CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DA LIGA INCONEL 718 EM APLICAÇÕES POR SOLDAGEM TIG

Edmilson Magalhães Oliveira

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

Orientador:
Hector Reynaldo Meneses Costa

Rio de Janeiro
Agosto de 2011

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DA LIGA INCONEL 718 EM APLICAÇÕES POR SOLDAGEM TIG

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.

Edmilson Magalhães Oliveira

Aprovada por:

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

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

_____
Prof. Maria Cindra Fonseca,D.Sc. (UFF)

Rio de Janeiro
Agosto de 2011

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

O48 Oliveira, Edmilson Magalhães
Comportamento microestrutural da liga Inconel 718 em aplicações por soldagem TIG / Edmilson Magalhães Oliveira.—2011.
ix, 77f. : il.color. grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso
Suckow da Fonseca , 2011.
Bibliografia : f.74 - 77
Orientador : Hector Reynaldo Meneses Costa

1. Engenharia mecânica 2.Metalurgia 3.Liga Inconel 718 4.Soldagem I.Costa, Hector Reynaldo Meneses (orient.) II.Título.

CDD620.1

DEDICATÓRIA

À Elis, minha esposa, com amor, admiração e gratidão por sua compreensão, carinho , presença e incansável apoio ao longo do período de elaboração deste trabalho.

A meus pais, José Magalhães e Maria de Lourdes por tudo aquilo que eles representam em minha vida.

AGRADECIMENTOS

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

Ao amigo Felix Wiliam pelo interesse, incentivo e esclarecimentos em momentos importantes desta jornada.

Ao meu irmão e amigo Éderson Magalhães pela amizade e incentivo constante.

Ao apoio do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ ,em especial ao aluno da graduação Thiago Daflon pelo apoio direto para a realização deste trabalho.

Aos engenheiros Carlos Augusto Novaes e Marcelo Viana Ibanez da Petrobras pela ajuda na escolha do tema e disponibilização dos recursos da oficina de Turbo máquinas.

Ao apoio do Senai/RJ, em especial ao funcionário Elias pela sua contribuição para a realização deste trabalho.

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

RESUMO

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DA LIGA INCONEL 718 EM APLICAÇÕES POR SOLDAGEM TIG

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.

Edmilson Magalhães Oliveira

Orientador:
Hector Reynaldo Meneses Costa

O uso de componentes revestidos por ligas de níquel Inconel 718, 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 Inconel 718, 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) e tratamentos térmicos em função do parâmetro de deposição intensidade de corrente. A condição de intensidade de corrente 110 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, esta condição 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 .

Palavras-chave: Ligas de Níquel; Inconel 718; TIG; Caracterização metalúrgica

Rio de Janeiro
Agosto, 2011

ABSTRACT

MICROESTRCTURAL BEHAVIOR OF INCONEL 718 ALOOY IN APLICATIONS BY TIG WELDING

Abstract of dissertation Submitted to Programa Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, CEFET/RJ, as the partial fulfillment of the Requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

Edmilson Magalhães Oliveira

Advisor:
Hector Reynaldo Meneses Costa

The use of components coated with nickel alloy Inconel 718 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 Inconel 718 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 thermal treatment and scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray (EDX) as a function of deposition parameters current intensity. The condition of current intensity 110 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.

Keywords: Nickel alloy;, Inconel 718; TIG; Metallurgical characterization

Rio de Janeiro
August, 2011

Sumário

INTRODUÇÃO 1

I. REVISÂO BIBLIOGRÁFICA 3

I.1 As superligas de niquel 3

I.1.1 Classificação das ligas de niquel 3

I.2 A liga Inconel 718 5

I.2.1 Carcterísticas da liga Inconel 718 5

I.3 Soldagem da liga Inconel 718 17

I.4 Solidificação da liga Inconel 718 20

II. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 25

II.1 Material 25

II.2 Procedimento de Soldagem 26

II.3 Ensaios Metalográficos 30

II.4 Analise do tamanho de grão das amostras com tratamento térmico 31

II.5 Outros aspectos analisados no revestimento 24

II.5.1 Medição do reforço(Re) e largura (L) 32

II.5.2 Medição dos angulos de molhamento 33

II.5.3 Medição da diluição 34

II.6 Ensaios mecânicos 34

II.7 Tratamento térmico 36

III. RESULTADOS E DISCUSSÃO 37

III.1 Efeito dos Parâmetros de Processamento 37

III.2 Análise da zona fundida 32

III.2.1 Avaliação da diluição 40

III.2.2 Avaliação da microdureza em regiões parcialmente diluidas 41

III.2.3 Analise da microdureza 44

III .2.4 Microdureza das amostras com tratamento térmico **45**

III.3 Análise do tamanho de grão após tratamento térmico **47**

III.4 Microscopia ótica antes e depois do tratamento térmico (MO) **50**

III.5 Microscopia eletrônica de varredura antes do tratamento térmico **54**

III.6 Microscopia eletrônica de varredura após tratamento térmico **57**

CONCLUSÕES **74**

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS **75**

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS **76**

INTRODUÇÃO

As indústrias de petróleo e aeroespacial possuem como característica comum, os severos ambientes de operação nos quais seus componentes mecânicos estão submetidos, gerando grandes esforços de desgaste superficial. O aumento da vida útil desses componentes possui um alto custo para as empresas. Visando aumentar o tempo entre paradas de manutenção ou reduzir as trocas de componentes, a indústria tem despendido um esforço significativo na pesquisa e aplicação de técnicas de atenuação do desgaste, visando reconstruir esses componentes ou prepará-los para suportar melhor as condições de trabalho em aplicações que exijam grandes solicitações ou fenômenos complexos de desgaste. Uma das técnicas mais empregadas é a aplicação de revestimentos anti-desgaste, podendo esta ser feita por soldagem ou metalização entre outros processos disponíveis, com bons resultados e permitindo, em muitos casos, alcançar tempos de vida superiores ao de peças novas [1,2].

A soldagem de revestimento é um processo no qual uma liga é depositada na superfície de um metal de base, ou para colocá-la nas dimensões originais ou para obter alguma propriedade desejada tal como, resistência ao desgaste, impacto, corrosão e fadiga. A soldagem de revestimento é um processo de fabricação ou recuperação alternativo de componentes onde se consegue conciliar propriedades distintas, e muitas vezes opostas entre si, no núcleo e na superfície do material, tornando-se possível, por exemplo, obter um componente com características estruturais dúcteis no seu núcleo e alta resistência à abrasão na superfície [3,4].

As soldas de manutenção mais importantes, que visam a recuperação da condição operacional do componente , são as soldas de manutenção corretiva e preventiva. Na solda de manutenção corretiva, a recuperação do componente é realizado após o mesmo ter sido retirado de trabalho pelo excessivo desgaste que sofreu. Para a soldagem de manutenção preventiva, aplica-se um revestimento novo no componente, aumentando a resistência ao desgaste na região de solicitação, tornando-a superiores à do metal base [5,6].

A soldagem de revestimento tem assumido uma importância cada vez maior, por realizar a recuperação de peças avariadas através de e deposições de camadas protetoras com baixo custo operacional, e por propiciar a redução do tempo de parada não programada. Logo, apresenta-se como uma solução prática e viável, devido às grandes vantagens e flexibilidade desta técnica [7].

No presente 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 à superfície características específicas que não são intrínsecas ao metal de base [8].Dentre os materiais mais utilizados para a recuperação de componentes com revestimentos superficiais está a liga Inconel 718, pelas excelentes propriedades apresentadas quando em serviço. O foco do presente trabalho é a investigação através dos estudos de fenômenos metalúrgicos e seus efeitos nas propriedades mecânicas da liga Inconel 718, quando submetida ao processo de soldagem TIG, para a recuperação de um componente mecânico, possibilitando referências operacionais que permitam a obtenção de revestimento de boa qualidade.

I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 As Superligas de Níquel

As ligas à base de niquel são das mais importantes classes de materiais de engenharia, uma vez que podem ser usadas em uma ampla gama de condições de serviço. Estas ligas são selecionadas para ambientes de serviço onde se requer características como; a resistência a corrosão à altas temperaturas e ductilidade. Estas ligas oferecem algumas propriedades ao material na condição de soldado que nenhuma outra liga pode oferecer, tal como a capacidade de formar solução sólida com diversos elementos de liga, mantendo resistência e ductilidade em temperaturas criogênicas e também em temperaturas próximas a temperatura sólidus. As ligas de niquel podem ser utilizadas, tanto em temperaturas criogênicas, quanto a temperaturas próximas de 1200 ° C (2190 ° F) [9,10].

.

As ligas de níquel apresentam por suas atraentes características mecânicas uma ampla gama de aplicação na indústria, tais como, petroquímicas, termoelétricas, processamento químico e aeroespacial [11,12,13].

A soldagem dessas ligas tem merecido esforços consideráveis de investigação e desenvolvimento, ao longo dos últimos 50 anos, em um esforço, afim de melhor compreender e e por conseguinte aplicar tecnologias e padrões de controle de qualidade mediante a procura crescente de resistência à corrosão e propriedades mecânicas de juntas soldadas [14,15].

I.1.1 Classificação das ligas de níquel

Não existe um sistema para a classificação ligas de Ni , como existe para aços e ligas de alumínio. Por esta razão, a maioria ligas de Ni são conhecidas por seus nomes comerciais ou pelo número de liga que foi originalmente atribuído pelo fabricante. As ligas de Niquel são geralmente classificadas pela composição química, e também pelo seu mecanismo de endurecimento, podendo ser; niquel comercialmente puro, ligas endurecidas por solução sólida, ligas endurecidas por precipitação e ligas de niquel especiais, conforme figura 1 [9].

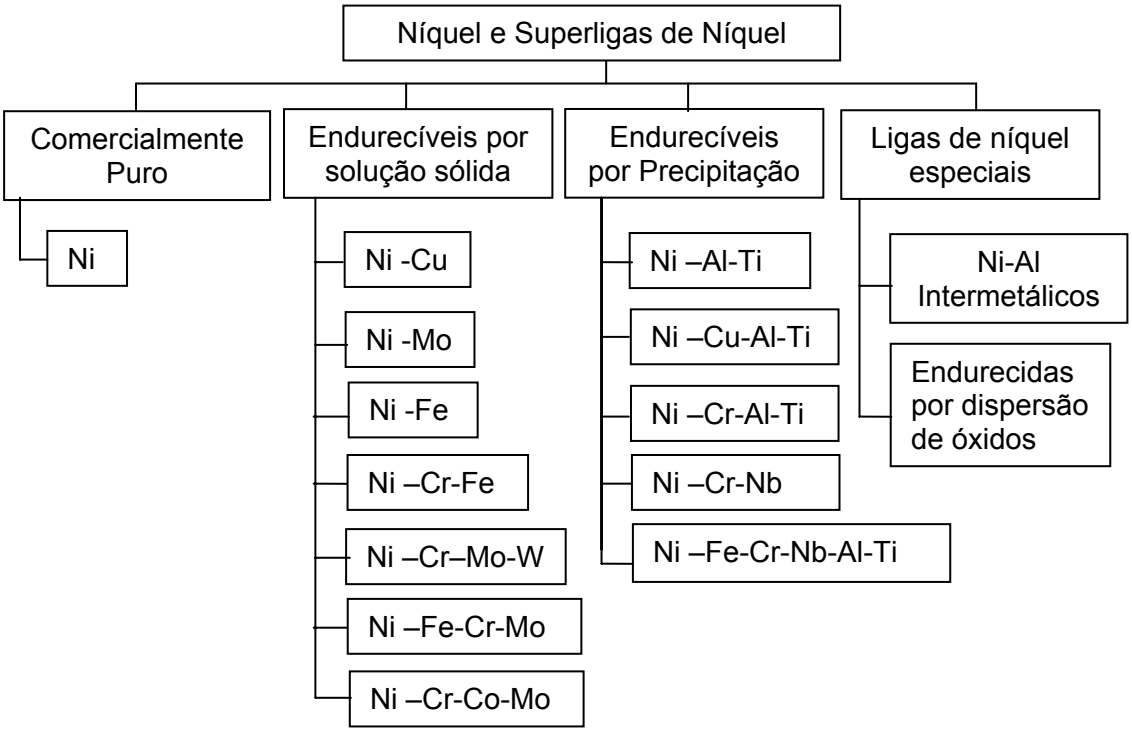


Figura 1- Classificação do níquel e suas ligas [9].

I.1.2 Ligas de níquel endurecidas por precipitação

As ligas de niquel endurecidas por precipitação contêm adições de titânio, alumínio e nióbio, que formam com o níquel precipitados que conferem à liga algumas propriedades mecânicas, de extremo interesse na industria, tais como, resistência à fluência e resistência ao desgaste, após um tratamento térmico adequado. Na maioria das condições, esses precipitados são coerentes com a matriz austenítica, aumentando substancialmente as propriedades mecânicas da liga [9,16].

Os precipitados mais comuns são chamados gama linha, [γ '- Ni3Al, Ni3Ti e Ni3 (Ti, Al)] e gama principal ou duas linhas (γ'' - Ni3Nb) [16,17].

De acordo com a composição química e o tratamento térmico podem-se aperfeiçoar as propriedades mecânicas destas ligas. Sua resistência à tração pode alcançar valores superiores a 200 ksi (1380 MPa). A mais popular dessas ligas é a liga Inconel 718 [17,18].

I.2 A liga Inconel 718

I.2.1 Características da liga Inconel 718

A liga Inconel 718 foi descoberta há 50 anos , por H.L. Eiselstein, para ser usada como material do disco da turbina nos motores aeronáuticos, pela General Electric. É marca patenteada da International Nickel Corporation e pode ser classificada como liga da família níquel-ferro. Trata-se de uma liga metálica de alta resistência, endurecível por precipitação, formando compostos intermetálicos, apropriada para serviços em temperaturas na faixa de -250 a 649°C . É uma liga que apresenta boa resistência à oxidação até cerca de 1000°C, além de boa resistência à corrosão em uma variedade de meios agressivos [19].

Atualmente as aplicações da liga Inconel 718 são: em componentes de motores aeronáuticos, estruturas nucleares (grades de espaçamento do elemento combustível), componentes rotativos e estáticos de motores de alta resistência, ferramentas de corte e extrusão por cisalhamento a temperaturas elevadas e veículos espaciais,conforme exemplo da figura 2 [17,19].

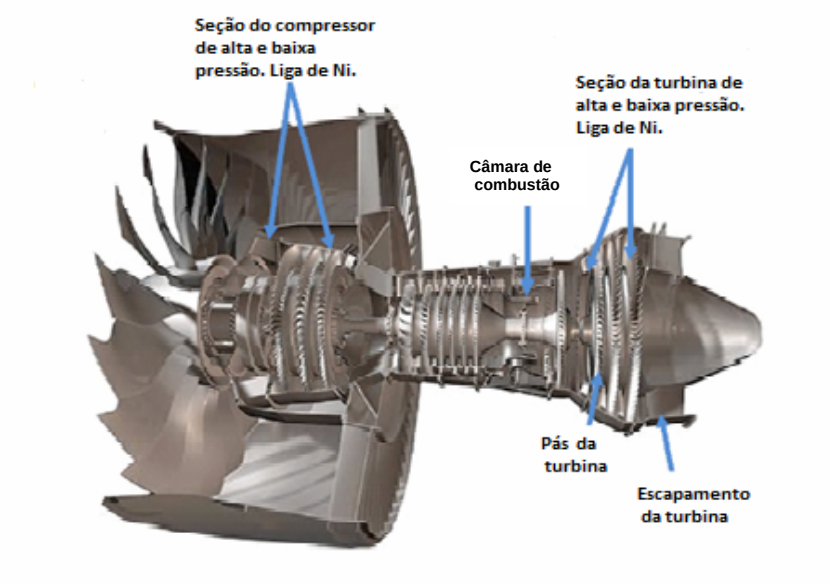


Figura 2- Componentes de turbina fabricados em liga de niquel. Corte de um motor a jato (cortesia da Pratt e Whitney) [19].

Sabe-se que uma das características mais marcantes desta liga é a sua lenta resposta ao envelhecimento, o que permite que a mesma seja soldada e recozida sem que ocorram trincas devido a tensões provocadas por precipitação na zona afetada pelo calor (ZTA) [20].

Outra característica que marca a superliga 718 é a sua composição química que propicia uma ampla variedade de microestruturas [21,22]. Por causa disto, a metalurgia usa toda a sua engenhosidade para obter grandes aumentos de resistência nas mais variadas temperaturas de tratamento. Os elementos químicos presentes na composição da liga 718, têm uma função a cumprir [23]. Desta forma, abaixo estão relacionados os principais elementos químicos e suas funções:

- Níquel - A sua principal função é formar a matriz austenitica, permitindo a presença de outros elementos químicos, e acomodar precipitados coerentes na matriz em solução sólida.

- Ferro - Este elemento também ajuda a formar a matriz, auxilia no processo de endurecimento por solução sólida, sendo fundamental para a precipitação de compostos endurecedores na matriz.

- Cromo - Juntamente com Ni e Fe, forma a matriz e auxilia no processo de endurecimento por solução sólida, garantindo a estabilidade superficial (resistência à oxidação e a corrosão a quente).

- Molibdênio - Sua função é auxiliar no processo de endurecimento por solução sólida na matriz.

- Nióbio e Titânio - Causam um pouco de endurecimento por solução sólida. São os principais formadores de intermetálicos (Ni_3Nb e Ni_3Ti).

- Alumínio - Tem como função principal, junto com o cromo auxiliar na resistência à oxidação, além de formar compostos endurecedores intermetálicos (Ni_3Al).

-

A composição química típica da liga 718 está relacionada na tabela 1 [15].

Tabela 1. Composição química da liga Inconel 718(% em peso) [15].

Co	Cr	Mo	Nb+Ta	Al	Ti	Fe	Mn	Cu	Si	C	B	Ni
0,18	19,0	3,0	4,97	0,5	0,9	18,5	0,08	0,30	0,09	0,04	0,001	Bal.

Devido à presença de vários elementos químicos na liga 718, tem-se o aparecimento de várias fases durante a sua elaboração, processamento ou uso. Algumas dessas fases podem ser obtidas a partir de envelhecimentos isotérmicos [21,24].

O aparecimento de nitretos (TiN) e carbonitretos [(C,N)Nb] se deve a dificuldade na eliminação do nitrogênio durante a elaboração da liga. Os nitretos e carbonitretos formam-se durante a solidificação e não se alteram durante as etapas posteriores de processamento [24].

Apesar da baixa fração volumétrica do nitrogênio, ocorre a formação do nitreto tipo TiN devido à forte afinidade do nitrogênio pelo titânio. Pouca informação está disponível com relação ao aspecto deletério da fase no material (tanto durante o processamento quanto no uso geral da liga) [24,25]. Os Carbonetos do tipo MC, M_6 C e $M_{23}C_6$ podem precipitar-se durante a solidificação, processamento ou uso da liga [24,25].

Os carbonetos tipo MC, são estáveis, sendo o "M" geralmente Nb e/ou Ti. Encontra-se distribuídos pela matriz, figuras 3 e 4. Estes carbonetos são dissolvidos completamente em temperaturas superiores a 1250°C. Precipitam-se durante a solidificação, trabalho à quente ou envelhecimento isotérmico na faixa de temperatura de 700 a 800°C. Os carbonetos tipo M_6C e $M_{23}C_6$ precipitam-se durante a solidificação, envelhecimento a baixas temperaturas ou sob tensões combinadas (ensaio de fluência) [14,20]. O Cromo é predominante na composição "M" e precipita-se preferencialmente nos contornos de grão.

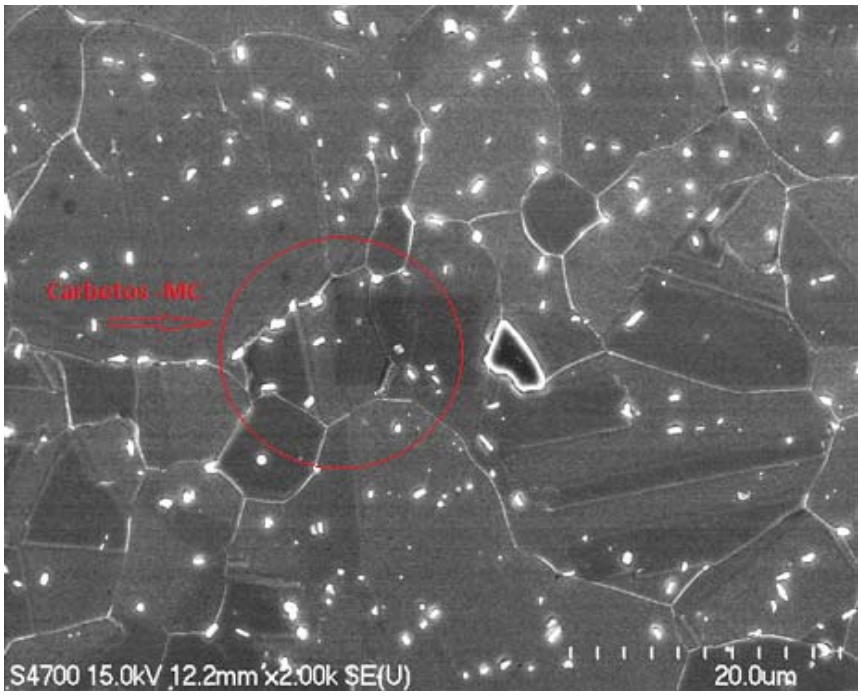


Figura 3 - MEV mostrando carbonetos de Inconel como recebido 718, pontos brancos na região do contorno de grão [14].

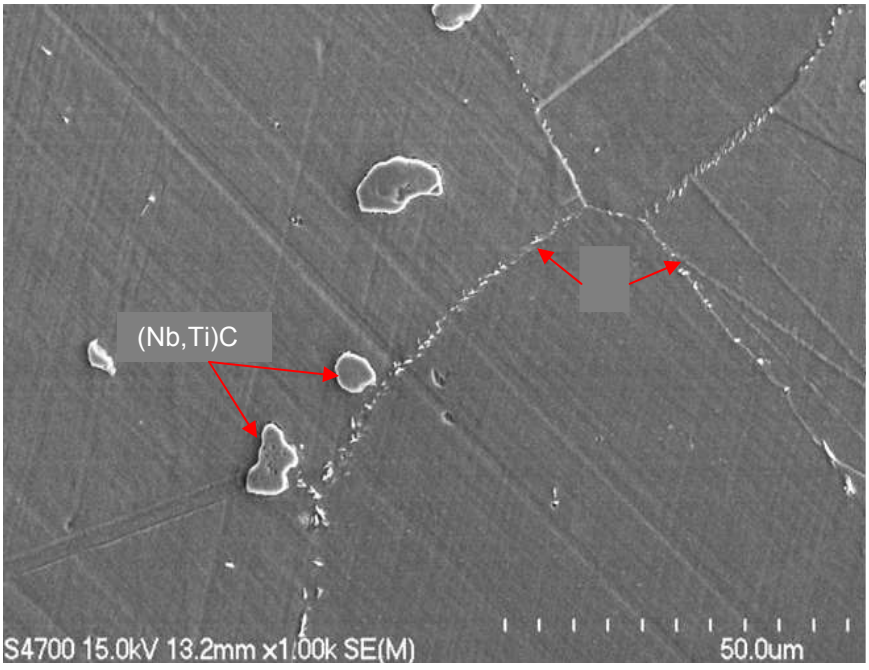


Figura 4 - Micrografia em MEV mostrando a presença de carbonetos dispersos na matriz e precipitação de fase δ nos contornos de grão [14].

Em função de sua alta concentração na liga Inconel 718, o nióbio tende a se segregar em regiões interdendríticas durante o processo de solificação, formando uma fase indesejável chamada Laves, em produtos fundidos ou soldados, como pode ser observado nas figuras 4a e 4b, que indicam um aumento na concentração de Nb na região periférica da dentrita. Este é um grave problema, porque a heterogeneidade de composição devido a segregação de nióbio continua, mesmo após os tratamentos térmicos de envelhecimento resultando na degradação das propriedades mecânicas da liga [16,25].

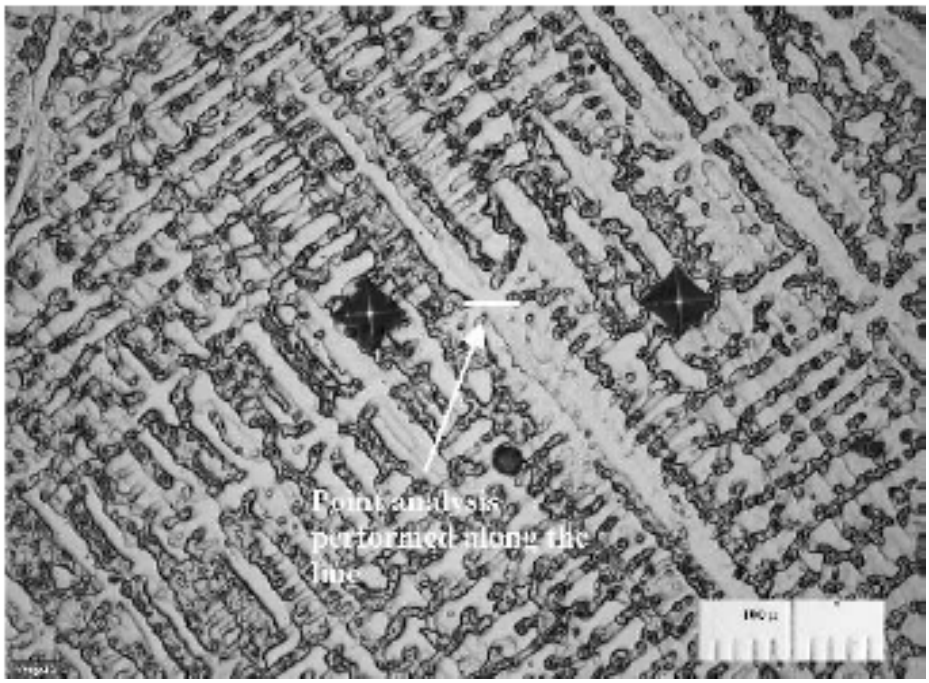


Figura 4a - Microestrutura mostrando duas impressões de ensaio de dureza Vickers, formando uma reta com a interseção de uma dendrita . A análise química foi realizada com espectro de linha em toda a dendrita [16].

