

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
COORDENAÇÃO DO CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA
ENGENHARIA MECÂNICA**

MAYCON WEIBER MOREIRA

**ANÁLISE DA MICRODUREZA E DILUIÇÃO DE REVESTIMENTOS
SOLDADOS DE INCONEL 625 EM AÇO 4340**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

GUARAPUAVA

2018

MAYCON WEIBER MOREIRA

**ANÁLISE DA MICRODUREZA E DILUIÇÃO DE REVESTIMENTOS
SOLDADOS DE INCONEL 625 EM AÇO 4340**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, da Coordenação do Curso de Engenharia Mecânica, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Msc. Ricardo Vinícius Bubna Biscaia

Coorientador: Prof. Msc. Henrique Ajuz Holzmann

GUARAPUAVA

2018



Ministério da Educação
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Campus Guarapuava
Diretoria de Graduação e Educação Profissional
Coordenação de Engenharia Mecânica
Engenharia Mecânica



TERMO DE APROVAÇÃO

ANÁLISE DA MICRODUREZA E DILUIÇÃO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS DE INCONEL 625 EM AÇO 4340

POR

MAYCON WEIBER MOREIRA

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 28 de novembro de 2018 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Ricardo Vinicius Bubna Biscaia
Prof. Orientador

Henrique Ajuz Holzmann
Membro titular / Coorientador

João Paulo Gabre Ferreira
Membro titular

Aldo Przybysz
Coordenador do Curso de Engenharia Mecânica

- O Termo de Aprovação assinado encontra-se na Coordenação do Curso -

AGRADECIMENTOS

Antes de qualquer agradecimento, agradeço a Deus por ter me dado forças, paciência, me abençoado e acompanhado cada passo do meu caminho. Agradeço também a minha família, por ser meu alicerce, me apoiar e estar ao meu lado por toda minha vida, em especial a minha mãe Marilza, por toda ajuda, amor e dedicação, me incentivando e provendo tudo que precisei. Ao meu amor Camila, pelo apoio incondicional, pela paciência, conselhos, amor, carinho, dedicação e pela compreensão pelos meus momentos de ausência.

Ao meu orientador, Ricardo Vinícius Bubna Biscaia, por ter me dado a oportunidade de desenvolver este trabalho, por fornecer a ajuda necessária para desenvolvê-lo e concluí-lo, pela paciência e pelos muitos ensinamentos e orientações.

Ao meu coorientador, Henrique Ajuz Holzmann, por toda a ajuda prestada, pelo aconselhamento e orientações.

À Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Câmpus Guarapuava e Câmpus Ponta grossa, por terem fornecido os equipamentos e disponibilizado os laboratórios necessários para o desenvolvimento do trabalho.

Meu muito obrigado a todos!

Se vi mais longe foi por estar de pé sobre
ombros gigantes.
(NEWTON, Isaac, 1676)

RESUMO

MOREIRA, Maycon Weiber. **Análise da microdureza e diluição de revestimentos soldados de Inconel 625 em aço 4340**. 2018. 67 f. Trabalho de Conclusão de Curso, Bacharelado em Engenharia Mecânica - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Guarapuava, 2018.

Na última década, no Brasil, as explorações dos poços de petróleo em águas ultraprofundas tem se intensificado, impulsionadas principalmente pela descoberta de petróleo no pré-sal. Assim, faz-se necessário o desenvolvimento dos materiais utilizados nesse setor, de forma a aumentar a resistência à corrosão e também ao desgaste. Graças às suas ótimas propriedades mecânicas como alta dureza, ductilidade e resistência mecânica, o aço SAE 4340 é muito utilizado no setor petrolífero. Contudo, a corrosão é um fator limitante para a utilização desse aço em ambientes muito agressivos, como a água do mar, acidez do petróleo e as altas pressões dos locais de extração, necessitando de medidas protetivas para utilização desse material nessas condições. O Inconel 625, uma superliga de níquel, por apresentar alta resistência à tração, boa soldabilidade e excelente resistência à corrosão, mostra-se uma boa alternativa para aplicação como revestimento do aço citado. Portanto, esse trabalho visou comparar o efeito das variações de processo do revestimento por soldagem MAG, por meio da caracterização dos perfis de microdureza e da diluição da liga Inconel 625 depositada em aço 4340, de forma a obter a combinação de parâmetros de soldagem que proporcionasse as melhores características mecânicas para o material dissimilar analisado. Os resultados mostraram a influência do pré-aquecimento e da variação da tensão de soldagem na diluição dos cordões de solda, como também no perfil de dureza das amostras revestidas. Apesar das amostras nas quais utilizou-se tensão de soldagem de 18,4 V, apresentarem menores valores de diluição, apresentaram também maiores concentrações de dureza acima de 350 HV, o que pode gerar possíveis trincas na região da solda. Para as amostras onde utilizou-se tensão de 22,1 V, apresentaram maior diluição, contudo obtiveram valores menores para concentrações de dureza acima de 350 HV, bem como maior espessura da ZTA. Portanto não há um processo que se sobressai de forma absoluta. Assim, deve-se analisar e considerar os resultados obtidos no presente trabalho para a seleção dos parâmetros de processo. O pré-aquecimento não exerceu benefícios significativos nos perfis estudados.

Palavras-chave: Inconel 625. Aço SAE 4340. Revestimento por soldagem MAG. Caracterização dos perfis de microdureza. Caracterização da diluição.

ABSTRACT

MOREIRA, Maycon Weiber. **Analysis of microhardness and dilution of welding coatings of Inconel 625 on SAE 4340 steel.** 2018. 67 f. Course Completion Work, Bachelor of Mechanical Engineering – Federal Technology University - Paraná. Guarapuava, 2018.

In the last decade, in Brazil, explorations of oil wells in ultra-deep waters have intensified, driven mainly by the discovery of oil in the pre-salt. Therefore, it is necessary to develop the materials used in this sector, in order to increase the resistance to corrosion and also to the wear. Owing to its excellent mechanical properties, such as: high hardness, ductility and mechanical resistance, the SAE 4340 steel is widely used in the oil sector. However, corrosion is a limiting factor for the use of this steel in very aggressive environments, such as: sea water, petroleum acidity and high pressure of the extraction sites, requiring protective measures to use this material under these conditions. Inconel 625, a nickel superalloy, because it has high tensile strength, good weldability and excellent corrosion resistance, this shows a good alternative for application as coating of the cited steel. Thus, this work aimed at comparing the effect of variations of processes of the coating by MAG welding, through the characterization of the hardness profiles and the dilution of the Inconel 625 alloy deposited in 4340 steel, in order to obtain the process that provided the best mechanical characteristics for recovered material. The results showed the influence of preheating and of variation of the voltage on the dilution of the weld beads as well as the hardness profile of the coated samples. In spite of the samples, in which a welding voltage of 18.4 V was used, they presented lower values of dilution, they also presented higher concentrations of hardness above 350 HV, which can generate possible cracks in the region of the weld. For the samples where a tension of 22.1 V was used, they presented higher dilution, but obtained lower values for hardness concentrations above 350 HV, as well as a greater thickness of the ZTA. Therefore, there is no process that stands out absolutely. Thus, we must analyze and consider the results obtained in the present work for the selection of process parameters. Preheating did not have significant benefits in the profiles studied.

Keywords: Inconel 625. SAE 4340 Steel. Coating by MAG welding. Characterization of microhardness profiles. Characterization of Dilution.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Plataformas de Extração e Profundidades.....	17
Figura 2 - Fotomicrografia. (A) Aço AISI 4340 como fornecido, (B) Aço AISI 4340 bainítico, (C) Aço AISI 4340 martensítico submetidos ao ataque com Nital. (Ampliação 500 x).	20
Figura 3- Micrografia realizada por MEV de microconstituintes da zona de fusão mostrando NbC e fase Laves.....	22
Figura 4 - Micrografia de uma Superliga de Níquel em MET, mostrando as fases γ' e γ''	23
Figura 5 - Soldagem MIG/MAG	25
Figura 6 - Ilustração de equipamentos básicos utilizados na soldagem MIG/MAG...27	
Figura 7 - Fluxo de execução experimental do presente trabalho.....	29
Figura 8 - Região de Corte - Cortadora Metalográfica.	33
Figura 9 - Demarcação de pontos para ensaio de microdureza.....	34
Figura 10 - Diluição medida na seção transversal do revestimento depositado sobre barra.....	35
Figura 11 - Profundidade da ZTA para linha P1	39
Figura 12 - Profundidade da ZTA a) M1 b) M2.....	41
Figura 13 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M1 e M2).	44
Figura 14 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M3 e M4).	46
Figura 15 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M1 e M3).	47
Figura 16 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M2 e M4).	48
Figura 17 - Diluição - Variação da Tensão a) A1 e A3 – Tensão de 18,4 V b) A2 e A4 – Tensão de 22,1 V.	50
Figura 18 - Diluição - Variação da Tensão a) B1 e B3 – Tensão de 18,4 V b) B2 e B4 – Tensão de 22,1 V.	51
Figura 19 – Diluição - Utilização do Pré-Aquecimento a) A1 e A3 – Pré-Aquecimento (150 °C) b) B1 e B3 – Sem Pré-Aquecimento.	53
Figura 20 - Diluição – Utilização do Pré-Aquecimento a) A2 e A4 – Pré-Aquecimento (150 °C) b) B2 e B4 – Sem Pré-Aquecimento.	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 4340(%).....	19
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas Inconel 625.....	21
Tabela 3 - Parâmetros de processo utilizados em cada amostra.....	31
Tabela 4 - Especificações da composição do arame de Inconel 625 (Arame AWS ER NiCrMo-3).....	31
Tabela 5 - Parâmetros de processo das amostras.....	37
Tabela 6 – Diluição das amostras e suas réplicas.	49
Tabela 7 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M1	64
Tabela 8 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M2.....	64
Tabela 9 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M3.....	65
Tabela 10 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M4.....	65
Tabela 11 - Parâmetros de processo das amostras.....	67

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M1	39
Gráfico 2 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M2	40
Gráfico 3 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M3	42
Gráfico 4 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M4	43

LISTA DE SIGLAS E ACRÔNIMOS

A – Ampere

V – Volts

Al – Alumínio

B – Boro

Bbl/dia – Barris de petróleo por dia

Bi – Bismuto

C - Carbono

CA – Corrente Alternada

CC- - Corrente Contínua Polaridade Direta

CC+ - Corrente Contínua Polaridade Inversa

Cr – Cromo

Co – Cobalto

Cu – Cobre

Fe- Ferro

GMAW – Gas Metal Arc Welding

MAG – Metal Active Gas

MIG - Metal Inert Gas

Mn – Manganês

Mo – Molibidênio

Nb – Nióbio

Ni – Níquel

P – Fósforo

Pb – Chumbo

S – Enxofre

Se – Selênio

Si – Silício

Ta – Tântalo

Ti – Titânio

TIG – Tungsten Inert Gas

ZPD – Zona Parcialmente Diluída

ZTA – Zona Termicamente Afetada

γ' – Gama Linha

γ'' – Gama Duas Linhas

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 JUSTIFICATIVA	14
1.2 OBJETIVOS	15
1.2.1 Objetivo Geral	15
1.2.2 Objetivos Específicos	15
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 MATERIAIS APLICADOS NA EXTRAÇÃO DE PETRÓLEO	17
2.2 AÇO SAE 4340	18
2.3 INCONEL 625	20
2.4 DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO	23
2.5 SOLDAGEM MAG	25
3 METODOLOGIA	29
3.1 ETAPA 1 – PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	30
3.2 ETAPA 2 – SOLDAGEM	30
3.2.1 Definição dos Parâmetros de Soldagem	30
3.2.2 Soldagem das Amostras	31
3.3 ETAPA 3 – PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA O ENSAIO DE MICRODUREZA	32
3.4 ETAPA 4 – ENSAIO DE MICRODUREZA	34
3.5 ETAPA 5 – PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA A MACROGRAFIA	34
3.6 ETAPA 6 – MACROGRAFIA	35
3.7 CÁLCULO DA MASSA DEPOSITADA	36
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	37
4.1 ANÁLISE DE MASSA DEPOSITADA, TEMPO DE SOLDAGEM E NÚMERO DE CORDÕES DE SOLDA	37
4.2 PERFIL DE MICRODUREZA	38
4.2.1 Análise Individual dos Perfis de Microdureza	38
4.2.2 Comparações Entre os Perfis de Microdureza	44
4.3 CARACTERIZAÇÃO DA DILUIÇÃO	48
4.3.1 Efeito da Tensão na Diluição	49
4.3.2 Efeito da Utilização do Pré-Aquecimento na Diluição	52
5 CONCLUSÃO	56
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	58
REFERÊNCIAS	59
APÊNDICE A – Tabela De Resultados Das Médias E Desvio Padrão Das Microdurezas	63
APÊNDICE B – Tabela De Resultados Dos Valores De Parâmetro De Processo Encontrados Para As Amostras	66

1 INTRODUÇÃO

No Brasil, a produção de petróleo atualmente passa de 2,5 milhões de barris por dia (bbl/dia). A descoberta de novos campos nos últimos anos vem alavancando a produção de petróleo no cenário brasileiro, a qual é sustentada principalmente pelas acumulações do pré-sal. Segundo Brasil (2016), espera-se que a produção de petróleo atinja 5,2 milhões bbl/dia em 2026 (BRASIL, 2016).

Cerca de 80% da extração total no período decenal compreendido entre 2016 e 2026 é prevista para unidades produtivas que estão localizadas em águas ultraprofundas (abaixo de 1.500 metros de lâmina d'água) (BRASIL, 2016).

Desse modo, verifica-se a necessidade do desenvolvimento de novas tecnologias e a atuação na engenharia de seleção e fabricação de materiais para que a exploração desses poços seja viabilizada e otimizada. A exploração de petróleo da camada pré-sal, basicamente limita-se à dificuldade de encontrar materiais resistentes mecanicamente como também resistentes à corrosão, que possam atender às necessidades da indústria (POTTMAIER et al., 2013).

Devido ao fato de apresentar dureza na faixa de 230 a 238 HV, resistência a tração entre 182 e 210 kgf/mm² para o material temperado e revenido, o aço SAE 4340 vem sendo utilizado na indústria do petróleo, desde a sua extração até as refinarias, em componentes sujeitos a carregamentos dinâmicos, obtendo ótimos resultados (CARVALHO, 2012; ASM, 1991). Não obstante, como o aço citado não possui boa resistência à corrosão, faz-se necessário medidas de proteção à superfície do material, visando evitar fragilização por hidrogênio como também a oxidação proporcionada pela corrosividade da água do mar e do petróleo (CARVALHO, 2012).

Nesse contexto, superligas de níquel, como o Inconel 625, que possui alta resistência à corrosão e resistência mecânica, podem ser empregadas no revestimento em estruturas metálicas no setor petrolífero e marítimo (KORRAPATI et al., 2014). Devido ao avanço de pesquisas no desenvolvimento de novos materiais, atualmente, os revestimentos são utilizados também para elevar a resistência ao desgaste, isolamento térmico e elétrico e contra incompatibilidades químicas e biológicas (ANTOSZCZYSZYN, 2014).

O processo MAG também vem sendo muito empregado como processo de deposição de revestimentos utilizando, com o intuito de reduzir a entrada de calor pela soldagem na peça, se comparado ao processo TIG, por exemplo, bem como com o

objetivo de aumentar a produtividade do processo, característica do mesmo (BENOIT et al., 2011).

Sendo assim, o presente trabalho visa comparar a influência da variação da tensão de soldagem e da efetividade do pré-aquecimento do metal base na qualidade do revestimento, utilizando o processo de soldagem MAG, buscando o processo que proporcione as melhores características mecânicas, por meio da caracterização dos perfis de dureza e da diluição da superliga Inconel 625 depositada em barras de aço 4340 como metal base.

