

ASPECTOS DA SOLDAGEM TIG DA LIGA DE NÍQUEL 945

Bruna Niccoli Ramirez, brunaniccoli@usp.br¹
Igor Colado Porto Martins, igormartins@usp.br²
Cláudio Geraldo Schön, schoen@usp.br¹
Waldemar Alfredo Monteiro, wamonte@ipen.br²

¹Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Av. Professor Mello Moraes, 2463, CEP: 05508-030, São Paulo/SP.

²Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Av. Lineu Prestes 2242 - Cidade Universitária - CEP: 05508-000 - São Paulo

Abstract: The technological development of the twentieth century induced the development of high-performance materials, able to work for long periods of exposure at critical conditions of temperature, corrosive environment and intense mechanical stresses. In this context, the group of materials known as superalloys was developed for applications that require a careful material selection, such as aerospace engines, nuclear reactors and oil extraction in the pre-salt layer. The nickel superalloy 945 is one of the materials that present interesting property combinations such as mechanical strength with corrosion resistance. This alloy can be used in aggressive environments containing high concentrations of sulfides and chlorides, as occurs in the extraction of oil and gas industry. This study aims at understanding the influence of current and welding speed on the shape of the welding pool and microstructure of the welded joint in nickel alloy 945, analyzing it by metallography and X-ray diffraction. Hardness of the welding interface and of heat affected zone was measured.

Palavras-chave: Superalloys, Incoloy 945, TIG Welding

1. INTRODUÇÃO

Durante a segunda parte da revolução industrial (1860-1945) na Europa, houve um grande aumento na produção de geradores de eletricidade, movidos a turbinas a gás. Com isto os motores precisaram de novos materiais para assim atender as novas especificações das condições de trabalho, já que, a durabilidade e o limite de resistência foram ampliados para que a máxima eficiência da máquina fosse alcançada (SIMS, 1984).

As superligas foram criadas em meados dos anos de 1900 para suprir esta demanda de novos materiais para a construção de turbinas a gás. Mesmo hoje as superligas são empregadas em diversas áreas como a indústria petrolífera, nuclear e aeroespacial.

Estes materiais têm como características básicas uma grande resistência mecânica, tanto a baixas temperaturas (em temperaturas criogênicas, de 0°C a -150°C) como em altas (de 540°C a 1204°C com o limite da resistência mecânica por volta de 816°C, em média) e uma grande capacidade de suas características antioxidantes e anticorrosivas (DONACHIE; DONACHIE, 2002). Genericamente, as superligas são compostas, por cobalto (Co), ferro (Fe) e níquel (Ni) em sua composição primária majoritária.

As superligas são materiais em que a indústria petrolífera e de gás natural utiliza-se amplamente, devido a suas características mecânicas e anticorrosivas. A Petrobras (Petróleo Brasileiro S/A), uma das maiores empresas que realizam exploração de petróleo no mundo, em o seu plano de ação para superar as adversidades da exploração da camada do pré-sal, pretende utilizar amplamente diversas superligas em sua operação (PMCG, 2014).

Por estes motivos, foi criada a liga de níquel Incoloy[®] 945, para atuar em qualquer ramo da indústria petrolífera e de gás natural, principalmente em ambientes com uma ampla gama de produtos corrosivos (como altas concentrações de sulfetos e cloretos) e também onde se faz necessária uma ampla resistência mecânica. Esta liga desempenhará no futuro um papel expressivo no plano de ação da Petrobras para conseguir vencer as barreiras técnicas impostas pela exploração da camada do pré-sal.

Um aspecto relacionado à empregabilidade da Incoloy[®] 945, nas aplicações acima citadas refere-se à sua soldabilidade. Sabe-se que processos convencionais de soldagem podem ser utilizados para a produção de juntas de alta qualidade, contudo, alguns aspectos relacionados à solidificação das ligas de níquel exigem um estudo mais detalhado do procedimento de soldagem a ser empregado, para evitar o aparecimento de trincas (CANTARIN, 2011).

A escolha do processo de soldagem depende não apenas de fatores como a espessura do metal de base, design do componente e posição da solda, mas também é influenciada pelas condições de serviço às quais as articulações serão expostas.

Um processo de soldagem muito utilizado em ligas de níquel, especialmente em espessuras finas, é o arco gás-tungstênio (GTAW: Gas Tungsten Arc Welding), também conhecida como soldagem TIG (Tungsten Inert Gas). No processo TIG a fonte de calor consiste em um arco elétrico que é mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a ser soldada. Embora este processo apresente baixa produtividade quando comparado com outros processos, ele possibilita a obtenção soldas com excelente qualidade e acabamento. A soldagem TIG permite um grande

controle das condições operacionais, podendo ser realizada com baixos aportes térmicos, de forma a garantir uma pequena zona afetada pelo calor.

