



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE
ZONAS PARCIALMENTE MISTURADAS EM SOLDAS DISSIMILARES COM
LIGAS DE NÍQUEL

THIAGO IVO DE SOUSA MENEZES

FORTALEZA - CE
DEZEMBRO, 2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE
ZONAS PARCIALMENTE MISTURADAS EM SOLDAS DISSIMILARES COM
LIGAS DE NÍQUEL

THIAGO IVO DE SOUSA MENEZES

Monografia apresentada ao
Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Universidade Federal do Ceará como
requisito para obtenção do grau de
Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva

Fortaleza, CE
Dezembro de 2013

À meus pais, Josefa e Apolinário,
À meus avós Apolinária e Valdimiro.

AGRADECIMENTOS

A Deus pelo dom da vida e da sabedoria.

Aos meus pais, Apolinário e Josefa, pelo amor e pelo eterno incentivo em cada etapa da minha vida.

Aos meus avós, Apolinária e Valdimiro, pelo exemplo, pelo amor, pelo incentivo e motivação que me passavam.

A minha irmã, Tássia pela eterna companhia e carinho.

A Luisa Helena pelo carinho, amor e motivação durante essa jornada.

Ao Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva pelo exemplo de profissional, pela orientação, confiança e amizade durante todos os anos de engenharia.

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, ao Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta e Prof. Dr. Willys Machado Aguiar pelo conhecimento compartilhado durante os anos de trabalho no Engesolda.

Aos colegas de curso, em especial, Alfredo Leão, Nathália Figueiredo, Fernando Sousa, Émerson Miná, Nedy Alves, Mateus Paulino, Helilton Lima, Abraão Danilo, Gerbson Queiroz, Thiago Pontes, Emanuel Seixas, Rômulo Souza, Cleber Iury e Eduvânio Machado pela amizade, pela ajuda e pelos momentos vividos durante os anos de engenharia.

A todos os amigos que fazem e já fizeram parte do Laboratório de Engenharia de Soldagem da UFC, em especial, a Marcela Rocha e ao Eng. Msc. Everton Barbosa pela convivência, amizade, ajuda e aprendizados compartilhados.

Aos engenheiros Eduardo Mendes, João Victor de Moura, Higor Jonas, Rafaella Silva, Pedro Helton, Adroaldo Silva e Felipe Brito pela amizade e pelos momentos partilhados durante os anos de iniciação científica no Engesolda.

Ao Eng. Msc. Edvan Miranda por ter concedido as amostras para a realização desse estudo e toda a ajuda durante os anos de trabalho no Engesolda.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais, na pessoa do seu coordenador, Prof. Dr. Hamilton Abreu, pelo suporte dado e pela utilização dos equipamentos.

A Universidade Federal do Ceará, ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais e a todos seus professores, pelo suporte dado durante todos os anos da graduação.

A Petrobrás, ao CNPq, a Capes e a FINEP pelo financiamento e concessão das bolsas envolvidas nesse projeto.

O destino não é uma questão de sorte, é uma questão de escolha. Não é algo pelo que se espera, mas algo a alcançar.

Willian Jennings Bryan

Resumo

Um dos problemas encontrados na soldagem dissimilar de ligas de níquel e aços C-Mn e baixa liga é a existência de uma zona com variação significativa de composição química na interface metal de base/metal de solda próximo a linha de fusão. Esta variação causa mudanças microestruturais e de propriedades mecânicas que comprometem o desempenho da solda. Nesse estudo foram realizadas soldagens dissimilares entre a liga de níquel INCONEL 625 e o aço estrutural ASTM A516 Gr.60 utilizando o processo TIG com alimentação de arame frio com o objetivo de estudar o efeito de alguns parâmetros operacionais do processo, tais como: tecimento, corrente de soldagem, distância ponta do eletrodo a peça (DPEP), distância ponta do arame a peça (DPAP), sobre a formação das *Zonas Parcialmente Misturadas (ZPMs)*. Análises metalográficas foram conduzidas em amostras extraídas da seção transversal dos cordões depositados e as análises das ZPMs foram realizadas empregando-se microscopia ótica. Os resultados quantitativos de extensão das ZPMs foram obtidos por análise estatística de variância e análises qualitativas quanto a formação ou não de martensita e quanto as morfologias encontradas também foram realizadas. Os resultados mostraram que os parâmetros de soldagem responsáveis pelo aumento da agitação e pelos movimentos convectivos do metal líquido na poça de fusão têm forte influência na redução da extensão das ZPMs, destacando-se o efeito do uso de tecimento e o emprego de altas correntes de soldagem.