1.1 JUSTIFICATIVA

O aço SAE 4340 vem sendo utilizado pela indústria do petróleo, em componentes sujeitos a carregamentos dinâmicos, em razão de propriedades mecânicas, como: alta dureza, ductilidade, resistência mecânica e tenacidade, se comparado ao aço ASTM A588, por exemplo, aço classificado como de baixa liga e alta resistência mecânica. Porém, devido ao ambiente agressivo que o setor petrolífero proporciona, como a salinidade do mar, a acidez do petróleo e as altas pressões, as quais os componentes mecânicos são submetidos, faz-se necessário realizar medidas protetivas no material, para promover aumento na resistência à corrosão e ao desgaste nas peças e estruturas onde o aço 4340 é utilizado.

Na indústria petrolífera, o revestimento por materiais resistentes à corrosão é empregado como controle preventivo para a redução da degradação de peças e estruturas. Dentre os materiais utilizados nesse processo, destacam-se as superligas de níquel, mais especificamente a família Ni-Cr-Mo, devido a sua excelente resistência à corrosão. Essa classe é usualmente utilizada quando há presença elevada de impurezas no sistema, especialmente de sais, o que proporciona corrosão localizada em classes de materiais com menores teores de molibdênio.

O Inconel 625, ocupa posição de destaque dentro da família Ni-Cr-Mo, por ser uma liga muito versátil e apresentar excelentes propriedades mecânicas como alta resistência à tração, boa soldabilidade, alta resistência à fluência, excelente resistência à corrosão e a habilidade de tolerar, na diluição, uma grande quantidade de outros materiais para esse tipo de aplicação. Esse comportamento deve-se ao alto teor de Cr (20%) e adição de Mo (9%).

Seus teores de ferro e carbono são limitados a níveis baixos para manter as propriedades de resistência à corrosão e para minimizar a precipitação nos contornos de grão, evitando problemas de corrosão localizada, especialmente em componentes soldados. Sendo assim, o Inconel 625 torna-se uma ótima alternativa como material de revestimento da superfície dos componentes mecânicos.

Para que seja possível a escolha do melhor processo de soldagem para a deposição do material, evidências técnicas são necessárias a fim da tomada de decisão, o que pode ser obtido através da caracterização das amostras revestidas. O processo de soldagem MAG mostra-se viável para tal aplicação, por apresentar alta produtividade e menor aporte térmico se comparado ao processo TIG.

Portanto, após a obtenção dos revestimentos, variando-se a tensão de soldagem e a utilização do pré-aquecimento, uma análise dos resultados possibilitaria a escolha do processo que proporciona melhores condições de microdureza, sendo que é uma propriedade mecânica amplamente utilizada para comparação entre materiais, e da diluição do revestimento na matriz do metal base, sendo que para o fim desejado, o objetivo é obter propriedades específicas, como manter a resistência à corrosão, característica do metal de adição, sendo importante reduzir ao máximo essa propriedade. Além disso, como resultado adicional evidenciaria qual o processo com a melhor relação entre custo e benefícios.

1.2 OBJETIVOS

Na sequência serão apresentados o objetivo geral e os objetivos específicos do presente trabalho:

1.2.1 Objetivo Geral

Analisar o efeito das variações dos parâmetros de processo de soldagem MAG, por meio da caracterização dos perfis de microdureza e da diluição da liga Inconel 625, depositada em aço 4340.

1.2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são listados como sendo:

- Verificar a influência da tensão e do pré-aquecimento na soldagem MAG de Inconel 625 em aço 4340;
- Avaliar o perfil de microdureza das amostras obtidas a partir do processo de soldagem MAG;
- Realizar a caracterização da diluição dos cordões de solda.

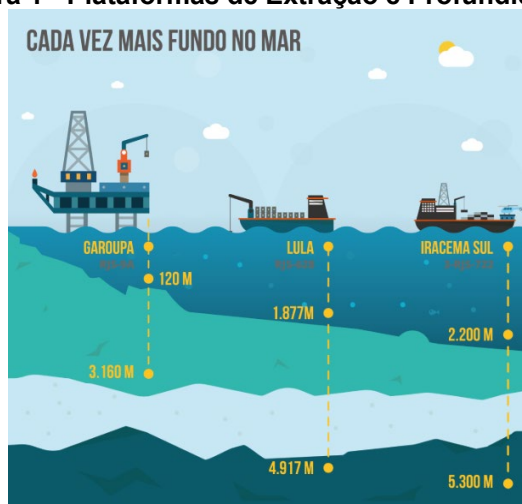
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No presente capítulo, está descrito o estado da arte dos assuntos abordados no processo de revestimento do aço 4340, por meio de deposição por soldagem, utilizando Inconel 625.

2.1 MATERIAIS APLICADOS NA EXTRAÇÃO DE PETRÓLEO

A exploração de petróleo na última década, está se intensificando e a obtenção do combustível fóssil está sendo direcionada para extração em regiões profundas do oceano. Com isso, a dificuldade de alcance e perfuração do solo são ainda maiores, devido às condições agressivas dos locais de extração. A Figura 1 demonstra essa progressão de profundidade das plataformas de extração, localizadas em águas profundas, muito profundas e ultraprofundas, respectivamente representadas pelas linhas verticais, da esquerda para a direita.

Figura 1 - Plataformas de Extração e Profundidades.



Fonte: GOVERNO DO BRASIL, 2015.

De acordo com a ANP o Brasil possui 29 bacias sedimentares, com interesse para pesquisa de hidrocarbonetos, cuja área é de 7,175 milhões de km². Mas apenas um pequeno percentual dessas áreas está sob contratação para as atividades de exploração e produção. A produção nacional de petróleo extraído exclusivamente do mar saltou de 59,51 milhões de m³ em 2000, para 144,76 milhões de m³ em 2017, um

aumento significativo de 243%, impulsionados principalmente pela exploração do pré-sal (AGÊNCIA NACIONAL DO PETRÓLEO, 2018).

Contudo, devido à dificuldade de acesso dos poços de petróleo, do ambiente altamente agressivo, como também ao potencial de corrosividade da água salgada e do petróleo, faz-se necessário o estudo constante dos materiais empregados nesse setor da indústria (DOS SANTOS et al., 2015). Pottmaier et al. (2013) citam que os requisitos para exploração de petróleo, mais especificamente os da camada pré-sal, basicamente pautam-se no desafio de achar uma solução para os processos corrosivos dos materiais utilizados para a extração, no qual a fonte e o defeito devem ser cuidadosamente analisados e pesquisados para serem desenvolvidos materiais que possam atender as necessidades da indústria.

Por conseguinte, a busca pelo desenvolvimento de medidas protetivas dos materiais utilizados na extração é crescente. O uso de tintas de proteção anticorrosiva, inibidores de corrosão, materiais de alta resistência à corrosão (em geral muito custosos) e também a utilização de revestimentos, são medidas preventivas trabalhadas com o intuito de solucionar esse problema encontrado nesse setor da indústria (ALTOÉ et al., 1996; CARVALHO et al., 2005).

2.2 AÇO SAE 4340

O aço SAE 4340 pode ser classificado como aço ultra resistente. Inicialmente foram desenvolvidos para constituir componentes da indústria aeroespacial, mísseis e aplicações semelhantes, onde é exigido uma alta resistência à tração (CHIAVERINI, 1986).

É um aço de carbono médio, tratável termicamente, de alta resistência e de baixa liga, utilizado para aplicações estruturais críticas, tais como componentes de construção, componentes de automóveis, vasos de alta pressão para usinas nucleares, e componentes de aeronaves (BHATTACHARYA et al., 2011). Apresentando dureza na faixa de 230 a 238 HV, resistência a tração entre 182 e 210 kgf/mm² para o material temperado e revenido, o aço SAE 4340 vem sendo utilizado na indústria do petróleo, desde a sua extração até as refinarias, em componentes

sujeitos a carregamentos dinâmicos, obtendo ótimos resultados (ASM, 1991). A composição química do aço SAE 4340 pode ser conferida na Tabela 1:

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 4340(%)

Elemento	Norma AMS 6414K	
	Mín	Máx
Carbono	0,38	0,43
Manganês	0,65	0,90
Silício	0,15	0,35
Fósforo	-	0,010
Enxofre	-	0,010
Cromo	0,70	0,90
Níquel	1,65	2,00
Molibdênio	0,20	0,30
Cobre	-	0,35

Fonte: AMS 6414K, 2007.

Os constituintes dos aços, como a ferrita, perlita, martensita, bainita e austenita, podem ser encontrados em uma microestrutura contendo duas ou mais fases dispersas no material. As diferentes variações de combinações dessas estruturas são responsáveis pelas diferentes características mecânicas do material (BARROS et al., 2015).

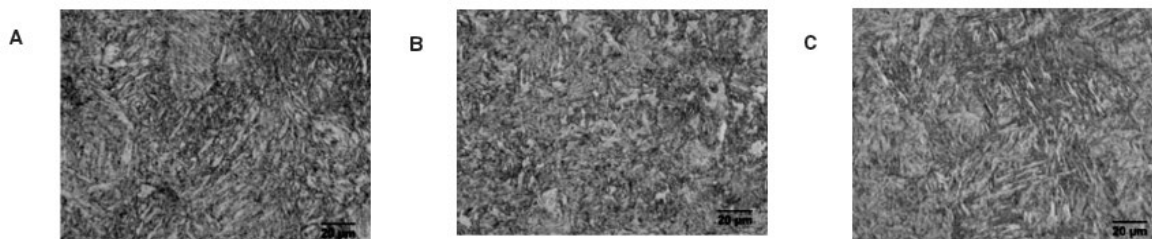
A martensita e bainita formam uma microestrutura de duas fases com dureza muito elevada, contudo aumenta a fragilidade do material. Já se a microestrutura for constituída de bainita e perlita, o material irá apresentar dureza alta, contudo sua tenacidade será maior do que se comparado com a microestrutura citada anteriormente.

A fase austenita é uma solução sólida de carbono no ferro gama e apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares, confere elevação na resistência mecânica e tenacidade média. A fase ferrita é ferro no estado alotrópico alfa, apresenta grãos poligonais irregulares como a austenita, apresenta baixa dureza e baixa resistência à tração. Já a fase perlita é uma mistura de ferrita com cementita (Fe_3C), é encontrada com o formato de lâminas alongadas, alternadamente dispostas, possui propriedades mecânicas intermediárias, apresenta em média uma resistência à tração de 740 Mpa (CHIAVERINI, 1990).

A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (tcc), uma fase muito dura, podendo atingir 65 a 67 Rockwell C (CHIAVERINI, 1990). É encontrada em formato de agulhas finas para aços

com alto teor de carbono e em formato de ripas em aços com baixo carbono, possui tensões internas apreciáveis (SILVA; MEI, 2006). Na Figura 2 (B) a fase pode ser visualizada.

Figura 2 - Fotomicrografia. (A) Aço AISI 4340 como fornecido, (B) Aço AISI 4340 bainítico, (C) Aço AISI 4340 martensítico submetidos ao ataque com Nital. (Ampliação 500 x).



Fonte: Barros et al., 2015.

Freitas e Souza (2016) encontraram o valor médio de microdureza de 333 HV para o aço 4340, utilizando-se carga de 200 gf, não sendo observado dentre as medidas realizadas valores abaixo de 303 HV e acima de 361,1 HV em amostra sem tratamento térmico. Koike et. al (2006) encontrou o valor de 64,1 MPa de tenacidade à fratura para o aço 4340, por meio do ensaio K_{Ic} e a norma ASTM E399 para o cálculo da tenacidade.

Estas ótimas propriedades combinadas do aço SAE 4340 despertaram o interesse de outros segmentos, sendo que ele também passou a ser utilizado pela indústria naval e petroquímica, em componentes sujeitos a carregamentos dinâmicos, obtendo ótimos resultados. Contudo, apesar de suas boas características, este aço apresenta fragilização por hidrogênio, que causa uma significativa redução em sua tenacidade à fratura (CARVALHO, 2012). Além disso, por se tratar de um aço carbono, ele também está sujeito à corrosão, principalmente se em contato com ambientes suscetíveis ao fenômeno, como por exemplo na água salgada e devido a ácidos naftênicos presentes no petróleo.

Para aplicação no setor petrolífero, faz-se necessário a utilização de medidas protetivas para esse tipo de aço para evitar a fragilização por hidrogênio e também para evitar a corrosão das peças.

2.3 INCONEL 625

Na indústria do petróleo, camadas de revestimento por materiais resistentes à corrosão vêm sendo empregadas como ação preventiva para a redução da degradação do material (DA MOTA et al., 2016). As ligas mais utilizadas para esse tipo de revestimento são ligas à base de níquel, uma vez que o ambiente de trabalho onde são aplicadas é altamente agressivo e requerem propriedades como alta resistência à corrosão, ductilidade moderada e resistência mecânica à tração na faixa de 760 MPa (OLIVEIRA, 2014).

O Inconel 625 é empregado em diversos setores da indústria, como usinas nucleares, indústrias petroquímica e marítima (KORRAPATI et al., 2014). Ela foi desenvolvida na década de 1950 para atender a necessidade das indústrias por um material para aplicação em tubulações de vapor, como também para aplicação em turbinas a gás que apresentasse alta resistência (Cieslak et al., 1988; EISELSTEIN; TILLACK, 1991). A patente foi emitida para H. L. Eiselstein e J. Gadbut no dia 8 de dezembro de 1964 quando então começou a ser comercializada (EISELSTEIN; TILLACK, 1991).

Trata-se de uma superliga de níquel com adição de carbono, molibdênio e nióbio. Apresenta alta resistência à tração, boa soldabilidade, alta resistência à fluência e excelente resistência à corrosão em diversos ambientes agressivos, também é comumente utilizado como material e adição em soldas devido a sua ductilidade e a habilidade de tolerar na diluição uma grande quantidade de outros materiais (PÉREZ, 2005; OTERO et al., 1991). A Tabela 2 mostra os valores das propriedades mecânicas para arame de solda MIG/MAG de Inconel 625:

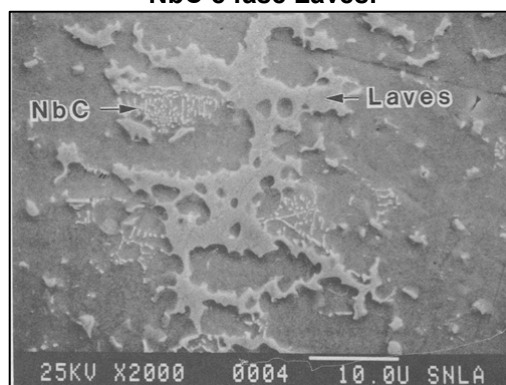
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas Inconel 625

Forma e Condição	Resistência à Tração MPa	Limite de Escoamento MPa	Dureza (Brinell)
ARAME DE SOLDA MIG/MAG			
Trefilado	760	380	-
HASTE, BARRA, PLACA			
Laminado	827-1103	414-758	175-240
Recozido	827-1034	414-655	145-220
Solubilizada	724-896	290-414	116-194
FOLHA, TIRA			
Recozido	827-1034	414-621	145-240
TUBOS, ESTIRADOS A FRIO			
Recozido	827-965	414-517	-
Solubilizada	689-827	276-414	-

Fonte: adaptado de SPECIAL METALS , 2013; MJV SOLDAS, 2018.

Carbonetos do tipo MC, M_6C e $M_{23}C_6$ além de fases intermetálicas dos tipos γ'' , Laves e Delta, precipitam nesta liga, dependendo da temperatura e duração do envelhecimento (MATHEW; RAO; MANNAN, 2004). Dentre essas fases citadas, é verifica-se que a fase Laves é uma fase intermetálica frágil, que pode prejudicar as propriedades mecânicas do material (RAMKUMAR et al., 2015).

Figura 3- Micrografia realizada por MEV de microconstituintes da zona de fusão mostrando NbC e fase Laves.