Durante o processo de solidificação ocorrido ao longo da soldagem pode aparecer falhas originadas pela diferença de solubilidade dos elementos de liga e consequente formação de fases precipitadas, as quais muitas vezes apresentam ponto de fusão mais baixo que a matriz, favorecendo o aparecimento de trincas (CANTARIN, 2011).

Por esta razão, é necessário verificar a presença destas fases deletérias no material após o processo de soldagem, uma vez que podem comprometer a qualidade da solda e sua empregabilidade. É importante observar que tanto o processo quanto seus parâmetros podem causar formação destas fases deletérias. Uma forma de controlar os efeitos vinculados à soldabilidade de ligas de níquel é o emprego de tratamentos térmicos antes e após a soldagem.

Portanto este trabalho visa estudar a soldabilidade da liga Incoloy® 945, pelo processo de soldagem TIG autógeno, para se investigar e avaliar as características microestruturais e mecânicas da liga após soldagem e tratamentos térmicos.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

A Incoloy® 945 foi recebida em forma de tarugo redondo de 5 polegadas de diâmetro. Para preparação do material a ser soldado, foi realizado o corte deste tarugo em forma de fatias de aproximadamente 3,5 mm de espessura. As fatias de material foram solubilizadas a uma temperatura de 1020°C por 2 horas com uma taxa de aquecimento de 30°C/mim, sendo o tempo de encharque do material de 30 minutos, totalizando 2 horas e 30 mim de tratamento térmico.

A escolha do tratamento térmico de solubilização baseia-se na investigação sobre a variação de dureza e temperatura de solubilização da superliga 945, realizada no trabalho de Martins e colaboradores (MARTINS; MONTEIRO; ANDRADE, 2014). Neste trabalho verificou-se que a solubilização a uma temperatura de 1020°C, por duas horas, proporciona acentuada queda de dureza (63% com relação ao material original), sem que haja crescimento de grão, dentro deste intervalo de tempo.

Após a solubilização, o material foi laminado até aproximadamente 2 mm de espessura, utilizando-se uma laminação em múltiplos passes. Em seguida, a chapa laminada foi cortada longitudinalmente ao meio para confecção da superfície de soldagem, por meio de corte à água.

O procedimento de soldagem TIG das duas metades da chapa de Incoloy® 945 foi realizado atendendo os requisitos das normas ASME, AWS, API e DIN para execução do procedimento de soldagem e qualificação de soldadores.

Para realização do procedimento de soldagem TIG autógeno, foram realizados testes para determinação dos parâmetros que devem ser empregados. Todas as peças testadas foram inicialmente limpas com álcool isopropílico.

Dentre os consumíveis de soldagem foi utilizado argônio puro como gás de proteção e eletrodo EWCe2 com um comprimento médio do arco de aproximadamente 5 mm. A partir da observação dos resultados qualitativos – aparência da solda- foram adotados a corrente do arco de 50 A, vazão do gás de purga de 15 l/min, vazão de gás no bocal de 10 l/min, difusor gás lens N° 7 (10 malhas).

Dessa forma, dois pedaços simétricos de uma chapa de tamanho oval, com 220 mm de comprimento e largura máxima de 30 mm, foram novamente unidos por meio de soldagem TIG autógena a partir dos parâmetros citados e com velocidade de soldagem de 2,44 mm•s⁻¹. Para a limpeza das chapas foi empregado esmerilhamento e posterior limpeza com álcool isopropílico. Também foi empregado um sistema de pós purga para evitar oxidação do passo da raiz. Além disso, um sistema de termopares tipo K foi acoplado ao longo de uma das metades da chapa para monitoramento do ciclo térmico do metal durante o procedimento de soldagem.

Para analisar a qualidade das peças após a soldagem, por meio de ensaios não destrutivos, utilizam-se o exame visual (CONTEC/PETROBRÁS, 1996) e o ensaio por meio de líquido penetrante (CONTEC/PETROBRÁS, 2003), pois são processos rápidos e de fácil execução com um amplo uso na indústria de soldagem.

Uma vez soldada a chapa da liga Incoloy® 945 e realizados ensaios não destrutivos que qualifiquem a solda com relação à ausência de trincas, foram preparadas amostras para realização de diferentes tratamentos térmicos e análise metalográfica.

A chapa soldada foi, portanto, submetida a corte à água (no sentido de sua seção transversal) para separação de pequenas amostras do material com 10 mm de largura. Os excessos de material na região do metal de base foram cortados com auxílio de uma Isomet 2000 (Buehler) para posterior embutimento do material.