Palavras chave: Ligas de Níquel, Soldagem dissimilar, Zonas Parcialmente Misturadas e Parâmetros de Soldagem.

ABSTRACT

One of the problems found in dissimilar welds between nickel based alloys and C-Mn and low alloy steels is the existence of a region with significant chemical composition variation at the base metal/weld metal interface close to the fusion boundary. This variation causes microstructural and mechanical properties changes that compromise the weld performance. In this study dissimilar welds were performed between the nickel alloy INCONEL 625 and ASTM A516 Gr.60 structural steel using GTAW with cold wire feed process in order to evaluate the effect of some process operational parameters, such as: the waving, the welding current, the distance from electrode tip to the piece, the distance from the wire tip to the piece, on the formation of *Partial Mixed Zones (PMZ)*. Metallographic analyzes were conducted on samples extracted from the cross section of the deposited weld beads and analyzes of the PMZ were performed employing optical microscopy. The quantitative results of the PMZ extension were obtained by statistical variance analysis and qualitative analyzes, such as the formation of martensite or not and PMZ morphologies, were also performed. The results showed that the welding parameters responsible for the increase of the agitation and for the convective motions of liquid metal in the weld pool has strongly influenced in the reduction of the PMZ extension, highlighting the effect of the arc oscillation (waving) and the employment of high welding current.

Key words: Nickel based alloys, Dissimilar Welds, Partial Mixed Zones and Welding Parameters.

ÍNDICE

Resumo.....	vii
ABSTRACT	viii
ÍNDICE	ix
LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE TABELAS	xiii
Capítulo 1 - INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Justificativa	1
1.2 Objetivos.....	4
Capítulo 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 Ligas de Níquel	5
2.2 Efeito dos Elementos de Liga.....	7
2.3 Liga INCONEL 625.....	9
2.4 Soldabilidade de Ligas de Níquel	10
2.5 Soldagem Dissimilar.....	11
2.6 Zonas Parcialmente Misturadas	12
Capítulo 3 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	19
3.1 Materiais.....	19
3.2 Equipamentos	20
3.2.1 Equipamentos para a soldagem.....	20
3.2.2 Equipamentos para caracterização microestrutural	21
3.3 Metodologia.....	21
3.3.1 Ensaios Definitivos pelo Fatorial Completo	22
3.3.2 Metalografia e obtenção dos resultados.....	25
Capítulo 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
4.1 Soldagem utilizando o eletrodo ERNiCrMo-3 em um Fatorial Completo....	28
4.1.1 Efeito do Tecimento	31
4.1.2 Efeito da Distância da Ponta do Eletrodo a Peça.....	34
4.1.3 Efeito da Corrente de Soldagem	36

4.1.4 Efeito da Distância da Ponta do Arame a Peça.....	38
Capítulo 5 - CONCLUSÕES.....	42
Capítulo 6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	43
Capítulo 7 – Referências Bibliográficas.....	44