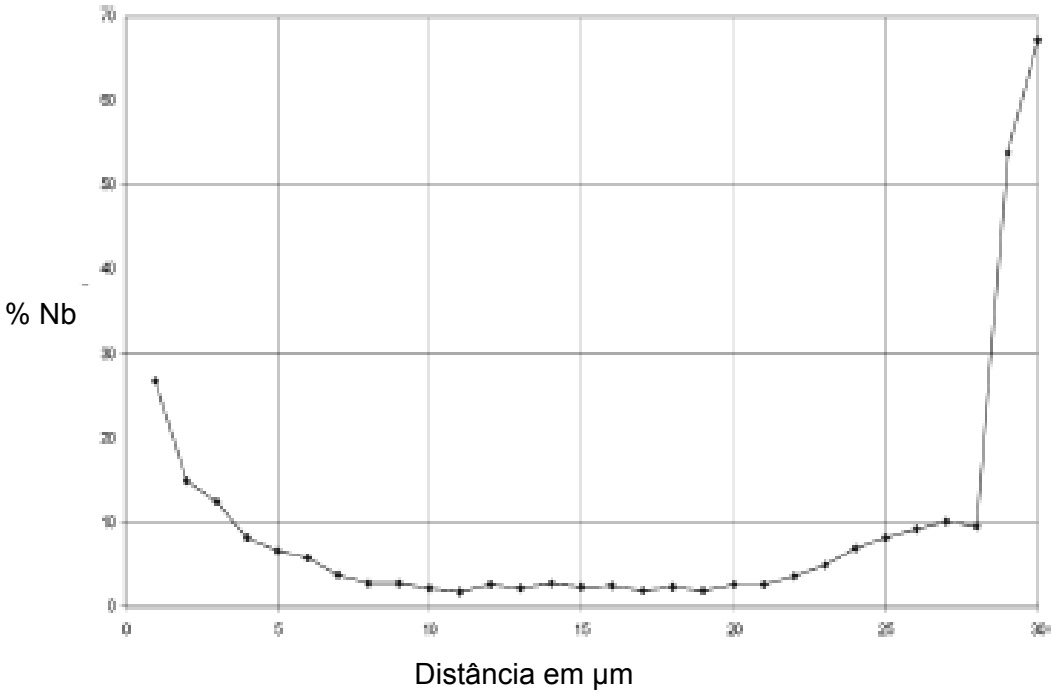


Figura 4b – Concentração de Nb em na dendrita ao longo da linha na fig. 4 a. A análise foi feita em 30 pontos nesta medição. A distância entre pontos de aproximadamente 1 µm [16].

A segregação durante a solidicação da poça de fusão é fortemente influênciada pelo processo de soldagem e os parâmetros nele utlizados induzem determinada taxa de resfriamento. Estudos [22] mostraram claramente que a tendência para a formação da fase Laves na solda de metais é maior, quando submetidos a taxas de resfriamento relativamente baixas, como em na soldagem TIG. Para minimizar tal efeito a técnica de corrente pulsada durante a soldagem pode ser utilizada, pois esta reduz o acumulo de calor na poça de fusão [26].

O fator fundamental a ser controlado na liga Inconel 718, afim de evitar a formação de intermetálicos de fases de Laves, é manter determinado teor de nióbio em solução. A formação da fase laves poderia ser controlada modificando-se a composição quimica da liga, através da redução do teor de nióbio [20]. A liga Inconel 718, fundida possui teor de nióbio menor que 4%, e é mais facilmelmente homogeneizado que as ligas com mais levado teor de nióbio (5%), pois elas necessitam de tratamento de homogeneização por tempos prolongados [24]. As figuras 5a, 5b e 5c demonstram a variação na formação da fase Laves na região dos contornos de grão do Inconel 718, tratado sob diferentes condições.

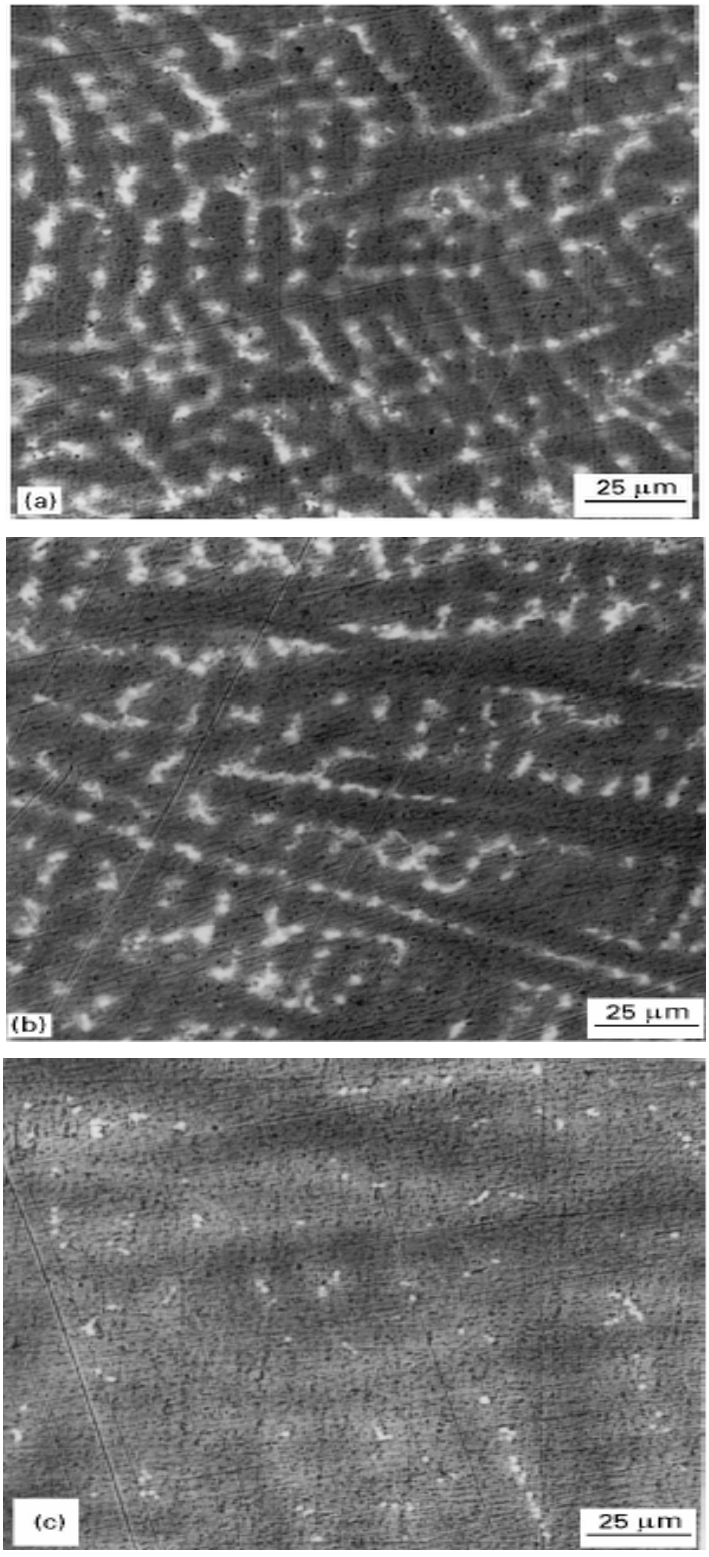


Figura 5 a-b-c- Mapeamentos de nióbio através de raios-X, dos metais de solda TIG. (a) Como soldado, (b) a solução tratada a 980°C, (c) solução tratada a 1090 °C [22].

A presença da fase laves, figura 6, nas ligas de níquel reduz a qualidade da solda do material, fazendo com que microfissuras possam ocorrer durante a soldagem, [22].

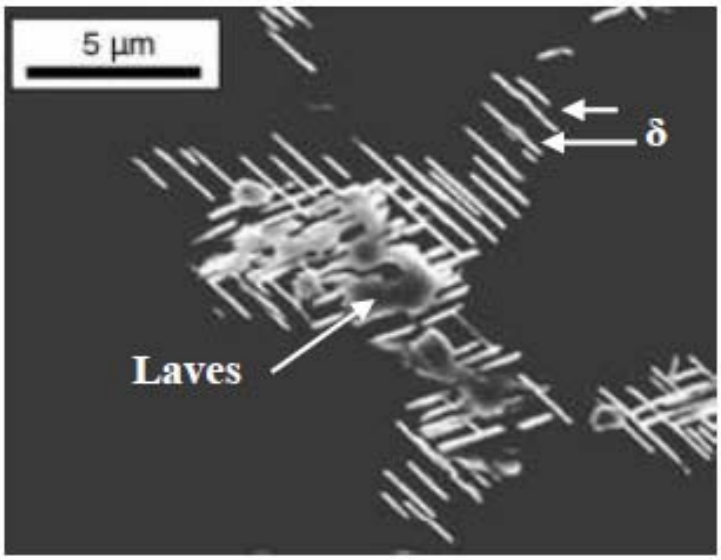


Figura 6 - Microestrutura de seção transversal do Inconel 718 como soldado.
IN718 exemplo: Imagem com alta ampliação–MEV, mostrando a fase laves formada nos contornos de grãos [14].

A fase Laves possui em sua composição química $(Fe,Cr)_2$ (Nb,Ti) e fragiliza o material. Entretanto, podem ser eliminadas por meio de tratamentos térmicos de homogeneização que as dissolvem e restauram a ductilidade do material [22,23].

Na fase gama *y' o*s precipitados são submicroscópicos, coerentes (figura 7), atuando como barreiras que impedem a movimentação das discordâncias. Precipitam-se na matriz sob a forma esférica, com a orientação cristalográfica {100}y //{100}r' e <100>y//<100>y'. A composição química de y' é Ni_3(Al,Ti) sendo estável até aproximadamente 870°C [23,27,28].

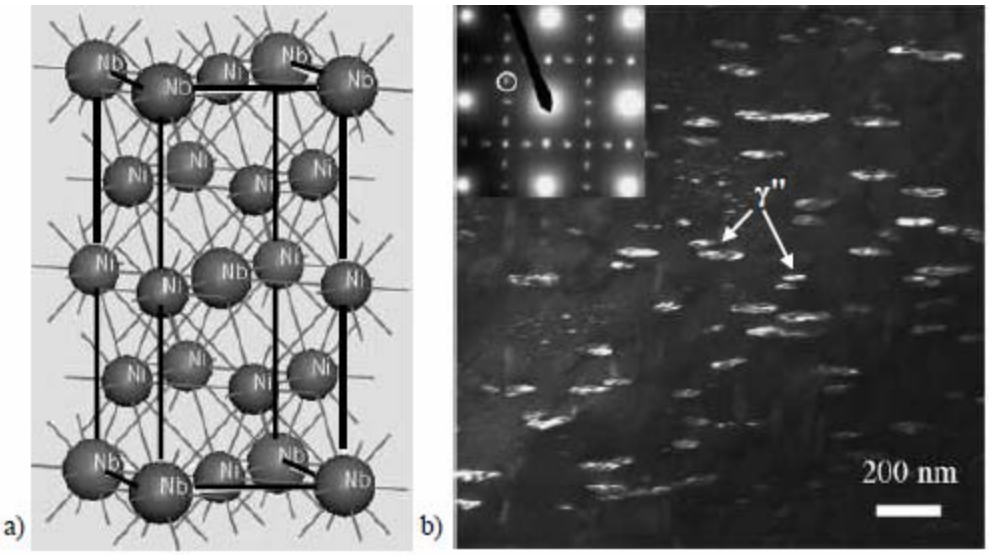


Figura 7 – a) estrutura cristalina tcc da fase γ”. Adaptado de [36]; b) Imagem de MET, em campo escuro, mostrando a precipitação da fase γ” na forma de discos alongados e o seu respectivo padrão de difração, obtido no plano [100] da matriz. [28].

A fase gama secundária (y") é uma fase que ocorre quando o teor de nióbio é maior que 4%. Ela nucleia e cresce nas partículas de y' e é coerente com pequeno desajuste (figuras 8 e 9) [25,46]. Têm estrutura tetragonal de corpo centrado (tcc), sendo uma fase metaestável. Está presente na faixa de temperaturas de 550 a 915°C [23]. É a fase mais importante na liga Inconel 718 [28,29].

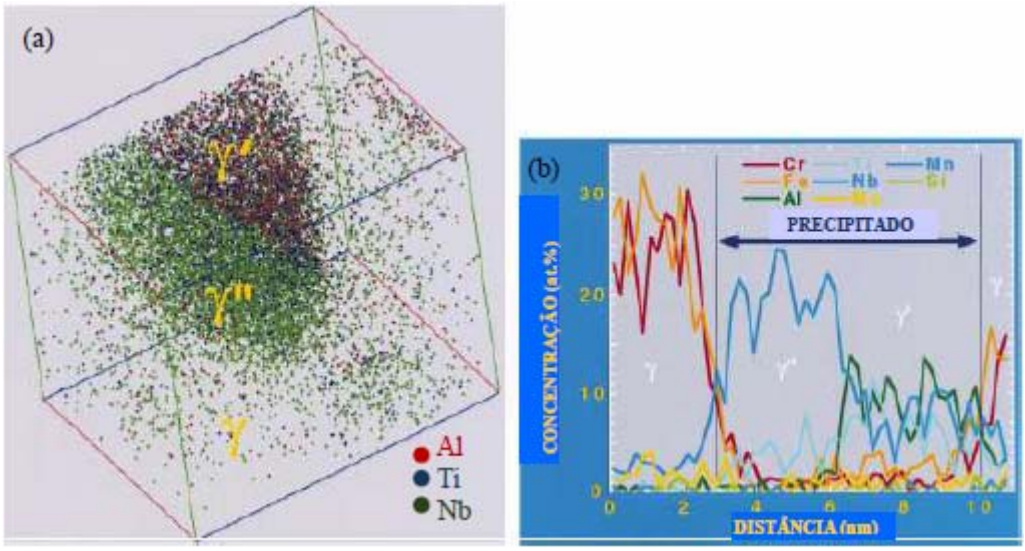


Figura 8 – a) Mapa atômico do precipitado contendo as fases γ' e γ" da matriz γ da liga Inconel 718 (em vermelho, átomos de Al; em azul, átomos de Ti e em verde, átomos de Nb; b) Perfil da composição química da matriz γ da liga 718, mostrando a presença das fases γ' e γ" em um mesmo precipitado [28].

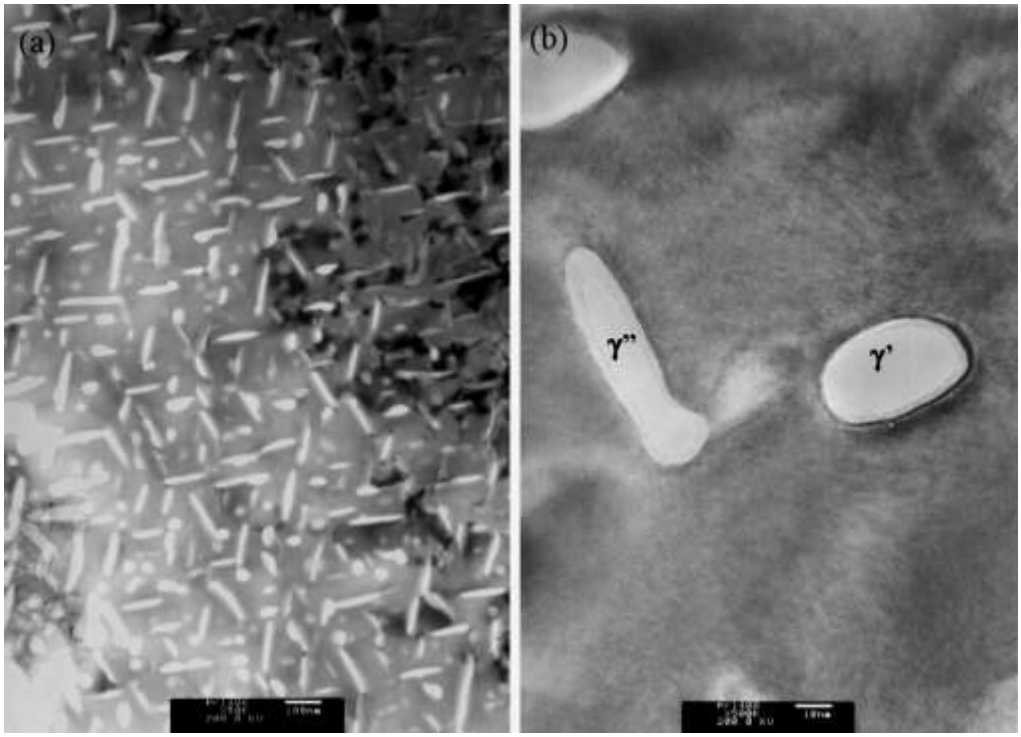


Figura 9 – a) Micrografia em MET da liga 718, mostrando as fases γ' e γ" dispersas na matriz; b) Micrografia em MET de alta resolução, evidenciando as distintas morfologias de γ' (esférica) e γ" (disco alongado) [28].

A fase delta (δ) tem composição química Ni_3Nb e é estável (com relação à fase y"), com estrutura cristalina ortorrômbica ela precipita-se de forma incoerente, com formato de placas e bastonetes, no interior dos grãos ou orientada ao longo dos contornos de grão, conforme figura 10. Causa pouco endurecimento à matriz e ocorre na faixa de temperatura de 700 a 1020°C [14,16,27].

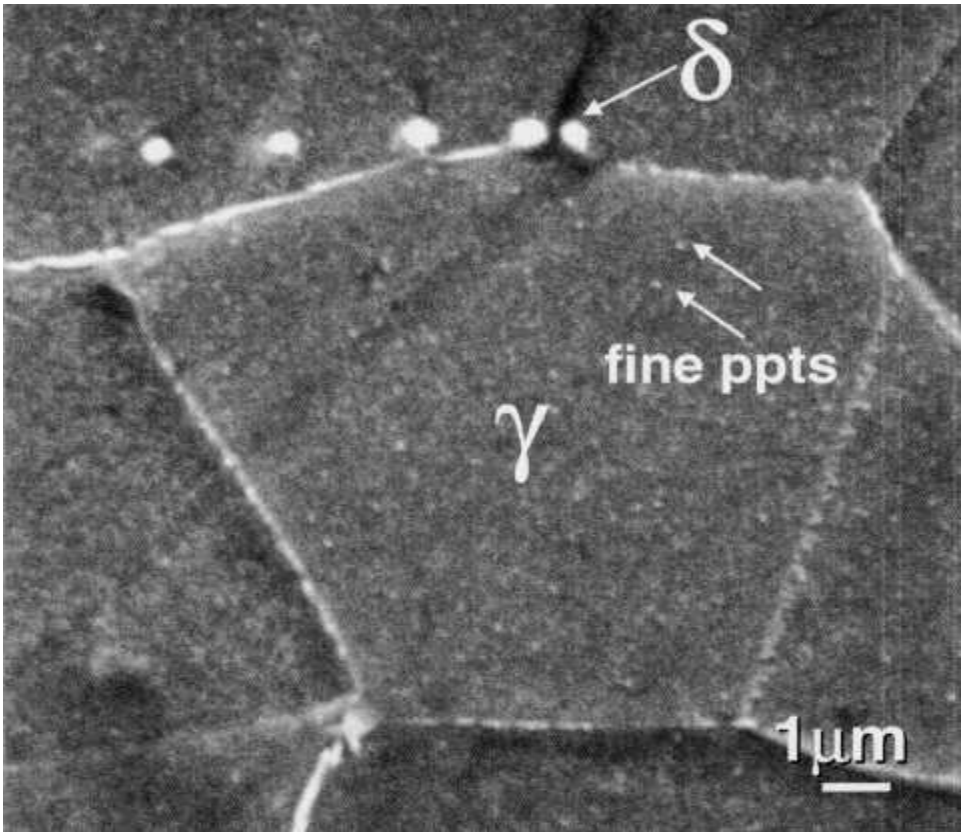


Figura 10 - Micrografias de alta ampliação, revelando matriz austenitica Y (gama), finos precipitados de Y' e Y", além da fase δ também precipitada na região de contorno de grão [14].

I.3 Soldagem da superliga Inconel 718

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*) [30].

No caso da liga Inconel 718, esta possui excelente soldabilidade, com baixa tendência de formação de trincas de solidificação ou envelhecimento, principalmente em comparação às superligas (Figura 11) de composição química com maiores teores de alumínio e titânio (endurecidas pela precipitação de y'). Este fato resulta da cinética favorável de precipitação de y", conforme pode ser verificado na Figura 9, que compara a taxa de envelhecimento da liga Inconel 718 com outras superligas endurecidas pela precipitação de y'. Este retardo permite a ocorrência do alívio de tensões na junta soldada antes do endurecimento, evitando assim a ocorrência da trinca de solidificação ou envelhecimento [26,29,31].

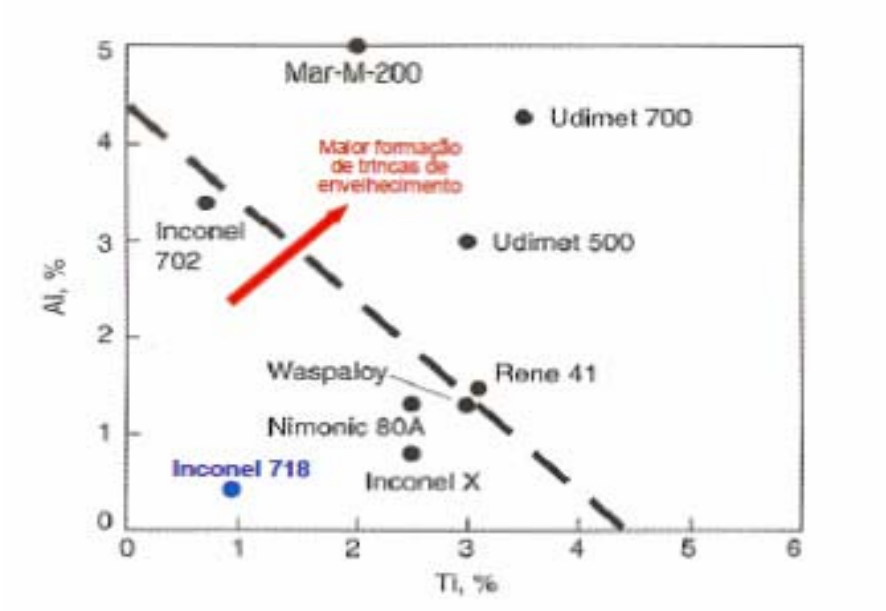


Figura 11 - Efeito dos teores de alumínio e titânio na tendência a problemas de soldagem em superligas [25].

Apesar da boa resistência à formação de trincas de solidificação, microfissuras na região de transição da solda podem ocorrer. Certas fases como carbonetos MC e fases Laves, podem iniciar sua fusão na Zona Termicamente Afetada – ZTA durante a soldagem e se

propagar pelos contornos de grão. A Figura 9 exemplifica a ocorrência deste fenômeno em precipitados NbC presentes na superliga Inconel 718 [25,26,29].

Esta fusão (liquação) ocorre devido à reação entre o precipitado em dissolução e a matriz. Quando esta fusão é acompanhada de tensões térmicas consideráveis, trincas de liquação ou trincas a quente podem ser formadas ao longo dos contornos de grão da ZTA e se estender para o interior da zona fundida. A Figura 12 também exemplifica a ocorrência da fusão incipiente de carbonetos no contorno de grão na região ZTA de uma superliga soldada [31,32].

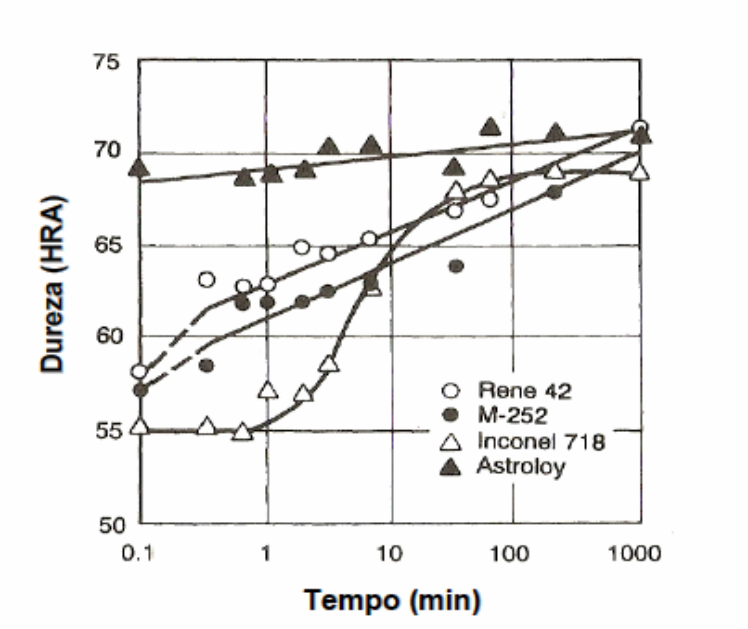


Figura 12 - Curvas de envelhecimento (dureza x tempo) para superligas à base de níquel. Destaque para a cinética inicial lenta do Inconel 718 [32].

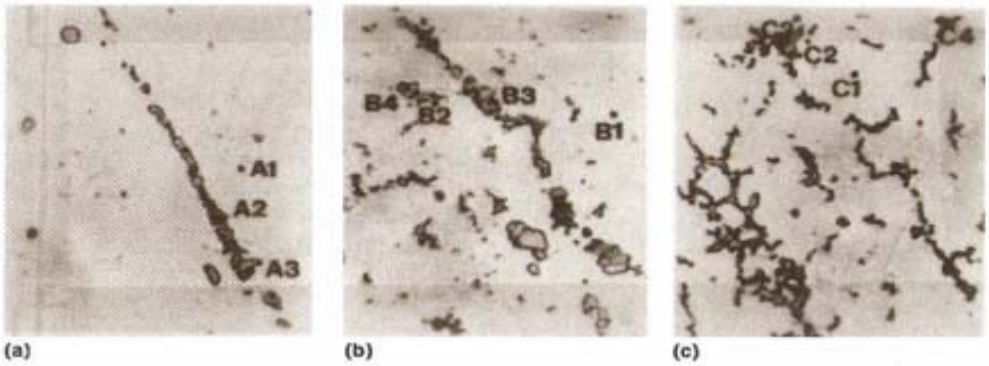


Figura 13 - Liquação do constituinte em linha NbC na superliga Inconel 718. (a) Aspecto anterior ao início da liquação, (b) estágio inicial da liquação, (c) movimento do constituinte para os contornos de grãos [29].

Um parâmetro de importante controle durante a realização da soldagem em superligas é o tamanho de grão na região da ZTA. Maiores tamanhos de grão resultam em maiores trincas de liquação [27], conforme demonstrado na Figura 14.

Estudos realizados [29,33] avaliaram o efeito da estrutura dos grãos na ocorrência dos eventos de transformação de fases na superliga Inconel 718 Conforme estes estudos, maiores tamanhos de grão reduzem a área de contorno de grãos, e quando esta é reduzida, a segregação das fases por unidade de contorno de grão aumenta, ocasionando maiores probabilidade da ocorrência de microfissuras [29,33].

Outro importante aspecto envolvendo a soldagem da superliga Inconel 718 diz respeito à segregação de nióbio e a conseqüente formação da fase Laves nas regiões interdendríticas durante a solidificação da zona fundida. A fase Laves formada traz prejuízos as propriedades mecânicas, particularmente com respeito à ductilidade, tenacidade à fratura, fadiga e fluência, o que pode comprometer a integridade estrutural causando a falha prematura de componentes críticos. A soldagem de ligas de Inconel 718 pelo processo TIG apresenta as vantagens do uso de menores aportes térmicos durante a soldagem. Sucessos no controle da segregação de nióbio e formação da fase Laves através de técnicas de soldagem foram reportados por alguns autores, como por exemplo, o emprego de técnicas de oscilação do feixe em soldagem por feixe de elétrons e o uso de corrente pulsada em soldagem TIG [26]. Tratamentos térmicos pós-soldagem também têm sido empregados para eliminar a fase Laves [33,34,35,36].