As amostras foram separadas em três grupos para realização dos tratamentos térmicos. O primeiro grupo de amostras foi mantido tal como estava após o procedimento de soldagem, este conjunto de amostras foi chamado de “original”. O segundo e o terceiro grupo de amostras receberam tratamento térmico e são denominados, respectivamente, de grupo “aliviado” e grupo “envelhecido”. A nomenclatura adotada refere-se ao tipo de tratamento térmico empregado. O grupo “aliviado” recebeu apenas o tratamento térmico de alívio de tensões (amostras colocadas em um forno pré-aquecido a 500°C, durante 30 minutos e resfriadas ao ar); já o grupo “envelhecido” recebeu o mesmo tratamento de alívio de tensões seguido de envelhecimento. O tratamento térmico de envelhecimento adotado é o comercial, que está reportado no “*report sheet*” emitido pela indústria fabricante da liga (SPECIAL-METALS, 2008). Segundo a Special Metals, o envelhecimento é realizado nas temperaturas entre 704°C, durante 8 horas, seguido de resfriamento até 621°C a uma taxa de 38°C/h; permanecendo neste patamar de temperatura por 8 horas e 30 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Após a realização dos tratamentos térmicos nas amostras, estas foram embutidas em uma resina acrílica para preparação das amostras metalográficas. Foram preparadas amostras da seção transversal e longitudinal do cordão de solda. A preparação das amostras metalográficas seguiu os passos apresentados na tabela 1 e foi realizada em uma politriz Buehler semiautomática modelo Ecomet 3.

Tabela 1 - Metodologia usada para a preparação das amostras para microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e dureza Vickers (MARTINS; MONTEIRO; ANDRADE, 2014).

Passo	Disco Abrasivo (Grit)	Grana (μm)	Tempo (s)	Pressão (lbf)	RPM	Lubrificante
1	240	52	1*	3	80	Água
2	320	35	540			
3	400	22				
4	600	15				
5	800	10				
6	1200	5				
7	Sílica Coloidal	0,02	720	10	Nenhum	

Legenda - 1* – Lixamento até ficar plano e paralelo.

Após o lixamento, as amostras metalográficas são lavadas em água corrente com detergente neutro e, em seguida, com álcool etílico para então serem secas com ar quente. O passo posterior é o ataque químico com o reagente dos setes ácidos, que é uma solução constituída de 300 ml de água destilada, 300 ml de ácido clorídrico (HCl) 37%, 60 ml de ácido acético glacial (CH_3COOH) 99,7%, 60 ml de ácido nítrico (HNO_3) 65%, 60 ml de ácido fosfórico (H_3PO_4) 85%, 30 ml de ácido sulfúrico (H_2SO_4) 98%, 30 ml de ácido fluorídrico (HF) 30% e 30 g cloreto de ferro (III) anidro (FeCl_3) (HUNTINGTON ALLOYS CORPORATION, 2011; SPECIAL-METALS, 2008).

As amostras são submersas na solução ácida durante 5 minutos, lavadas com água e álcool etílico e secas com ar quente. Abaixo do tempo de 5 minutos de ataque químico, um filme de alto teor de cromo é formado fazendo com que o ataque se torne ineficaz (CORYELL, 2010).

Para análise microestrutural das amostras do cordão de solda com diferentes tratamentos térmicos, foram empregadas as seguintes técnicas: Microscopia Óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura. Imagens de MO foram obtidas através microscópio Olympus PME – 3 de platina invertida. A partir destas imagens e baseando-se na norma ASTM E112-12 é possível estimar o tamanho de grão de acordo com o número ASTM (ASTM INTERNATIONAL, 2013a).

Para obtenção das imagens por MEV foram utilizados dois equipamentos: um MEV convencional (XL-30 da Phillips) e um Microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (FEI Inspect F50 – High Resolution SEM, com canhão Schottky Field Emission Gun (FEG)).

Para verificação das fases presentes nas amostras soldadas foi realizada difração de raios X. Foi utilizado o equipamento de difração de raios X, D8- Focus, da Bruker-ASX, utilizando-se os parâmetros análise a seguir: $30^\circ \leq 2\theta \leq 100^\circ$, $\Delta\theta = 0,1^\circ$, $\Delta t = 50\text{s}$.

Também foram realizados testes de macrodureza Vickers nas amostras metalográficas em um durômetro Buehler série 5100, seguindo a norma ASTM E384-11 (ASTM INTERNATIONAL, 2013b). Utilizou-se uma carga de 500 gf (grama-força) durante 15 segundos. Foram realizadas medições de dureza nas amostras de corte transversal e longitudinal do cordão de solda, contemplando as regiões do metal de base, ZAC e zona fundida. Nas amostras longitudinais foram feitas 20 medições em cada uma destas regiões; já nas amostras da seção transversal, foram realizadas 9 medidas em cada uma destas regiões, uma vez que a área disponível para realização das penetrações era menor. Destas medidas excluem-se a de maior e menor valor, e procede-se a média aritmética, juntamente com o seu desvio padrão.