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Metal de adição de aço inoxidável soldado com mistura de gás Ar-6%H ₂ de fins experimentais, mostrando uma trinca paralela à linha de fusão.	12
Figura 2. Micrografias das interfaces analisadas e classificação das zonas formadas.	14
Figura 3. Interface revestimento/substrato indicando a formação de uma zona de transição (ZPM). Metal de adição Hastelloy C276.	15
Figura 4. Mecanismo de formação da ZPM, baseado em YANG e KOU (2007) e adaptado por SILVA C. C. (2010).	16
Figura 5. (a) Bancada experimental montada para o trabalho. (b) Detalhe do conjunto tocha e alimentador de arame.	20
Figura 6. Desenho esquemático do ângulo de alimentação.	22
Figura 7. Desenho esquemático do movimento descrito no tecimento triangular.	23
Figura 8. Desenho esquemático do corpo de prova e das amostras obtidas.	25
Figura 9. Exemplo das micrografias obtidas para medição da extensão média das ZPMs.	26
Figura 10. Efeito do tecimento sobre a extensão das ZPMs.	32
Figura 11. Micrografia da região da ZPM da amostra CC2 soldada (a) sem tecimento e (b) com tecimento.	32
Figura 12. Exemplo de morfologias das ZPMs do tipo praia e baía.	33
Figura 13. Efeito da distância ponta do eletrodo a peça sobre a extensão das ZPMs.	34
Figura 14. Desenho esquemático do movimento convectivo devido à força de arraste aerodinâmico.	Erro! Indicador não definido.
Figura 15. Efeito da variação da corrente de soldagem e da DPEP sobre a extensão das ZPMs.	35
Figura 16. Efeito do aumento da corrente de soldagem na extensão das ZPMs.	37
Figura 17. Desenho esquemático do movimento convectivo resultante das forças eletromagnéticas.	37
Figura 18. Efeito da DPAP sobre a extensão das ZPMs medidas.	40

Figura 19. Efeito da DPAP, do tecimento e da energia de soldagem na formação das ZPMs. 41

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades físicas e mecânicas do Níquel.....	5
Tabela 2. Efeito dos elementos de liga em superligas de níquel.....	8
Tabela 3. Composição química dos metais de base e de adição.....	19
Tabela 4. Designação dos níveis dos fatores de controle.....	23
Tabela 5. Designação dos níveis dos fatores de controle para o fatorial completo utilizando o arame eletrodo ERNiCrMo-3 com DPAP de 3 mm.	24
Tabela 6. Designação dos níveis dos fatores de controle para o fatorial completo utilizando o eletrodo ERNiCrMo-3 com DPEP de 10 mm.	25
Tabela 7. Resultados das soldagens pelo Fatorial Completo.....	28
Tabela 8. Níveis de significância das variáveis estudadas sobre a extensão das ZPMs.....	31
Tabela 9. Resultados das medidas de extensão das ZPMs para análise do efeito da DPAP.....	38
Tabela 10. Níveis de significância das variáveis estudadas sobre a extensão das ZPMs.....	39

Capítulo 1 - INTRODUÇÃO

1.1 Justificativa

O petróleo é a principal fonte de energia no mundo correspondendo, junto com o gás, a 60% da matriz energética mundial. Nesse mercado o Brasil tem posição de destaque como o maior produtor de petróleo em águas profundas e ultra profundas, com 70% da sua produção proveniente de poços com lâmina d'água entre 400 e 1000 metros. As novas descobertas de petróleo na camada chamada de pré-sal constituem novas demandas de desenvolvimento em materiais e processos fabricação para os dutos e equipamentos que vão trabalhar em contato com esse meio que, por ser rico em impurezas (compostos oxigenados, nitrogenados, organometálicos, sais minerais, água, dentre outros agentes), é extremamente agressivo aos materiais utilizados nas unidades produtoras e de refino.

A utilização de ligas de níquel na indústria do petróleo se justifica pela excelente resistência a corrosão alcançada por equipamentos que trabalham em contato com esse meio agressivo. Nesse contexto, a soldagem dissimilar entre ligas de níquel e aços estruturais surge como uma solução interessante para o problema do elevado custo de fabricação quando se compara equipamentos maciçamente construídos com ligas de níquel e aqueles que possuem somente um revestimento interno com essas ligas.