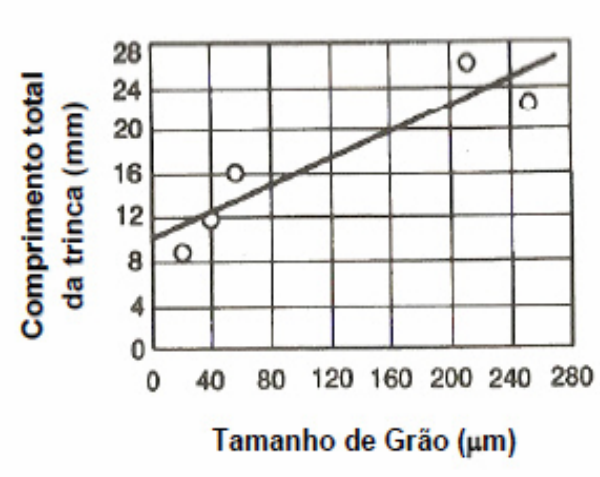


Figura 14 - Comportamento do comprimento total de microfissuras em Inconel 718 em relação ao tamanho de grão, mostrando que o aumento no tamanho de grão resulta em maiores trincas [32]

I.4 Solidificação da liga Inconel 718

A solidificação das superligas é governada, assim como a de todos os metais, pelas leis termodinâmicas observadas nos diagramas de fase. No entanto, a cinética do processo de solidificação determina de fato qual será a microestrutura resultante. O processo de solidificação se inicia com a nucleação (fase base da liga) e posterior crescimento, geralmente por solidificação dendrítica, na direção do gradiente térmico e composicional [16,25].

As grandes quantidades de soluto presentes nas superligas resultam em maior dificuldade de controle na solidificação destas ligas quando comparada a ligas comuns como cobre, alumínio e aço. Assim, para a maior parte das superligas, é necessário que a solidificação ocorra sob condições controladas. Quando as taxas de solidificação são muito baixas, o soluto rejeitado proveniente das primeiras dendritas formadas (dendritas primárias) pode promover a formação de canais contínuos com grandes quantidades de soluto. Quando estes canais solidificam, eles estão com concentrações muito altas de soluto para ser dissolvido num posterior tratamento térmico, resultando assim em defeitos contínuos no material. Fases Laves e carbonetos são partículas duras, que se formam nestas regiões ricas em soluto e são extremamente detrimentais para as propriedades mecânicas, principalmente para a resistência à fadiga [16,25,26].

O processo de solidificação da ZF ocorre pelos mecanismos de nucleação e crescimento de novas fases, a partir de uma interface sólido-líquido. O início de solidificação da zona de fusão pode acontecer de três formas distintas, nucleação homogênea, nucleação heterogênea e crescimento epitaxial, respectivamente na figura 15 são mostrados esquematicamente, os vários tipos do início de crescimento de uma ZF. A forma de crescimento da fase sólida na ZF está ligada às tensões superficiais do líquido e do sólido, que determinam o ângulo de molhamento (θ). Sem molhamento ou ângulo de molhamento (θ) próximo de 180° ocorre nucleação homogênea, este crescimento é o mais raro de ocorrer e necessita de elevado super-resfriamento. Para um ângulo de molhamento próximo de 90° ocorre nucleação heterogênea, isto é, uma superfície sólida atua como núcleo de solidificação para o líquido em contato [37].

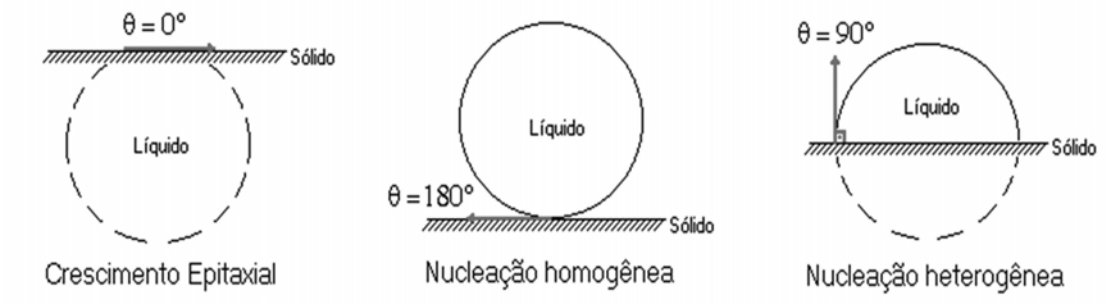


Figura 15 - Representação esquemática das formas de crescimento de um sólido a partir de uma fase líquida [37].

Um ângulo de molhamento próximo de 0°, ou seja, molhamento total provoca crescimento epitaxial, onde a energia de ativação é praticamente nula e não é necessário um superresfriamento. Nesta forma de solidificação as superfícies sólidas são formadas em menor quantidade, portanto, menor energia é necessária, em relação às mencionadas anteriormente (nucleação homogênea e heterogênea). Os átomos aderem ao substrato existente favorecendo seu crescimento. Este tipo de solidificação ocorre normalmente, quando um líquido solidifica-se sobre um substrato de composição química e estrutura cristalina similar, como a observada em soldas [37].

O início de solidificação da ZF na soldagem de MB (materiais de base) similares ocorre por meio do crescimento epitaxial. No caso da soldagem de materiais dissimilares, o início da solidificação da ZF pode ocorrer por meio do crescimento epitaxial. Diversos estudos sobre a soldagem de MB dissimilares confirmam que, o início da solidificação da ZF ocorre por meio do crescimento epitaxial, a partir do substrato (sólido) e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda [37].

O crescimento epitaxial é um fenômeno, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da ZTA. A força motriz necessária para a nucleação dos novos grãos é baixa, uma vez que a barreira termodinâmica para a solidificação é praticamente eliminada. Portanto, cada um desses novos grãos se solidifica, ao longo da mesma direção cristalográfica dos grãos da ZTA. Esta redução da energia livre é consequência da redução na energia de interface, que é efetivamente alcançada se o sólido se formar sobre outra superfície com orientação cristalina similar, como no crescimento epitaxial [37].

Depois de iniciada a solidificação em direção ao centro da ZF, o crescimento dos grãos prossegue na direção paralela ao máximo gradiente de temperatura, favorecendo um crescimento competitivo de grãos. Os grãos com orientação favorável à direção do máximo gradiente de temperatura apresentam maior crescimento em relação aos grãos que coincidem

com direções menos favoráveis. A direção de crescimento preferencial nos materiais de empacotamento cúbico de corpo centrado (ccc) e cúbico de fase centrada (cfc) é a <100> [37]. Na figura 16 podem ser observadas esquematicamente as presenças do crescimento epitaxial e do crescimento competitivo dos grãos.

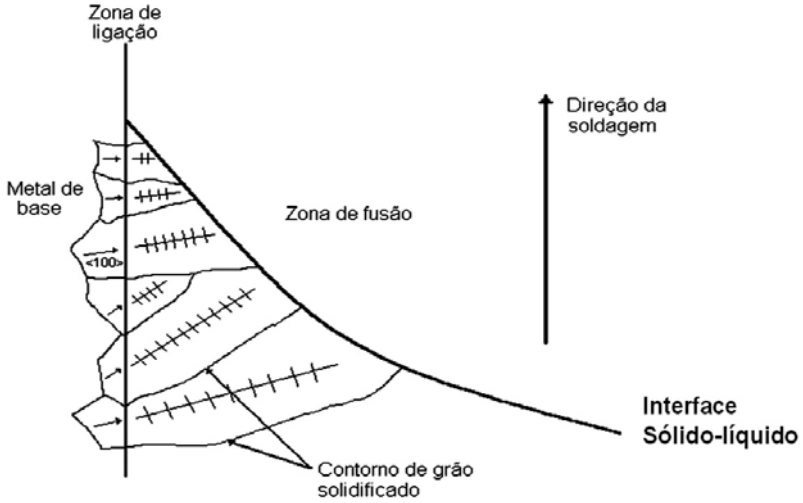


Figura 16 - Representação esquemática do crescimento epitaxial e crescimento competitivo dos grãos da ZF [37].

O crescimento epitaxial é benéfico nas soldagens, pois propicia na ZF uma continuidade dos grãos a partir do metal de base. Portanto, evita-se que a zona de ligação (interface ZF-ZTA) se torne uma região de concentração de tensões.

Nas soldagens, normalmente, é realizada uma limpeza das superfícies, para facilitar a aderência do metal líquido no MB. A conseqüência é uma maior interação do MB com o metal líquido da zona de fusão. A morfologia de solidificação da zona de fusão (ZF) é controlada basicamente pelo grau do super-resfriamento constitucional, que depende de: gradiente térmico, velocidade de solidificação e concentração de soluto na fase sólida e líquida (S-L). O gradiente térmico (G) é a variação de temperatura no líquido em relação à distância, a partir da interface sólido-líquido (S-L). A velocidade de solidificação (R) está relacionada ao avanço da interface sólido-líquido e esta por sua vez depende da variação na temperatura liquidus. O super-resfriamento constitucional ocorre na solidificação de uma liga, em razão da composição química da fase sólida ser diferente da composição química da fase líquida. A solubilidade do soluto na fase sólida é menor do que na fase líquida. Portanto, existe um gradiente de concentração de soluto da interface sólido-líquido para o metal líquido. A variação de

concentração provoca uma diminuição da temperatura liquidus, facilitando a solidificação numa direção, contribuindo para um superresfriamento constitucional a partir da interface (S-L) [37].

Diferentes modos de solidificação podem ocorrer na ZF, tais como: planar, celular, celular dendrítico, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial. Na figura 17a estão representados esquematicamente, as várias morfologias de crescimento, em relação, ao gradiente de temperatura imposto no resfriamento (G) e a velocidade de avanço da interface sólido-líquido (R). Pode-se observar um aumento gradual do super-resfriamento constitucional, representado pela área entre a linha líquidus (temperatura “liquidus”) e a linha do gradiente térmico imposto, em relação à redução do gradiente térmico, conforme figura 17b. No crescimento planar, o super-resfriamento constitucional é praticamente nulo, e seu valor vai aumentando do crescimento celular para o dendrítico. Valores baixos de R e elevados de G, como ocorrem no início da solidificação favorecem uma morfologia de solidificação planar à frente da interface S-L . Conforme a frente avança na direção do centro da ZF, o valor de R se eleva rapidamente, resultando numa transição de morfologia planar para celular ou dendrítica. Cada grão possui uma orientação cristalográfica única, que coincide com a direção do eixo principal da dendrita [37].

Utiliza-se a relação G/R , mostrada na figura 5a, para estudar o modo de solidificação. Um valor baixo desta relação significa que, o líquido está super-resfriado constitucionalmente e o crescimento dendrítico da interface é estável para uma determinada porcentagem de soluto. Por outro lado, para valores elevados, o líquido não está super-resfriado constitucionalmente e favorece o crescimento planar da interface.

O aumento do gradiente de temperatura (G) está relacionado com a diminuição da região super-resfriada constitucionalmente, favorecendo crescimento planar. Quando o gradiente é diminuído, a região super-resfriada é maior e a tendência é beneficiar um crescimento dendrítico, conforme representado nas figuras 5a e 5b [37]

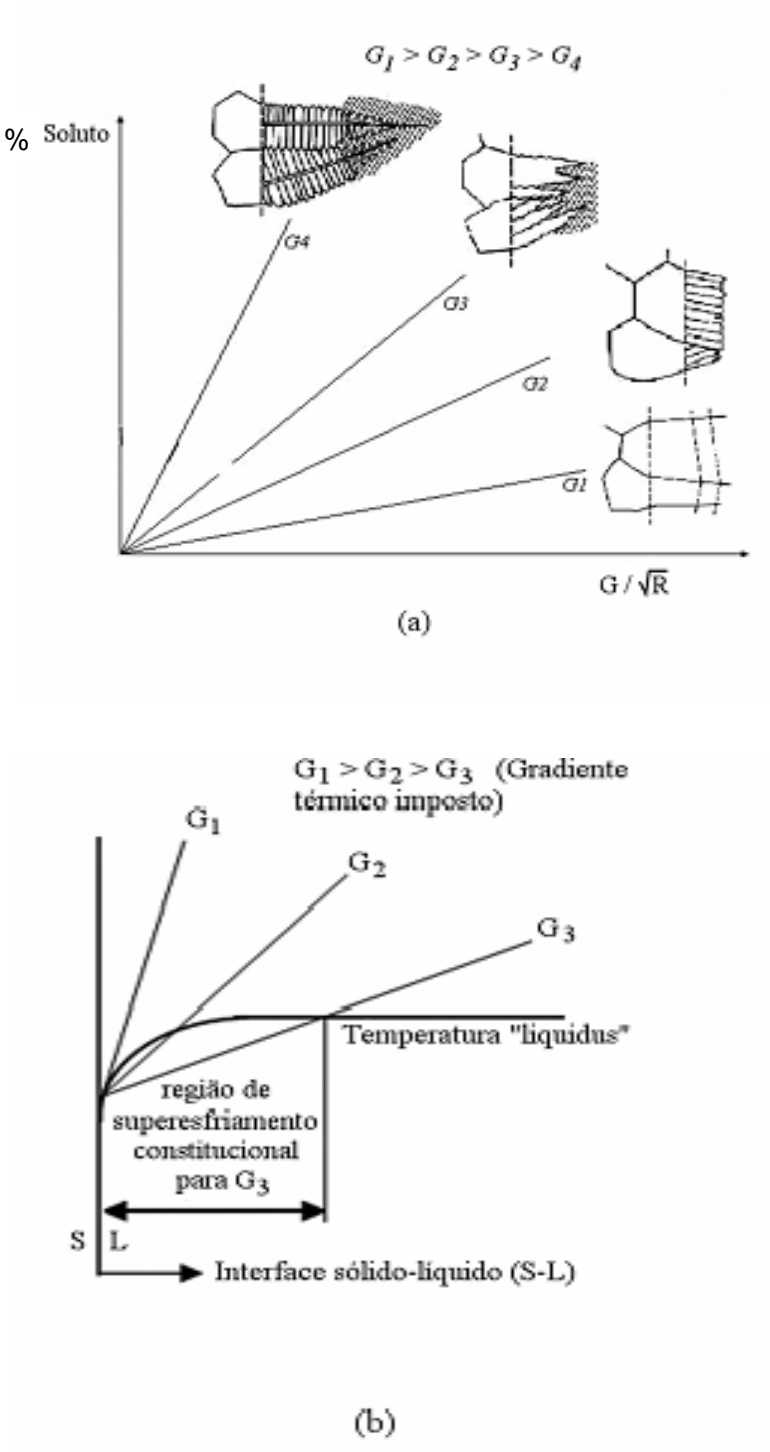


Figura 17 - (a) Diagrama esquemático dos diferentes modos de solidificação para a relação *G*/*R* e (b) região de superesfriamento constitucional em relação ao gradiente de temperatura [37].

II. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

II. 1 Material

Para o presente projeto de pesquisa de dissertação foi utilizado como substrato, um eixo de aço carbono, de especificação ABNT 4140 conforme Norma SAE J404, conforme mostrado na Figura 18.

Sabe-se que sob as severas condições de serviço a que uma turbina a gás está submetida, tal componente sofre ao longo do tempo, perdas de massa metálica por processos de desgaste superficial diversos, suficientes para provocar desbalanceamento e conseqüente vibração da turbina, acima dos limites operacionais toleráveis.

Neste contexto entra em cena a solda de manutenção preventiva ou corretiva, na qual um eixo é revestido com um metal de melhores propriedades mecânicas, visando inibir problemas inerentes às severas condições de serviço às quais o mesmo é submetido.



Figura 18 – Eixo utilizado de aço carbono especificação ABNT 4140 conforme Norma SAE J404.

O eixo foi utilizado como um metal base, ou seja substrato aço SAE 4140 e a liga Inconel 718 aplicada como metal de solda na condição de revestimento.

As composições químicas dos materiais mencionados estão dispostos nas tabelas 2 e 3;

Tabela 2- Composição química de um aço 4140 ABNT/SAE – J404(% em peso).

Cr	Mo	Mn	Si	P	S	Fe
1,1	0,25	1,0	0,35	0,03	0,4	Bal.

Tabela 3 - Composição química da liga Inconel (%) 718 [15]

Co	Cr	Mo	Nb+Ta	Al	Ti	Fe	Mn	Cu	Si	C	B	Ni
0,18	19,0	3,0	4,97	0,5	0,9	18,5	0,08	0,30	0,09	0,04	0,001	Balanço.

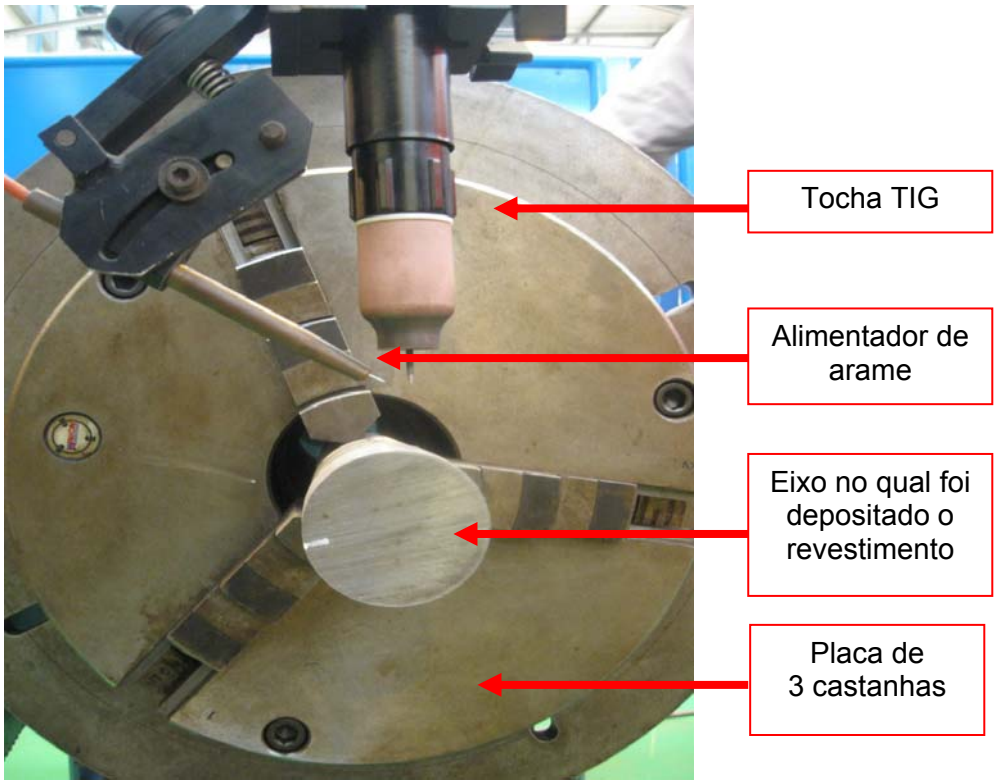
II. 2 Procedimento de Soldagem

Os revestimentos foram depositados através do processo de soldagem TIG circunferencial, automatizada figura 19a e 19b, com dois cordões de solda (arame de Inconel 718) sobrepostos em toda a circunferência do eixo de aço SAE 4140.

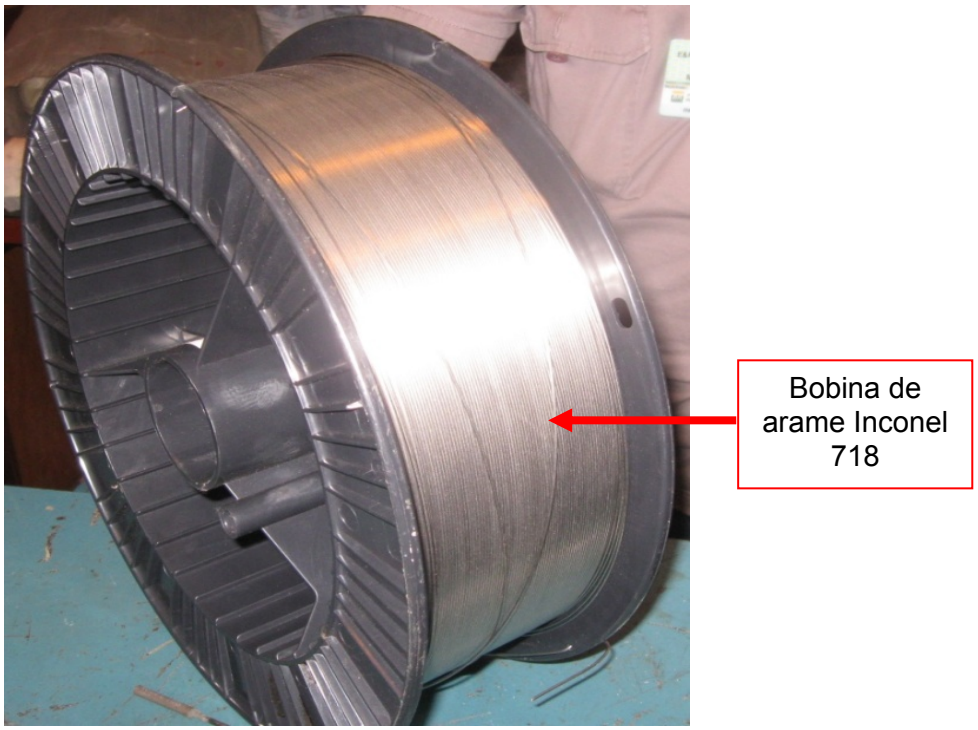
Para a preparação da soldagem utilizou-se a limpeza química em meio ácido de forma a eliminar quaisquer óxidos ou impurezas da superfície do metal de base.

Os parâmetros de soldagem utilizados estão mostrados na tabela 4, onde se buscou variar o aporte de calor através do fator corrente de soldagem. Foram analisadas 3 condições, detalhadas na tabela 3, tendo como único parâmetro variável a corrente de soldagem. As intensidades corrente utilizadas foram respectivamente 70 A, 90 A e 110 A.

A escolha dos valores se baseou nos parâmetros utilizados na prática para a soldagem da liga Inconel 718 e a avaliação visual da qualidade do cordão ao final da soldagem. Foi realizada uma análise utilizando-se a intensidade de corrente de 50 A, entretanto tal condição de soldagem apresentou arco extremamente instável, incapaz de produzir um cordão de solda.



a)



b)

Figura 19 – Periféricos do equipamento TIG para soldas circunferenciais. (a) bobina de arame de Inconel 718 para alimentação automática, (b) detalhe da mesa: placa de 3 castanhas onde é fixada a peça a ser soldada.

A taxa de alimentação do arame, a velocidade de rotação do eixo, a vazão do gás e a distância entre o eletrodo permanente e a peça foram previamente estabelecidas segundo

módulo de controle computadorizado do equipamento de soldagem, mostrado nas figuras 20 a e 20 b.

Um importante fator no processo de soldagem é o aporte térmico (H), ou insumo de calor, que quantifica a energia gerada pelo processo; pode ser medido pela equação II.1 [35].

$$H := \eta \cdot \frac{V.}{\vartheta} \; I \qquad (II.1)$$

Onde η é o rendimento térmico, V a tensão em volts, I a corrente em amperes e a velocidade e soldagem em cm/mm.

O rendimento térmico depende do processo de soldagem utilizado, para o processo TIG o rendimento η é igual à 0,67 [39].

Tabela 3 – Aporte térmico utilizado no processo de soldagem TIG.

Parâmetros de soldagem	**Corrente (A)**		
	70	**90**	**110**
η	0,67	0,67	0,67
V (V)	9,3	9,6	9,6
(cm/min)	12	12	12
H (kJ/cm)	0,154	0,218	0,350

Tabela 4 – Parâmetros utilizados na soldagem das amostras de Inconel 718 para as correntes 70A,90A e 110A.

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



a)



b)

Figura 20 - Módulos de controles computadorizados: (a) para avanço do arame e início do arco elétrico, (b) para definição dos parâmetros de soldagem.

II. 3 Ensaios Metalográficos

Após o corte na seção transversal dos cordões de solda as amostras foram preparadas para o exame metalográfico através de embutimento em baquelite a quente, seguido de lixamento com lixas de granulometria 100, 220, 400 e 600. As amostras foram atacadas por imersão em solução química de 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 de imersão aproximado de 2 minutos.

Foi utilizado microscopia ótica (MO) para caracterização da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e Metal de base (MB). Nesta avaliação foram analisados os seguintes aspectos da junta soldada:

- Uniformidade dos cordões
- Presença de defeitos como trincas, mordeduras e porosidades através de analise visual

Foi realizada também microscopia eletrônica de varredura (MEV), dos seguintes aspectos;

- Caracterização da microestrutura do revestimento; Avaliação por Análise por Dispersão de Energia - EDS (analise pontual e por linha) dos elementos de ligas presentes e dos tipos de carboneto.
- Caracterização das interfaces revestimento/ZTA e ZTA/metal base.



Figura 21- Detalhe do microscópio ótico marca ZEISS AXIOPHOT.



Figura 22 - Microscópio Eletrônico de Varredura marca ZEISS DSM962.

II. 4 Análise do tamanho de grão das amostras com tratamento térmico.

Para análise do tamanho de grão foi utilizado o software Image-Pro, (figura 23) com o recurso de contagem de tamanho de grão que o mesmo oferece. Foram feitas medições em regiões aleatórias de todas as condições de tratamento térmico.

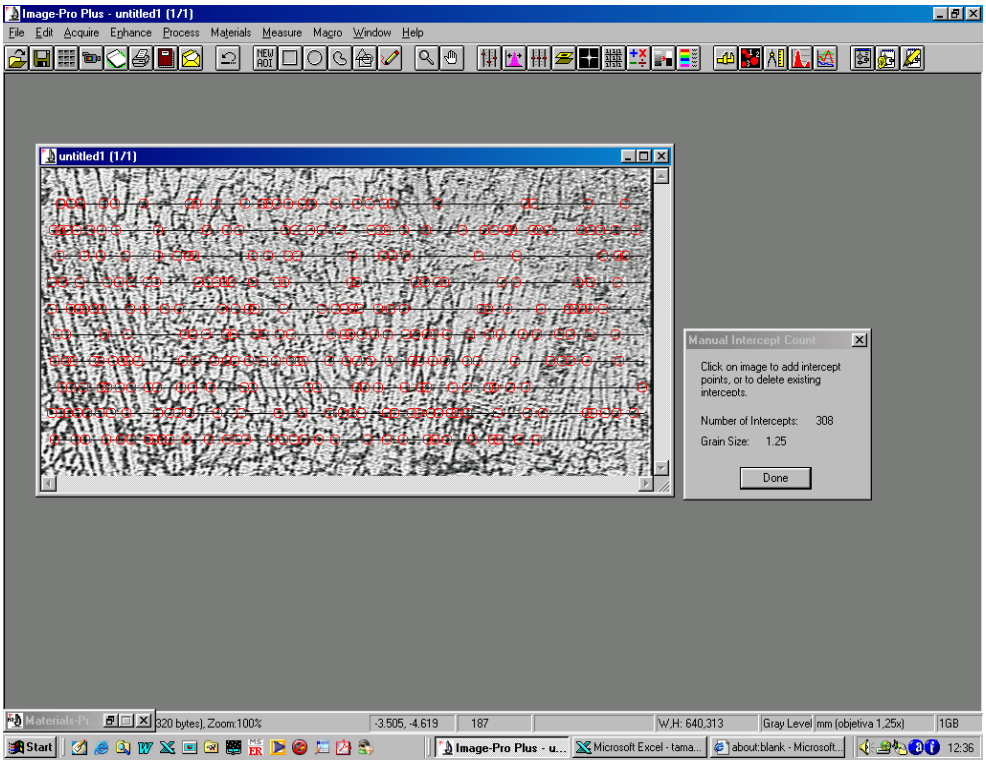


Figura 23 - Imagem obtida através do Software Image Pro Plus.