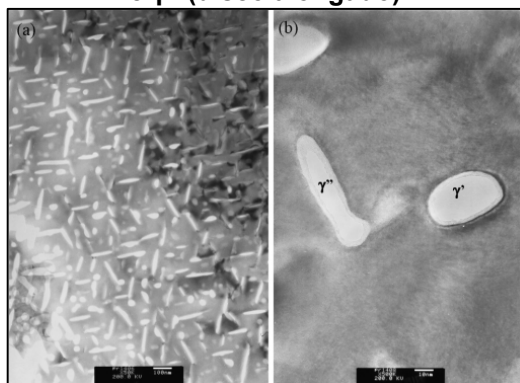
Fonte: KNOROVSKY et al. 1989.

A presença de elementos de liga como Cr, Mo e Nb quando operados em altas temperaturas formam os óxidos protetores tais como Cr_2O_3 , NiO, Nb_2O_5 e $NbCrO_4$ que impedem o Inconel 625 da corrosão (OTERO et al., 1991).

Elementos de liga como o Nióbio são adicionados para formar precipitações por endurecimento de γ'' (fase metaestável intermetálica contendo Ni_3Nb), as quais são as principais responsáveis pelo endurecimento da liga, enquanto Alumínio e Titânio são adicionados para formar a fase intermetálica γ' ($Ni_3(Ti, Al)$) (CHATUVERDI; HAN, 1983).

O motivo pelo qual a fase γ'' é mais eficiente no endurecimento que a γ' é que ela possui um maior valor de energia de contorno de anti-fase. Com isso, a discordância precisa de uma energia maior para atravessar a fase, tornando maior o efeito de endurecimento (CHATUVERDI; HAN, 1983). Molibdênio também tem função de incrementar a resistência (CABRERA et al., 2006). Como pode ser conferido, a Figura 4 mostra como são encontradas as fases citadas:

Figura 4 - Micrografia de uma Superliga de Níquel em MET, mostrando as fases γ' e γ'' na matriz; b) Micrografia de alta resolução em MET, mostrando as morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado).



Fonte: DU et al. (2007).

Pfingstag et al. (2010) encontraram o valor de dureza de 222 HV para chapa de Inconel 625, com resistência à tração de 891 MPa. Além de terem evidenciado em seus ensaios, com base na polarização, que o material apresentou forte resistência à corrosão, mostrando-se uma liga adequada para processos que envolvam a presença de meios ácidos (pH 4) contendo cloreto. Além disso, os autores frisaram que o material mostrou ter alta resistência a ruptura por fadiga, quando comparados a outros materiais, nos níveis de tensões e condições de trabalho empregadas. Em comparação ao aço API X 65, já empregado em extração de petróleo, observou-se um comportamento melhor do Inconel 625, projetando uma vida em fadiga muito superior.

Ramkumar et al. (2014), encontraram valores médios de dureza de 231,3 HV por toda região de solda, sendo que na região da zona fundida os valores médios forma de 236,4 HV, por meio de soldagem TIG, utilizando como substrato o aço inoxidável AISI 304. Já DuPONT et al. (2009), relatam especificamente para o arame de solda Er NiCrMo-3 (Inconel 625), dureza de 222 HV, tensão de escoamento de 450 MPa e resistência a tração de 760 MPA.

2.4 DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO

A deposição por soldagem de arco elétrico é uma técnica de revestimento em uma superfície por meio de metal de adição em metal base. O mecanismo utilizado para a deposição nessa técnica é a soldagem a arco elétrico.

O processo consiste inicialmente na preparação adequada da área, eliminação de todo óxido e impurezas da superfície e, então, a realização da solda do revestimento para evitar reações eutéticas com elementos como S, P, Zr, Bo, P e Bi que levam a formação de trincas (MAGALHÃES, 2002). Segundo Gentil (2014), a limpeza e preparação da superfície é uma das etapas mais importantes para que um revestimento apresente o desempenho esperado. Basicamente essa etapa visa criar condições que proporcionem aderência satisfatória entre metal base e revestimentos.

Após a realização da deposição por soldagem no material, deve-se seguir para os processos complementares, como usinagem da peça, se necessário, como também tratamentos térmicos. Para a definição dos parâmetros a serem selecionados para o processo de soldagem, bem como para a seleção do material de adição a ser utilizado, faz-se necessário entender as características do material a ser soldado e as solicitações as quais o componente é submetido.

A composição química do metal de adição, associada à microestrutura do local de depósito é que conferirá o conjunto de propriedades mecânicas e químicas almejadas para o revestimento resistir ao desgaste e à corrosão futura. Além disso, segundo Silva et al. (2014) a qualidade de um revestimento obtida através da deposição de camadas de solda sobre um substrato está relacionada com a correta escolha dos parâmetros de soldagem, de forma a produzir revestimentos com espessura adequada e com reduzido grau de diluição.

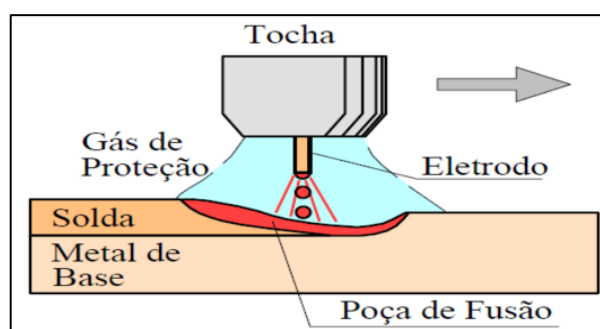
No caso do inconel 625, o qual é usado como revestimento com o objetivo principal de prover resistência a corrosão, caso a diluição seja exacerbada, pode haver a segregação de constituintes, como o Ni e o Cr, responsáveis em grande parte pela resistência referida.

Dos processos de soldagem a arco elétrico, o MAG possui grande importância na área de fabricação de reparo. Tendo em vista a elevada produtividade, mecanização, facilidade de operação e qualidade do cordão de solda, o processo de soldagem MAG tem sido um dos processos mais utilizados para a soldagem de revestimento (DA MOTA et al., 2016).

2.5 SOLDAGEM MAG

O processo MAG utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo consumível de alimentação contínua e a peça. O arco funde continuamente o eletrodo à medida em que este alimenta a poça de fusão. Nesse processo, a região da soldagem é protegida da atmosfera por um fluxo de gás ativo, o qual interage com a poça de fusão. A Figura 5 a seguir ilustra o processo:

Figura 5 - Soldagem MIG/MAG



Fonte: Marques, Modenesi e Bracarense (2007).

O diâmetro dos eletrodos varia, usualmente, entre 0,8 e 2,4 mm. O processo MAG é utilizado na soldagem de metais ferrosos, tendo como gás de proteção o CO_2 ou misturas ricas neste gás, tal gás é adicionado aos gases inertes (Argônio ou Hélio) principalmente a fim de melhorar a estabilidade do arco. O CO_2 apresenta vantagens como: baixo custo comparado ao argônio ou hélio e a velocidade de soldagem e penetração elevadas. (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2007; WAINER, BRANDI, MELLO, 1992).

Neste tipo de soldagem é utilizada uma fonte com tensão constante, utilizando um alimentador de arame de velocidade constante. Já a corrente, assim como o comprimento do arco voltaico, variam de acordo com a tensão aplicada, velocidade do arame e distância entre o eletrodo e a peça (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2007).

Esse processo de soldagem funciona na configuração conhecida como polaridade reversa, ou seja, com corrente contínua e normalmente com o arame no polo positivo. Segundo Wainer, Brandi e Mello (1992) a polaridade direta não é muito utilizada porque a transferência do metal fundido do arame de solda para a peça não é eficiente.

As correntes mais empregadas nesse tipo de soldagem variam entre 60 A e 500 A e tensões de soldagem de 15 V até 32 V. É possível obter um arco elétrico corrigido e estável utilizando uma fonte de tensão constante e um alimentador de arame de velocidade constante (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

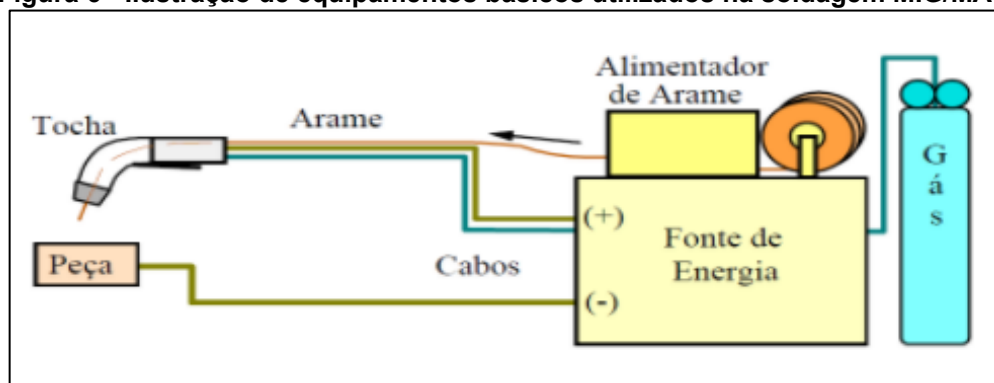
A soldagem MAG ainda apresenta como características taxas de deposição que variam de 1 a 15 kg/h e pode ser aplicado para uma espessura mínima de 3 mm na soldagem semi-automática e 1,5 mm na soldagem automática. O processo MAG também pode ser aplicado em todas as posições de soldagem e em todos os tipos de junta (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Esse tipo de soldagem apresenta muitas vantagens, como possibilidade de adaptação para a soldagem automática, alta taxa de fusão do arame-eletrodo, altas velocidades de soldagem e menos distorções das peças, a possibilidade da variação de modos com que a transferência metálica se dá e a relativa portabilidade da tocha. O comprimento reduzido do eletrodo permite a utilização de uma alta densidade de corrente sem afetar a rigidez mecânica do eletrodo por aquecimento ao longo de seu comprimento (PONOMAREV; SCOTTI, 2008).

Porém, o mesmo possui algumas limitações, como velocidade de resfriamento elevada por não haver escória, possibilitando a ocorrência de trincas. Outra restrição é que o processo possui alta emissão de calor e luz, é de difícil aplicação em locais de acesso complicado e há necessidade de se conhecer como se regula os parâmetros para trabalhar de forma estável (PONOMAREV; SCOTTI, 2008).

Os equipamentos básicos utilizados na soldagem MAG são a fonte de energia, que pode ser um retificador ou gerador; um alimentador de arame, que é ligado à fonte de energia e possui controle de velocidade de alimentação; a tocha de soldagem e seus acessórios; e, por fim, a fonte de gás de proteção com regulador de pressão e fluxômetro (PONOMAREV; SCOTTI, 2008). A Figura 6 ilustra os equipamentos utilizados na soldagem MAG:

Figura 6 - Ilustração de equipamentos básicos utilizados na soldagem MIG/MAG.



Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2007.

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2007) a soldagem MIG/MAG tem sido muito utilizada tanto na fabricação quanto na manutenção de equipamentos e peças metálicas, na recuperação de peças desgastadas e no recobrimento de superfícies metálicas com materiais especiais.

Wainer, Brandi e Mello (1992) relatam que a mudança de distância entre a pistola e o metal-base alteram diretamente a tensão, a corrente de soldagem e também a distância do arco. De forma que se a distância entre a pistola e o metal base aumenta, a energia disponível para a soldagem diminuirá, fazendo com que a velocidade de fusão do eletrodo nú também diminua. Os autores ainda relatam que um aumento na velocidade de alimentação causa o aumento da corrente de soldagem.

Marques, Modenesi e Bracarense (2007) citam que há algumas descontinuidades encontradas em soldagem, as quais são prejudiciais para a junta soldada, como: porosidade, falta de fusão, falta de penetração, mordedura, trincas, entre outras. Dentre elas a falta de penetração é explicada como a falha em se fundir e encher completamente a raiz de solda, o que é causado pela incorreta manipulação do eletrodo, junta mal projetada, corrente de soldagem insuficiente, velocidade de soldagem excessiva e diâmetro de eletrodo muito grande.

Marques, Modenesi e Santos (2012) observam que a temperatura de pré-aquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento e também nos gradientes térmicos.

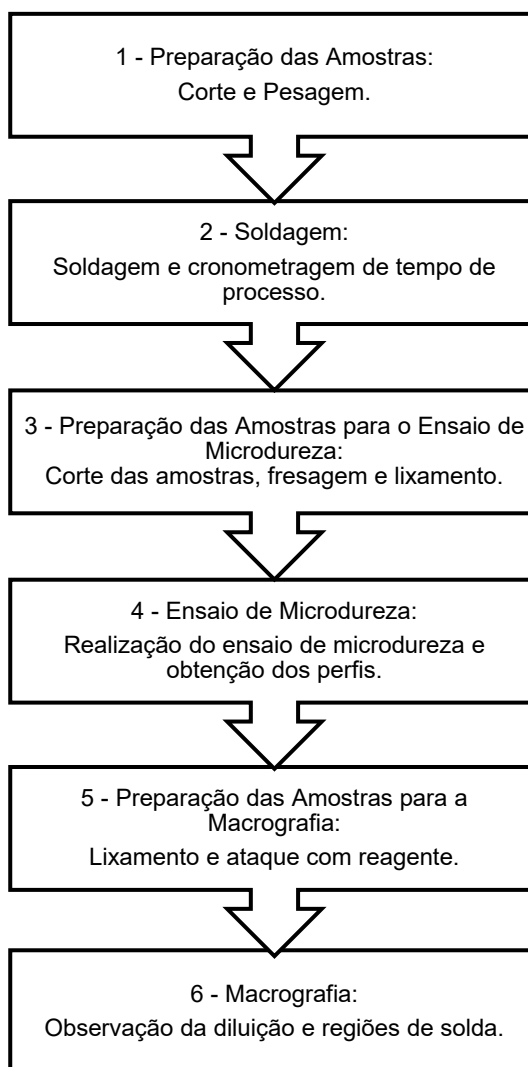
A zona fundida é formada por contribuições do metal base e do metal de adição, formando uma mistura, no estado líquido na poça de fusão. A diluição é então

definida como a parcela do metal base que participa da zona de fusão. Normalmente é obtida por meio de macrografia da seção transversal da solda, levando-se em consideração as quantidades de metal base e de adição fundidos. O coeficiente da diluição pode variar de 100% a 0% e sua medida pode variar com o processo de soldagem, condições de operação, espessura da peça e também com o tipo de junta (MARQUES; MODENESI; SANTOS, 2012).

3 METODOLOGIA

No presente trabalho foram realizadas deposições por soldagem MAG utilizando Inconel 625 como arame de solda e o aço SAE 4340 como metal base. Para que seja possível a avaliação dos processos, serão descritos a seguir o procedimento experimental, assim como os materiais e maquinário utilizados para a efetuação dos processos realizados. A Figura 7 abaixo representa um quadro descritivo resumindo as etapas a serem desenvolvidas:

Figura 7 - Fluxo de execução experimental do presente trabalho.



Fonte: Autoria Própria.

3.1 ETAPA 1 – PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

A preparação inicial teve como objetivo produzir e adequar as amostras para posterior soldagem. O material utilizado como metal base foi o aço SAE 4340 no formato de barra laminada sem acabamento superficial medindo 30 x 20 x 450 mm de largura, espessura e comprimento, respectivamente. A barra foi medida e cortada por meio de uma serra fita, marca S. Ramos modelo 260, a cada 22 mm de comprimento, obtendo no total 8 amostras.

3.2 ETAPA 2 – SOLDAGEM

Nessa etapa será abordado os métodos e materiais utilizados para a soldagem das amostras.

3.2.1 Definição dos Parâmetros de Soldagem

Os parâmetros de processo escolhidos como fatores para variação foram a tensão de soldagem e o pré-aquecimento do metal base. Como a soldagem realizada foi manual, sabe-se que a corrente de soldagem varia de acordo com a distância do eletrodo em relação ao metal base. Tal fator justifica a decisão na seleção da tensão como um dos parâmetros de processo a serem variados no presente trabalho.