Um dos problemas encontrados na soldagem dissimilar de ligas de Ni e aços C-Mn e baixa liga é a existência de uma variação significativa de composição química entre o metal de base e o metal de solda próximo a linha de fusão. Esta variação causa mudanças microestruturais e de propriedades mecânicas que comprometem o desempenho da solda.

Essas zonas podem se apresentar com e sem a presença de martensita. Muitos autores só consideram importantes as zonas que apresentam a formação de martensita, pois um significativo aumento de dureza é reportado

nas regiões que formam essa microestrutura constituindo, assim, pontos críticos para a nucleação e crescimento de trincas.

Contudo, em um estudo recente, realizado no Engesolda-UFC, foi observado que mesmo sem a presença de zonas martensíticas a propagação de trincas, por meio de ensaios de fratura, ocorreu nas zonas de crescimento planar/celular e de forte gradiente de composição química formadas na interface metal de base/metal de solda de soldas de amantendimento empregando ligas de níquel em um substrato de aço AISI 8630.

Dependendo do autor, esta região tem recebido várias denominações na literatura, tais como “zona parcialmente diluídas”, “zonas diluídas intermediárias”, “zonas de alta diluição”, “zonas de transição”, “zonas não misturadas”, “zonas empobrecidas de metal de adição”, “zonas duras” e “zonas parcialmente misturadas”.

Desde de que foram reportadas pela primeira vez, estas regiões têm sido objeto de investigação, principalmente, em termos de suas características microestruturais, propriedades mecânicas e composição química, porém, poucos são os estudos que abordam o efeito dos parâmetros de soldagem na formação das mesmas.

Diversos autores defendem os efeitos da velocidade de solidificação e dos fatores que nela influenciavam como sendo aqueles que governam a formação, o crescimento e até a completa eliminação dessas zonas deletérias. O que se estuda hoje são os efeitos da convecção na poça de fusão, causando uma maior mistura entre os metais e quebrando a camada estagnada presente na interface metal de base/metal de solda, como sendo os responsáveis pela redução no crescimento e formação dessas zonas.

Devido à variedade de processos de soldagem, cada um trazendo suas variáveis particulares, existem ainda fatores a serem investigados como: o efeito do comprimento do arco de soldagem, o volume da poça de fusão como limitante ou não do processo convectivo, o uso de técnicas de oscilação do arco e da poça (ultrassom e tecimento e suas formas de ondas), a velocidade de alimentação do arame, entre outras.

Esse estudo dá continuidade a um anterior no qual os parâmetros de soldagem do processo TIG com alimentação de arame frio foram otimizados para a aplicação de ligas de níquel como revestimentos anticorrosivos em substratos de aço C-Mn. O atual estudo foi proposto com base nas lacunas existentes quanto ao entendimento do efeito dos parâmetros de soldagem sobre a formação dessas zonas de interface.

1.2 Objetivos

Esse estudo tem como objetivo avaliar o efeito dos parâmetros do processo TIG com alimentação de arame frio sobre a formação de Zonas Parcialmente Misturadas (ZPM) em soldas dissimilares entre ligas de níquel e aço C-Mn.

Especificamente, pretende-se:

- Estudar o efeito do uso ou não do tecimento, da DPEP (distância ponta do eletrodo à peça), da corrente de soldagem e da DPAP (distância ponta do arame peça) sobre a formação das ZPM's;
- Encontrar janelas de operação que minimizem a formação dessas zonas de características deletérias.

Capítulo 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de Níquel

O níquel é um dos mais importantes metais em aplicações industriais, é um elemento de liga vital nos ferros fundidos, nos aços (notavelmente nos aços inoxidáveis austeníticos contendo de 8 a 38% de Ni), e em outras ligas não-ferrosas (ASM, 2000). Outras aplicações importantes incluem sistemas que operam em altas temperaturas e em meios corrosivos, que evidenciam sua alta resistência a corrosão e oxidação baseadas na adição de elementos de liga, por exemplo o cromo, e sua elevada resistência mecânica a elevada temperatura (ASM, 1990; SIMS, 1987).