Também foi realizada caracterização da ductilidade e solidez da solda por meio de uma adaptação do Método de Teste Padrão de Dobramento Guiado para Soldas (Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds) (ASTM INTERNATIONAL, 2014) para amostras pequenas. Neste trabalho os corpos de prova confeccionados possuem pequenas dimensões (largura = 2 mm, espessura = 2 mm). O teste de dobramento foi desenvolvido para analisar possíveis falhas que possam aparecer na superfície de uma amostra quando ele é submetido a progressivas tensões localizadas. Desta forma, duas amostras, uma sem tratamento térmico após soldagem e a outra envelhecida após soldagem, foram presas em uma morsa e o material foi dobrado até trincar.

3. RESULTADOS

3.1 Análise do ciclo térmico

A partir dos dados coletados pelos termopares do sistema de monitoramento do ciclo térmico da chapa durante o procedimento de soldagem, foi possível obter os dados encontrados na figura 1.

Observa-se que a máxima temperatura adquirida pelo sistema foi de aproximadamente 500°C para o termopar IV, distante 5 mm do centro da junta. Ao se comparar os termopares distantes a 7 mm do centro da junta (II, III, VII), é encontrada uma temperatura entre 425 e 450°C; a temperatura do termopar VII foi desconsiderada, uma vez que o ciclo térmico deste termopar não seguiu o padrão dos demais. Ao se comparar os termopares distantes a 10 mm da junta (I, V, VI), observa-se uma temperatura entre 375 e 400°C. Dessa forma, observa-se que ao longo da mesma distância do centro da junta, a temperatura é aproximadamente constante. Isto indica que propriedades físicas, como resistência mecânica e características da microestrutura, são também constantes em todo o cordão, dentro das posições onde os termopares estão compreendidos.

Estas temperaturas estão bem abaixo da faixa da temperatura de fusão da liga, pois os termopares foram colocados na região não afetada pelo calor, ainda no metal de base, para que não houvesse contaminação da liga de níquel com o metal do termopar, por uma possível fusão do mesmo sobre o cordão de solda.

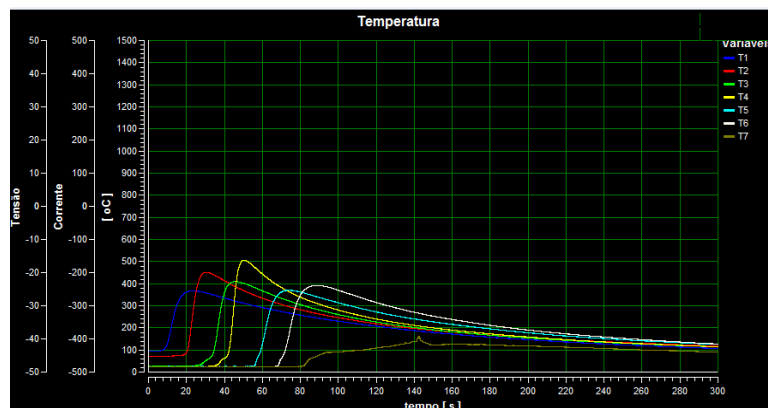


Figura 1 – Resultado do monitoramento do ciclo térmico dos termopares durante o processo de soldagem.

3.2 Ensaios - Visual e Líquido Penetrante

A partir da análise visual da chapa soldada não foi possível identificar, na zona de interesse do cordão de solda, descontinuidade natural ou artificial correspondente a um risco de 0,5 mm de largura e com comprimento máximo de 10 mm, locada na superfície da junta soldada ensaiada. No entanto, nas extremidades da chapa, que são as regiões desconsideradas no ensaio (3 mm de cada extremidade da chapa), há presença de trincas causadas pela abertura do arco. Apesar disto, o procedimento de soldagem pode ser considerado qualificado, uma vez que não há trincas aparentes na região de interesse do cordão de solda.

A partir da realização do ensaio não destrutivo por líquido penetrante foi possível corroborar os resultados de análise de presença de descontinuidades obtidos através do exame visual. A figura 2 apresenta dois momentos da realização do teste: (a) aplicação do líquido penetrante e (b) revelação das descontinuidades, que são pontos vermelhos no cordão de solda. Observa-se que na extensão da região útil do cordão de solda não há pontos vermelhos, o que indica a qualificação do procedimento. É possível encontrar pontos vermelhos apenas nas regiões iniciais e finais do cordão de solda, que são descartadas para fins de análise.

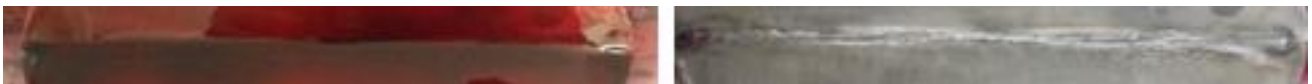


Figura 2 - Ensaio não destrutivo por líquido penetrante. (a) Formação de filme fino e uniforme do líquido penetrante sob a superfície da chapa; (b) Identificação de possíveis defeitos (pontos vermelhos) por revelador.