II. 5 Outros aspectos analisados no revestimento:

II. 5.1 A medição do reforço (Re), largura (L) e penetração do metal de solda, foi realizada através do software Image ProPlus, em microscópio ótico, conforme figuras 24 e 25.

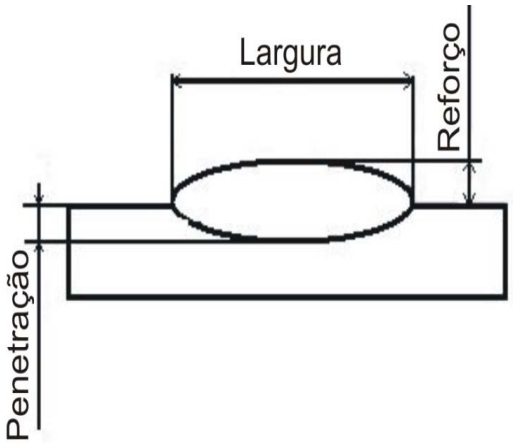


Figura 24. Representação das medidas das dimensões da seção transversal do depósito.

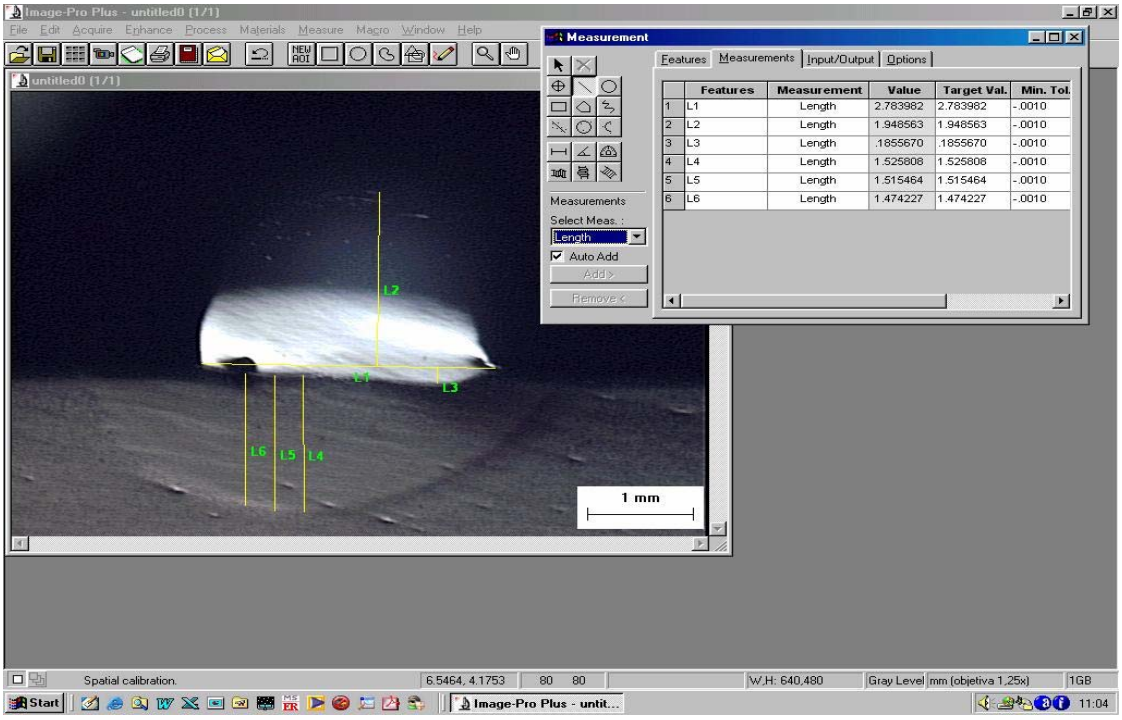


Figura 25 - Imagem do cordão de solda na condição de 50 A,indicando as dimensões obtidas através do Software Image Pro Plus.

II.5.2 A medição dos ângulos de molhamento (θ), esquerdo e direito, Figura 26, foi realizada através do software Image ProPlus, para correlacionar com a molhabilidade entre o depósito e substrato.

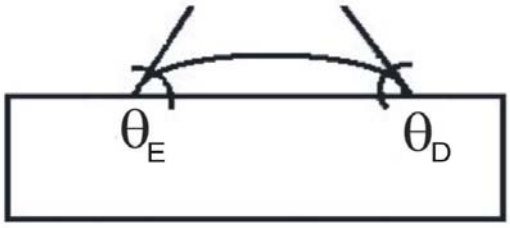


Figura 26 - Medidas dos ângulos de contato entre depósito e substrato.

II. 5.3 Medição da diluição

A diluição é definida como a quantidade de material base que se mistura com o material de adição, conforme mostra a figura 27. Nesta análise será utilizado a técnica de medição por área.

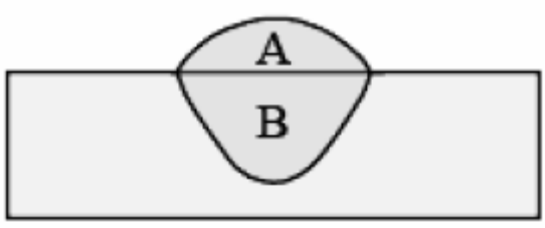


Figura 27 - Diluição medida na seção transversal de um cordão depositado sobre chapa.

A diluição pode ser calculada pela equação II.2.

$$\delta = \left(\frac{A}{A+B} \right) \times 100 \qquad \text{II.2}$$

Onde :

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

II.6 Ensaios Mecânicos

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 500 gf (HV 0,5).

As figuras 28 e 29 mostram como foi feita a medição em 3 regiões, avaliando o revestimento, ZTA e metal base e o equipamento utilizado .

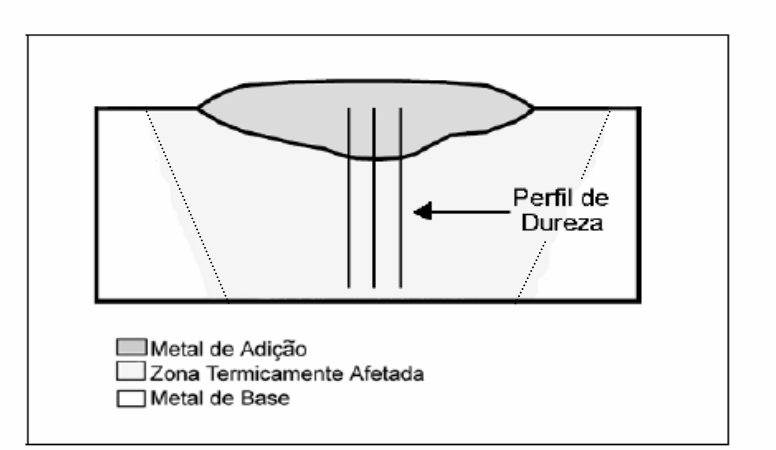


Figura 28 - Representação do perfil de ensaio de microdureza.

.



Figura 29 - Detalhe do equipamento utilizado para ensaio de microdureza.

II.7 Tratamento térmico.

Foram realizados tratamentos térmicos de envelhecimento das amostras à 750 °C, por 4, 8 e 12 horas. O forno utilizado foi do tipo mufla com controlador programável PID, com temperatura máxima de 1350°C, figura 30.



Figura 30 - Forno utilizado no tratamento térmico.

III. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Afim de se investigar o comportamento microestrutural da liga Inconel 718 após soldagem e tratamentos térmicos de envelhecimento e sua correlação com a dureza, este trabalho propôs três valores distintos de aportes térmicos, assumindo-se a intensidade de corrente como única variável. Neste contexto, três intensidades de correntes foram utilizadas, 70 A, 90 A e 110 A. Com base na caracteristica de lenta resposta ao envelhecimento apresentada pela liga Inconel 718 [20], para observar as mudanças microestrturais e correlaciona-las com a dureza, tratamentos térmicos foram realizados na condição de pós soldagem períodos distintos de tempo(4,8 e12 h) à 750 °C.

Tendo como base uma das caracteristicas mais marcantes da liga Inconel 718, a sua composição quimica, que propicia a liga uma ampla variedade de microestruturas [21,22], a microscroscopia eletrônica de varredura foi utlizada para caracterização microestrutural após soldagem e tratamentos térmicos.

III. 1 Efeito dos Parâmetros de Processamento

Como resultado das deposições da liga Inconel 718, pela variação do aporte térmico, adotando-se a intensidade de corrente como variável única, foram observados cordões contínuos e uniformes e bom acabamento superficial, livres de trincas, porosidade, formação de escória, respingos e oxidação para as intensidades de corrente de 90 A e 110 A, respectivamente. A mesma consideração não se aplica para o cordão produzido pela intensidade de corrente de 70 A, o qual se apresenta totalmente disforme quanto a sua geometria, apresentando vários pontos com variações na largura e altura do reforço, cordão A, conforme mostrado na figura 30.

Foi realizada uma análise utilizando-se a intensidade de corrente de 50 A, entretanto, tal condição de soldagem apresentou arco extremamente instável, incapaz de produzir um cordão de solda. Para as mesmas condições de soldagem com a liga de cobalto Ultimet e a liga de niquel Hasteloy X, estudos realizados [40,41] obtiveram sucesso na deposição do cordão à 50 A. Na condição de 50 A as deposições de Hastelloy X e Ultimet apresentaram os mesmos problemas encontrados neste trabalho com a deposição na condição de 70 A.

.

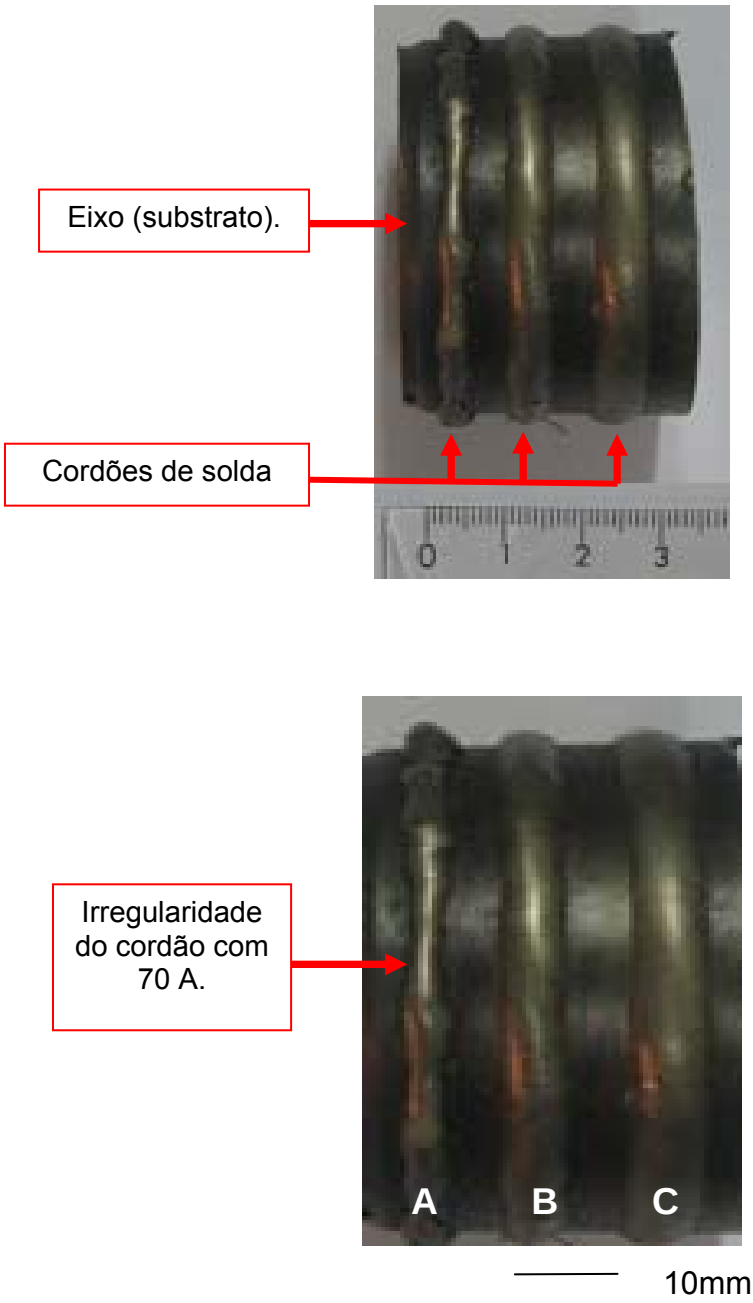
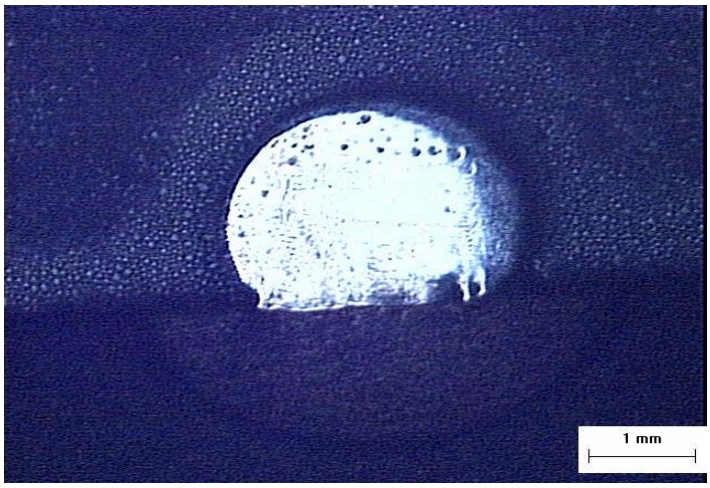


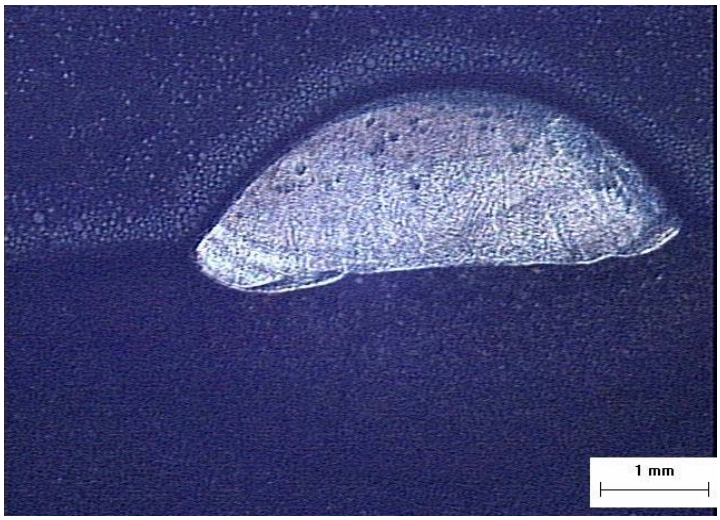
Figura 30 - Macrografias mostrando os aspectos dos cordões obtidos através de deposição do Inconel 718: (a) 70 A, (b) 90 A, (c) 110 A.

As figuras 31 a,b e c, representam a seção transversal dos cordões de solda depositados,A,B e C conforme figura 30. Verifica-se através destas soldas que a união metalúrgica entre metal de solda e substrato para a deposição do cordão A não está completa. Sendo que a otimização dos parâmetros de soldagem pode resultar na melhoria da qualidade superficial do cordão [42,43].

a)



b)



c)

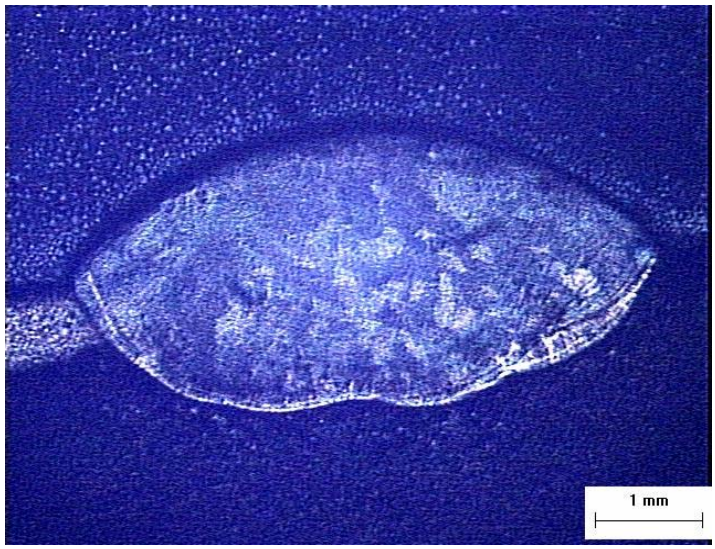


Figura 31 a,b,c. Micrografias obtidas por MO (12,75x) para as intensidades de),a - 70 A, b - 90 A e c- 110 A .

Os valores da tabela 5**,** indicam que os cordões depositados com intensidades de corrente de 90 A e 110 A, apresentaram maior penetração e largura , comparados aos cordões depositados à intensidade de corrente de 70 A, e estão de acordo os resultados obtidos nos estudos de DIAS [40] e ROYSE [41]. Esse fato pode ser explicado pelo maior aporte térmico, de onde também pode se esperar um maior valor de diluição [39].

A convexidade, ou ângulo de molhabilidade, foi avaliada para as diferentes intensidades de correntes de soldagem utilizadas, revelando que para a corrente de 70 A o valor alcançado chegou a 111,1°, caracterizando uma alta convexidade do cordão e consequente baixa molhabilidade [37]. Este ângulo indica o ângulo de ataque da poça de fusão e tem suma importância para a prevenção de defeitos de soldagem quando da deposição de vários cordões com sobreposição, uma vez que uma convexidade excessiva causa porosidade e falta de fusão [37,39]. Os valores de molhabilidade (tabela 5) indicam que para as intensidades de corrente de 90 A e 110 A, ocorreu boa fusão entre metal de solda e metal de base. DIAS[40] e ROYSE [41] encontraram resultados semelhantes em seus estudos.

Estudos recentes [39] demonstram que, 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.

Tabela 5 - Dimensões e ângulo de molhabilidade das amostras analisadas

Parâmetros		**Intensidade de corrente (A)**		
		70	**90**	**110**
Largura (mm)		2,95	4,61	5,56
Reforço (mm)		1,95	1,55	1,45
Penetração (mm)		0,17	1,00	1,57
Molhabilidade	**e**	107,10	43,91	49,40
	d	111,10	49,4	45,54

III. 2 Análise da zona fundida

III. 2.1 Avaliação da diluição

Os resultados de diluição apresentados na tabela 6 mostram o efeito do maior aporte térmico gerado para intensidade de corrente maiores, mantendo-se fixo os demais parâmetros. Maiores intensidades de corrente resultam em maiores valores de diluição e penetração [44].

As análises revelam para a intensidade de corrente de 70 A, um valor de diluição muito baixo comparado às diluições analisadas para as demais intensidades de correntes, sendo 400% menor que a diluição gerada pela intensidade de corrente de 90 A, e quase 600% menor que a diluição gerada pela intensidade de corrente de 110 A. Para a corrente de 70 A, não há garantias de estabilidade para a união metalúrgica entre metal de solda e substrato se a junta fosse submetida a esforço, ainda que de pequena magnitude. DIAS [40] e ROYSE [41] obtiveram níveis de diluição metalurgicamente aceitáveis entre 25 à 30 %, para a intensidade de corrente de 70 A.

Tabela 6 - Valores de diluição em função da intensidade de corrente de soldagem.

ZF	**Intensidade de corrente (A)**		
	110	**90**	**70**
Diluição (%)	58,8	40,4	10,7

III. 2.2 Avaliação da microdureza em zonas parcialmente diluídas.

Para as intensidade de corrente de 90 A e 110 A, os valores de diluição (tabela 6) estão acima do comumente obtido nos processos de soldagem a arco convencionais. Exames metalográficos e de microdureza indicaram a presença de uma zona parcialmente diluída (ZPD) situada na linha de fusão, característica de solda dissimilares, onde durezas superiores a 450 HV foram encontradas, o que indica estarem compostas de microestrutura martensítica que pode prejudicar o comportamento estrutural da peça revestida, por se tratar de um microconstituinte frágil [45,46]. Estas regiões, com largura de dezenas de micrômetros, possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base [45,46]. Em seus estudos DIAS [40] e ROYSE [41] encontraram formação de zonas parcialmente diluídas paras todas as intensidades de corrente estudadas. Neste trabalho não foram encontradas regiões parcialmente diluídas para a intensidade de corrente de 70 A.

Na figura 28 que observa-se a presença de zonas parcialmente diluídas finamente dispersas na zona de transição entre metal de solda e substrato, para a intensidade de corrente de 110 A. Alguns dos valores de dureza (HV) são mostrados na tabela 7. A figura 29 mostra a micrografia com identação para medição de microdureza numa amostra na condição de 110 A. Pode-se observar esta região pela figura 30b, pela análise de EDS a composição química, responsável pela formação de estrutura martensítica na região analisada, para esta condição de soldagem [45,46].

Tabela 7- Valores de dureza encontrados nas zonas parcialmente diluídas para as intensidade de corrente utilizadas. .

Condição	**Corrente de soldagem (A)**	
	90	**110 .**
Dureza na ZPD(HV0,5)	473 ± 32	408 ± 38

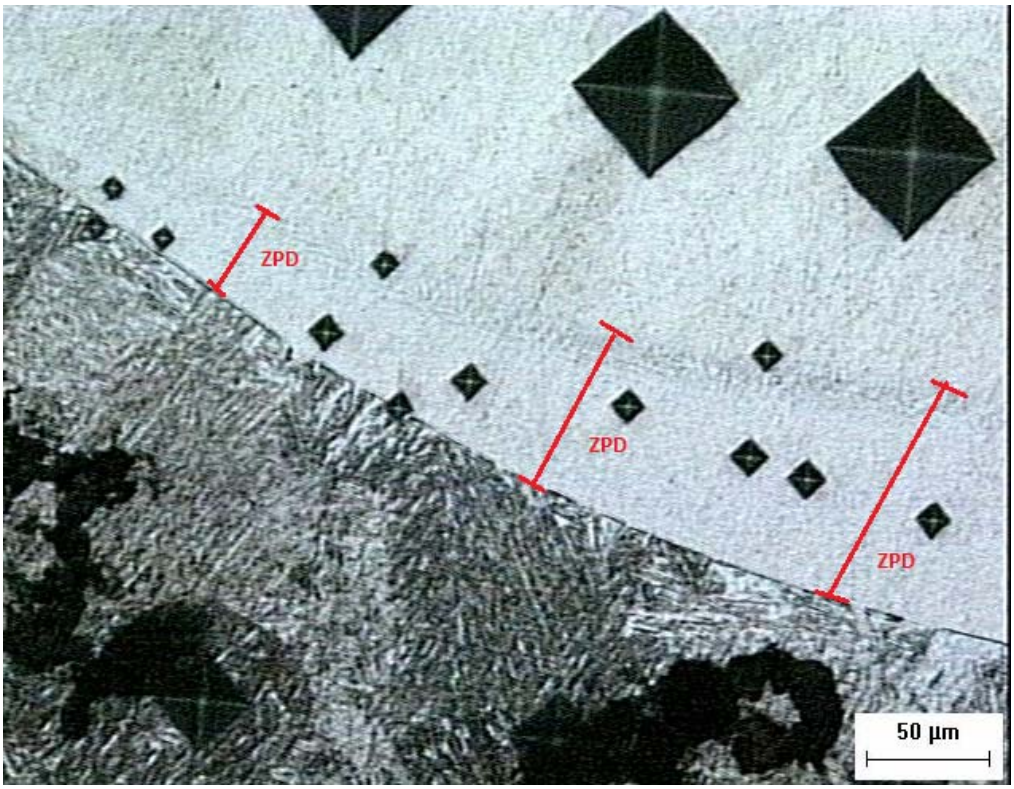


Figura 28 – Micrografia do cordão de solda da liga Inconel 718, apresentando regiões parcialmente diluídas (110 A).

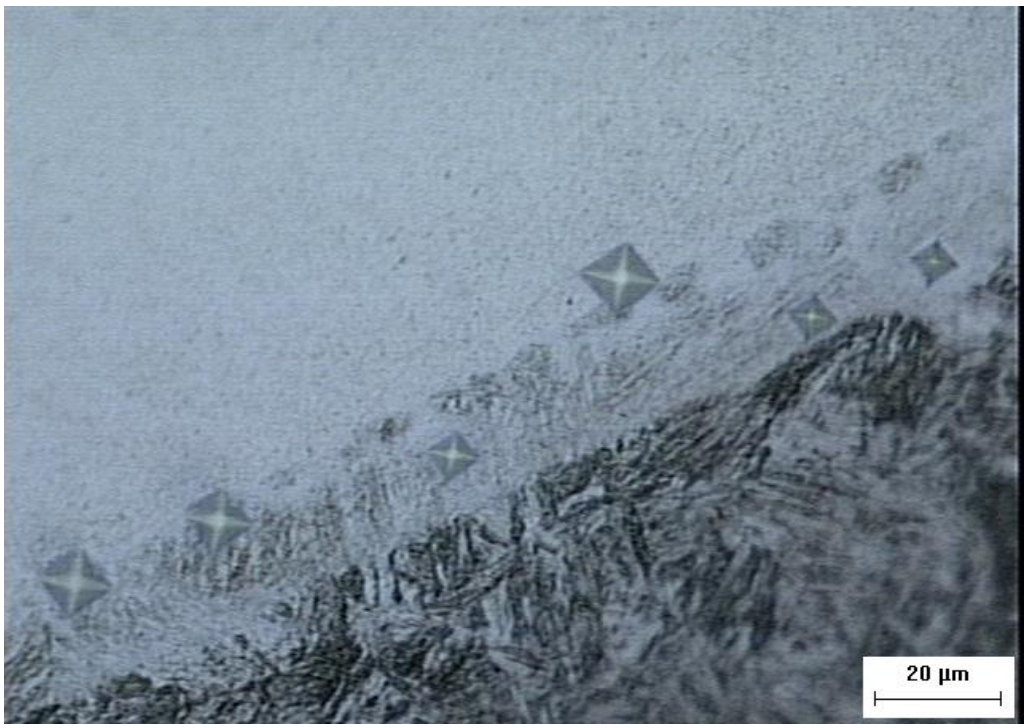


Figura 29 – Micrografia do cordão de solda da liga Inconel 718, apresentando regiões parcialmente diluídas (110 A).