O níquel puro possui densidade de 8,9 g/cm³ e ponto de fusão 1455 °C. Para suas ligas, a densidade da maioria varia entre 7,79 e 9,32 g/cm³. A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de 0,089 (W/mm²)/(°C/mm). Porém a condutividade térmica das ligas é inferior, da ordem de 10 % desse valor, devido à adição de muitos elementos de liga em elevados teores (ASM, 1990). Algumas propriedades físicas e mecânicas do níquel são vistas na Tabela 1.

Tabela 1. Propriedades físicas e mecânicas do Níquel.

Propriedades	Níquel
Densidade (g/cm ³)	8,89
Ponto de Fusão (°C)	1,453
Coef. de expansão térmica (m/m.°C)	13,3 x 10 ⁻⁶
Condutividade térmica (25°C) (W/m.K)	92
Resistência elétrica (Ωm)	9,7 x 10 ⁻⁶
Módulo de elasticidade (kPa)	204 x 10 ⁶
Limite de resistência (MPa)	462
Limite de escoamento, 0,2% (MPa)	148
Alongamento em 51 mm (%)	47

Fonte: ASM, 1990.

Essas ligas possuem uma matriz gama (γ) com estrutura cúbica de face centrada (CFC) e são classificadas em quatro grupos, com base no mecanismos de aumentos de resistência (ASM, 1990):

- Ligas endurecidas por solução sólida: Adições de molibdênio, titânio, tungstênio, vanádio, alumínio, cobalto, cobre, cromo e ferro contribuem para o aumento da resistência da matriz γ através de solução sólida, sendo que os três primeiros apresentam maiores potenciais de aumento de resistência frente aos demais.

Esse comportamento está associado a formação de uma solução sólida substitucional, o que envolve a presença de átomos de soluto e átomos de solvente, que apresentem dentre outras características uma compatibilidade de raio atômico e estruturas eletrônicas. As teorias mais aceitas para explicar esse comportamento de materiais que têm sua resistência aumentada pela adição de átomos de soluto estão, em geral, associadas ao bloqueio de discordâncias.

- Ligas endurecidas por precipitação: Esse mecanismo depende da formação de uma solução supersaturada ao final da solidificação de uma liga de níquel, ou seja, da diminuição da solubilidade do soluto na rede cristalina com a diminuição da temperatura, pois nessa condição os átomos de soluto irão precipitar formando uma nova fase, sendo esse endurecimento também atribuído ao bloqueio do movimento das discordâncias pelas fases precipitadas na matriz γ . Dentre as principais fases precipitadas intencionalmente para atuar nesse mecanismo destacam-se as fases γ' e γ'' .
- Ligas endurecidas por dispersão de óxido: São endurecidas a níveis elevados através da dispersão de partículas de finos de óxidos refratários (ThO_2) pela matriz e, geralmente, produzidas por metalurgia do pó. A soldagem por fusão dessas ligas são evitadas sob pena de enfraquecer o metal de solda pela aglomeração de partículas de óxido (ASM, 2000).

- Ligas fundidas: Criadas especificamente para o processo de fundição, podem apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Porém, como geralmente possuem grande quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal fundido, apresentam problemas de soldabilidade e, normalmente, não são soldadas a arco elétrico (ASM, 1993b).