3.3 Análise Metalográfica

Através das imagens obtidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura é possível observar a morfologia das fases presentes no metal de base, na zona fundida e na zona afetada pelo calor para os diferentes tratamentos térmicos estudados. Dessa forma três tipos de amostras foram analisadas: o cordão de solda sem nenhum tratamento térmico após

soldagem; o cordão de solda após alívio de tensões e o cordão de solda aliviado e envelhecido por precipitação, conforme apresentado na figura 3. Por estas imagens é possível observar a largura do cordão de solda aproximadamente igual para os três casos.

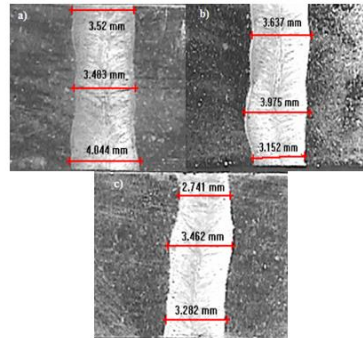


Figura 3 - Macrografia do cordão de solda em corte longitudinal para liga Incoloy alloy 945 a) sem tratamento térmico após soldagem; b) após alívio de tensões; e c) após envelhecimento.

A figura 4 a. é a amostra da Incoloy[®] 945 sem tratamento térmico após a soldagem, da qual é possível identificar a região do cordão de solda e a região que não sofreu nenhuma alteração devido ao calor, isto é, o metal de base. Como esta amostra não passou por posterior tratamento térmico, a análise do metal permite adquirir informações sobre o estado inicial da liga Incoloy[®] 945 anteriormente ao processo de soldagem, isto é, da liga solubilizada.

Dentre as informações desta figura, observa-se que na região do metal de base é possível observar distorções na rede cristalina, conhecidos como maclas, os quais são causados por pequenos deslocamentos dos átomos de suas posições regulares.

Através da observação da figura 4, também é possível estimar a extensão da zona afetada pelo calor (ZAC), região de interface entre o metal de base e a zona fundida, em aproximadamente 100 µm. A forma dos grãos ao longo da região central do cordão de solda, sob um corte longitudinal, pode ser acompanhada através das figuras 4 b. e c., que correspondem à região de crescimento colunar e equiaxial dos grãos na zona fundida.

Através da figura 4 também é possível verificar a evolução da morfologia dos grãos desde a região do metal de base até o centro do cordão de solda. O processo de solidificação do metal de solda se inicia na região de interface com o metal de base (região mais fria) e termina no centro do cordão. Essa variação na temperatura nas diferentes posições do metal faz com que os grãos formados tenham orientação e tamanho distintos, além de diferenças na segregação e formação de fases.

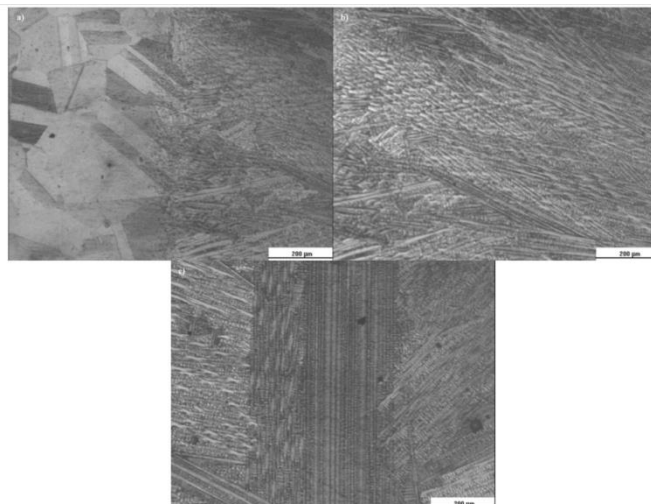


Figura 4 – Micrografia ótica do cordão de solda da Incoloy[®] 945 sem tratamento térmico após a soldagem: (a) região de interface entre o metal de base e zona fundida; (b) região de grãos colunares e (c) região de grãos equiaxiais.

Durante o rápido resfriamento do processo de soldagem, as transformações no metal de solda ocorrem fora da condição de equilíbrio. A região fundida do cordão de solda possui microestrutura distinta daquela observada no metal original, a microestrutura final do metal de solda depende de alguns fatores intrínsecos ao material, tais como o teor de

elementos de liga, a concentração, composição química, da presença de inclusões não metálicas e do ciclo térmico de soldagem.