Sendo assim utilizando a ferramenta planejamento fatorial e considerando dois fatores estudados em dois níveis 2^2 obteve-se 4 amostras para análise, definiu-se a utilização de uma réplica para cada amostra para o cálculo das médias e desvios padrão de medições quantitativas relacionadas à tempo, massa de material depositado, microdureza, corrente e diluição. Somando no total oito amostras para aplicação do revestimento de solda. A Tabela 3 evidencia as variáveis utilizadas para cada amostra.

Para estabelecimento da tensão de soldagem, utilizou-se o manual da máquina de solda MIG/MAG Hawk 255, dentro do qual extraiu-se a informação de faixa de tensão de soldagem que a máquina pode trabalhar e o número de estágios de regulagem de tensão, de 10 estágios. Dessa forma, dividiu-se a faixa de valores

limites das tensões de soldagem (16 – 27 [V]), pelo número de estágios possíveis, obtendo o valor de tensão utilizado para cada estágio. Como foram utilizados os estágios número 3 e 6, os valores encontrados foram 18,4 V e 22,1 V.

A Tabela 3 demonstra os parâmetros utilizados, bem como a nomenclatura da média a ser empregada para cada amostra e sua respectiva réplica:

Tabela 3 - Parâmetros de processo utilizados em cada amostra

Média	Amostra	Réplica	Pré-Aquecimento	Tensão [V]
M1	A1	A3	Sim - 150 °C	18,4
M2	A2	A4	Sim - 150 °C	22,1
M3	B1	B3	Não – Temp. Ambiente	18,4
M4	B2	B4	Não – Temp. Ambiente	22,1

Fonte: Autoria própria.

3.2.2 Soldagem das Amostras

Antes da realização da soldagem, a superfície de cada amostra foi preparada utilizando uma escova de aço, pressionando-a contra a superfície, de forma a remover impurezas presentes nas regiões a serem soldadas.

O revestimento foi depositado nas amostras utilizando o processo MAG. Para a soldagem das amostras foi utilizada uma máquina de solda marca SUMIG modelo Hawk 255, presente no laboratório de soldagem da UTFPR campus Guarapuava.

Utilizou-se um carretel de arame de solda de AWS ER NiCrMo-3 com diâmetro de 1,0 mm, com as seguintes especificações representadas pela Tabela 4.

Tabela 4 - Especificações da composição do arame de Inconel 625 (Arame AWS ER NiCrMo-3)

Elemento	%
C	0,06
Cr	21,00
Ni	61,00
Mn	0,30
Mo	9,00
Nb+Ta	3,50
Fe	<1,00
Cu	0,05
Al	0,14
Ti	0,20
Si	0,10
P	0,05

Fonte: Adaptado de MJV SOLDAS, 2018.

Para determinação da velocidade de alimentação do arame de solda, mediu-se o comprimento de arame utilizado, por meio de teste de liberação de material em um dado tempo cronometrado, assim, dividiu-se as distâncias obtidas pelo tempo respectivo cronometrado. Foram realizados três testes e então estabeleceu-se a média dos valores obtidos. Dessa forma a velocidade de alimentação média do arame utilizada foi de 5 m/min. O gás de proteção utilizado foi uma mistura gasosa de 25% CO₂ + Ar, a uma vazão de 10 L/min.

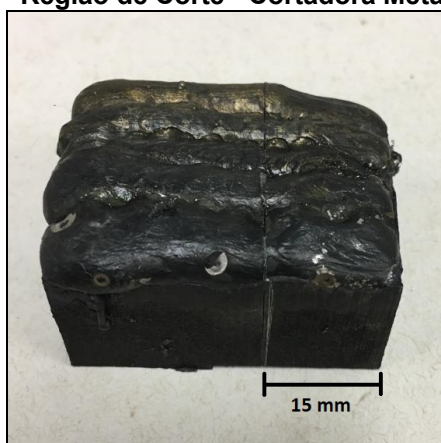
Primeiramente foi realizada a soldagem das amostras sem pré-aquecimento, juntamente com suas réplicas. Após, realizou-se a soldagem das amostras com pré-aquecimento, também seguidas por suas réplicas.

O aquecimento das amostras foi feito por meio de forno do tipo mufla com temperatura controlada, no laboratório de ensaios mecânicos da UTFPR – Campus Guarapuava. O forno foi pré-aquecido a uma temperatura de 150 °C, em seguida inseriu-se cada amostra até a homogeneização da temperatura. Decorrido o tempo necessário, realizou-se a etapa de soldagem dessas amostras. Para conferência da temperatura superficial da amostra, foi utilizada uma câmera termográfica para identificação da temperatura pontual da amostra. Os dados de corrente utilizados foram obtidos diretamente pela máquina de solda.

3.3 ETAPA 3 – PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA O ENSAIO DE MICRODUREZA

Determinou-se uma distância de 15 mm a partir da borda das amostras, levando em consideração a face onde iniciou-se a soldagem, então foi feito o corte transversal das mesmas por meio da Cortadora Metalográfica CM 60, conforme indicado na Figura 8.

Figura 8 - Região de Corte - Cortadora Metalográfica.



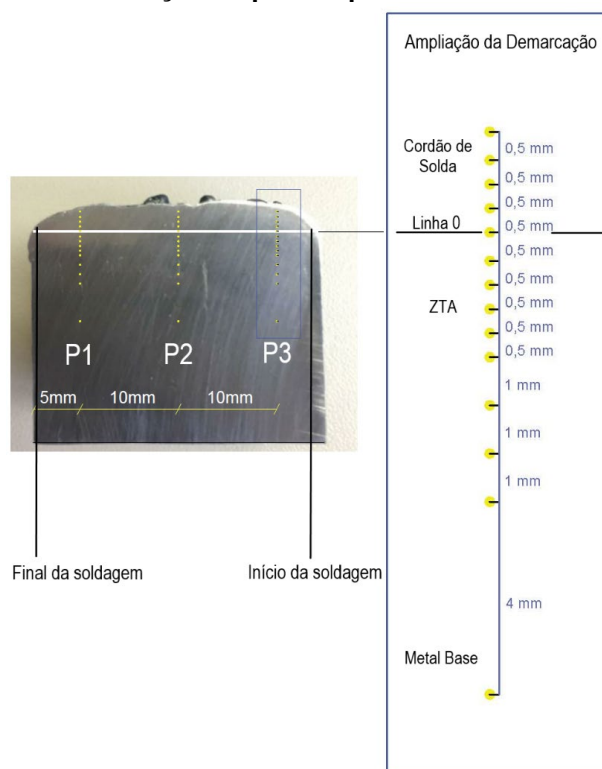
Fonte: Autoria Própria.

As oito amostras cortadas foram fresadas na face oposta ao corte, com o intuito de deixar plana a face de início da soldagem, a fim de estabilizar a base para a realização do ensaio de microdureza. Utilizou-se a fresadora Digikey FS-3001, presente no laboratório de usinagem da UTFPR campus Guarapuava, para realização desta etapa.

Cada superfície de amostra que passaria pelo ensaio de microdureza foi lixada, com as lixas d'água de 220, 320 e 400 mesh.

Para a definição da metodologia do ensaio, realizou-se medidas nas faces transversais das amostras já preparadas, demarcou-se uma linha horizontal na amostra, demonstrando a posição onde o metal base se encontrava antes do início da soldagem. Posteriormente, estabeleceu-se três linhas verticais, para referenciar o posicionamento da realização do ensaio de microdureza. Pode-se conferir a disposição das linhas citadas na Figura 9:

Figura 9 - Demarcação de pontos para ensaio de microdureza.



Fonte: Autoria Própria.

O objetivo da padronização da marcação é a comparação das regiões da amostra pelo perfil de dureza, identificando-se um mapa da microdureza superficial das amostras. O software utilizado para a construção dos gráficos dos perfis de dureza foi o Origin 2019.

3.4 ETAPA 4 – ENSAIO DE MICRODUREZA

A execução do ensaio de microdureza nas amostras foi realizado no Microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-G 20-ST, localizado no laboratório de preparação metalográfica da UTFPR campus Ponta Grossa.

Utilizando uma carga de 500 gf, realizou-se as medidas de microdureza Vickers nos pontos demarcados e especificados anteriormente, conforme explicitado na Figura 9.

3.5 ETAPA 5 – PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA A MACROGRAFIA

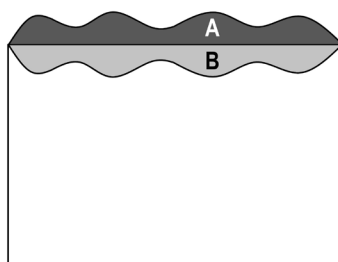
As superfícies das amostras foram lixadas sucessivamente por meio da Lixadeira Metalográfica Manual marca Teclago, modelo LM04, com lixas d'água 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Em seguida, foram polidas utilizando a Politriz Lixadeira metalográfica - PL02 E, com grãos abrasivos de alumina de 1 micron.

Posteriormente ao polimento, foi realizado o ataque da superfície das amostras, para observar a região de diluição da soldagem. Utilizou-se o reagente Nital 3% com tempo de ataque de 15 segundos.

3.6 ETAPA 6 – MACROGRAFIA

Nesta etapa foram obtidas fotografias das amostras atacadas, para então estipular a área da diluição. Foi utilizada a técnica de medição por área, a qual foi medida por meio de observação em escala e medido em Software CAD.

Figura 10 - Diluição medida na seção transversal do revestimento depositado sobre barra.



Fonte: Autoria Própria.

A diluição foi calculada conforme a equação 1:

$$\delta = \left(\frac{B}{A + B} \right) \times 100 \quad (1)$$

Onde A é a área de massa fundida do metal de adição, B é a área da massa do metal de adição diluída no metal base, encontrada abaixo da linha zero (posição da superfície de depósito de solda, identificada antes da soldagem) e δ é o coeficiente de diluição.

3.7 CÁLCULO DA MASSA DEPOSITADA

Para obtenção da quantidade de massa de arame Inconel 625 depositada em cada amostra, utilizou-se os parâmetros: tempo de soldagem, dimensões, densidade de 8,4 g/cm³ e velocidade de alimentação do arame de solda. Com isso, foi possível estabelecer o volume de arame depositado em cada processo de soldagem o qual multiplicado pela densidade, resultou no revestimento total soldado sobre cada amostra. A equação 2 especifica o cálculo realizado.

$$m = (V_s \cdot t) \cdot (\pi \cdot r^2) \cdot d \quad (2)$$

m – massa [g]

V_s – velocidade de alimentação do arame de solda [m/s]

t – tempo de soldagem da amostra [s]

r – raio do arame de solda [m]

d – densidade [g/m³]

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE DE MASSA DEPOSITADA, TEMPO DE SOLDAGEM E NÚMERO DE CORDÕES DE SOLDA.

Os valores específicos encontrados para cada amostra encontram-se na Tabela 13, no Apêndice B. Os resultados das médias dos parâmetros de processo encontrados para cada amostra podem ser conferidos na Tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros de processo das amostras

Amostra	Pré-Aq.	Voltagem [V]	Nº de Cordões	Massa Depositada [g]	Tempo [s]	Amperagem Média [A]
M1	Sim(150 °C)	18,4	5	37,70 ± 1,13	67,63 ± 2,07	124,94 ± 0,50
M2	Sim(150 °C)	22,1	4	28,11 ± 0,11	50,40 ± 0,20	125,79 ± 1,21
M3	Não	18,4	5	43,39 ± 1,82	77,81 ± 3,27	117,76 ± 0,37
M4	Não	22,1	4	31,21 ± 0,32	55,97 ± 0,58	128,12 ± 3,08

Fonte: Autoria própria.

Observa-se por meio da Tabela 5, a relação entre o aumento do tempo de soldagem cronometrado e o aumento da massa depositada, o que é algo esperado, dado que a velocidade de alimentação do arame foi a mesma para todas as amostras.

Outra comparação que pode ser estabelecida é a relação do aumento da massa depositada para as amostras com 5 cordões de solda, comparado às amostras com 4 cordões.

Conforme relatado por Wainer, Brandi e Mello (1992), a potência de soldagem (V.I) é responsável pela largura do cordão, para uma tensão constante, aumentando-se a corrente (aproximando o eletrodo ao metal base), aumenta-se a largura do cordão de solda.

Dessa forma, mantendo-se a altura da tocha e aumentando-se a tensão de soldagem, isso implica diretamente no aumento da largura do cordão de solda. O que explica a necessidade de um número maior de cordões utilizados nas amostras com tensão de 18,4 V, para preencher a superfície por completo, diferentemente das amostras nas quais empregou-se tensão de 22,1 V, em que foi necessário apenas 4 cordões para o recobrimento completo da superfície das amostras.

Em relação ao pré-aquecimento de 150 °C utilizado em M1 e M2, pode-se constatar que levaram menor tempo para serem soldadas em comparação às amostras sem pré-aquecimento. Isso pode ter sido ocasionado pela maior velocidade de soldagem, sendo que leva-se menor tempo para que ocorra a coalescência do metal de adição e o metal base, pelo fato do material base estar aquecido e atingir a temperatura de fusão mais rapidamente.

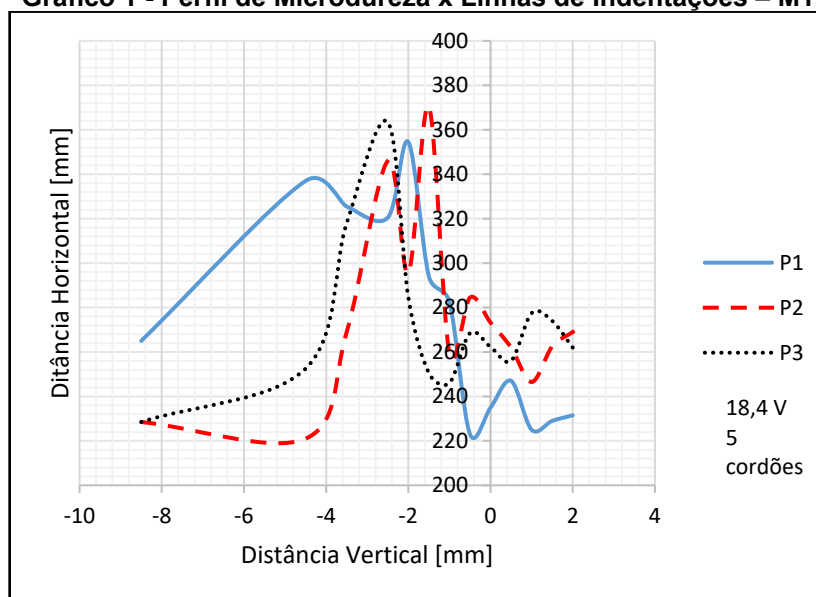
4.2 PERFIL DE MICRODUREZA

Para metais, a dureza é diretamente proporcional à tensão de escoamento uniaxial na deformação imposta pela indentação. Estudos teóricos e empíricos demonstram relações quantitativas entre a dureza e outras propriedades mecânicas de materiais, tais como resistência à tração, resistência à deformação, resistência à fadiga e fluência. A dureza de um revestimento resulta de sua composição química e também da sua microestrutura, contudo ambas são impactadas pelo processo de soldagem, uma vez que as regiões unidas (metal de adição e metal base) são fundidas, para que ocorra a coalescência dos materiais. Assim, o perfil de dureza é uma importante ferramenta para a caracterização da deposição de revestimentos (BLAU; P. J., 1992).

Os valores dos resultados encontrados para cada amostra podem ser conferidos nas Tabelas 9, 10, 11 e 12, no Apêndice A.

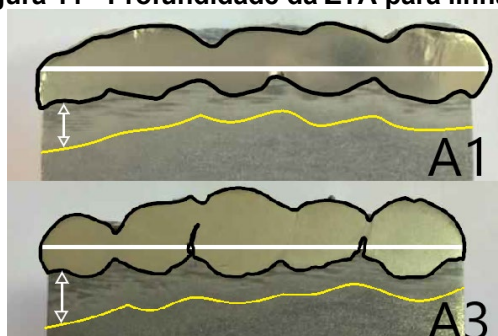
4.2.1 Análise Individual dos Perfis de Microdureza

Os Gráficos de 1 a 4 apresentam os valores referentes às curvas das médias das amostras, de acordo com as tabelas do apêndice A.