2.2 Efeito dos Elementos de Liga

O níquel puro formado por uma estrutura cristalina do tipo CFC apresenta elevada solubilidade a elementos de liga variando, assim, seu comportamento quanto a propriedades mecânicas e de resistência a corrosão, de acordo com a quantidade de cada elemento de liga acrescentado. Os principais elementos de liga comumente adicionados e seus efeitos são:

Alumínio (Al) – Auxilia na resistência a corrosão da liga através da formação de Al_2O_3 e aumenta a resistência da liga por precipitação da fase γ' ;

Ferro (Fe) – Aumenta a resistência mecânica por solução sólida, aumenta a solubilidade do carbono no níquel melhorando, assim, sua resistência a altas temperaturas (ASM, 1993);

Cromo (Cr) – Melhora a resistência a oxidação/corrosão em altas temperaturas devido a formação de uma estável e aderente camada de oxido de cromo Cr_2O_3 , que age como uma barreira ao ataque corrosivo do meio. Em teores acima de 20% de cromo essa camada passivante adquire espessura, aderência e densidade necessárias para promover a resistência a oxidação em altas temperaturas (BROOKS, 1982);

Carbono (C) – Precipita nos contornos de grão e limitam o deslizamento contribuindo para o aumento de resistência mecânica, porém deve ser mantido em teores baixos para evitar a formação de filmes prejudiciais à resistência em temperaturas elevadas;

Molibdênio (Mo) – Aumenta a resistência a atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão localizada e a resistência à altas temperaturas (ASM, 1993);

Tungstênio (W) – Apresenta o mesmo comportamento que o molibdênio e também atua no mecanismo de resistência por solução sólida. Por ser um elemento raro na natureza, ele não é adicionado em grandes quantidades (ASM, 1993). Juntamente com o Mo, promove a formação de fases TCP;

Titânio (Ti) – Tem efeito similar ao Alumínio na formação de precipitados e também está presente nos metais de adição para se combinar com o nitrogênio e evitar a formação de porosidades (AWS, 1997);

Nióbio (Nb) – Participa da segregação no líquido durante as reações finais de solidificação e promove o aumento de resistência por solução sólida e por precipitação através da formação da fase γ'' . É um elemento formador de carbonetos do tipo MC (NbC) e é um forte formador de fase Laves, que está associada a trincas de solidificação (DUPONT, *et al.*, 2003 e AWS, 1997);

A Tabela 2 mostra um resumo dos efeitos dos elementos de ligas em ligas de níquel.

Tabela 2. Efeito dos elementos de liga em superligas de níquel.

Efeitos	Elementos
Aumento de resistência por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Formadores de carbonetos MC	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
Formadores de carbonetos M_7C_3	Cr
Formadores de carbonetos $M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
Formadores de carbonetos M_6C	Mo, W, Nb
Formadores de carbonitreto M(CN)	C, N
Formadores da fase γ'	Al, Ti
Aumenta a temperatura solvus de γ'	Co
Endurecimento por precipitação e/ou compostos intermetálicos	Al, Ti, Nb
Promove a resistência a oxidação	Al, Cr, Y, La, Ce
Forma a fase γ''	Nb
Melhora a resistência a corrosão à quente	La, Th
Promove resistência ao enxofre	Cr, Co, Si
Melhora resistência a fluência	B, Ta
Favorece a fratura dúctil	B, Zr

Fonte: ASM Handbook, 2000.

2.3 Liga INCONEL 625

Desenvolvida em 1964, a liga Inconel 625 faz parte da primeira geração das ligas de Ni que utilizam o mecanismo de aumento de resistência por solução sólida, através da adição de elementos como cromo, molibdênio e nióbio. Cr e Mo são os maiores contribuintes para resistência mecânica e a corrosão enquanto a adição de Nb aumenta significativamente a resistência à fluência. Elementos como Al e Ti aumentam a estabilidade térmica (THOMAS *et al*, 1994).

A liga Inconel 625 é utilizada em várias indústrias (aeroespacial, química, petroquímica, nuclear, naval e etc) devido a sua grande resistência mecânica, excelente resistência à fadiga, resistência térmica, resistência à oxidação, excelente soldabilidade e brasagem, excelente resistência à corrosão em vários meios e em uma ampla faixa de temperatura e pressão, resistência a cloretos, além de seu uso frequente como material de adição em soldas dissimilares por causa de sua resistência, ductilidade e sua habilidade de tolerar na diluição uma grande quantidade de outros materiais (EILSENTEIN *et al*, 1991).