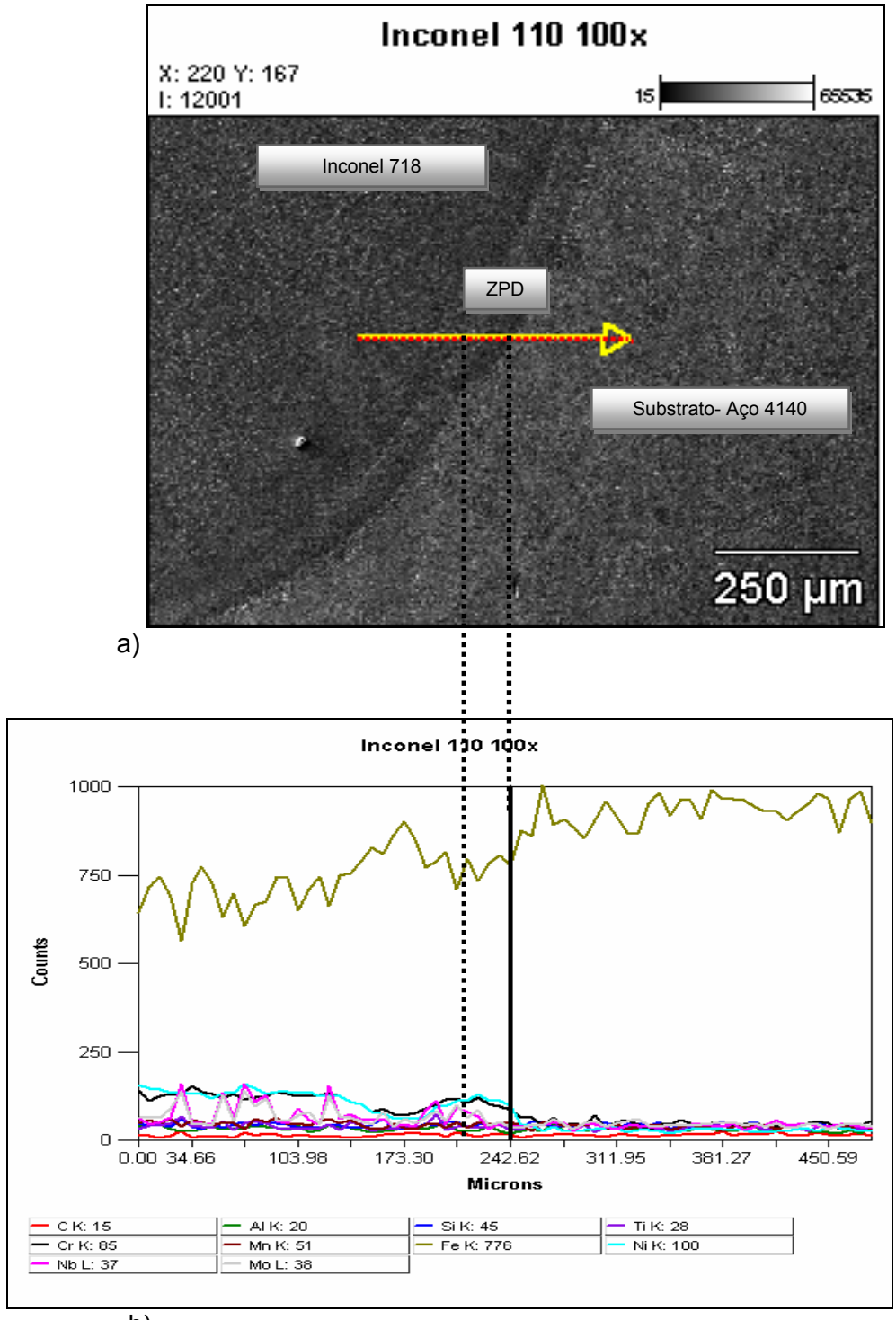


Figura 30 – a) Micrografia de MEV da ZPD; b)Espectro de EDS obtidos por análise de linha para a amostra de 110 A com Vs de 12 cm/min.

Este comportamento está de acordo com a literatura [45,46], 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, conforme indica a figura 30b.

A opção de se utilizar baixa corrente de soldagem nos primeiros passes, que tem como conseqüência uma menor diluição de metal de base (diluição global) aliada a uma alta taxa de solidificação, inibe os movimentos de micro-segregação nos transientes iniciais de solidificação, podendo suprimir a formação de ZPD's. Porém, como conseqüência, 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 aceitável na junta dissimilar [45,46].

III. 2.3 Análise da microdureza

A dureza da liga Inconel 718 na condição de soldada é resultado de sua composição química e sua microestrutura, sendo está última dependente dos parâmetros de processamento, uma vez que afetam a taxa de solidificação e o nível de diluição [47].

A variação na geometria dos cordões, resultado da diferença entre os parâmetros de processamento utilizados, não permitiu que um mesmo número de impressões fosse realizado em todos os cordões. De tal forma, 10 impressões foram obtidas para os cordões gerados com a intensidade de corrente de 100 A e 8 impressões para as demais intensidades de corrente utilizadas. Essa pequena diferença no número de impressões, não impediu uma varredura completa do metal de solda, e da zona de transição entre metal de solda e substrato.

Conforme esperado, cordões processados com intensidades de corrente maiores, produziram valores de dureza menores, os quais se correlacionam com estruturas mais grosseiras e maiores diluições [44,47].

Conforme tabela 8 observa-se que não ocorreu variação significativa nos valores de dureza para a ZTA e metal de base para as condições estudadas.

Para a intensidade de corrente de 70 A, a dureza do cordão de solda obtida é 19 % maior que a dureza obtida no cordão de solda processado à 110 A, e 15 % maior que a dureza obtida para o cordão se solda processado à 90 A. Analisando a microdureza para as mesmas condições de soldagem utilizando as ligas de níquel Hastelloy X e cobalto Ultimet, DIAS[40] e

ROYSE [41] encontraram correlação de intensidade de corrente e dureza similares ao encontrado neste trabalho.Nos estudos de DIAS [40],os níveis de dureza do cordão de solda encontrados para a liga Hastelloy X são praticamente idênticos aos encontrados no presente trabalho. Entretanto os estudos de ROYSE [41], com a liga Ultimet revelaram que para a intensidade de corrente de 70 A, o valor médio de dureza encontrado foi 39 % superior ao valor encontrado no presente trabalho. Ainda neste contexto a intensidade de corrente de 90 A, revelou dureza superior ao Inconel 718 em torno de 15%, e finamente para intensidade de corrente de 110 A o cordão depositado com a liga de cobalto Ultimet revelou um valor médio de dureza de 20 % acima dos valores encontrados neste trabalho, conforme tabela 8.

Os resultados indicam que o tratamento térmico é de grande importância nas propriedades dos revestimentos feitos com Inconel 718 em função das mudanças microestruturais alcançadas. Em estudos recentes[48] , para o mesmo patamar de temperatura , 750 °C e com 8 horas de envelhecimento observou-se um aumento na dureza de 39 % em relação à condição inicial, com o valor de 422 HV.

Tabela 8 - Valores médios e desvio padrão da microdureza nas regiões da junta soldada, ´

DUREZA (HV)	**Intensidade de corrente (A)**		
	70 A	**90**	**110**
Inconel 718 (HV0,5)	236,7 ± 3,4	205,3 ± 9,7	198,5 ± 9,0
ZTA (HV0,5)	526,9 ± 25,9	540,1 ± 44,6	517,0 ± 22,2
Substrato (HV 0,5)	362,7 ± 9,0	329,1 ± 9,6	351,4 ± 22,3

A tabela 8 demonstra que os valores de dureza da ZTA sofreram mínimas variações de dureza mediante as diferentes intensidades de corrente utilizadas.

III.2.4 Microdureza das amostras com tratamento térmico

Durante as primeiras quatro horas de tratamento térmico foi observado um aumento significativo da dureza conforme mostrado na tabela 9, onde se atingiu valores de dureza da ordem de 333,4± 25 HV para a condição de 110 A, com menor tamanho de grão (tabela 11 a), período em que ocorreu grande dissolução de carbonetos do contorno de grão, precipitando-se para a matriz, favorecendo a formação fase Y”(Ni_3Nb) e a dissolução da fase laves. Nesta

etapa, conforme tabelas 10 e 11 a, observou-se um pequeno aumento no tamanho de grão para as condições de 70 a e 90 A.

Passando ao segundo ciclo observa-se aumento de dureza significativo para a condição de 70 A, na ordem de 352,5 ± 32 HV(tabela 9), promovido pela redução no tamanho de grão(tabela 11 b) aliada a elevada precipitação de carbonetos na matriz austenitica.

Finalmente, chegando-se ao terceiro ciclo observamos um pico de dureza para a condição de 70 A, 334,3 ± 35 HV (tabela 9), onde ocorreu uma redução no tamanho de grão(tabela 11 c). Resultados semelhantes foram encontrados em estudos sobre o envelhecimento da liga Inconel 718 e sua correlação entre dureza [47].

A tabela 9 apresenta os resultados de microdureza encontrados para as amostras termicamente envelhecidas.

Tabela 9- Valores de microdureza das amostras termicamente envelhecidas.

Tempo de Envelhecimento	**Intensidade de corrente (A)**		
	70	**90**	**110**
4 horas (HV 0,5)	192,9 ± 23	274,9 ± 32	333,4 ± 25
8 horas (HV 0,5)	352,5 ± 32	255,4 ± 17	188,5 ± 23
12 horas (HV0,5)	334,3 ± 35	252,0 ± 14	181,9 ± 12
Condição inicial (HV0,5)	236,7 ± 3,4	205,3 ± 9,7	198,5 ± 9,0

III.3 Análise do tamanho de grão após tratamento térmico

Na tabela 11 são apresentados os valores de tamanho de grão em função do tempo de envelhecimento, e a tabela 10 demonstra os valores encontrados para o material antes do tratamento térmico [14,15,16].

A figura 31 [46] mostra a micrografia da liga Inconel 718 na condição inicial, na qual visualmente pode-se observar determinada regularidade na orientação e dimensão dos grãos em comparação com a figura 32, na qual é apresentada a micrografia da liga Inconel 718 na condição pós soldagem, apresentando grãos mais disformes e irregulares.

A grande dificuldade na correlação entre tempo de envelhecimento e tamanho de grão para análise da propriedade de dureza num cordão de solda se dá em função dos diferentes gradientes térmicos aos quais são submetidos as diversas regiões internas do mesmo, resultando na geometria amorfa dos grãos. Surgem durante a solidificação da poça de fusão diferentes formas de crescimento dos grãos, gerando assim, grãos de tamanhos dissimilares em todo o cordão de solda. A morfologia de solidificação da zona de fusão é controlada basicamente pelo grau de super-resfriamento constitucional, que depende do; gradiente térmico, velocidade de solidificação e concentração de soluto na fase sólida e líquida. Neste contexto, diferentes modos de solidificação podem ocorrer na zona de fusão; planar, celular, celular dendrítico, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial, para um mesmo cordão de solda [47].

Tabela 10 – Medida do tamanho de grão antes do tratamento térmico.

Corrente (A)					
70		**90**		**110**	
TG	Interceptações	TG	Interceptações	TG	Interceptações
2,65	500	1,53	339	0,71	255

Tabela 11 – Medida do tamanho de grão após tratamento térmico.

Tempo de envelhecimento(h)	**Corrente (A)**					
	70		**90**		**110**	
	TG	Interceptações	TG	Interceptações	TG	Interceptações
4	1,54	353	2,1	413	1,17	300
8	1,42	327	1,1	292	1,53	339
12	1,39	323	1,06	288	2,53	471

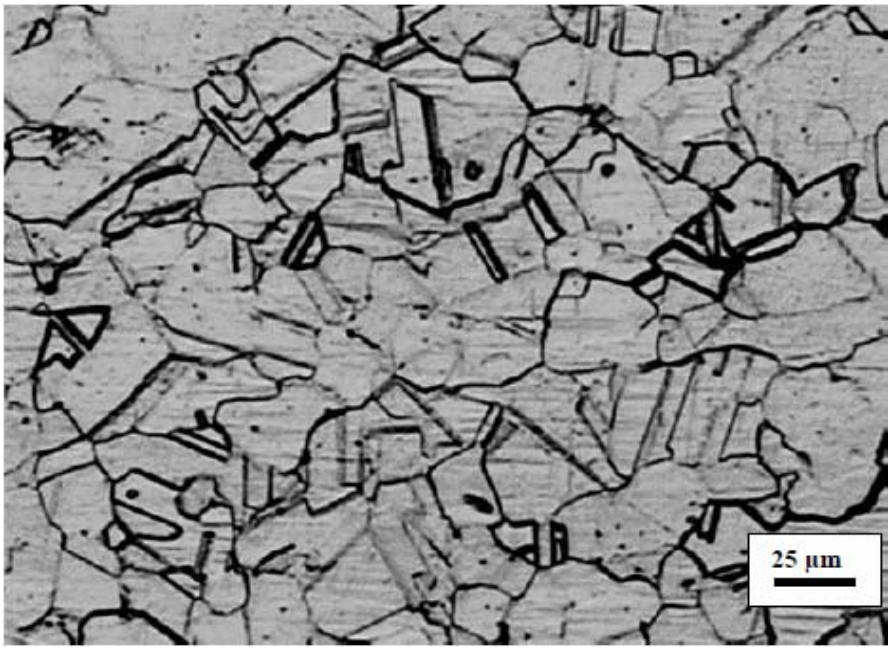


Figura 31- Micrografia da liga Inconel 718 na condição inicial [46].

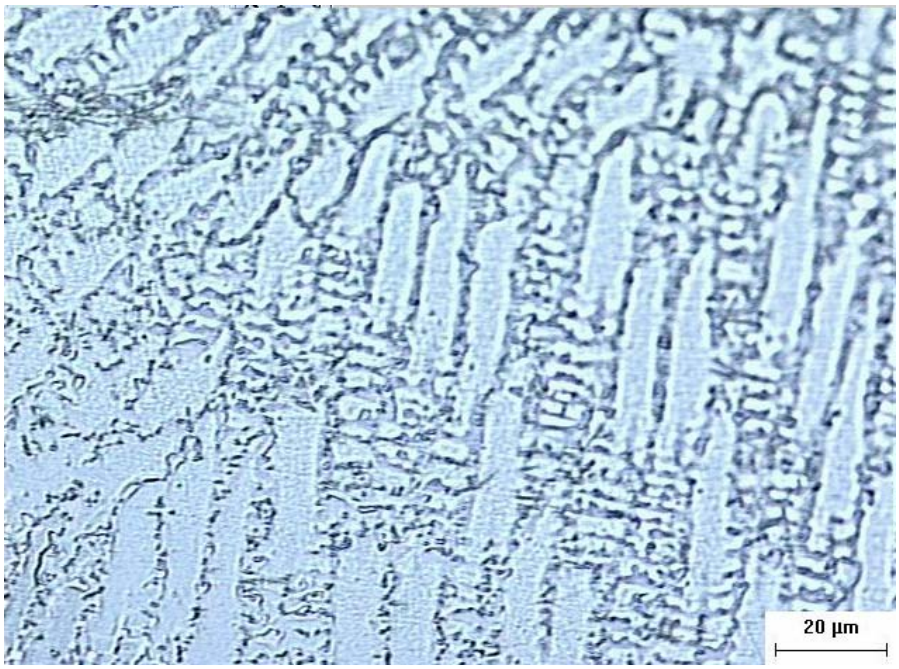


Figura 32- Micrografia da liga Inconel 718 na condição de soldado a 110 A.

III.4 Microscopia ótica antes e depois do tratamento térmico (MO).

É comum obter para todas as intensidades de corrente estudadas, uma microestrutura austenítica resultante, conforme esperado para a liga Inconel 718.

De acordo com a literatura [47] para a soldagem de materiais dissimilares, o início da solidificação da ZF pode ocorrer por meio do crescimento epitaxial, conforme mostrado na figura 17. Diversos estudos sobre a soldagem de MB dissimilares confirmam que, o início da solidificação da ZF ocorre por meio do crescimento epitaxial, a partir do substrato (sólido) e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda. O crescimento epitaxial é um fenômeno, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da ZTA.

Diferentes modos de solidificação podem ocorrer na ZF, tais como: planar, celular, celular dendrítico, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial, conforme mostrado na figura 33. Nas figuras 34,35 e 36 podemos observar as várias morfologias de crescimento, em relação, ao gradiente de temperatura imposto no resfriamento (G) e a velocidade de avanço da interface sólido-líquido (R) em correlação com a microestrutura da liga Inconel 718, onde são observados os crescimentos, celular dendrítico, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial. Pode-se observar um aumento gradual do super-resfriamento constitucional, representado pela área entre a linha líquidus temperatura “líquidus”) e a linha do gradiente térmico imposto, em relação à redução do gradiente térmico. No crescimento planar, o super-resfriamento constitucional é praticamente nulo, e seu valor vai aumentando do crescimento celular para o dendrítico [37].

As micrografias mostradas nas figuras 37 a,b,c,d,e,f demonstram o efeito do tratamento térmico de envelhecimento na microestrutura, onde observamos o aumento no espaçamento interdendrítico dos grãos colunares dendríticos [37].

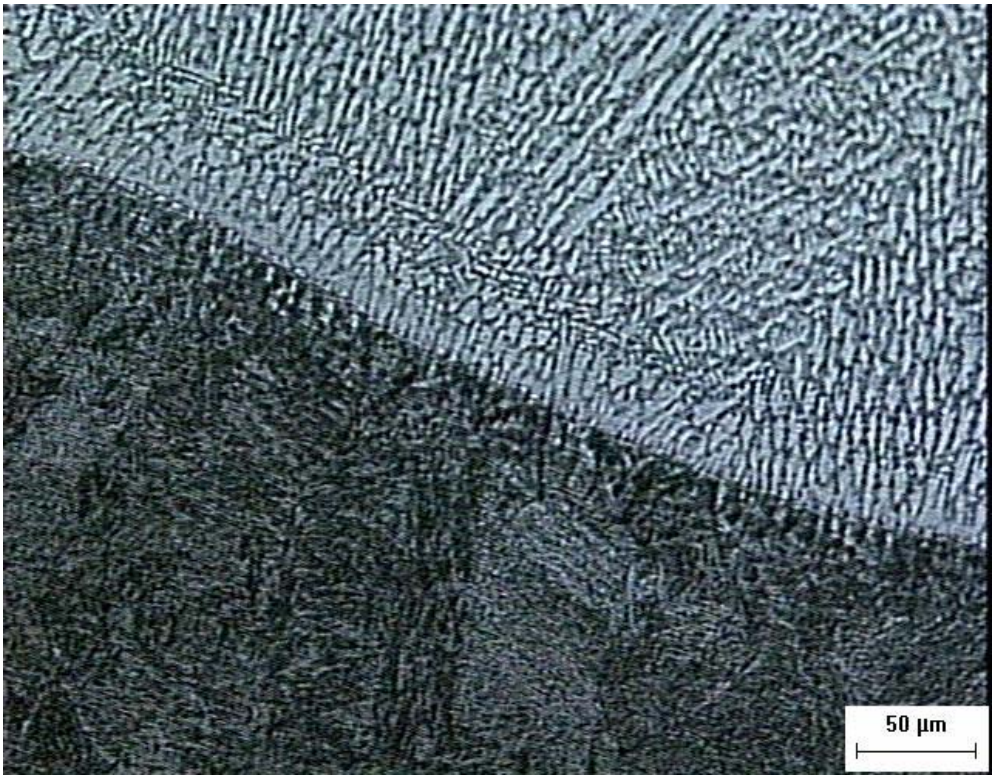


Figura 33 - Microestruturas do revestimento das condições sem tratamento térmico e regiões distintas dos cordões de solda, na condição de 110 °C.

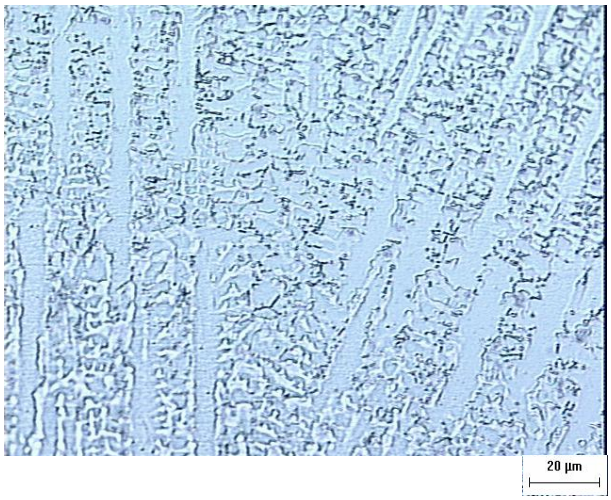


Figura 34 – Micrografia da liga Inconel 718, sem tratamento térmico soldada na condição de 70 A. – 500x .

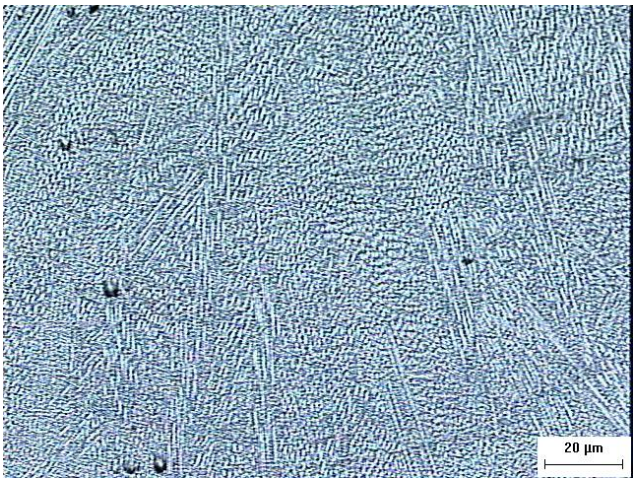


Figura 35 – Micrografia da liga Inconel 718, sem tratamento térmico soldada na condição de 90 A. – 500x.

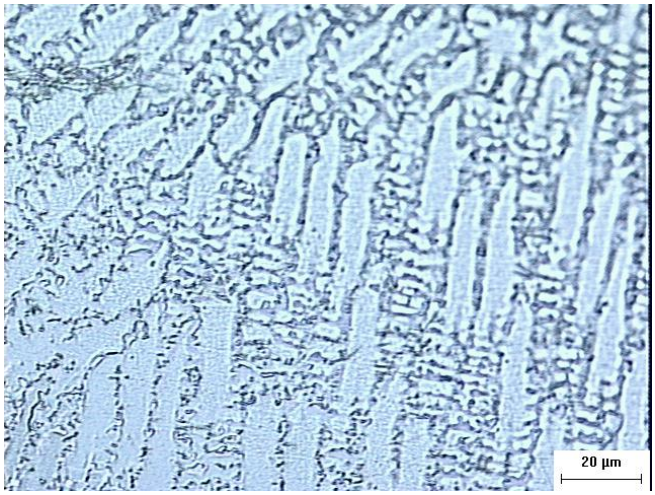


Figura 36 – Micrografia da liga Inconel 718, sem tratamento térmico soldada na condição de 110 A. – 500x .

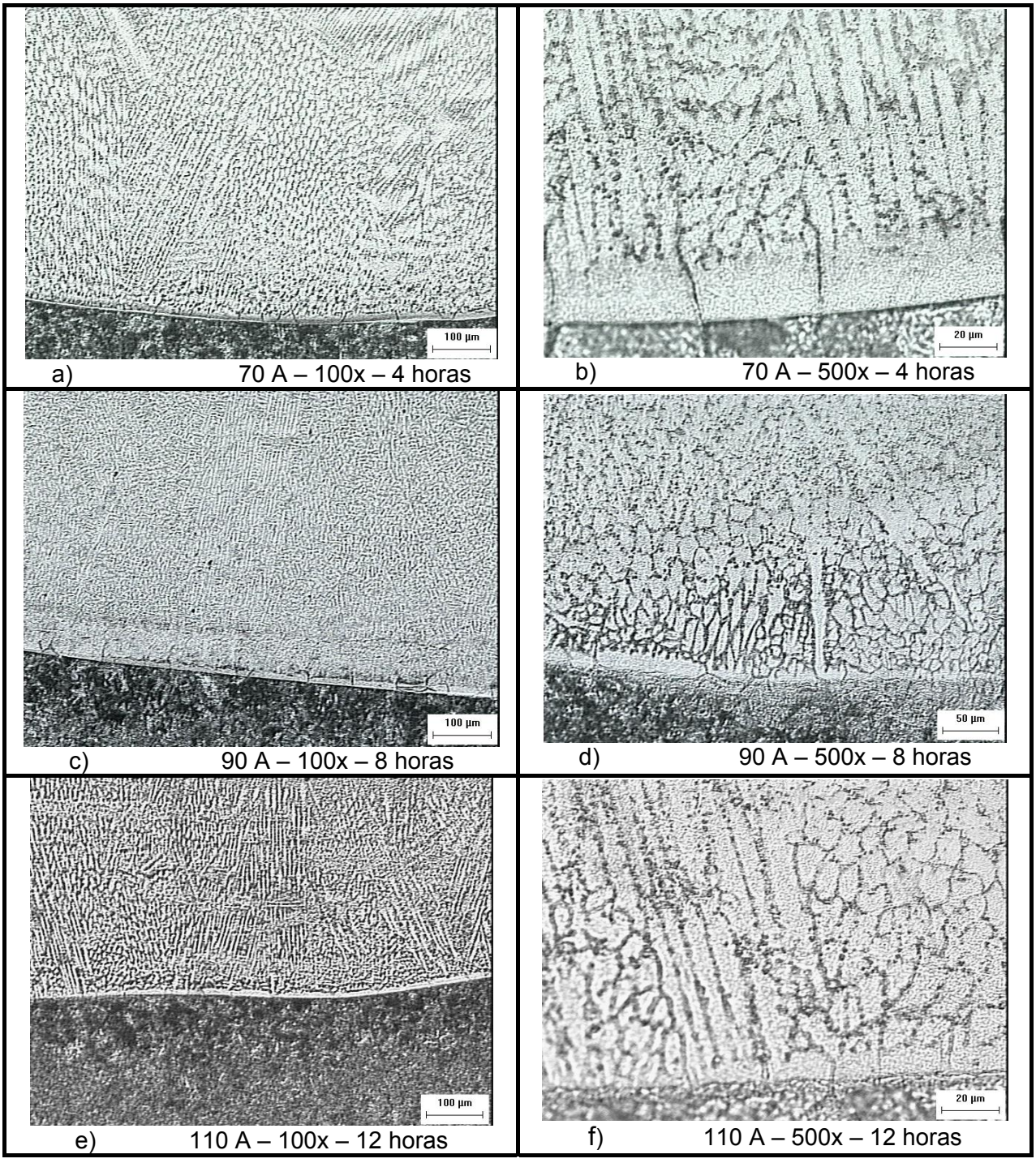


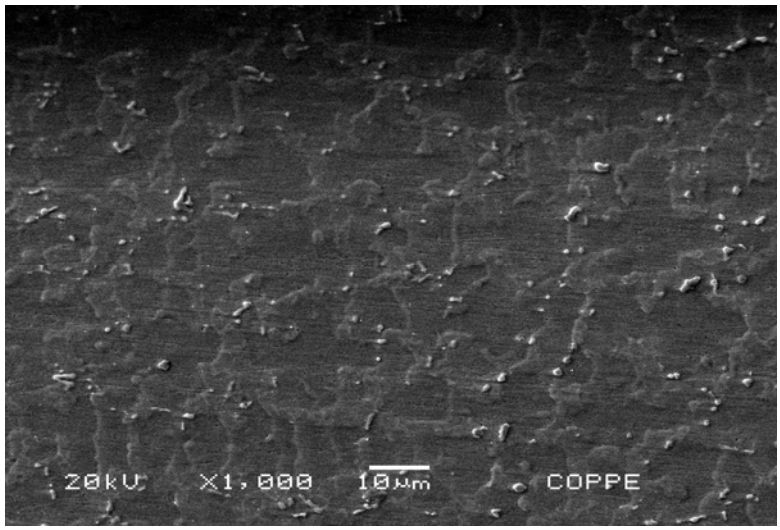
Figura 37– a,b,c,d,e,f - Micrografias da liga Inconel 718, com os três ciclos de térmico com para todas as condições de soldagem estudadas

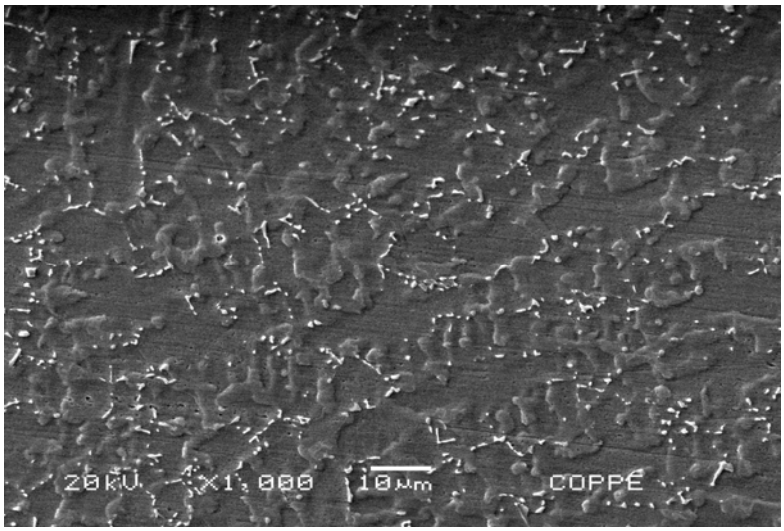
III. 5 Microscopia Eletrônica de Varredura antes do Tratamento térmico.