Gráfico 1 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M1.

Fonte: Autoria Própria.

Nota-se para a média M1, Gráfico 1, que há uma disformidade entre as linhas, principalmente em relação à linha P1 comparando às outras duas linhas. Os maiores valores de dureza encontrados em P1, em comparação à P2 e P3 pode estar relacionada à maior profundidade da ZTA nessa região (entre -4 e -8 mm). Como pode ser notado conforme indicação das setas na Figura 11 abaixo:

Figura 11 - Profundidade da ZTA para linha P1

Fonte: Autoria Própria.

É possível perceber uma variação na região do cordão de solda, se comparando P1 ao restante das curvas, à direita da linha zero, apresentando menores valores de dureza. Contudo, como no restante das regiões desse gráfico, há uma aproximação maior nas linhas P2 e P3 para o cordão de solda.

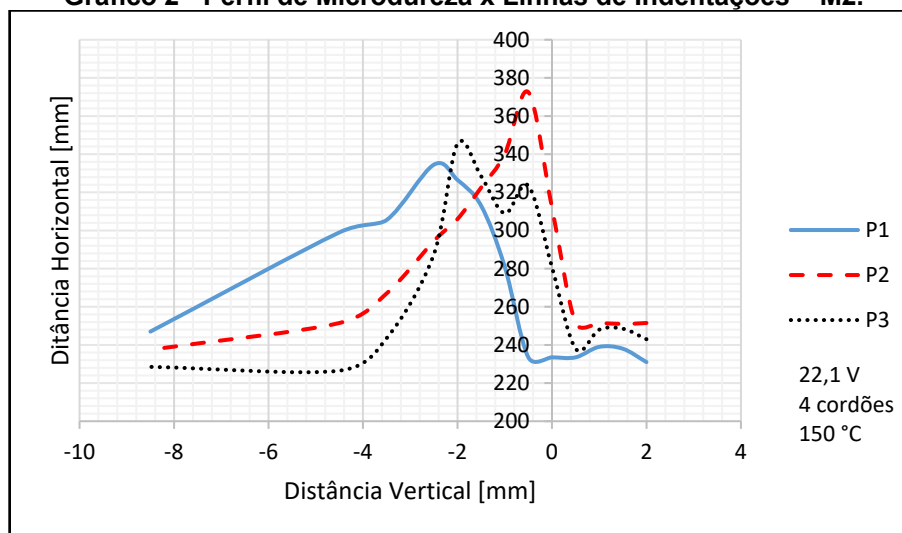
Um padrão observável para as três linhas é o aumento exponencial da dureza na região próxima ao ponto zero, na ZTA. Cavalcante et al. (2016) encontraram

resultados similares, na microdureza, revestindo de Inconel 625 um aço estrutural ASTM A387 por meio de soldagem MAG. Os autores relataram a mesma tendência desse aumento abrupto logo após a linha zero, saltando de valores próximos de 220 HV no cordão de solda (Inconel 625), para valores de aproximadamente 330 HV para regiões próximas à interface do metal base e do revestimento. O que também pode ser observado para M1 do presente trabalho, onde passou de uma média de 253,5 HV na região do cordão de solda, para 320 HV próximo à região da interface.

Outros autores, como Korrapati et al. (2014), relatam também essa tendência de aumento nos valores de microdureza próximos à interface do revestimento, na ZTA. Os autores citam que a provável causa desse fato é devido a formação de precipitados de Nb e Ti, que foi evidenciado em seu trabalho, utilizando o processo de soldagem PCGTA (Pulsed Current – Gas Tungsten Arc Welding).

É possível observar também que as regiões de pico estão concentradas entre -1,5 e -2,5 mm.

Gráfico 2 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M2.

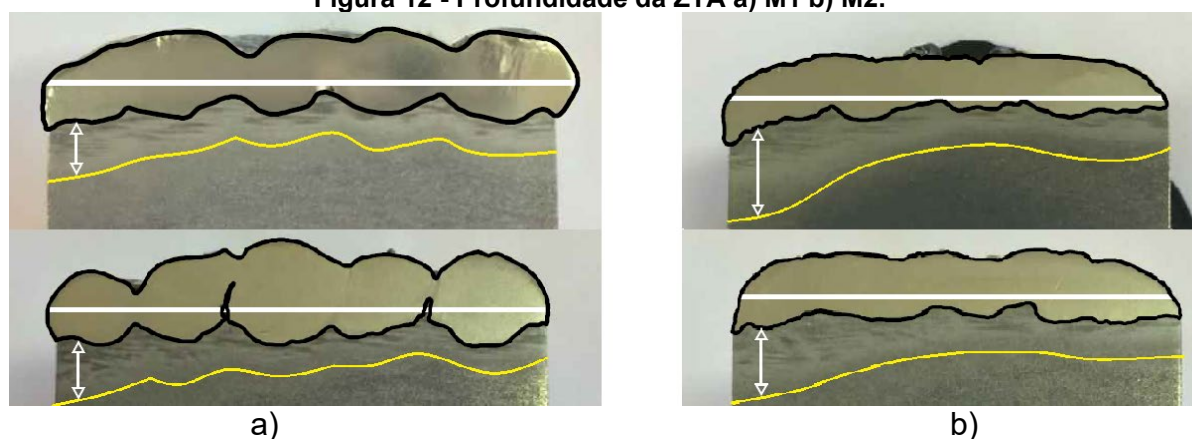


Fonte: Autoria Própria.

Para a média M2, é possível observar no Gráfico 2, a mesma tendência de aproximação entre as linhas P2 e P3 encontrada no Gráfico 1, apresentando maior disformidade na linha P1. O que pode ser ocasionado, assim como no Gráfico 1, pelo resfriamento mais rápido, sendo que a linha P1 foi a última a ser soldada, ficando menos tempo exposto à temperatura fornecida pela soldagem, fazendo com que a dureza se mantenha alta em uma faixa maior, de -2,5 a -8 mm.

Em M2, os picos de microdureza encontram-se entre -0,5 mm e -2,5 mm, contudo, se comparado o Gráfico 2 ao Gráfico 1, houve menor diminuição da microdureza ao longo das linhas verticais da amostra M2 após esses pontos de picos, distanciando-se da interface do revestimento e metal base. Isso pode ter ocorrido devido a uma maior energia de soldagem ocasionado pelo aumento da tensão de soldagem, fazendo com que a ZTA fosse estendida, mostrando menor taxa de redução da dureza. Conforme pode ser conferido na Figura 12:

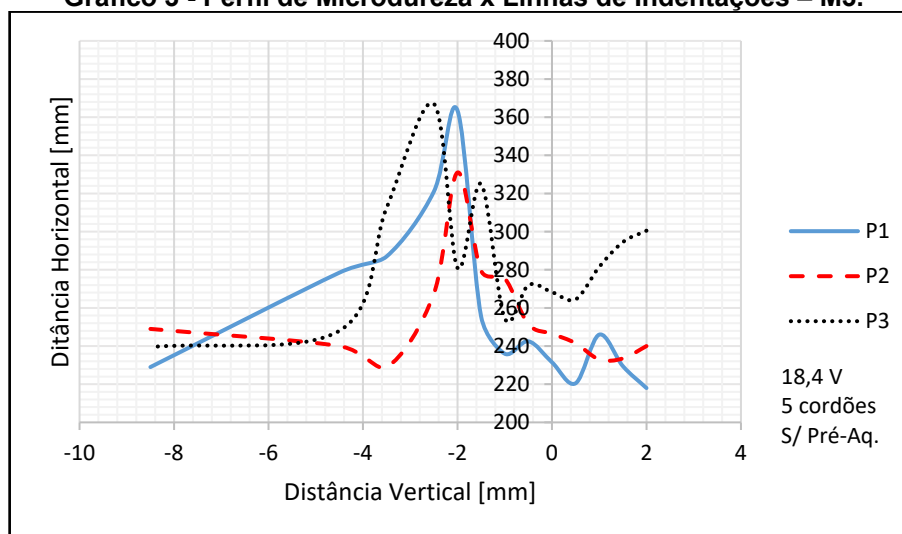
Figura 12 - Profundidade da ZTA a) M1 b) M2.



Fonte: Autoria Própria.

A região de início de soldagem mostra uma dureza alta concentrada, o que se mantém na região central (linha P2), enquanto no final da soldagem (linha P1) apresenta valores menores de dureza, contudo estão distribuídos numa faixa maior de distância. Isso pode ter sido ocasionada pelo ciclo térmico aplicado às regiões de início de soldagem, o que não ocorreu na linha P1, devido ao fato de que o início da soldagem foi em P3, essa região sofreu maior número de ciclos térmicos, o que pode ter proporcionado maior refino de grão.

De acordo com o que foi relatado por Cavalcante et al. (2016) em seu trabalho, a microestrutura apresentou-se mais refinada nas regiões que foram submetidas a maior número de ciclos térmicos.

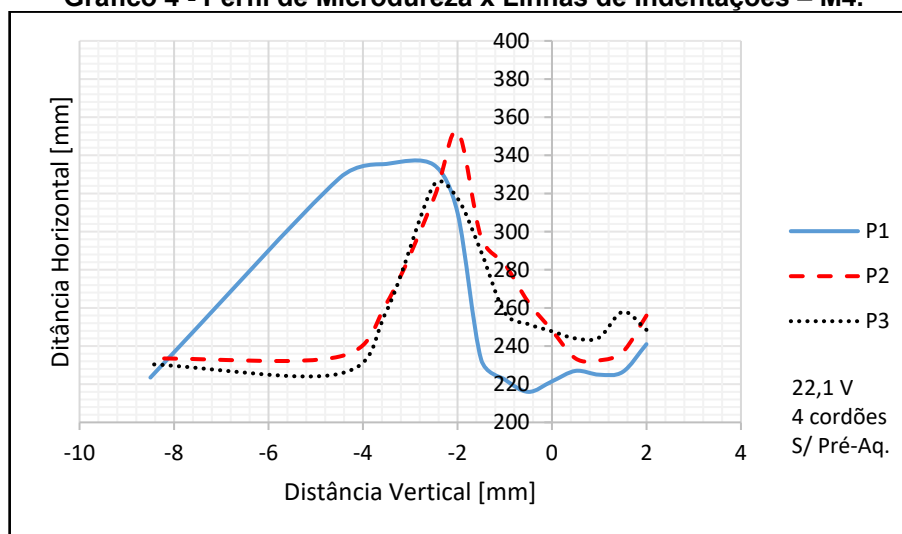
Gráfico 3 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M3.

Fonte: Autoria Própria.

Para M3, como apresentado no Gráfico 3, as linhas de microdureza não mostraram-se tão próximas, se comparadas às linhas dos Gráficos 1 e 2. A linha P1 apresentou uma curva com decaimento mais suave a partir de seu pico, distanciando-se da interface de solda, estando de acordo com os resultados encontrados em M1 e M2.

Foi possível identificar uma alteração no padrão dos gráficos, uma vez que encontrou-se uma região de alta dureza (acima de 350 HV), na linha P1, do final da soldagem. O que pode ter sido causado por algum carboneto no local de indentação desse ponto. Percebe-se também que diferentemente de M1 e M2, a linha P2 apresentou o menor pico de dureza para M3.

Outra considera o a ser avaliada para o Gráfico 3 é o aumento dos valores de microdureza encontrados em P3, na região do cordão de solda, distinguindo dos valores encontrados na mesma região para P2 e P1.

Gráfico 4 - Perfil de Microdureza x Linhas de Indentações – M4.

Fonte: Autoria Própria.

Assim como nos Gráficos 1, 2 e 3, para M4 representada pelo Gráfico 4, identifica-se o mesmo padrão de aproximação das linhas P2 e P3. Observa-se também para P1, que entre -3 e -8 mm, a curva reduz os valores suavemente, apresentando valores acima de 280 HV entre -3 e -6 mm.

É possível observar que na região da interface do revestimento e do metal base houve um aumento significativo nos valores de microdureza, mais especificamente entre -1 e -2 mm, para as três linhas. O que pode ter ocorrido pela presença de uma zona parcialmente diluída. Segundo Da Mota et al. (2016), as ZPM (Zona Parcialmente Misturada) são macrossegregações inerentes à solda de materiais dissimilares e são propícias à fragilização pela formação de carbonetos e estrutura martensítica.

Na região do cordão de solda, à direita de 0 mm, verifica-se proximidade entre as três linhas, de um máximo de 258 HV em P3, para um mínimo de 222 HV em P1. O que está em próximo ao relatado por Ramkumar et al. (2014) em seu trabalho, onde obteve valor máximo de 249,5 HV para o Inconel 625.

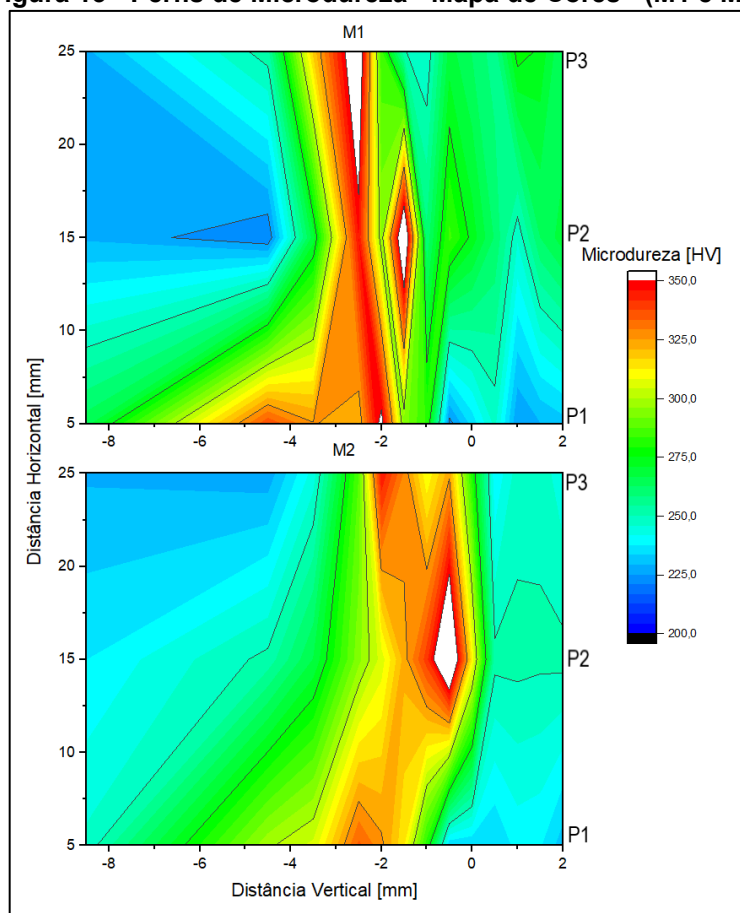
Para M4, notou-se maior extensão de dureza elevada na linha P1, no final da soldagem, se comparado às linhas P2 e P3. Como foi comentado anteriormente para as outras médias, pelo fato de P1 encontrar-se no final da soldagem, isso pode ter sido causado pelo resfriamento mais rápido dessa região, sendo que foi exposta por menor tempo ao calor de soldagem, obtendo um resfriamento mais rápido.

4.2.2 Comparações Entre os Perfis de Microdureza

As figuras criadas para essa etapa de análise foram do tipo mapa por preenchimento de cor.

A seguir serão apresentados as Figuras 13, 14, 15 e 16. Para a criação das figuras citadas, os mapas individuais foram dispostos de forma adjacente, com o intuito de facilitar a comparação dos perfis apresentados.

Figura 13 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M1 e M2).



Fonte: Autoria Própria.

