidification: Casting, Metal Handbook, Ohio: ASM International, Metals Park, 1993.

[49] 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.

[50] Miner RV, Castelli MG. Metall Trans A 1992; 23A :551–61.

[51] Graf K.; Estabilidade a Alta Temperatura de Revestimentos de Hatelloy C Depositados por PTA, Dissertação de M. Sc, PIPE/ UFPr, Curitiba, PR, Brasil, 2004.