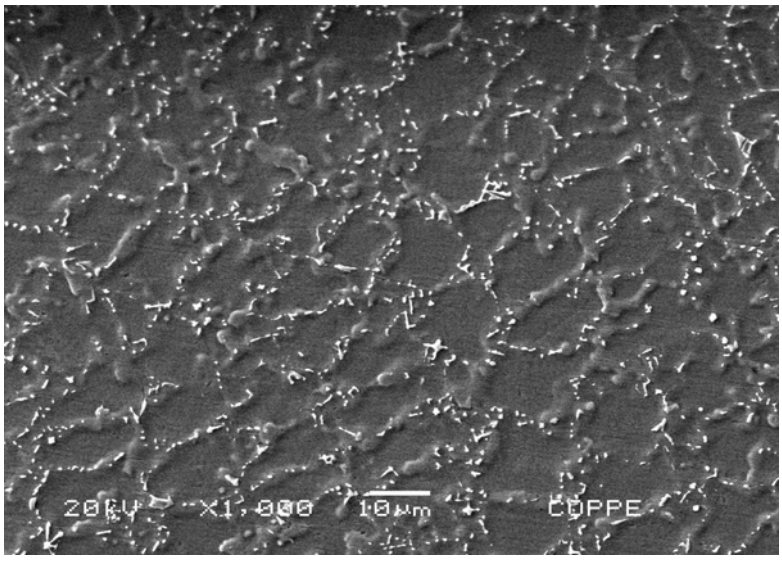
Observa-se pela analise microestrutural por MEV através das figuras 38 a,b,c, e 39 as diferenças entre as microestruturas geradas pelas intensidades de corrente de 70 A, 90 A e 110 A. O aparecimento de regiões claras nos contornos de grãos se acentuam na medida em que se aumenta os valores de aporte térmico [26].

Essas regiões mais claras são resultado da formação de diferentes fases durante a solidificação do metal de solda. Durante a solidificação, os elementos Nb, Ti e Mo, acumulam-se na frente da interface liquido/sólido e segregam-se interdentriticamente, formando a fase laves e carbonetos do tipo MC [16].

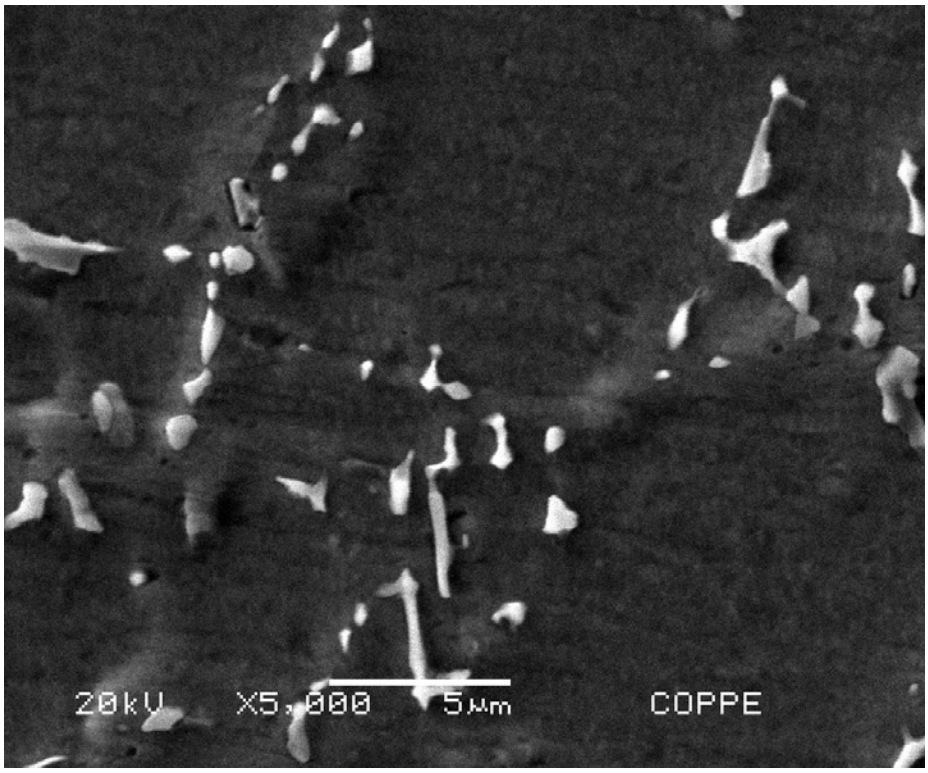
Os aportes térmicos utilizados, em função de sua razão direta com a taxa de solidificação, influenciam na formação das diversas fases do Inconel 718 [26].

a)


b)


c)


Figuara 38 – Imagens do metal de solda do cordão depositado com intensidade de corrente de distintas: a) 70 A, b) 90 A, c) 110 A.



Figuara 39 – Micrografia do MEV com imagem ampliada (5000x) do metal de solda do cordão depositado com intensidade de corrente de 110 A.

III.6 Microscopia eletrônica de varredura após tratamento térmico

A seguir serão analisados os resultados obtidos por MEV para as condições estudadas com tratamentos térmicos de 4h, 8h e 12h. Neste estudo foram consideradas as amostras de 110 A , tendo em vista que não houve variação significativa quando comparada com as condições de 70 A e 90 A, com tratamento térmico.

A figura 40a representa a micrografia obtidas por MEV, do material envelhecido durante 4 horas à 750°C, mostrando os pontos a serem analisados por EDS. Na figura 40b, através de espectro de EDS tomado sobre o precipitado do ponto 1, mostrando pico de Nb e outros elementos formadores de carbonetos tipo (Nb-Ti)C [28]. A presença de Al, Ti e Nb também sugerem a presença das fases Y'(Ni_3Al-Ti) e Y"(Ni_3Nb). Na figura 47 , espectro de EDS tomado sobre o precipitado do ponto 2, observa-se pico de Mo e Nb e consequente a provável presença de carbonetos tipo (Mo,Nb)C. Na figura 48 o espectro de EDS tomado sobre o ponto 3, na região central da matriz, revela elementos típicos da matriz. A dissolução de carbenetos no contorno de grão, precipitando-se para o interior da matriz pode ser observado através das

figuras 41a e 42b comparado-se com o material na condição inicial, semi-envelhecido pela soldagem.

A figura 43a representa a micrografia do material envelhecido durante 8 horas à 750 °C mostrando pontos que foram analisados por EDS. Na figura 43b, através de espectro de EDS tomado sobre o precipitado do ponto 1, é possível verificar um pico de Nb e outros elementos formadores de carbonetos tipo (Nb-Ti)C. Na figura 44, espectro de EDS, tomado sobre o precipitado do ponto 2, observa-se pico de Nb em menor intensidade que no ponto 1, sugerindo a presença de maior presença de carbonetos do tipo (Ti)C. Na figura 45 o espectro tomado sobre o ponto 3, na região central da matriz, revela elementos típicos da matriz. A dissolução de carbonetos no contorno de grão, precipitando-se para o interior da matriz, pode ser observado através das figuras 46a e 46b comparado-se com o material na condição inicial, semi-envelhecido pela soldagem.

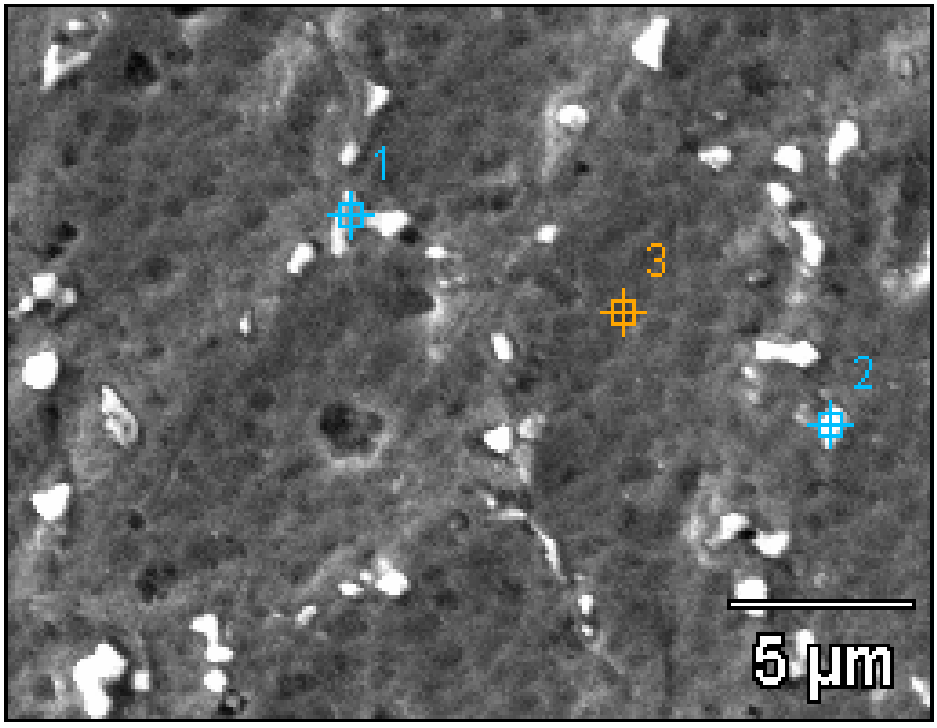
A figura 47a representa a micrografia do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C mostrando pontos analisados por EDS. Na figura 47b, através de espectro de EDS tomado sobre o precipitado do ponto 1, observa-se um pico de Nb e Mo e outros elementos formadores de carbonetos tipo (Mo-Nb-Ti)C. Na figura 48, espectro de EDS tomado sobre o precipitado do ponto 2, observa-se a presença de elementos típicos da matriz, assim como os demais pontos 3(figura 49) e ponto 4(figura 50). A figura 51a representa a micrografia MEV do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C, onde os pontos a serem analisados por EDS estão numa linha reta interceptando a matriz e carbonetos na região do contorno de grão. A figura 51b demonstra a característica da constituição química destes carbonetos (Mo,Nb)C, assim como a composição química típica da matriz. Pode-se observar através das micrografias das figuras 52 a e 52b,com envelhecimento à 4 horas e 12 horas, o aumento significativo do tamanho de grão para o envelhecimento com 12 horas à 750 °C, confirmando as analises de tamanho de grão realizadas neste trabalho. Esses resultados estão de acordo com os estudos de VALLE [47]., que também estudou o efeito do envelhecimento em ligas de Ni.

As figuras 53 a,b,c, 54 a,b,c e 55 a,b,c, mostram que não houve variações significativas na composição química entre substrato e revestimento, para a condição 110 A nos diversos ciclos de tratamento térmico estudados.

As analises micrográficas obtidas por MEV e espectros de linha (EDS) realizados nas amostras com tratamento térmico revelaram a presença dos carbonetos típicos da liga Inconel 718. Com o tratamento térmico foi possível observar a evolução microestrutural, a variação no tamanho de grão e a alteração da propriedade mecânicas da liga Inconel 718. Estudos

realizados com a liga Inconel 718 [28,49], demonstraram que os resultados encontrados neste trabalho estão coerentes com a literatura.

a)



b)

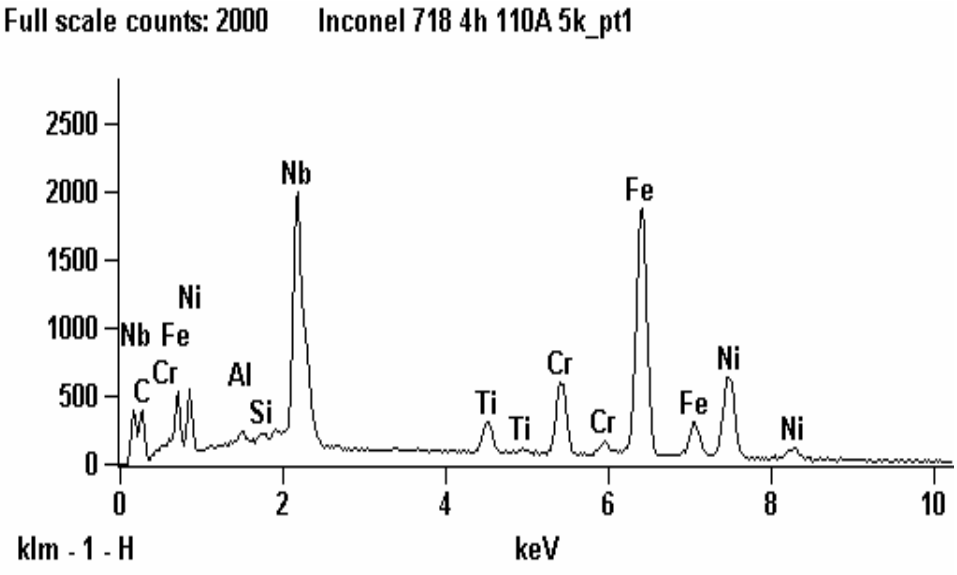


Figura 40 – a) Micrografia do MEV do material envelhecido durante 4 horas à 750 °C na condição de 110 A; b) Espectro de EDS, tomado sobre o precipitado do ponto 1,mostrando pico de Nb indicando a presença de carbonetos (Nb)C.

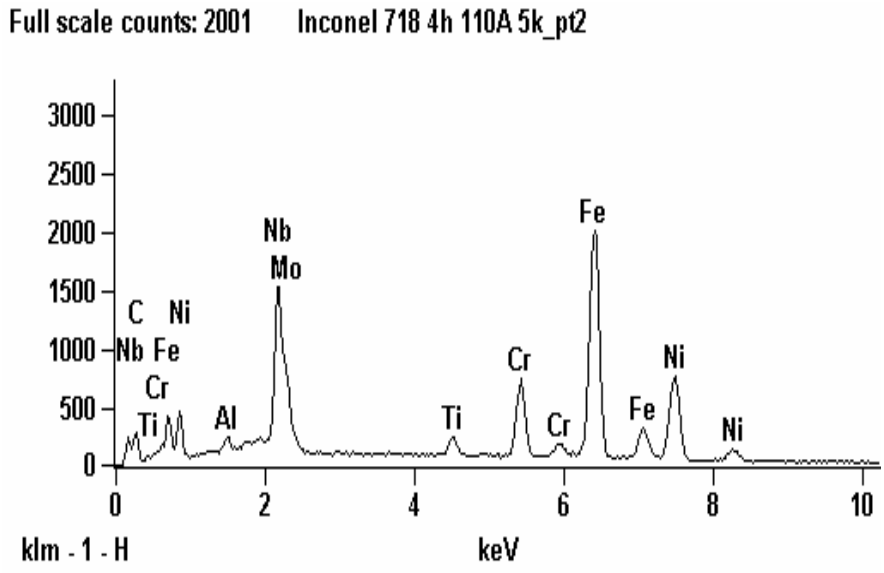


Figura 41- Espectro de EDS do material envelhecido durante 4 horas à 750 °C, tomado sobre o precipitado do ponto 2,mostrando pico de Nb e Mo indicando a presença de um carbeto tipo (Nb,Mo)C.

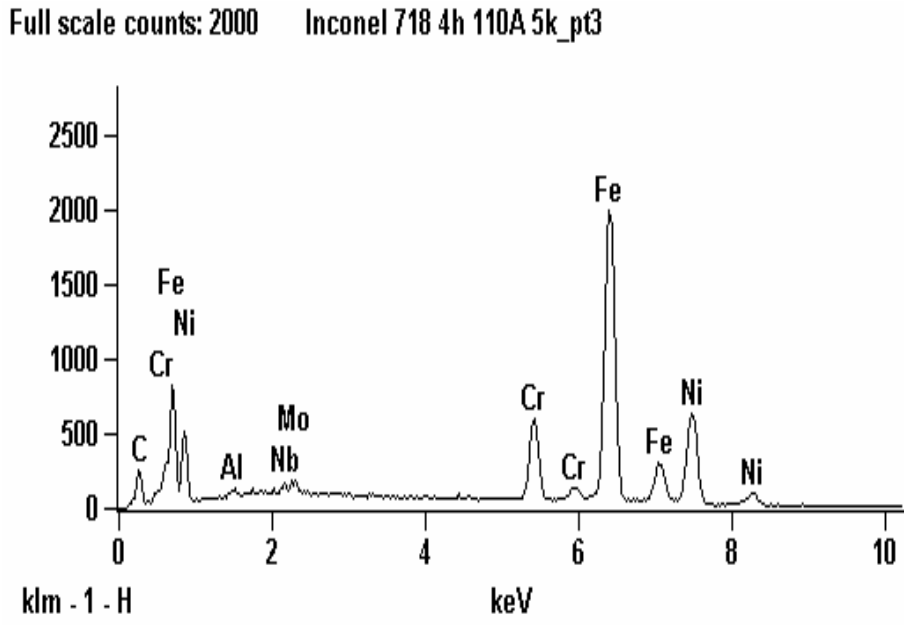
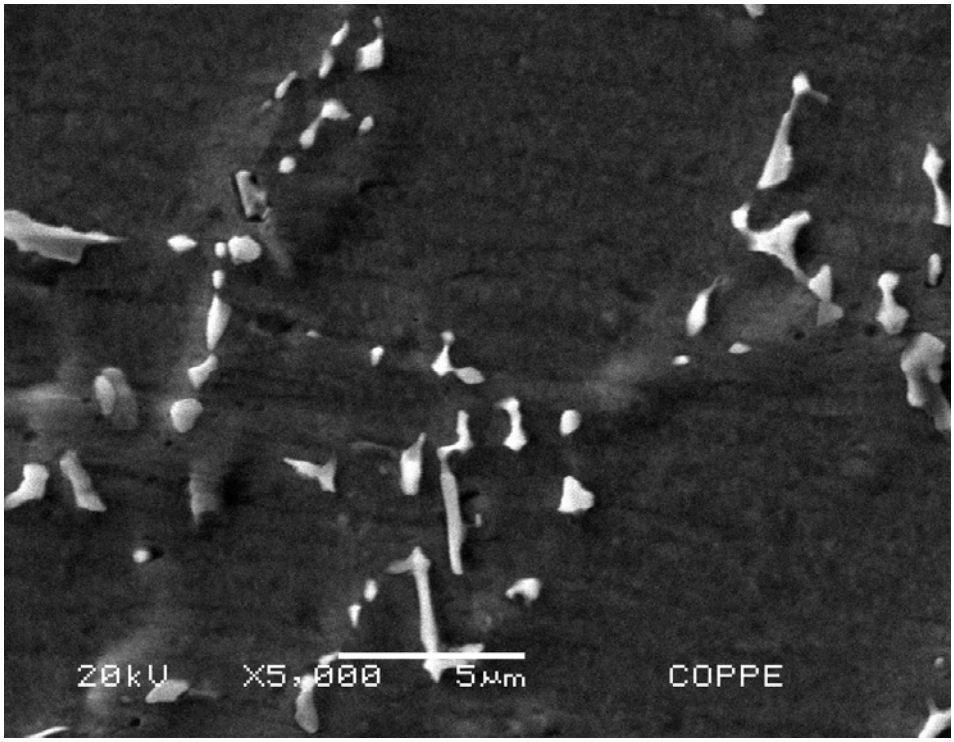
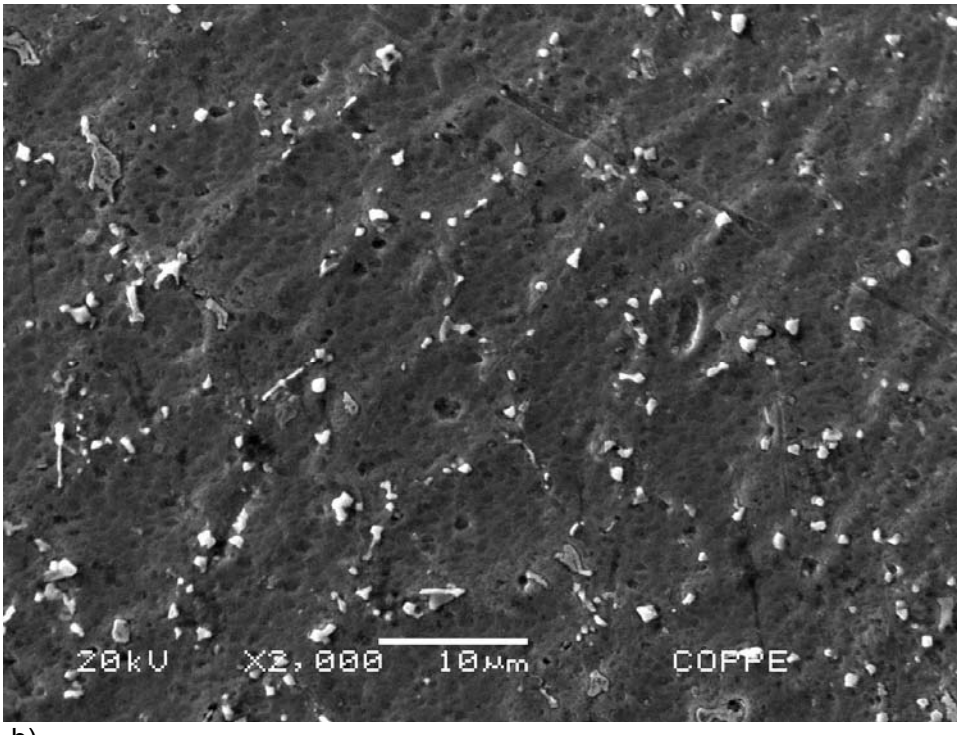


Figura 42- Espectro de EDS do material envelhecido durante 4 horas à 750 °C tomado sobre o precipitado do ponto 3, no interior do grão, mostrando elementos típicos da matriz.

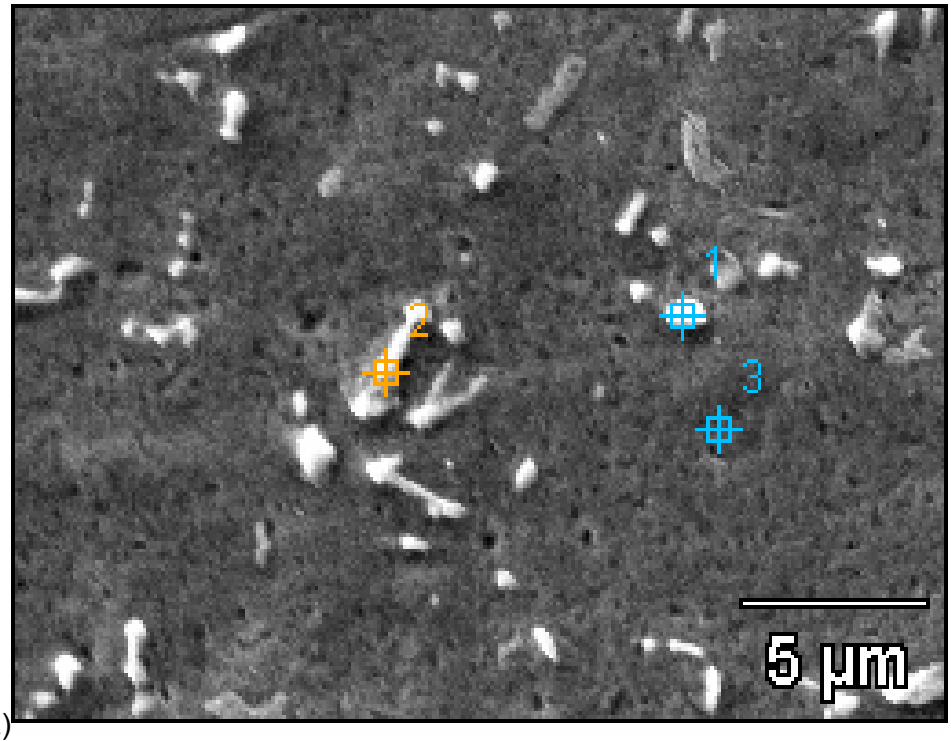


a)

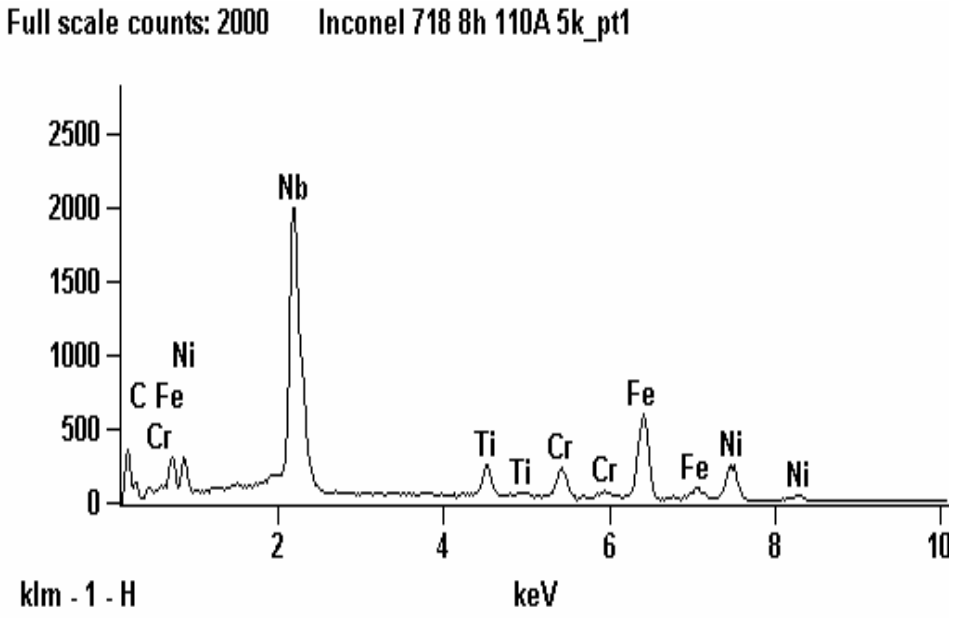


b)

Figura 43- a)Micrografia do material na condição inicial, semi-envelhecido pela soldagem. b) Micrografia do MEV do material envelhecido durante 4 horas à 750 °C, na condição de 110 A.



a)



b)

Figura 44 – a) Micrografia do MEV do material envelhecido durante 8 horas à 750 °C na condição de 110 A; b) Espectro de EDS, tomado sobre o precipitado do ponto 1,mostrando pico de Nb indicando a presença da fase laves (Ni_3Nb).