Nesses perfis apresentados na Figura 13, utilizou-se pré-aquecimento de 150 °C, variando-se a tensão de soldagem, sendo 18,4 V para M1 e 22,1 V para M2.

Verifica-se semelhança nos valores de picos de dureza, sendo que tanto para M1 quanto para M2 a região onde encontraram-se os maiores valores de microdureza foram nas linhas P2, posicionados próximos à linha de -1 mm, no eixo da distância vertical. Conforme relatado por Dos Santos et al. (2015), energias de soldagem mais baixas resultam em taxas de resfriamento mais elevadas e, conseqüentemente, uma

microdureza mais elevada na ZTA. Dessa forma, pode-se sugerir que pelo fato de ter sido utilizado menor tensão em M1 e com isso proporcionando menor energia de soldagem, os maiores valores de dureza dessa faixa especificada em M1 podem ter sido ocasionados pela taxa de resfriamento mais elevada.

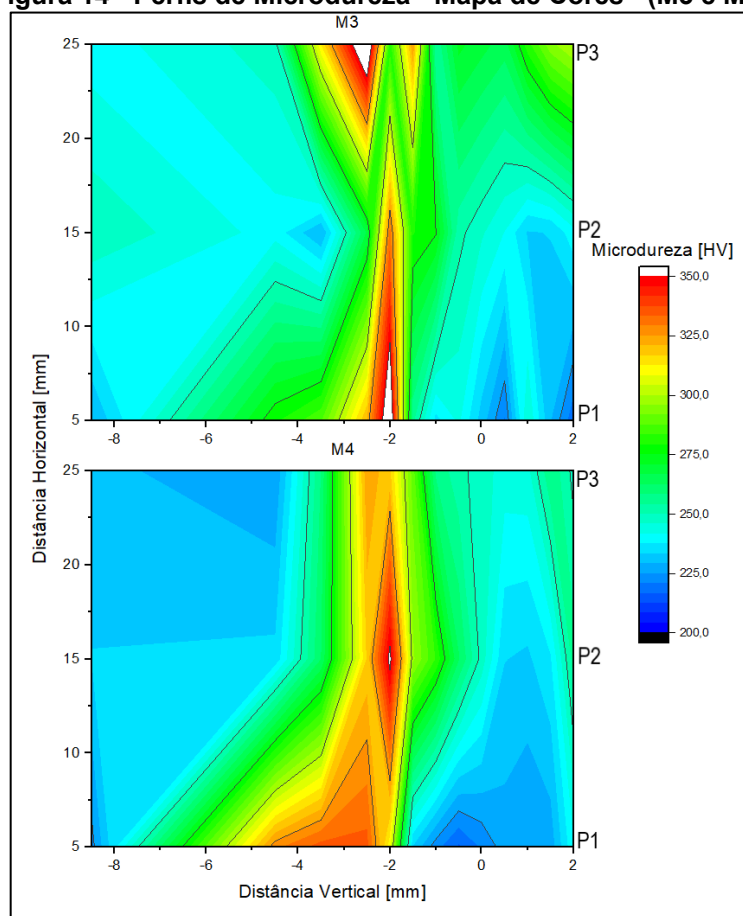
Korrapati et al. (2014) cita que os maiores valores de dureza encontrados próximos a região da ZTA são provavelmente causadas pela formação de precipitação de carbonetos.

Além disso, há semelhança também na tendência de extensão da região de microdureza acima de 260 HV na região da linha P1, no final da soldagem. O que, como comentado nas análises individuais dos gráficos, pode ter ocorrido pelo maior aquecimento proporcionado pela soldagem nas linhas P2 e P3, fazendo com que possa ter ocorrido possível revenimento nessas regiões.

Conforme relatado por Oliveira e Miranda (2010) em seu trabalho, visando avaliar o efeito da utilização da técnica da dupla camada, quando aplicada na soldagem do aço estrutural ASTM A516 G70, o refinamento microestrutural obtido na zona afetada pelo calor das amostras soldadas utilizando a técnica da dupla camada foi seguido por um revenimento da microestrutura. Sugerindo que isso foi obtido devido a um maior número de passes realizados na técnica de dupla camada. Apesar de não ser o mesmo aço utilizado no presente trabalho, pode-se sugerir que o mesmo possa ter ocorrido nas amostras apresentadas.

Os valores de microdureza acima de 350 HV podem ser explicados por possíveis zonas parcialmente diluídas (ZPD). Conforme relatado por Sandes (2016), a ZPD é frequentemente associada com uma camada de martensita, que se forma durante o resfriamento da soldagem.

Comparando a região do cordão de solda das amostras, nota-se que os valores de dureza estão de acordo com o relatado na literatura, que apresentam média de 222 HV e máximos de 250 HV para o Inconel 625 (DuPONT et al., 2009; PFINGSTAG et al., 2010). Contudo, observa-se que maiores valores de microdureza estão localizados no início da soldagem, principalmente na amostra M1.

Figura 14 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M3 e M4).

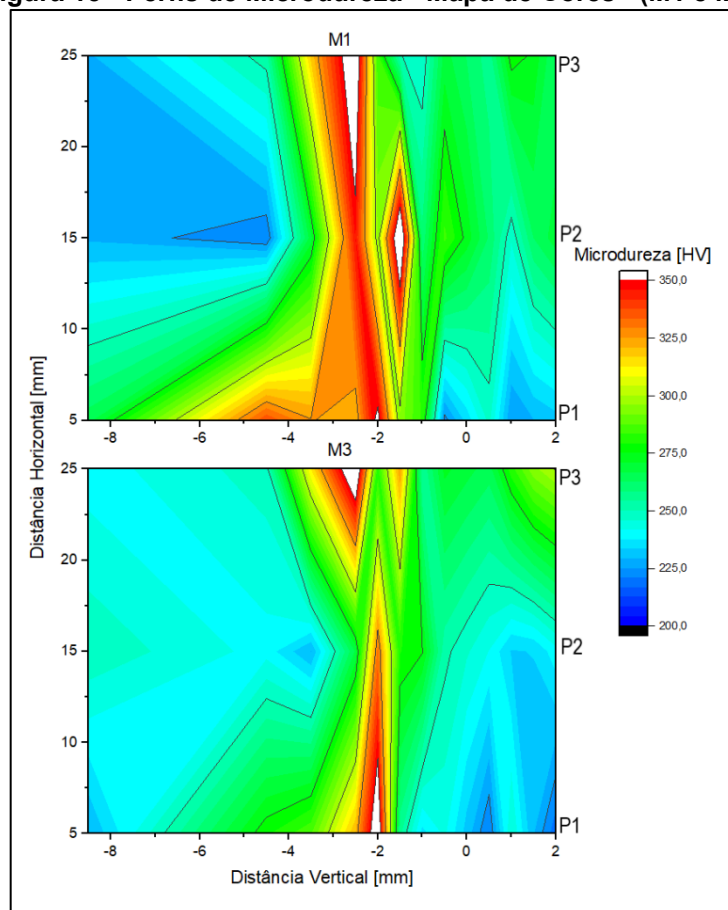
Fonte: Autoria Própria.

Para os perfis exibidos na Figura 14, não foi utilizado pré-aquecimento, empregou-se tensão de soldagem de 18,4 V para M3 e 22,1 V para M4. Comparando as Figuras 17 e 18, nota-se uma semelhança grande na distribuição dos picos de microdureza, para M1 e M3 os picos foram nas linhas P3 e P2, já em M2 e M4, os picos estão na região de P2.

Contudo, há uma extensão maior na faixa de dureza acima de 250 HV nas amostras onde utilizou-se o pré-aquecimento. Batista et al. (2016) relata em seu trabalho, onde os autores avaliaram a caracterização da interface de depósitos de solda de Inconel 625 sobre AISI 4130 soldados pelo processo MIG, uma relação direta do aumento do pré-aquecimento com o acréscimo de dureza na ZTA. Os autores ainda atribuíram esse fenômeno à maior precipitação de carbonetos proporcionado pelo pré-aquecimento. Além disso, avaliaram que altas temperaturas de pré-aquecimento, bem como menores velocidades de soldagem resultam em regiões mais extensas da ZTA, devido ao decréscimo na taxa de solidificação.

A maior extensão dessa região da ZTA em M4, pode ter sido ocasionada pela maior energia de soldagem proporcionada pelo fato de ter sido utilizado maior tensão, se comparado à M3.

Figura 15 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M1 e M3).



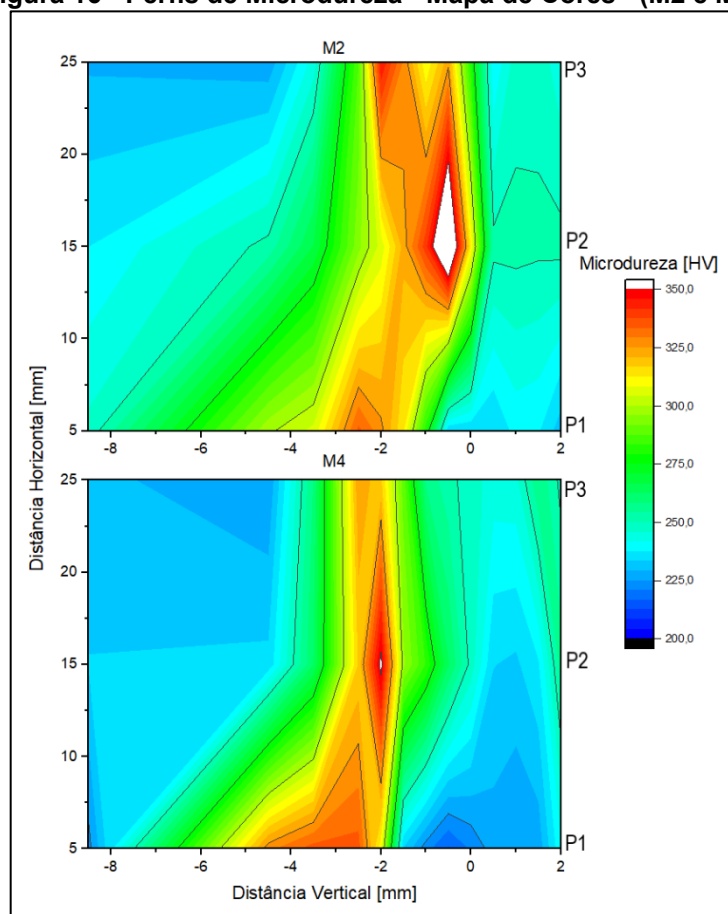
Fonte: Autoria Própria.

O intuito da Figura 15 é avaliar o efeito do pré-aquecimento, utilizando a mesma tensão para as amostras (18,4 V). Nota-se uma semelhança na distribuição dos pontos de dureza, porém em M1 onde ocorreu o pré-aquecimento de 150 °C, é possível observar uma região mais estendida de dureza acima de 250 HV, como explicado anteriormente.

Verifica-se também que na linha P1, há um alongamento maior na faixa de microdureza, distanciando-se da linha zero. Na região do cordão de solda, essa extensão maior na dureza também pode ser verificada, com sentido de P3 para P1.

A partir da observação da região do metal base no gráfico acima, mais especificamente de -4 a -8 mm, nota-se que os valores de dureza para M1 foram menores do que para M3.

Figura 16 - Perfis de Microdureza - Mapa de Cores - (M2 e M4).



Fonte: Autoria Própria.

Para as médias M2 e M4, pode-se observar uma variação no deslocamento da região da ZTA para a esquerda em M4. Verifica-se, além da região mais prolongada de dureza acima de 300 HV em M2, que o pico de dureza em P2 também foi maior. Esse fato pode ter sido proporcionado pelo pré-aquecimento, como relatado anteriormente, na análise do Figura 14.

4.3 CARACTERIZAÇÃO DA DILUIÇÃO

Nesse tópico serão apresentados os resultados referentes a caracterização da diluição, bem como as análises e discussões sobre os resultados obtidos, levando-se em consideração esse critério. As amostras serão apresentadas individualmente, para cada variação de parâmetros de soldagem e as imagens da amostra juntamente com sua réplica dispostas adjacente.

A Tabela 6 indica os resultados encontrados para a diluição das amostras.

Tabela 6 – Diluição das amostras e suas réplicas.

Média	Média e Desvio Padrão da Diluição	Amostra Réplica	Diluição
M1	38% ± 4%	A1	41%
		A3	35%
M2	33% ± 4%	A2	30%
		A4	36%
M3	28% ± 10%	B1	21%
		B3	35%
M4	32% ± 1%	B2	32%
		B4	33%

Fonte: Autoria própria.

Nota-se nos resultados demonstrados pela Tabela 6, que a média de diluição obtida nas amostras sem pré-aquecimento (M3 e M4) foram menores, essa diferença foi ainda mais significativa para as amostras onde foi utilizado a tensão de 18,4 V (M1 e M3), se comparado às amostras onde foi utilizado tensão de 22,1 V (M2 e M4).

Oliveira (2014) cita em seu trabalho, em que soldou-se revestimento de Inconel 625 em substrato de aço 4140, por duas técnicas diferentes, uma com TIG-Cold Wire e a outra com TIG - Hot Wire, que tiveram menores valores de diluição do que os soldados pela técnica TIG – Cold Wire, pelo fato do arame estar quente na técnica TIG – Hot Wire, assim o arame necessita retirar menor calor do arco para a fusão, se comparado à técnica TIG – Cold Wire, fazendo com que a velocidade de soldagem aumente e reduza a energia de soldagem. Assim, pode-se sugerir que o pré-aquecimento utilizado no metal base tenha função similar à citada pelo autor, necessitando de menor energia do arco para que o metal funda, aumentando a velocidade de soldagem e reduzindo a diluição.

Contudo, para M1 e M2 isso não ocorreu, uma vez que as diluições médias foram maiores do que M3 e M4, nas quais não houve pré-aquecimento.

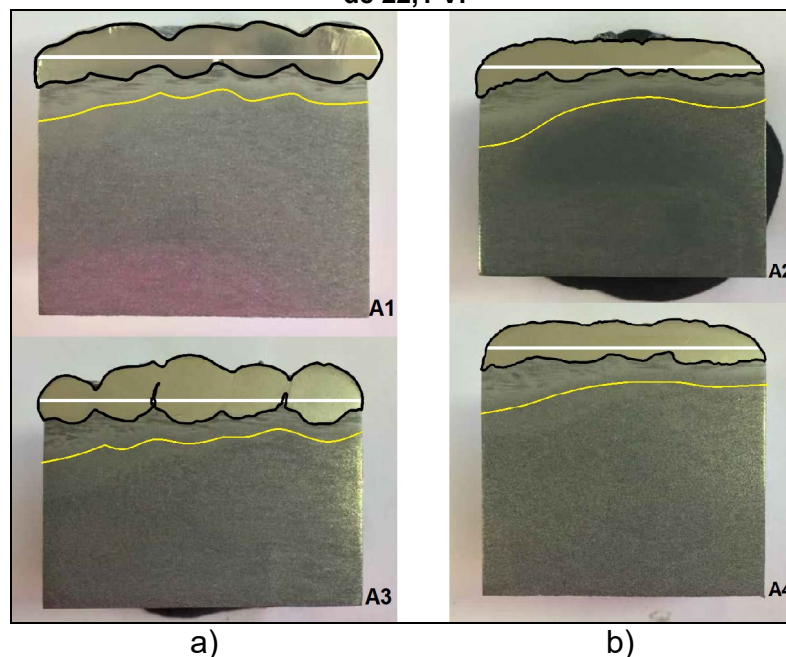
Dentre as amostras produzidas, a que obteve menor diluição foi a amostra B1, onde utilizou-se tensão de 18,4 V e sem pré-aquecimento. Já a média na qual obteve-se a maior diluição foi na amostra A1, onde utilizou-se tensão de 18,4 V e pré-aquecimento de 150 °C.

4.3.1 Efeito da Tensão na Diluição

As Figuras 17 e 18 tem o intuito de mostrar a comparação da variação da tensão de soldagem.