A liga Inconel 625 foi desenvolvida para serviços em temperaturas abaixo de 700°C e combina uma alta resistência ao envelhecimento com excelentes características de fabricação. Embora tenha sido originalmente projetada para ter sua resistência aumentada por solução sólida, essa liga é instável no envelhecimento ou durante o serviço em elevadas temperaturas na faixa de 600 a 800°C (EILSENTEIN *et al*, 1991). Por consequência das variações localizadas na composição química fases secundárias são formadas cujas principais nessa liga são: a fase Laves (um tipo de fase *Topologically Closed-Packed* – TCP), carbonetos, nitretos e boretos (SILVA, 2010).

A microestrutura típica do Inconel 625 não deve possuir qualquer fase do tipo TCP na condição recozida. Mas a solda é mais sensível do que o metal de base a mudanças microestruturais então após soldagem, fases TCP podem aparecer na microestrutura da solda como resultado de uma condição de solidificação metaestável ou depois de prolongada exposição em elevada

temperatura. Estas fases podem afetar negativamente as propriedades de corrosão e mecânicas (OSGBORN *et al*, 1995).

2.4 Soldabilidade de Ligas de Níquel

A soldabilidade é um fator importante durante o desenvolvimento das ligas em geral, principalmente devido à necessidade de reparos posteriores em equipamentos e partes mecânicas fabricadas com estes materiais, reparos estes feitos por soldagem. Em geral, os principais problemas enfrentados durante a soldagem das ligas de níquel são: formação de contorno de grão no centro da solda, devido ao encontro de zonas colunares neste local, trincas de solidificação, provocadas por baixa ductilidade e tensões térmicas no final do processo de solidificação, microfissuras geradas por fases de baixo ponto de fusão que permanecem não dissolvidos no metal de solda e na zona afetada pelo calor (ZAC) e aparecimento de fases indesejadas resultante dos ciclos térmicos impostos pelo processo (AWS, 1991 e KOU, 2003).

Desta forma, é importante que um procedimento adequado de soldagem destas ligas seja desenvolvido. Processo e parâmetros de soldagem sejam corretamente selecionados, tratamentos térmicos, antes e após a realização das soldas, sejam rigorosamente executados com o propósito de minimizar ou até mesmo evitar os problemas citados.

Ligas de níquel podem ser soldados pelos mais variados processos existentes, produzindo soldas de alta qualidade. Entretanto, nem todos os processos podem ser empregados para todas as ligas uma vez que características metalúrgicas dos metais, tipos de metais de adição fabricados e o emprego de fluxos, limitam a escolha do processo. Os procedimentos de soldagem para ligas de Ni são similares aos empregados para aços inoxidáveis.

A soldabilidade de ligas de Ni é sensível a elementos residuais como enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto. Estes elementos são praticamente insolúveis nas ligas de níquel, os quais podem sofrer reações eutéticas, causando fissurações a quente durante a solidificação das soldas. Todas as ligas de níquel comercialmente importantes têm especificações limitadas

abrangendo alguns desses elementos que são difíceis de controlar (AWS, 1991).

Ligas de Ni endurecidas por solução sólida sofrem uma forte segregação de elementos de liga e impurezas que influenciam na susceptibilidade a trincas de solidificação e podem promover a fragilização do metal de solda durante tratamento térmico pós-soldagem (DUPONT *et al.*, 2009).

2.5 Soldagem Dissimilar

A utilização de ligas de níquel na indústria do petróleo se justifica pela excelente resistência a corrosão alcançada por equipamentos que trabalham em contato com esse meio altamente agressivo. Nesse contexto, a soldagem dissimilar entre ligas de níquel e aços estruturais surge como uma solução interessante para o problema do elevado custo de fabricação quando se compara equipamentos maciçamente construídos com ligas de níquel e aqueles que possuem somente um revestimento interno com essas ligas.