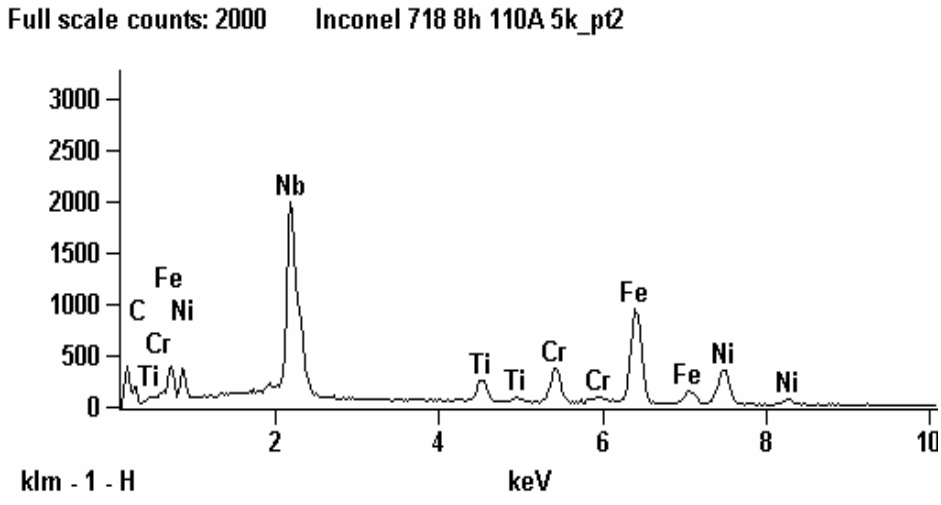


Figura 45- Espectro de EDS do material envelhecido durante 8 horas à 750 °C tomado sobre o precipitado do ponto 2,mostrando pico de Nb indicando a presença elementos típicos da matriz.

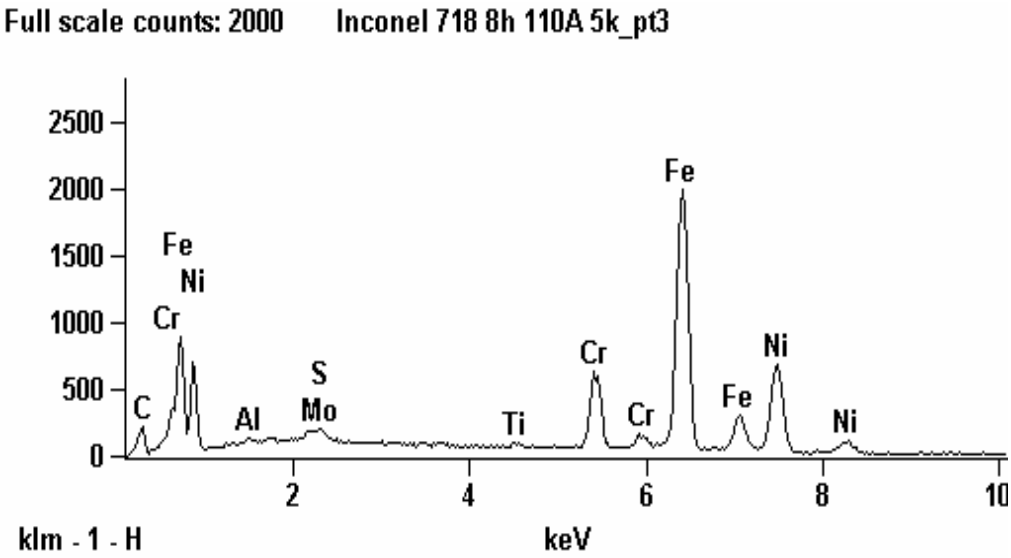
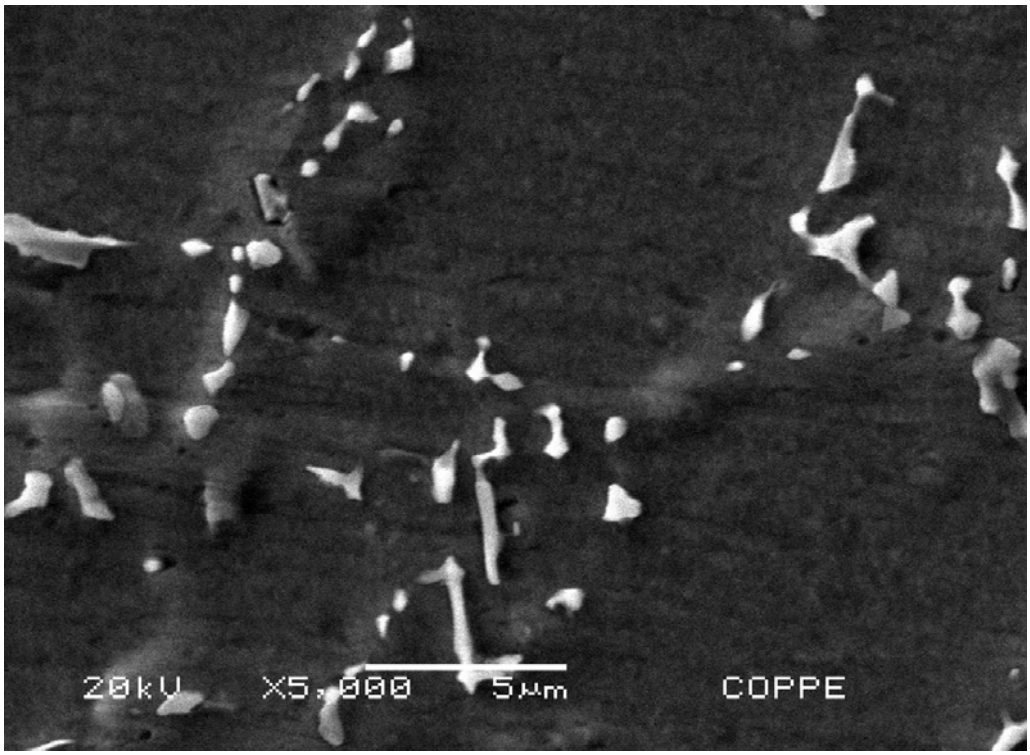
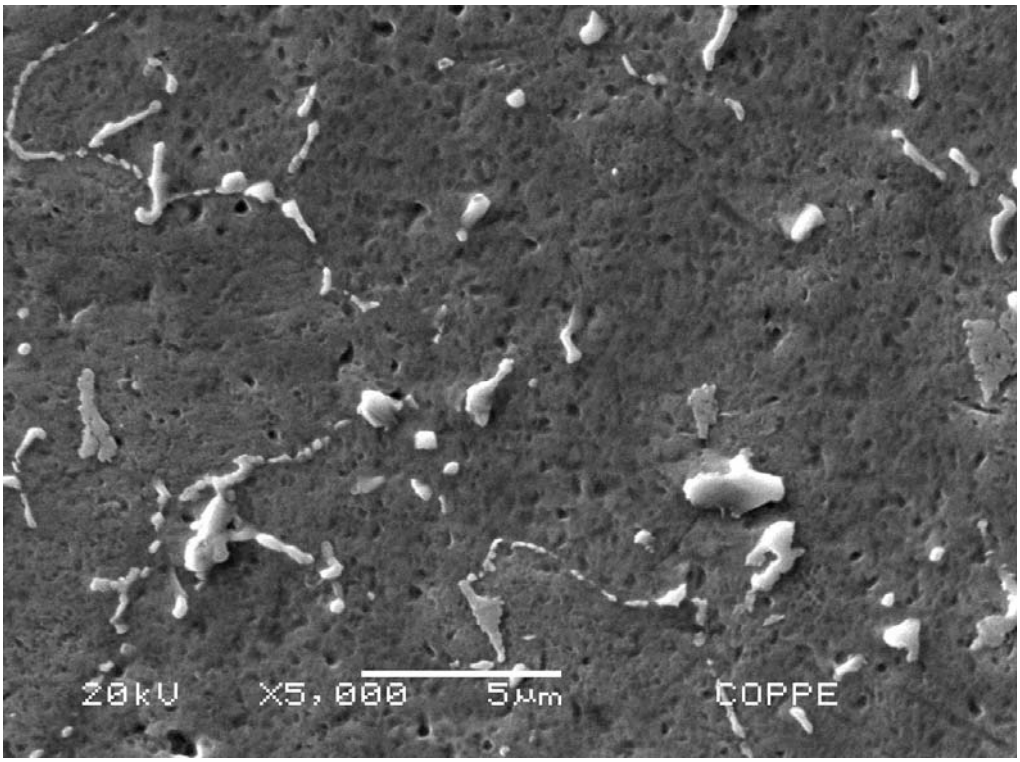


Figura 46- Espectro de EDS do material envelhecido durante 8 horas à 750 °C, tomado sobre o precipitado do ponto 3,mostrando pico de Fe, Ni e Cr indicando a presença de carbonetos tipo MC.

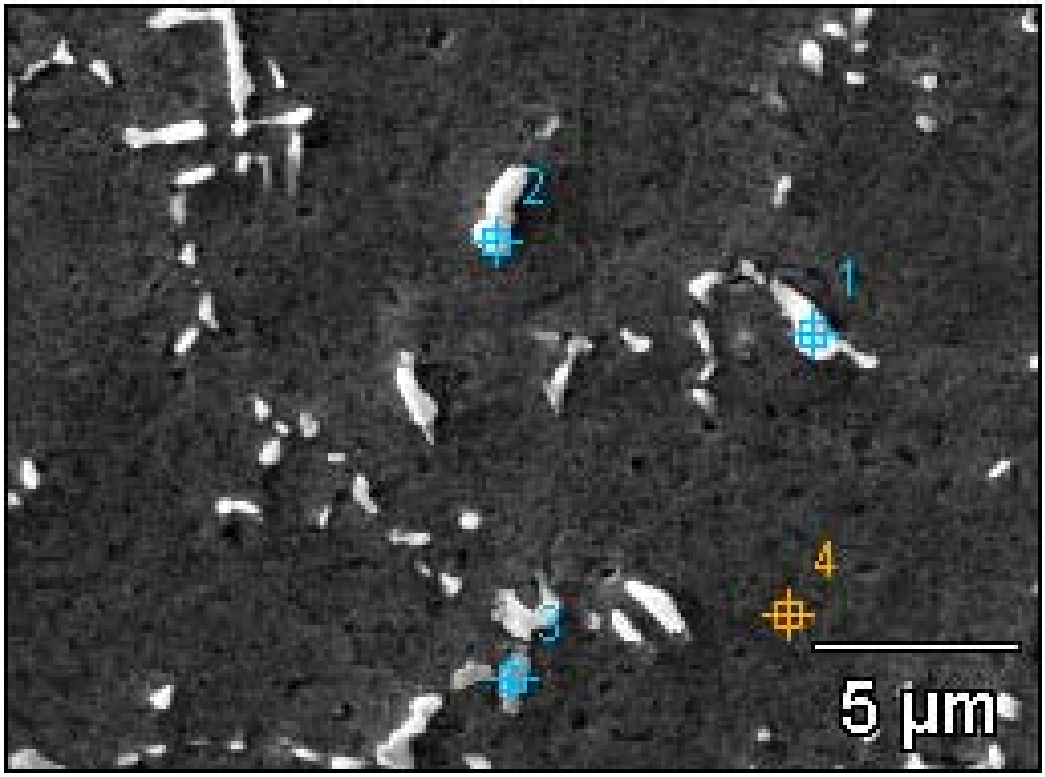


a)

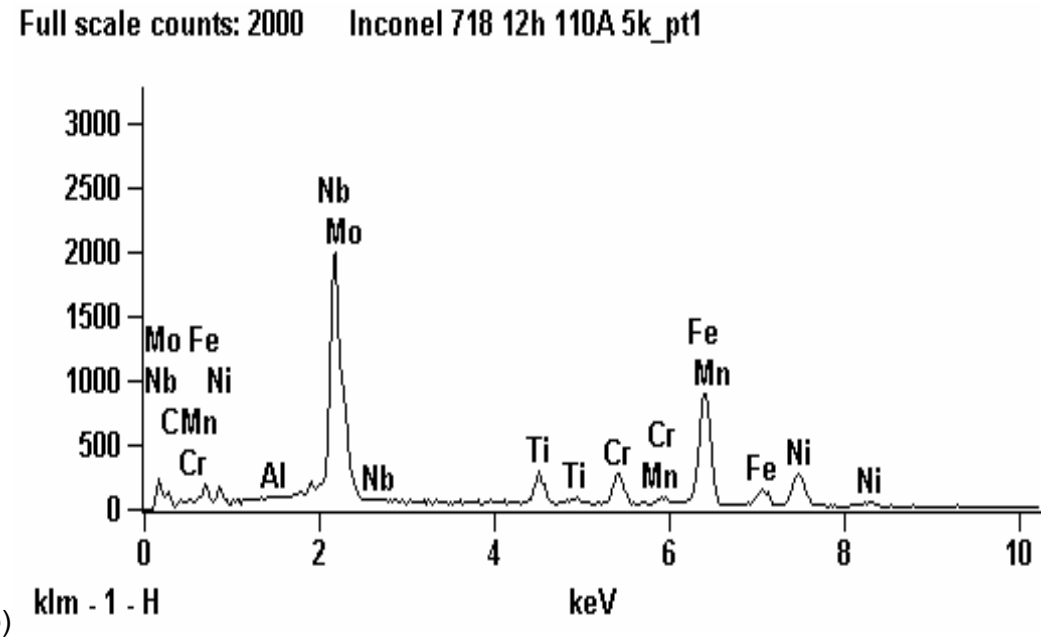


b)

Figura 47 - Micrografias do MEV; a) Material na condição inicial, semi-envelhecido pós soldagem. b) Micrografia do MEV do material envelhecido durante 8 horas à 750 °C na condição de 110 A.



a)



b)

Figura 48 – a) Micrografia do MEV do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C na condição de 110 A; b) Espectro de EDS, tomado sobre o precipitado do ponto 1,mostrando pico de Nb e Mo indicando a presença da fase laves (Ni_3 Nb) e carbonetos do tipo MC.

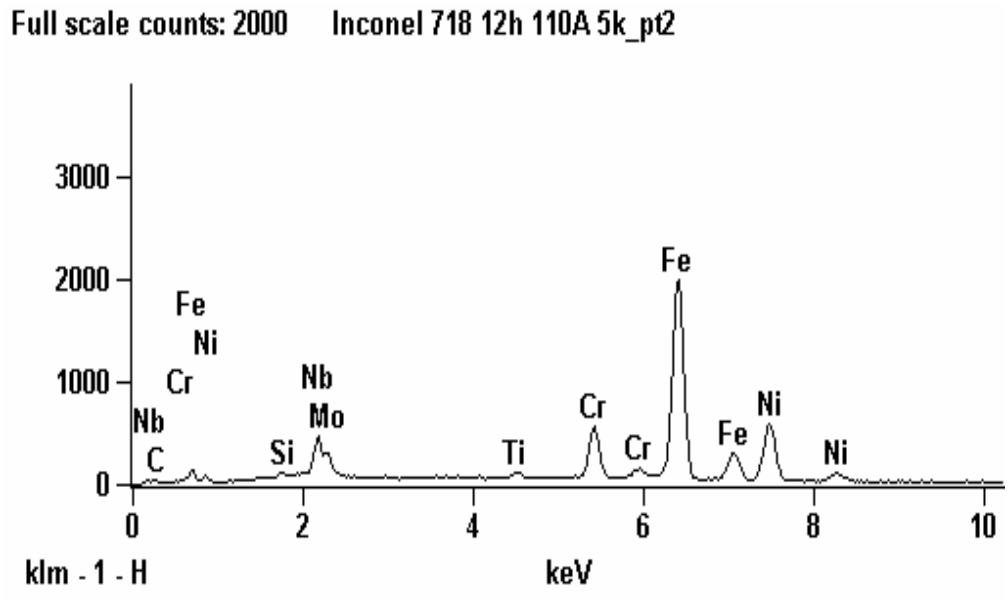


Figura 49- Espectro de EDS do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C , tomado sobre o precipitado do ponto 2,mostrando pico de Nb,Ni e Mo indicando a presença da fase y" (Ni_3 Nb) e carbonetos do tipo MC.

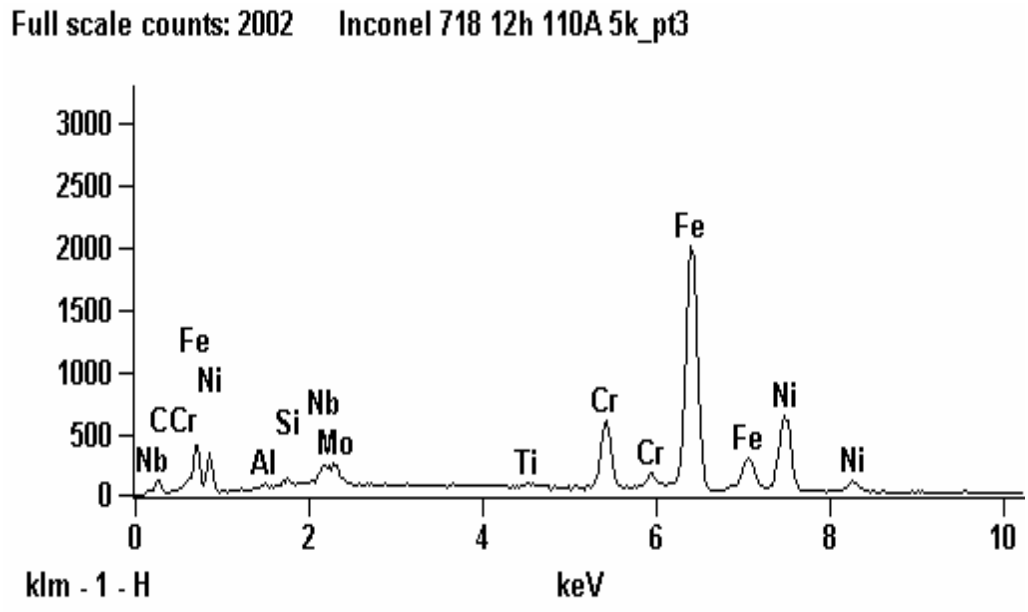


Figura 50- Espectro de EDS do material envelhecido durante 4 horas à 750 °C, tomado sobre o precipitado do ponto 3,mostrando pico de Nb e Mo indicando a presença da fase laves(Ni_3Nb) e carbonetos do tipo MC.

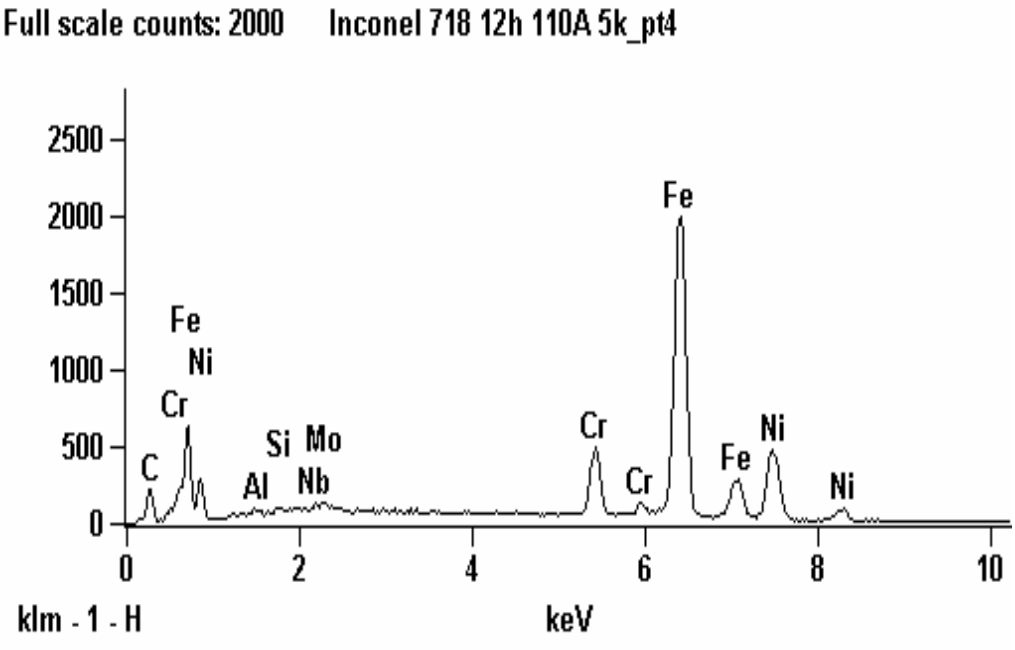
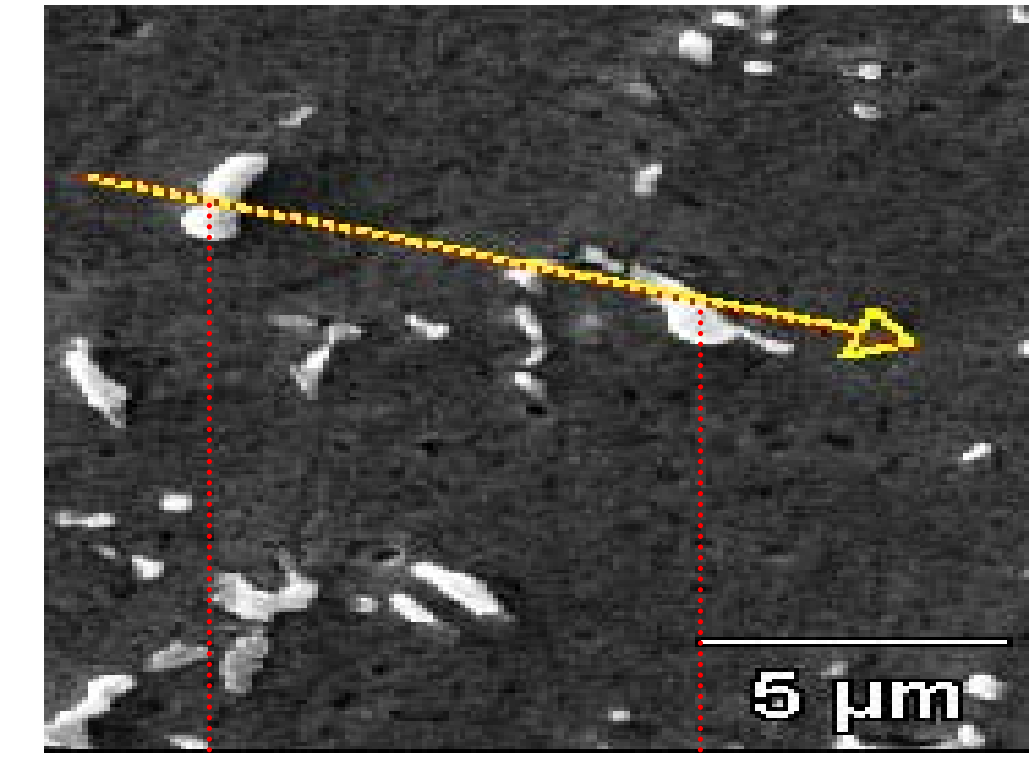
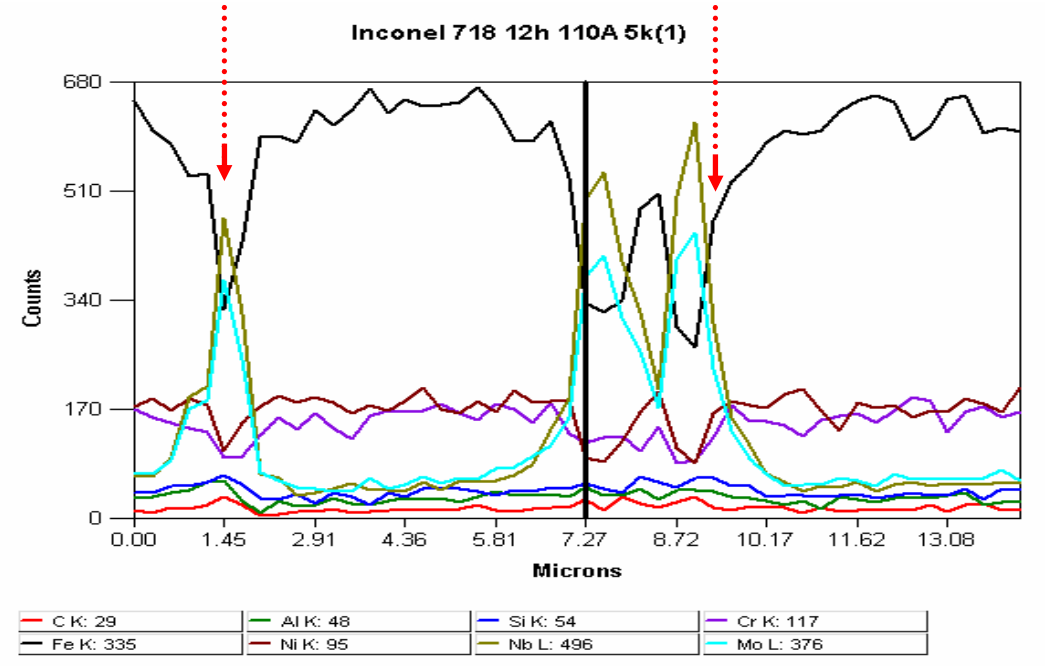


Figura 51- Espectro de do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C, tomado sobre o precipitado do ponto 4,na região central do grão, mostrando pico de Cr, Mo, Ni e Fe indicando precipitação de carbonetos na matriz .