Considerando estes aspectos, o fenômeno de nucleação ocorre de forma heterogênea, uma vez que a solidificação se inicia a partir de superfícies pré-existentes, tais como superfícies livres, ponto triplo de encontro de contornos de grão, contornos de grão, inclusões e discordâncias. Assim, na nucleação heterogênea a energia livre torna-se menor pela formação da interface, a qual na região entre a zona fundida e o metal de base é atômica e difusa, favorecendo um crescimento contínuo e rápido das dendritas na direção de extração de calor.

As figuras 5 a. e b. são imagens MEV- elétrons secundários- da seção transversal e longitudinal do centro do cordão de solda, respectivamente. Observa-se nestas figuras a estrutura dendrítica formada a partir de grãos colunares. Este tipo de formação se origina pela redistribuição do soluto, que se acumula na interface com o sólido e faz com que a temperatura *liquidus* se torne mais baixa. Ocorre, assim, um superesfriamento constitucional, causado pelo acúmulo de soluto, o qual desestabiliza a superfície plana, favorecendo o crescimento dendrítico.

A formação de uma estrutura dendrítica indica que houve microsegregação durante a solidificação do metal soldado, o que significa uma maior quantidade de líquido do que a prevista pela situação de equilíbrio proposta pelo diagrama de fases. Se este líquido atravessar a temperatura de uma reação de ponto invariante, pode resultar em uma maior quantidade de segunda fase ou em partículas sólidas não previstas no diagrama. Essas fases deletérias são chamadas de segunda fase de não equilíbrio e quase sempre são frágeis.

Além de revelar a formação de dendritas, das figuras 5 a. e b. é possível verificar a tendência de extração de calor do centro para as extremidades. Na seção transversal (figura 5 a.) esta extração de calor ocorre na direção diagonal; e, na seção longitudinal (figura 5 b.) verifica-se a extração de calor perpendicular à direção do caminho da tocha.

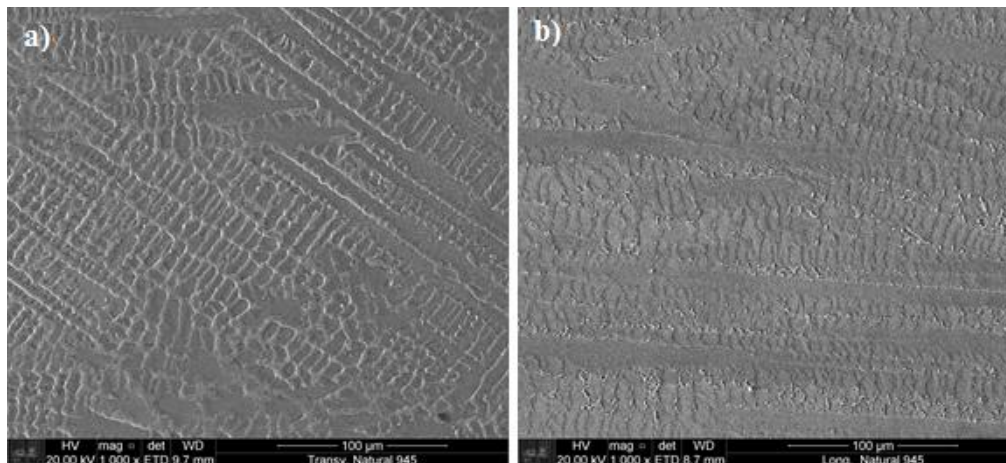


Figura 5 – Micrografias eletrônicas de varredura – elétrons secundários - do centro do cordão de solda da amostra sem tratamento térmico após soldagem: (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.

O mesmo tipo de comportamento foi observado nas amostras que sofreram tratamento térmico de alívio de tensões e envelhecimento.

Também foi realizada análise EDS dos precipitados mais claros e de formato irregular presentes no cordão de solda de todos os corpos de prova, conforme indicado na figura 6. Através dos resultados da análise apresentados na tabela 3 acredita-se que estes precipitados sejam compostos majoritariamente por Ni, Fe, Cr, Nb.

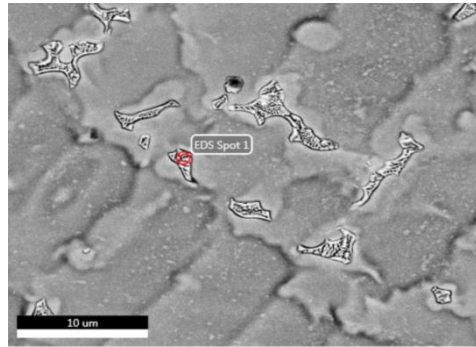


Figura 6 - Micrografia eletrônica (MEV) Utilizando-se a EDS para caracterização semiquantitativa do precipitado claro no cordão de solda da amostra de Incoloy® 945, sem tratamento térmico após soldagem.