A Figura 17 abaixo mostra a comparação de A1 e A3 com A2 e A4, sendo que em ambas utilizou-se pré-aquecimento de 150 °C, para A1 e A3 empregou-se a tensão de 18,4 V e para A2 e A4 tensão de 22,1 V.

Figura 17 - Diluição - Variação da Tensão a) A1 e A3 – Tensão de 18,4 V b) A2 e A4 – Tensão de 22,1 V.



Fonte: Autoria Própria.

Nota-se comparando as imagens, que houve uma diluição mais uniforme em A2 e A4. Os cordões de solda em A1 e A3, assim como a ZTA, indicada na Figura 17 pelas linhas amarelas, apresentam-se mais marcados do que em A2 e A4, que pode ter sido causa do maior aporte térmico utilizado em A2 e A4. Verifica-se também, a semelhança do perfil do revestimento e da ZTA comparando-se as amostras a suas respectivas réplicas, mostrando que conseguiu-se boa repetibilidade para as amostras.

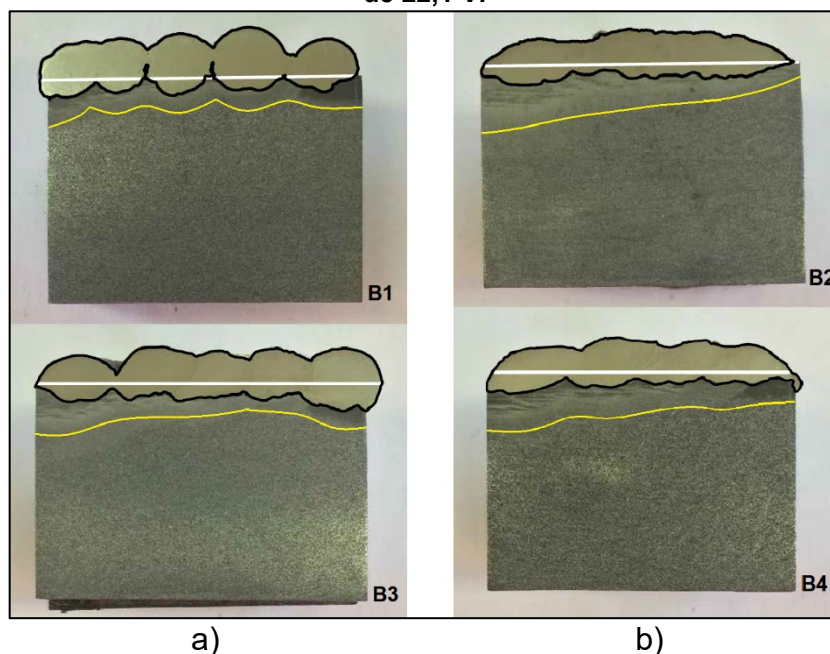
Pela análise das figuras, há uma variação na extensão da ZTA de A1 e A3 para A2 e A4, sendo que nessas últimas apresentaram-se mais profundas. A pouca variação pode ser causa do maior número de cordões realizados em M1 (5 cordões), fazendo com que, apesar de possui menor energia de soldagem comparando-se a M2, ficou mais tempo exposto à soldagem, obtendo maior número de ciclos térmicos.

A pouca variação da ZTA notada na Figura 17, pode ter sido causada pela diminuição da velocidade de resfriamento, devido ao pré-aquecimento utilizado nos processos apresentados. Conforme relatam Marques et al. (2012), assim como a energia de soldagem, o pré-aquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas), como também nos gradientes térmicos. Com isso, pode-se sugerir que pelo fato da velocidade de resfriamento ter sido reduzida pelo pré-aquecimento, isso pode ter amenizado o efeito do aporte térmico proporcionado pelo aumento da tensão de A1 e A3 para A2 e A4.

Ainda para a Figura 17 nota-se que a amostra A1, apesar de ter sido empregada tensão de soldagem de 18,4 V, apresentou diluição de 41%. Isso pode ter ocorrido pelo maior tempo de soldagem obtido nessa amostra (69,10 s), aumentando a energia de soldagem e assim podendo ter aumentado a diluição.

A Figura 18 abaixo mostra a comparação de B1 e B3 e B2 e B4, sendo que em nenhuma das duas amostras foi utilizado pré-aquecimento, em A1 e A3 empregou-se a tensão de 18,4 V e em A2 e A4 tensão de 22,1 V.

Figura 18 - Diluição - Variação da Tensão a) B1 e B3 – Tensão de 18,4 V b) B2 e B4 – Tensão de 22,1 V.



Fonte: Autoria Própria.

Para B2 e B4 verifica-se uma faixa de ZTA mais larga do que em B1 e B3, o que pode ter sido causada pela maior energia de soldagem utilizada em B2 e B4.

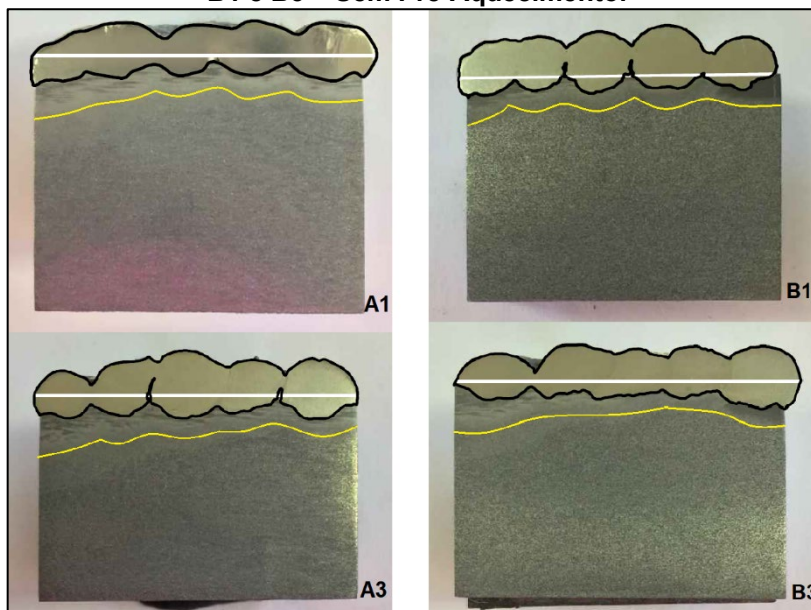
Nota-se também, maior uniformidade no revestimento em B2 e B4 do que em B1 e B3, o que pode ter sido consequência da temperatura mais elevada utilizada, também proporcionada pela energia de soldagem maior em B2 e B4 do que em B1 e B3. Conforme relatado por Wainer, Brandi e Mello (1992), com o aumento da potência de soldagem, aumenta-se a largura do cordão de solda, o que pode ter influenciado no perfil menos marcado dos cordões de solda para B2 e B4, sendo que foi utilizado tensão de 22,1 V.

Para a comparação explicitada na Figura 18, analisando-se a Tabela 6, nota-se que houve pouca variação na diluição média para as amostras, contudo, se considerarmos o desvio padrão encontrado, verifica-se que houve uma variação grande para M3. Sendo que o relatado pela literatura seria mais próximo ao encontrado para B1 (21%) do que para B3 (35%). Dos Santos et al. (2015) observa que os melhores valores de diluição foram obtidos com o aumento da velocidade de soldagem (30 cm/min) e diminuição da tensão (26 V) obtendo um valor de diluição de 12,77%.

4.3.2 Efeito da Utilização do Pré-Aquecimento na Diluição

A Figura 19 retrata a comparação de M1 e M3. Tanto em M1 quanto em M3 aplicou-se tensão de 18,4 V, porém em M1 empregou-se pré-aquecimento de 150 °C, enquanto em M3 não.

Figura 19 – Diluição - Utilização do Pré-Aquecimento a) A1 e A3 – Pré-Aquecimento (150 °C) b) B1 e B3 – Sem Pré-Aquecimento.



Fonte: Autoria Própria.

Analisando-se a Figura 19, não é possível notar variações visuais significativas, tanto nos perfis dos revestimentos, quanto nos perfis das ZTA.

Contudo, há uma diferença de 10% entre as diluições médias (ver Tabela 6). O que pode ter sido influenciada pela utilização de pré-aquecimento em A1 e A3 a qual obteve média de 38% de diluição. Kejelin et al. (2008) relatam em seu trabalho, onde depositaram Inconel 625 com eletrodos revestido (Er NiCrMo-3) sobre tubos de aço API 5L X-60, que ao utilizar-se baixa energia de soldagem, tem-se baixa diluição. Com isso há limitação na segregação de elementos de liga. Porém, o emprego de baixa energia de soldagem também aumenta os níveis de dureza da ZTA, devido ao aumento da taxa de resfriamento. O que pode comprometer a estrutura da peça revestida.

Da Mota et al. (2016), encontraram em seus resultados, que o aumento da energia de soldagem, nos diversos níveis de velocidade de arame, aumentou a diluição e a taxa de deposição por unidade de comprimento de solda. O que se assemelha à análise feita na Figura 19.

Assim, pode-se sugerir por meio da Tabela 6 e Figura 19, que o aumento da diluição para A1 e A3 em relação a B1 e B3 pode estar relacionado com o pré-aquecimento utilizado, aumentando-se a energia de soldagem empregada no local e proporcionando o aumento da diluição. O que, como relatado, é indesejável para a finalidade do revestimento empregado.

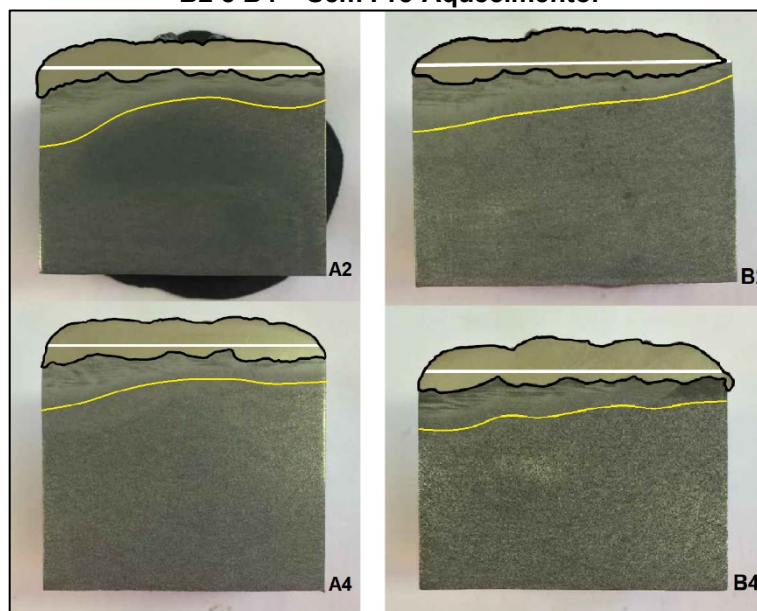
De acordo com Silva et al. (2012), muitos trabalhos têm reportado que em metais de adição de solda, onde é utilizado ligas a base de Ni, como é o caso, a resistência a corrosão pode ser afetada por meio da segregação de elementos como o Cr e o Mo durante a solidificação.

Além disso, outro fator que pode ser responsável por perda em resistência a corrosão, pode ser a interação do elemento Fe, contido em maior porcentagem no metal base, com os elementos de liga presentes no revestimento (GITTO, M.; GOOCH, T. G., 1996).

Nota-se também, em A3 e B1, que não houve penetração suficiente, sendo que houveram regiões sem metal de adição encontrados acima da linha 0. Isso pode ter sido causado por empregar-se menor tensão para essas amostras (18,4 V), fazendo com que a energia de soldagem fosse menor, e conseqüentemente proporcionando muito pouca diluição nessas regiões.

A Figura 20 retrata a comparação de A2 e A4 com B2 e B4. Para as 4 amostras aplicou-se tensão de 22,1 V, porém em A2 e A4 empregou-se pré-aquecimento de 150 °C, enquanto em B2 e B4 não.

Figura 20 - Diluição – Utilização do Pré-Aquecimento a) A2 e A4 – Pré-Aquecimento (150 °C) b) B2 e B4 – Sem Pré-Aquecimento.



Fonte: Autoria Própria.

Verifica-se pouca variação na diluição para as médias apresentadas, 33% (média de A2 e A4) e 32% (média de B2 e B4). A uniformidade da deposição é semelhante também, para todas as amostras dessa análise, tanto quanto para os

perfis das ZTA. O que indica que o pré-aquecimento para essa tensão utilizada não teve influência significativa na diluição.

Contudo, conforme relatado na análise da Figura 16, identificou-se variações significativas nos perfis de microdureza entre M2 e M4.

5 CONCLUSÃO

Com base nas análises feitas dos resultados obtidos, pôde-se estabelecer algumas correlações entre os parâmetros de soldagem variados e seus efeitos, tanto nos perfis de microdureza quanto na diluição. Desta forma, conclui-se que:

- Para as amostras onde utilizou-se tensão de soldagem de 18,4 V, os perfis de microdureza apresentaram-se, em geral, com valores mais altos em comparação às amostras onde foi utilizado tensão de 22,1 V. Porém, os perfis nos quais utilizou-se menor tensão, apresentaram-se concentrados numa faixa mais estreita do que nos perfis nos quais empregou-se maior tensão. Possivelmente devido à energia de soldagem mais baixa empregada, proporcionando taxas de resfriamento maiores, possibilitando formação de carbonetos muito duros na região da ZTA, mais especificamente próximos aos picos de temperatura, adjacentes à linha de fusão;
- Apesar dos valores de microdureza elevados encontrados nas amostras nas quais empregou-se tensão de 18,4 V, há a possibilidade de menor segregação de constituintes do metal base e revestimento, o que possivelmente assegura as características de alta resistência a corrosão do revestimento empregado;
- Os resultados das amostras nas quais utilizou-se a tensão de 22,1 V, obtiveram, em geral, menor número de valores de microdureza acima de 325 HV, possivelmente ocasionado pela maior energia de soldagem empregada, diminuindo a taxa de resfriamento. Além disso, é possível ter ocorrido algum revenimento em regiões dessas amostras, as quais apresentaram valores menores de microdureza. Principalmente nas regiões de início de soldagem, por terem sido submetidas a maior tempo sob alta temperatura, devido à soldagem do restante da superfície da amostra. Isso também possibilitou possível redução nas tensões residuais da soldagem, reduzindo a possibilidade de trincas de solda desses materiais;
- A análise do efeito do pré-aquecimento para as amostras mostrou uma tendência de aumento da região de microdureza acima de 275 HV. O que pode ocasionar regiões de altas tensões residuais e conseqüentemente possíveis trincas na região de soldagem;

- No que se refere a diluição, em geral, nas amostras onde foi utilizado menor tensão de soldagem, obteve-se menor diluição, com exceção da amostra A1, a qual diferiu desse padrão, apresentando diluição de 41%. Isso pode ter sido ocasionado por variação de altura da tocha MAG;
- Não verificou-se influência significativa da utilização do pré-aquecimento de 150 °C na diluição das amostras.

A partir dos pontos levantados, conclui-se que não houve uma variação de parâmetros que se sobressai. Uma vez que cada uma obteve melhor desempenho em diferentes quesitos, como por exemplo, as amostras onde houve menor diluição foram em geral as que foram soldadas com menor tensão (18,4 V), contudo essas amostras apresentaram maior concentração de valores de microdureza acima de 350 HV, que é prejudicial à estrutura do material, o que foi amenizado nas amostras nas quais empregou-se tensão de 22,1 V.