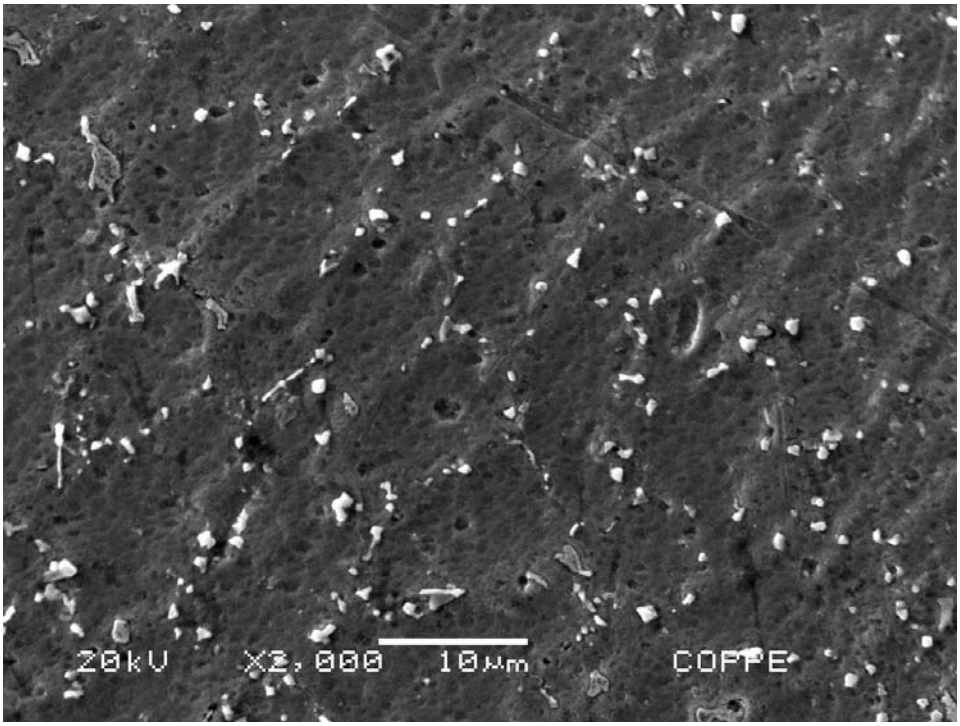


a)

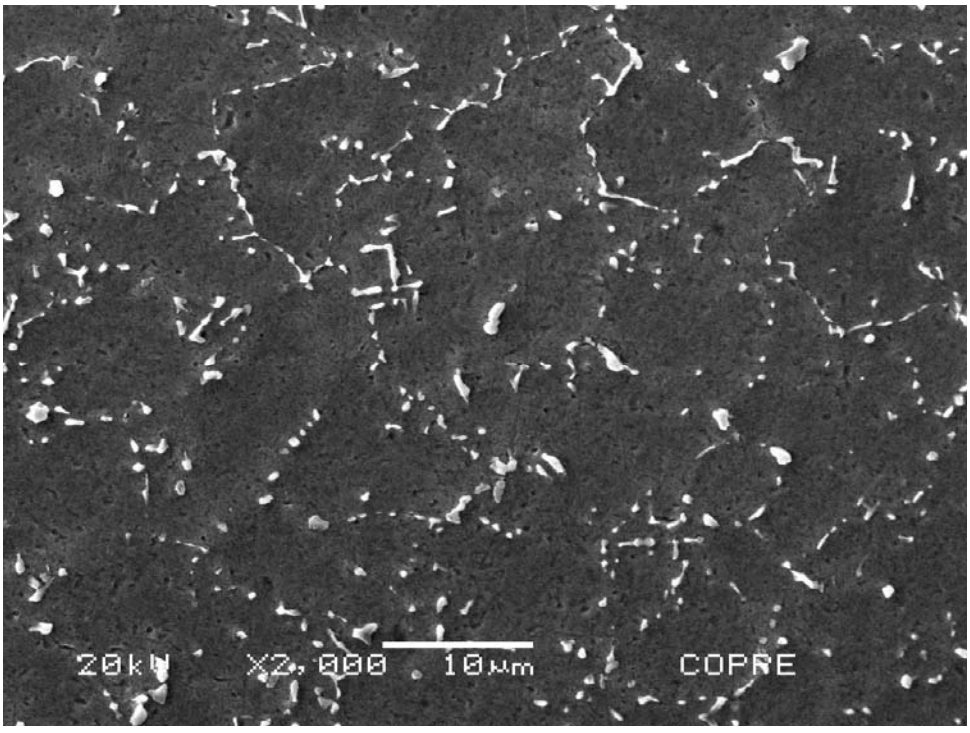


b)

Figura 52 – a)) Micrografia do MEV do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C na condição de 110 A; b) Espectro de linha indicando a presença de carbonetos na região do contorno de grão.

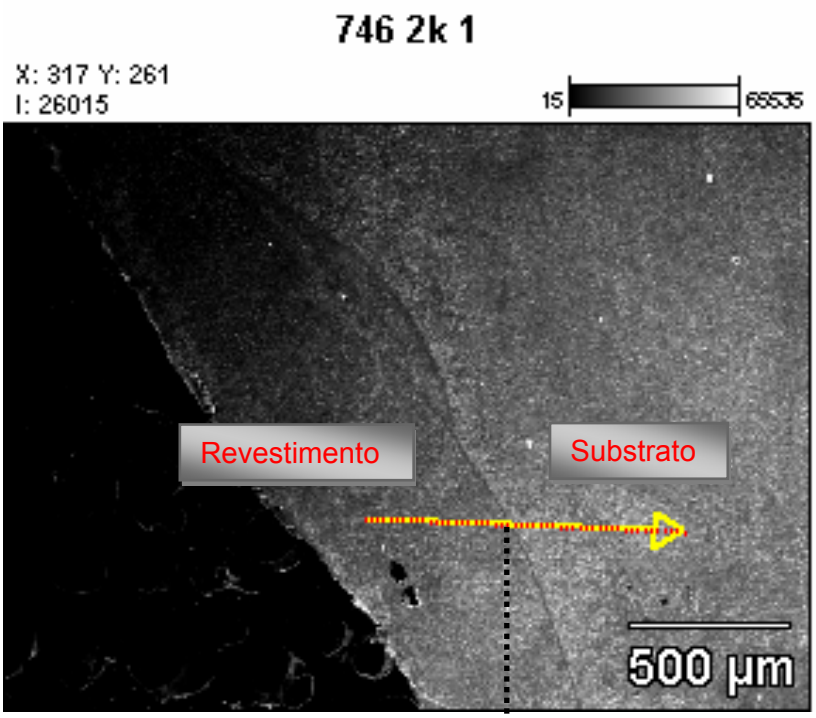


a)

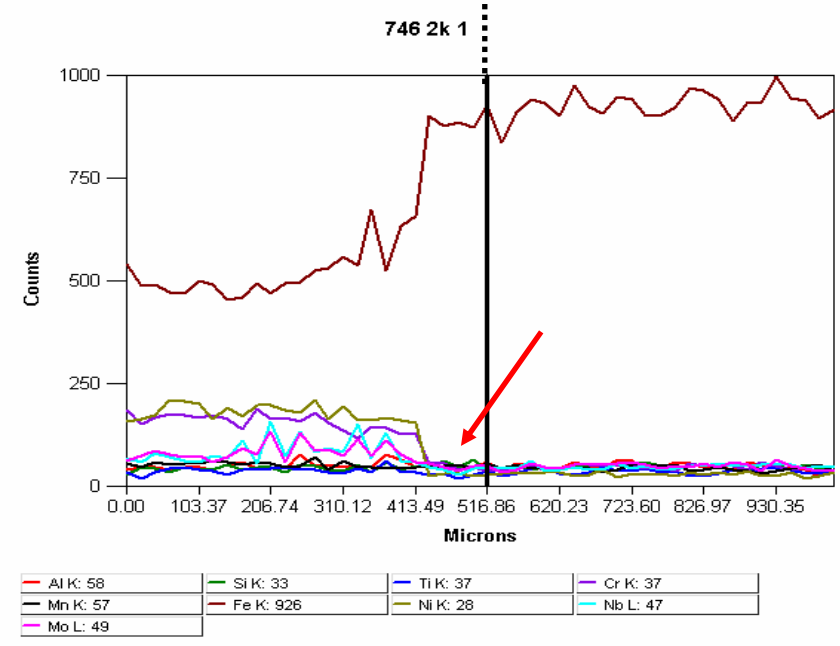


b)

Figura 53 - a)Micrografia do material envelhecido durante 4 horas à 750 c°.
b)Micrografia do MEV do material envelhecido durante 12 horas à 750 °C .



a)



b)

Figura 54 - a) Espectro de linha da amostra com 110 A mostrando a variação dos elementos de liga Inconel 718 com envelhecimento durante 4 horas à 750 . b) Espectro de linha indicando a composição química típica na zona de ligação entre metal de solda e metal de base.

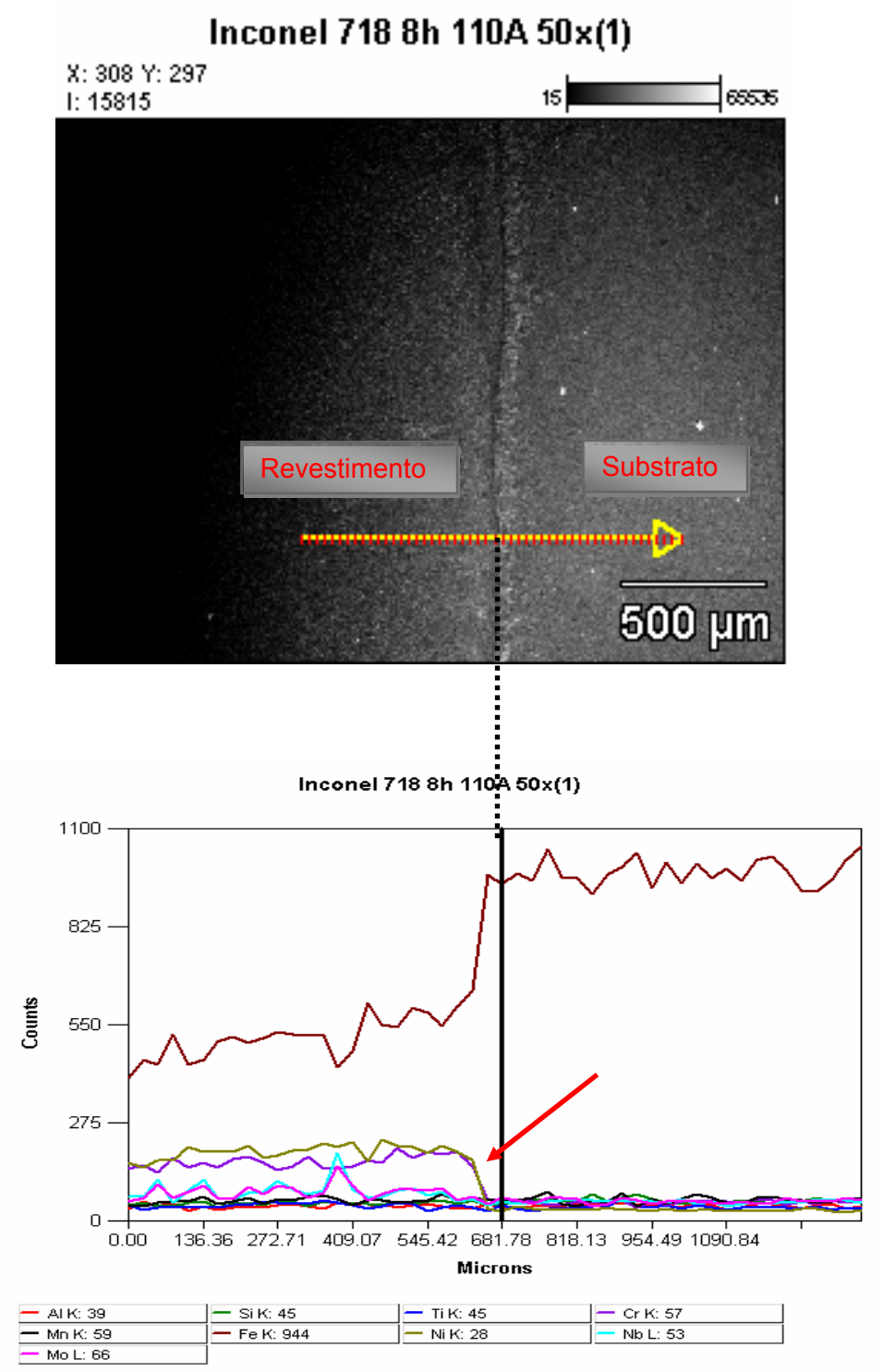


Figura 55 - a) Espectro de linha da amostra com 110 A mostrando a variação dos elementos de liga Inconel 718 com envelhecimento durante 8 horas à 750 . b) Espectro de linha indicando a composição química típica na zona de ligação entre metal de solda e metal de base.

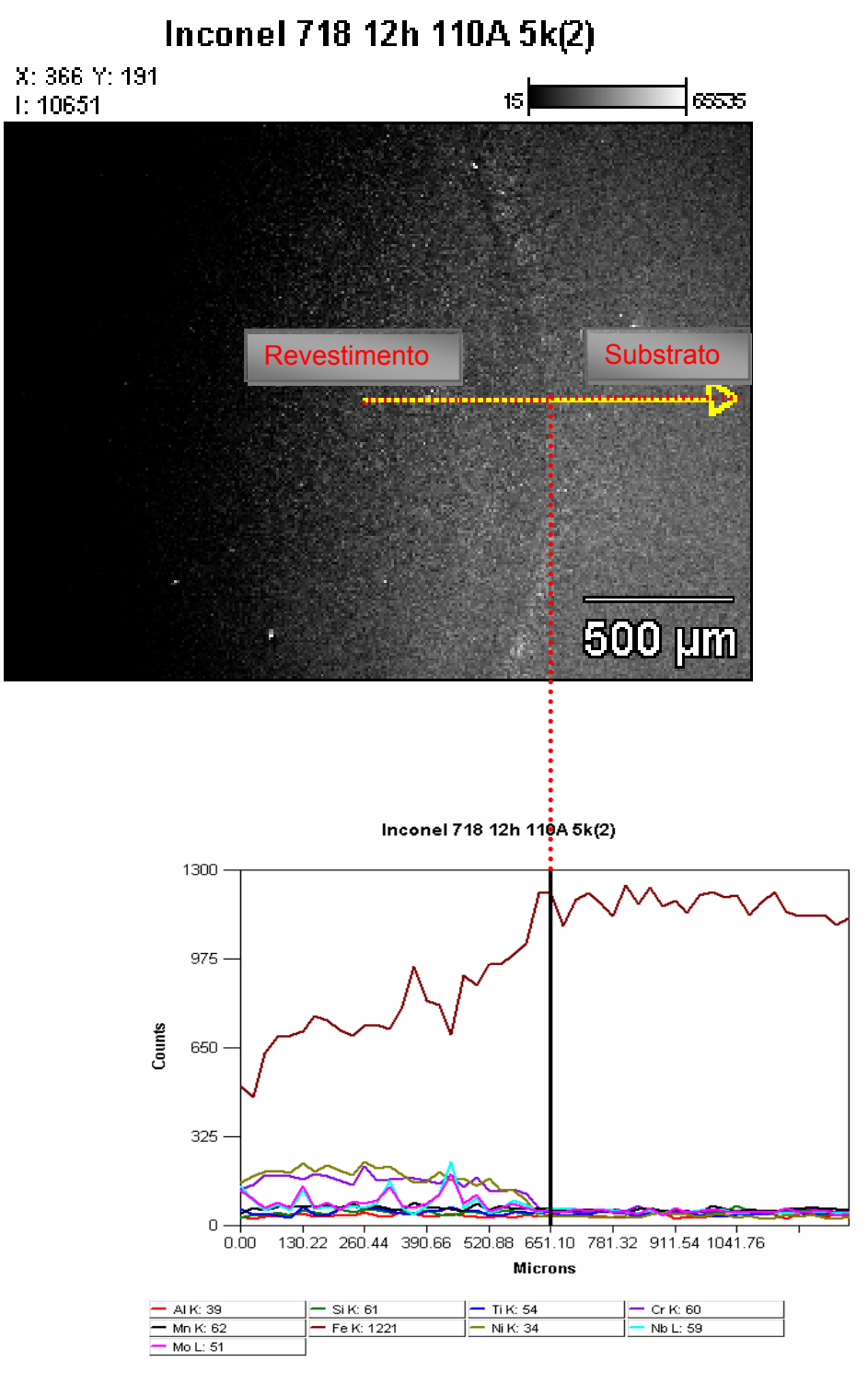


Figura 56 - Espectro de linha da amostra com 110 A mostrando a variação dos elementos de liga Inconel 718 com TT de 12 h . Observar a variação do elemento Ni., Cr, Nb e Mo.

CONCLUSÕES

A técnica de aplicação de revestimentos metálicos mostrou ser vantajosa pois melhora as propriedades mecânicas em relação do substrato, principalmente no que se refere a dureza . Em relação as condições estudadas a intensidade de corrente de 70 A gerou baixa diluição comparada as correntes de 90 A e 110 A, indicando que os níveis de diluição são diretamente afetados pela intensidade de corrente.

O presente trabalho revelou que para as condições de soldagem utilizadas a intensidade corrente de 50 A não foi capaz de produzir a deposição de um cordão de solda.

Para todas as condições estudas as micrografias revelaram a presença de estruturas típicas de solidificação, tais como colunar dendrítica e equiaxiais, sendo que houve uma predominância da estrutura colunar na interface substrato/ZTA.

Em todos os ciclos de tratamento térmicos utilizados houve variação nos valores de dureza. Durante as primeiras quatro horas de tratamento térmico foi observado um aumento significativo período em que ocorreu grande dissolução de carbonetos do contorno de grão, precipitando-se para a matriz, favorecendo a formação de novas fases. Estas novas fases formam melhor identificadas na análise feita por microscopia ótica.

As zonas parcialmente diluídas (ZPD) foram observadas para as intensidades de corrente de 90 e 110 A, em regiões aleatórias da zona de fusão. Em termos de quantificação e caracterização, estas regiões indicaram a formação de constituintes de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar na condição como soldada, a estabilidade e os efeitos gerados nas propriedades mecânicas do Inconel 718 , variando também as velocidades nos parâmetros de soldagem.

Realização do ensaio Pino sobre Disco para avaliação da resistência ao desgaste dos depósitos da liga Inconel 718.

Realização de ensaio de corrosão para avaliação do comportamento da liga Inconel e também da liga Hastelloy X, quando submetidos a ambientes corrosivos**,** para efeito de comparação.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

[1] D.M. KENNEDY & M.S.J. HASHMI – Test rig design and experimental results of coated systems under impact abrasion conditions. Surface and Coatings Technology 86-87 (1996) 493-497

[2]WU.W.;WU.L.;"The Wear Behavior Between Hardfancing Materials", Metallurgical and Materials Transactions, vol. 27A, 1996.

[3] COSTA, J.F.M. & PAYÃO FILHO, J. da C. – "Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimento de Ferro Fundido Branco Alta-Liga Soldado pelo Processo Arame Tubular Autoprotegido". III Seminário Brasileiro de Materiais Resistentes ao Desgaste, p. 181-200, Out. 1994.

[4] ASTM – Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. ASTM G 65-91 – p. 231-243, 1991.

[5] BRANDIM, A. DE SÁ & ALCÂNTARA, N. GUEDES DE & HERNANDEZ, O. J. SARRIA & PARANHOS, R. P. DA ROCHA – "Resistência ao Desgaste por abrasão em metal de solda do tipo Fe-C-Cr, obtidos por arco submerso". 2° Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – 2003.

[6] DIAS, M. F. MARTINS & GOMES, S. I. NOVAES – "Avaliação da Resistência ao Desgaste abrasivo a Baixa Tensão de Revestimentos soldados por arco submerso". 2º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – 2003.

[7] RAGGHU.D.;WU.J.B.C.;"Alloy Solutions to Combat Synergistic Wear and Corrosion in Demanding Process Environments",Nace International 2001.

[8] 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.

[9] E.A. LORIA.," Superalloy 718-Metallurgy and Applications" Edited by The Minerals, Metals & Materials Society,p.673-683,1989.

[10] JOHN. D.;JOHN.C. L.;SAMUEL.D.K.;"Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys, 2009.

[11] LYPHOUT, C.;. NYLÉN. P.;. WIGREN. J.; University West, Trollhättan, Sweden,; Volvo Aero Corporation, Trollhättan, Sweden."Characterization of Adhesion Strength and Residual Stresses of HVOF sprayed Inconel 718 for Aerospace Repair Applications",2010.

[12] RICHARDS. N. L.;. HUANG. X;.CHATURVEDI.M.C.; "Heat Affected Zone Cracking in Cast Inconel 718",Materials Characterization,p.179-187,1991.

[13] AMERICAN WELDING SOCIETY – "High-Temperature Dissimilar Joint Technology for Fission Surface Power Systems",p.61-65,2010.

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

[15] ZHANG .G.; CHANDEL. R. S.; SEOW. H. P.;” Solid state diffusion bonding of Inconel 718”, Science and Technology of Welding and Joining, p.235-239,2001.

16] ANTONSSON.T.;FREDRIKSSON.H.;”The Effect of Cooling Rate on the Solidification of INCONEL 718”, Metallurgical and Materials Transactions, p.85-96, 2005.

[17] VINCENT. R.; **“**Precipitation Around Welds in the Nickel-Base Superalloy, Inconel 718”, University of Bristol, p.1205-1217, 1985.

[18] GHOSH.S.; YADAV.S.; DAS.G.;” Study of standard heat treatment on mechanical properties of Inconel 718 using ball indentation technique”, Visvesvaraya Institute of Technology, Nagpur, India, p.2619-2622, 2008.

[19] ULUTAN.D.; OZEL.T.;” Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review”, International Journal of Machine Tools & Manufacture 5, p.250-280, 2010.

[20] WANG.C.; “Effect of double aging treatment on structure in Inconel 718 alloy”, Journal of Materials Science 39,p. 2593 – 2595,2004.

[21] CAO. X.; RIVAVAUX.B.; JAHAZI.M.; CUDDY.EJ.; BIRUR. A.; “Effect of pre- and post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd:YAG laser”, J Mater Sci 44 n -17, p.4557–4571,2009.

[22] RADHAKRISHNA. C.H.; PRASAD RAO. K.;”The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds”, Journal of materials Science 32, p. 1977-1984,1997.

[23] JIANHONG.H.;TANG.X.Y.;FUKUYAMA.S.;” Boundary in y” Precipitates in Inconel 718 Nickel –Base Superalloy”,Acta Metall. Mater. Vol. 43 n- 12, p. 4403-4409, 1995.

[24] BENHADAD.S.;RICHARDS.N.L.;CHATURVEDI.M.C.;” The Influence of Minor Elements on the Weldability of an Inconel 718–Type Superalloy”, Metallurical and Materials Transactions A, p.2005-2016, 2002.

[25] DUPONT.J.N.; . LIPPPOLD.J.C.; KISER.S.D.,” Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys”, 2009.

[26] JANAKI ,G.D.R.;REDDY.A.V.;RAO.K.P.;MADHUSUDHAN.R.G.;” Improvement in stress rupture properties of Inconel 718 gas tungsten arc welds using current pulsing”,Journal of materials Science 40,p. 1497 – 1500, 2005.

[27] DONALD J. T.;”Welding Superalloys for Aerospace Applications”, The Nickel Institute, Welding Journal,p.28-32, 2007.

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

[29] BOEHLERT.C.J.;DICKMANN.D.S.;EISINGER.N.C.; “The Effect of Sheet Processing on the Microstructure, Tensile, and Creep Behavior of INCONEL Alloy 718”, Metallurgical and Materials Transactions,p. 27-39, 2006.

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

[31] RAO.G.A.;KUMAR.M.;SRINIVAS.M.;SARMA.DS.;”Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718”, Materials Science and Engineering A355, p. 114-/125, 2003.

[32] VISHWAKARMA.K.R.; RICHARDS. N.L.; CHATURVEDI .M.C.;” HAZ MICROFISSURING IN EB WELDED ALLVAC 718 *PLUS*TM ALLOY, The Minerals, Metals & Materials Society, p.637-646, 2005.

[33] XIAOWEI.W.U.; CHANDEL. R. S, HANG. L.I.;”Evaluation of transient liquid phase bonding between nickel-based superalloys”, Journal Of Materials Science 36, p.1539 – 1546, 2001.

[34] HONG .J.K.; PARK. J.H.; EOM.I.S.;KANG. C.Y.;” Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO2 laser welding", Journal of materials processing technology 201, p. 515–520, 2008.

[35] SLAMA.C.;ABDELLAOUI.M.;”Structural characterization of the aged Inconel 718”, Journal of Alloys and Compounds 306,p. 277–284,2000.

[36] QI.H.;AZER.M.;RITTER.A.;” Studies of Standard Heat Treatment Effects on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Net Shape Manufactured Inconel 718”, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International,p.2410-2422,2009.

[37] NEVES.M.D.M.; LOTTO.A.; BERRETTA.J.R.; ROBERTO.J.;ROSSI.W.;JUNIOR.N.D.J.;” Solidificação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd:YAG”, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 14, No. 2, p.104-113, 2009.

[38] CALLISTER, W.D.; Materials science and engineering, Nova York: John Wiley & Sons Inc, 1991.

[39] BOND, D.; “Avaliação de revestimentos soldados processados com materiais atomizados”; Dissertação de Dr.Sc., PIPE/ UFPR, Curitiba, Paraná, Brasil, 2008.

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

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

[42] MARQUES, P.V. (1991). "Tecnologia da Soldagem." Escola de Engenharia, Universidade de Minas Gerais, ESAB, Belo Horizonte.

[43] PARMAR, R. S., (1997), "Welding Processes and Technology", 2 ed, In: Khanna Publishers

[44] BRACARENSE, A. Q. (2000). "Processo de Soldagem TIG-GTAW". In: Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais

[45] FALLATAH, G. M.; SHEIKH, A. K.; KHAN, A.; BOAH, J. K.; "Reliability of dissimilar metal welds subjected to sulfide stress cracking". In: The 6th Saudi Engineering Conference, v. 5, pp. 297-312, Dhahran, 2002.

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

[47] MODENESI, P. J. "Introdução à Física do Arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais.", Belo Horizonte,2007.

[48] MEDEIROS, e LINS J. F. C.; Evolução microestrutural da superliga Inconel 718 após envelhecimento a 750 ºC, 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 2006.

[49] ARAUJO.V.H.L; "Efeito da soldagem por feixe de elétrons e tratamento térmico pós soldagem em características mecânicas e microestruturais de tiras de Inconel 718 aplicadas em componentes nucleares",Dissertação de Mestrado,Msc,Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de Lorena,Lorena,São Paulo, Barsil,2009.