Tabela 2- Análise EDS do precipitado apresentado na figura 6 presente no cordão de solda.

Elemento	Fração mássica %	Fração atômica %	Erro %
O K	2,36	8,32	26,51
NbL	17,41	10,59	10,87
TiK	3,65	4,31	19,02
CrK	17,51	19,04	6,64
FeK	17,67	17,88	8,17
NiK	41,41	39,86	5,74

3.4. Difração de raios -X

Para verificação das fases presentes nas amostras soldadas foi realizada difração de raios X para a amostra sem tratamento térmico após soldagem e para a amostra que sofreu alívio de tensões seguido de envelhecimento após soldagem. O difratograma destas amostras é apresentado na figura 7. A única fase identificada pela técnica foi a γ' , composta por $[\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})]$. As demais fases, no entanto, não foram identificadas, pois sua quantidade consiste em menos de 3% do volume da amostra.

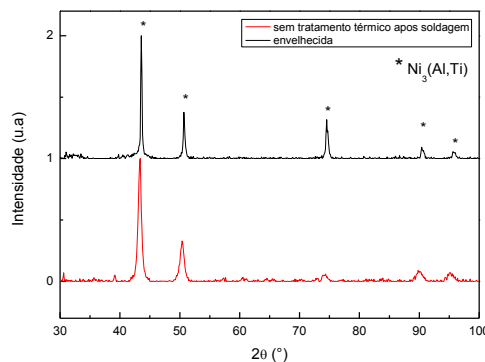


Figura 7 – Difratogramas de raios X das amostras sem tratamento térmico e envelhecida após soldagem.

3.5 Dureza Vickers

Para verificação de alteração nas propriedades mecânicas da junta soldada e do metal de base que causadas pelo tratamento térmico, os três tipos de amostras (sem tratamento térmico, com alívio de tensões e, com alívio de tensões e envelhecido) foram avaliadas quanto à dureza.

Na figura 8, mostra valores dos testes de dureza Vickers dos cortes longitudinais de todos os diferentes tratamentos térmicos nas diferentes áreas estudadas. Observa-se que os valores de dureza são semelhantes entre a região do metal de base, ZAC e centro do cordão de solda, para cada tratamento térmico. A proximidade destes valores é interessante para uma boa qualidade da junta soldada, uma vez que se deseja que a região fundida e afetada pelo calor mantenham as propriedades físicas do metal original. A mesma tendência é observada na figura 9, em corte transversal.

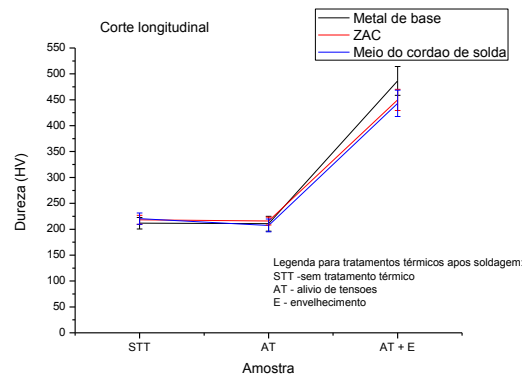


Figura 8 – Dureza Vickers em diferentes regiões do cordão de solda da liga Incoloy 945; corte longitudinal.

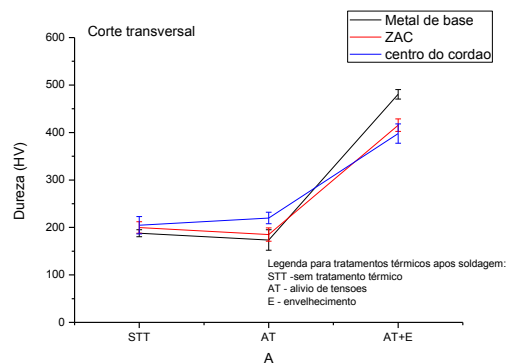


Figura 9 – Dureza Vickers em diferentes regiões do cordão de solda da liga Incoloy® 945; corte transversal.

Os dois gráficos indicam que a maior dureza é encontrada na liga envelhecida. Na região do metal de base este aumento na dureza corresponde em aproximadamente 129% e 156% com relação à liga sem tratamento térmico após soldagem, para o corte longitudinal e transversal respectivamente. Seguindo a mesma análise, o meio do cordão de solda também apresenta este comportamento, havendo aumento de 101% e 94% na dureza, para cortes longitudinal e transversal, respectivamente. O aumento da dureza com o tratamento térmico de envelhecimento ocorre devido ao efeito de endurecimento por precipitação.

4. CONCLUSÕES

Este trabalho buscou descrever um procedimento viável para soldagem TIG autógeno da liga Incoloy® 945, já que não existe um procedimento padrão na atual literatura. Verificou-se que a melhor condição para soldagem da liga Incoloy® 945 condizia a corrente do arco de 50 A, vazão do gás de purga de 15 L/min, vazão de gás no bocal de 10 L/min, difusor gás lens N° 7 (10 malhas).