Dessa forma, se o objetivo for a obtenção de menor diluição, as amostras soldadas com tensão de 18,4 V apresentaram melhor desempenho. Mas se o objetivo for menor concentração de durezas acima de 350 HV, as amostras soldadas com tensão de 22,1 V mostraram-se como alternativas melhores. Assim, sugere-se que a escolha dos parâmetros de soldagem deve ser realizada de acordo com a necessidade de aplicação, fundamentando-se nos resultados obtidos no presente trabalho.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros:

- Realizar ensaios de resistência à corrosão a fim de avaliar qual dos processos empregados apresentou maior eficiência nesse quesito;
- Realizar diferentes tratamentos térmicos nas amostras soldadas, a fim de avaliar o efeito dos mesmos, nos perfis de dureza das amostras;
- Utilizar um mecanismo de automatização da soldagem para a realização desse mesmo experimento, com o intuito de reduzir as variações do processo manual de soldagem dos revestimentos.

REFERÊNCIAS

- ALTOÉ, P.; PIMENTA, G.; MOULIN, C. F.; DÍAZ, S. L.; MATTOS, O. R. **Evaluation of oilfield corrosion inhibitors in CO₂ containing media: A kinetic study.** *Electrochimica Acta*, v. 41, n. 7–8, p. 1165–1172, 1996.
- ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel Inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços api 5L X70 e AISI 316L.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná, 2014.
- ASM, Metals Handbook. **Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**, vol 1, 1991;
- BARROS, R. A.; ABDALLA, A. J.; RODRIGUES, H. L.; PEREIRA, M. D. S. **Caracterização de um aço AISI/SAE 4340 com diferentes microestruturas através da técnica de tríplex ataque.** *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo*, v. 34, n. 2, p. 71, 2015.
- BATISTA, V. R.; DE ARAÚJO, E. M.; FRAGA, R.; MACIEL, T. M. **Caracterização da interface de depósitos de solda de Inconel 625 sobre aços AISI 8630 e AISI 4130 temperados e revenidos.** Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. p. 2–5, 2016.
- BENOIT, A.; JOBEZ, S.; PAILLARD, P.; KLOSEK, V.; BAUDIN, T. **Study of Inconel 718 weldability using MIG CMT process.** *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 16, n. 6, p. 477–482, 2011.
- BHATTACHARYA, S.; DINDA, G. P.; DASGUPTA, A. K.; MAZUMDER, J. **Microstructural evolution of AISI 4340 steel during Direct Metal Deposition process.** *Materials Science and Engineering A*, v. 528, n. 6, p. 2309–2318, 2011.
- BLAU, P.J.; **Microindentation hardness testing.** *Friction, Lubrification, and Wear Technology*, v. 18, ASM handbook, ASM International, p.787-796, 1992.
- CARVALHO, D. S.; JOIA, C. J. B.; MATTOS, O. R. **Corrosion rate of iron and iron-chromium alloys in CO₂ medium.** *Corrosion Science*, v. 47, n. 12, p. 2974–2986, 2005.
- CAVALCANTE, N. E.; ANDRADE, T. C.; PINHEIRO, P. H. M.; DE MIRANDA, H. C.; MOTTA, M. F.; AGUIAR, W. M. **Estudo de procedimentos de soldagem MIG/MAG para aplicação de revestimentos de liga de níquel inconel 625 em aço estrutural ASTM a387 Gr.11.** *Soldagem e Inspecao*, v. 21, n. 1, p. 70–82, 2016.
- CHATURVEDI, M. C.; HAN, Y. **Strengthening mechanisms in Inconel 718 superalloy.** *Metal Science*, v. 17, n. 3, p. 145–149, 1983.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros fundidos.** 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; KOLLIE, T.; ROMIG, A. D. **Melting and solidification study of Alloy 625**. Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science, v. 19 A, n. 9, p. 2319–2331, 1988.

DA COSTA E SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Revista e Ampliada, 2006.

DA MOTA, C. A. M.; DO NASCIMENTO, A. S.; GARCIA, D. N.; et al. **Revestimento de níquel depositado pela soldagem MIG e MIG com arame frio**. Soldagem e Inspeção, v. 21, n. 4, p. 483–496, 2016.

DOS SANTOS, A. X.; MACIEL, T. M.; DE SANTANA, R. A. **Avaliação de revestimentos à base de Inconel 625 depositados através do processo de soldagem GMAW em aço API 5L X70 utilizando Planejamento Fatorial**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 34, p. 128–140, 2015.

DU, J. H.; LU, X. D.; DENG, Q.; et al. **High-temperature structure stability and mechanical properties of novel 718 superalloy**. Materials Science and Engineering A, v. 452–453, p. 584–591, 2007.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy of Nickel-Base Alloys**. John Wiley & Sons. 2009.

EISELSTEIN, H.; TILLACK, D. **The Invention and Definition of Alloy 625**. The Minerals, Metals & Materials Society, p. 1–14, 1991.

CARVALHO, Ícaro Zanetti. **Fragilização por Hidrogênio nos Aços AISI 4340 (AMS 6414K e AMS 6415S) Temperados e Revenidos**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2012.

FREITAS, B. M. D.; SOUZA, P. P. D.; NETO, J. C. M. **Comparativo Da Microestrutura E Da Microdureza No Aço 4340 a Diferentes Tempos De Recozimento**. Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia, , n. 2008, p. 6, 2016.

GENTIL, Vicente. **CORROSÃO**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

GOVERNO DO BRASIL. **Educação e Ciência**. Disponível em: <<http://www.brasil.gov.br/noticias/educacao-e-ciencia/2015/05/tecnologia-em-aguas-profundas-coloca-petrobras-no-topo-do-mundo>>. Acesso em: 12, set. 2018.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. **Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding**. British Corrosion Journal, v. 31, n. 4, p. 309–314, 1996.

PÉREZ, Gerardo J. A. **Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ER NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo**. Dissertação de Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais. Universidade Federal do Ceará, 2005.

KEJELIN, N.; BUSCHINELLI, A.; BOHÓRQUEZ, E. **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625**. 2008.

KNOROVSKY, G. A.; CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; ROMIG, A. D.; HAMMETTER, W. F. **INCONEL 718: A solidification diagram**. Metallurgical Transactions A, v. 20, n. 10, p. 2149–2158, 1989.

KOIKE, A. T.; TOKIMATSU, R. C.; NOGUEIRA, F. C.; IRIKURA, I. **A influência da microestrutura na tenacidade à fratura dinâmica aparente do aço ABNT 4340**. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, p. 4724–4735, 2006.

KORRAPATI, P. K.; AVASARALA, V. K.; BHUSHAN, M.; et al. **Assessment of mechanical properties of PCGTA weldments of inconel 625**. Procedia Engineering, v. 75, p. 9–13, 2014.

MAGALHÃES, Sítonio Gomes D. **Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural, empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG**. Dissertação de Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Ceará, 2002.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. 14 - **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2007.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte, 2012.

MATHEW M.D., RAO K. B. S., MANNAN S.L. **Creep properties of service-exposed Alloy 625 after re-solution annealing treatment**. Materials Science and Engineering A, v372, p. 327–333, 2004.

MJV SOLDAS. **MJV Arame Níquel AWS ER NiCrMo-3**. Disponível em: <<http://www.mjvsoldas.com.br/produto/mjv-arame-niquel-aws-er-nicrmo-3>>. Acesso em: 5 nov. 2018.

OLIVEIRA, Waldemiro E. **Estudo do reparo do revestimento de Inconel 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia dos Materiais. CEFET/RJ, 2014.

OLIVEIRA, G. L. G.; MIRANDA, H. C. **Efeito Da Aplicação Da Técnica Da Dupla Camada Sobre a Microestrutura , Microdureza E Tensões Residuais Do Aço Estrutural ASTM A516 G70**. 65º Congresso Anual da ABM, p. 3191–3202, 2010.

OTERO, E.; PARDO, A.; HERNÁEZ, J.; PÉREZ, F. J. **The hot corrosion of in-657 superalloy in Na₂SO₄-V₂O₅ melt eutectic**. Corrosion Science, v. 32, n. 7, p. 677–683, 1991.

PFINGSTAG, M. E.; MULLER, I. L.; SCHAEFFER, L. **Avaliação em relação à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625**. Ciência & Tecnologia dos Materiais, v. 22, n. 3/4, p. 65–70, 2010.

POTTMAIER, D.; MELO, C. R.; SARTOR, M. N.; et al. **The Brazilian energy matrix: From a materials science and engineering perspective**. Renewable and Sustainable Energy Reviews, v. 19, p. 678–691, 2013.

RAMKUMAR, K. D.; JAGAT SAI, R.; SANTHOSH REDDY, V.; et al. **Effect of filler wires and direct ageing on the microstructure and mechanical properties in the**

multi-pass welding of Inconel 718. Journal of Manufacturing Processes, v. 18, p. 23–45, 2015.

RAMKUMAR, K. D.; MITHILESH, P.; VARUN, D.; et al. **Investigations on dissimilar weldments of inconel 625 and AISI 304.** Procedia Engineering, v. 75, p. 66–70, 2014.

SANDES, Soraia S. **Efeito do procedimento de soldagem nas propriedades de revestimentos metálicos de liga 625 pelo processo eletroescória.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais. CEFET/RJ, 2016.

SILVA, C. C.; AFONSO, C. R. M.; RAMIREZ, A. J.; et al. **Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga a base de níquel Inconel 625.** Soldagem e Inspecao, v. 17, n. 3, p. 251–263, 2012.

SILVA, C. C.; DE MIRANDA, E. C.; MOTTA, M. F.; DE MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P. **Minimização de defeitos em revestimentos de superligas de níquel depositada pelo processo TIG com alimentação de arame frio.** Soldagem e Inspecao, v. 19, n. 4, p. 323–332, 2014.

SIMS, C. T., STOLOFF, N. S., HAGEL, W. C. **Superalloys II.** John Wiley & Sons. 1987.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia. 10. reimpressão.** São Paulo: Blucher, 1992.

SPECIAL METALS. **Technical bulletin INCONEL® alloy 625.** Disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso em: 2 nov. 2018.

SUMIG. **Maquinas MIG/MAG Hawk 255.** Disponível em: <https://www.sumig.com/arquivocatalogo/02_Maquinas_para_Soldagem/02_Maquinas_de_Solda_MIG-MAG/01_Maquinas_MIG-MAG_Hawk/Maquina_de_Solda_MIG-MAG_Hawk255.pdf>. Acesso em: 28 set. 2018.

THOMAS, A.; EL-WAHABI, M.; CABRERA, J. M.; PRADO, J. M. **High temperature deformation of Inconel 718.** Journal of Materials Processing Technology, v. 177, n. 1–3, p. 469–472, 2006.

**APÊNDICE A – Tabela de Resultados das Médias e Desvio Padrão das
Microdurezas**

Tabela 7 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M1

Distância Vertical [mm]	Distância Horizontal					
	5 mm		15 mm		25 mm	
	P1 [HV]	σ_1 [HV]	P2 [HV]	σ_2 [HV]	P3 [HV]	σ_3 [HV]
2,00	231,5	3,5	269,0	4,2	262,0	4,2
1,50	229,0	8,5	262,5	10,6	274,0	2,8
1,00	225,0	17,0	246,5	19,1	277,5	9,2
0,50	247,0	2,8	262,0	7,1	256,0	15,6
0,00	235,0	4,2	273,3	3,2	262,3	6,0
-0,50	223,0	11,3	284,5	0,7	268,5	3,5
-1,00	282,5	64,3	259,5	46,0	246,0	26,9
-1,50	294,0	84,9	370,5	49,9	250,5	9,2
-2,00	354,5	67,2	295,5	9,2	284,5	53,0
-2,50	320,5	31,8	346,0	33,9	363,5	75,7
-3,50	325,5	62,9	269,0	33,9	318,0	53,7
-4,50	337,0	8,5	221,0	0,0	252,5	7,8
-8,50	265,0	39,6	228,5	6,4	228,5	17,7

Fonte: Autoria própria.

Tabela 8 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M2

Distância Vertical [mm]	Distância Horizontal					
	5 mm		15 mm		25 mm	
	P1 [HV]	σ_1 [HV]	P2 [HV]	σ_2 [HV]	P3 [HV]	σ_3 [HV]
2,00	231,0	5,7	251,5	7,8	243,0	35,4
1,50	238,0	11,3	251,0	9,9	248,5	43,1
1,00	239,0	5,7	251,5	2,1	248,0	36,8
0,50	233,5	13,4	251,5	4,9	238,0	12,7
0,00	233,5	14,1	312,0	12,0	280,8	30,8
-0,50	233,5	14,8	372,5	19,1	323,5	74,2
-1,00	281,0	53,7	340,0	58,0	309,0	14,1
-1,50	313,0	9,9	322,5	9,2	328,5	7,8
-2,00	326,5	17,7	306,0	58,0	345,5	0,7
-2,50	334,5	19,1	294,5	31,8	287,5	27,6
-3,50	305,5	41,7	267,0	38,2	243,5	14,8
-4,50	299,0	55,2	251,5	2,1	226,5	4,9
-8,50	247,0	0,0	237,5	3,5	228,5	14,8

Fonte: Autoria própria.

Tabela 9 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M3

Distância Vertical [mm]	Distância Horizontal					
	5 mm		15 mm		25 mm	
	P1 [HV]	σ_1 [HV]	P2 [HV]	σ_2 [HV]	P3 [HV]	σ_3 [HV]
2,00	218	2,8	240	31,1	301	7,8
1,50	230	10,6	234	6,4	295	9,2
1,00	246	15,6	233	1,4	282	2,1
0,50	221	9,2	242	14,8	265	2,1
0,00	232	14,1	247	1,4	268	8,1
-0,50	243	19,1	252	17,7	272	14,1
-1,00	236	4,2	276	48,8	255	7,8
-1,50	256	9,2	280	3,5	325	89,1
-2,00	364	20,5	331	76,4	281	58,0
-2,50	321	35,4	268	10,6	367	14,1
-3,50	287	50,9	229	2,8	313	9,2
-4,50	279	31,8	240	7,1	248	24,0
-8,50	229	19,8	249	1,4	240	6,4

Fonte: Autoria própria.

Tabela 10 – Perfil de Microdureza da Média com Desvio Padrão – M4

Distância Vertical [mm]	Distância Horizontal					
	5 mm		15 mm		25 mm	
	P1 [HV]	σ_1 [HV]	P2 [HV]	σ_2 [HV]	P3 [HV]	σ_3 [HV]
2,00	241,0	29,7	256,0	29,7	248,5	14,8
1,50	226,5	6,4	237,0	0,0	258,0	17,0
1,00	225,0	7,1	232,5	10,6	244,5	21,9
0,50	227,0	9,9	233,5	3,5	244,0	21,2
0,00	221,5	9,2	248,3	23,7	247,8	15,2
-0,50	216,0	8,5	263,0	43,8	251,5	9,2
-1,00	222,5	14,8	283,0	63,6	257,5	21,9
-1,50	233,0	0,0	297,0	70,7	289,5	55,9
-2,00	310,0	120,2	352,5	47,4	317,5	24,7
-2,50	335,0	15,6	317,5	19,1	324,5	10,6
-3,50	335,5	51,6	262,5	13,4	258,5	7,8
-4,50	328,0	1,4	234,5	9,2	225,5	2,1
-8,50	223,5	12,0	233,5	9,2	230,5	6,4

Fonte: Autoria própria.

**APÊNDICE B – Tabela de Resultados dos Valores de Parâmetro de Processo
Encontrados para as Amostras**

Tabela 11 - Parâmetros de processo das amostras

Amostra	Pré-Aq.	Voltagem [V]	Nº de Cordões	Massa Depositada [g]	Tempo [s]	Amperagem Média [A]
A1	Sim(150 °C)	18,40	5	38,51	69,10	124,58
A3	Sim(150 °C)	18,40	5	36,90	66,17	125,30
A2	Sim(150 °C)	22,10	4	28,03	50,26	126,65
A4	Sim(150 °C)	22,10	4	28,19	50,55	124,94
B1	Não	18,40	5	44,68	80,12	118,02
B3	Não	18,40	5	42,10	75,50	117,50
B2	Não	22,10	4	30,98	55,56	130,35
B4	Não	22,10	4	31,44	56,38	125,94

Fonte: Autoria própria.