A partir da soldagem de uma chapa laminada desta liga, estudando-se os seus parâmetros de soldagem foi possível estimar a eficiência de aproximadamente 28% e energia de soldagem igual a 57,83 J·mm⁻¹. Ensaios não destrutivos de líquido penetrante e exame visual permitiram constatar a integridade da solda.

Através das técnicas de microscopia óptica e eletrônica observou-se também que os tratamentos térmicos após a soldagem da liga Incoloy® 945 não influenciam na morfologia da liga (tamanho de grão e precipitados visíveis nos aumentos estudados).

Na região de zona fundida também foi observado que a formação de grãos dendríticos colunares ocorreu em diferentes direções revelando a direção de extração de calor durante o resfriamento da solda.

Através de análise EDS foi possível investigar a composição química dos precipitados presentes no cordão de solda, os quais foram identificados como TiN e fases ricas em Nb e Ti, possivelmente carbonetos de Nb e Ti. Verificou-se também que estas fases estão associadas de tal forma que a fase TiN é circundada pela fase rica em Nb e Ti.

A técnica de difração de raios X também permitiu identificação da fase γ' , composta por $[\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})]$ que é o precipitado endurecedor formado durante o envelhecimento do material. Outras fases não foram identificadas por difração de raios X, possivelmente pela pequena concentração volumétrica das mesmas.

Embora a morfologia das fases tratadas termicamente por diferentes condições não tenha apresentado grandes variações entre as amostras, foram encontrados valores diferentes com relação à resistência mecânica. Verificou-se que os valores de dureza Vickers são semelhantes entre a região do metal de base, ZAC e centro do cordão de solda, para cada tratamento térmico, o que indica uma boa qualidade da junta soldada. Também foi observado que os maiores valores de dureza Vickers são encontrados na liga envelhecida já que o precipitado endurecedor está em maior volume

na matriz. Esta diferença na dureza pode chegar a 156% com relação à liga sem tratamento térmico após soldagem na região do metal de base e até 101% na região da zona fundida.

Já o teste de dobramento permitiu verificar que a amostra sem tratamento térmico após soldagem não apresentou trincas mesmo quando dobrada a um ângulo de 180°; enquanto que a amostra envelhecida após a soldagem apresentou trincas com ângulo de dobramento a partir de 90°.

Com estes resultados verificou-se a possibilidade da realização de soldagem TIG autógena na liga Incoloy® 945 e posteriores tratamentos térmicos de alívio de tensão e envelhecimento sem comprometer a integridade da solda.

5. AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao SENAI Nadir Dias Figueiredo, em especial ao professor Paulo Fernandes, pela disponibilidade em nos ajudar com o procedimento de soldagem. Agradecemos também aos laboratoristas do Mackenzie, IPEN e do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EP/USP que nos auxiliaram na realização dos experimentos.

6. REFERÊNCIAS

- ASTM International, 2013, “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”, pp. 1–27.
- ASTM International, 2013, “Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”, pp. 1–43.
- ASTM International, 2014, “Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds”.
- Cantarin T. N., 2011, “Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com liga de níquel 625 por soldagem GTAW”.
- CONTEC/Petrobrás, 1996, “ENSAIO NÃO-DESTRUTIVO VISUAL”, vol. 5, pp. 1–6.
- CONTEC/Petrobrás, 2003, “ENSAIO NÃO DESTRUTIVO LÍQUIDO PENETRANTE”, pp.1–10.
- Coryell S., 2010, “Flow Behavior and Microstructural Evolution of INCOLOY 945 During High Temperature Deformation”.
- Donachie M. J., Donachie S. J., 2002, “Superalloys - A Technical Guide”, Second Ed., ASM International.
- Huntington Alloys Corporation, 2011, “Certified Material Test Report”.
- Martins I. C.P., Monteiro W.A., Andrade A.H.P., 2014, “THE INFLUENCE OF SOLUTION HEAT TREATMENT TEMPERATURE ON THE HARDNESS RESPONSE IN INCOLOY® 945”, 8 th International Symposium on Superalloy 718 and derivatives, Pittsburgh.
- PMCG, 2014, “Inside History: Superligas para o Pré-sal”, PMGC -Petrobras Mag. Glob. Connect, pp. 42–25.
- Sims C. T., 1984, “A History of Superalloy Metallurgy for Superalloy Metallurgists”, Superalloys (Fifth Int. Symp), pp. 399–419, < http://www.tms.org/Superalloys/10.7449/1984/Superalloys_1984_399_419.pdf>.
- Special-Metals, 2008, “INCOLOY® alloys 945 / 945X”.