Um dos problemas encontrados na soldagem dissimilar de ligas de Ni e aços C-Mn e baixa liga é a existência de uma variação significativa de composição do metal de solda próximo a linha de fusão. Esta variação causa mudanças microestruturais e de propriedades mecânicas que comprometem o desempenho da solda. Dependendo do autor, esta região tem recebido várias denominações na literatura, tais como “zona parcialmente diluídas”, “zonas diluídas intermediárias”, “zonas de transição”, “zonas não misturadas”, “zonas empobrecidas de metal de adição”, “zonas duras” e “zonas parcialmente misturadas” (KEJELIN *et al.*, 2007; DOODY, 1992; OMAR, 1998; ROWE, 1999; BAESLACK III *et al.*, 1979; YANG & KOU, 2007; BEAUGRAND *et al.*, 2009).

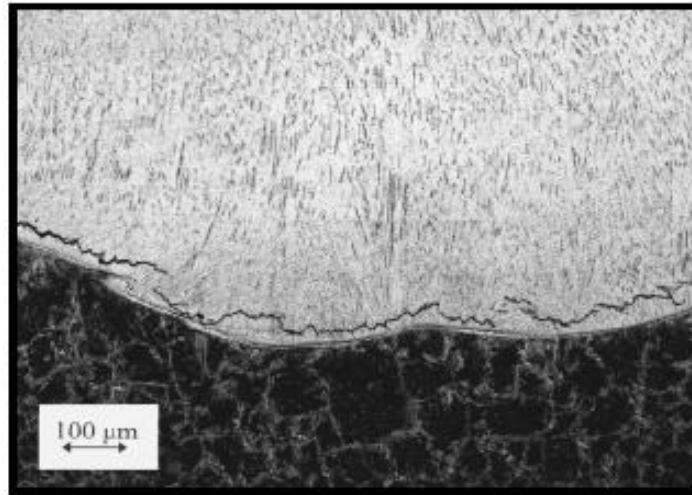
Diversos autores têm reportado o significativo aumento de dureza encontrado nessa região, devido a formação de uma microestrutura martensítica (SILVA, 2010; AGUIAR, 2011; BEAUGRAND *et al.*, 2009). Assim, essas regiões constituem pontos críticos para a nucleação e crescimento de trincas.

BEAUGRAND *et al.* (2009) mostrou que estas regiões são susceptíveis ao acúmulo de hidrogênio, sob proteção catódica, em aplicações subaquáticas e observou, durante testes de flexão em diferentes meios e CTOD convencional,

que a nucleação de trincas ocorria em zonas martensíticas próxima a linha de fusão.

Em reatores com presença de hidrogênio, a maior concentração no revestimento austenítico, a baixa solubilidade e maior difusibilidade do hidrogênio na estrutura ferrítica do substrato promove uma concentração de hidrogênio na interface, que em combinação com as microestruturas sensíveis, características dessa região, promovem as chamadas trincas induzidas de hidrogênio. A Figura 1 relata o efeito do hidrogênio (ROWE, 1999).

Figura 1 - Metal de adição de aço inoxidável soldado com mistura de gás Ar-6% H_2 de fins experimentais, mostrando uma trinca paralela à linha de fusão.



Fonte: ROWE, 1999.

Neste estudo será utilizado o termo “*Zona Parcialmente Misturada*” por se tratar de um termo mais amplo, podendo considerar outras zonas de igual importância, para a compreensão dos fenômenos metalúrgicos relacionados com a solidificação e o crescimento da zona fundida.

2.6 Zonas Parcialmente Misturadas

Na soldagem de metais dissimilares austeníticos/ferríticos observa-se uma variação significativa da composição química do metal de solda próximo à linha de fusão, sendo este o principal problema de ordem metalúrgica dessas aplicações devido a formação de regiões, com largura de algumas dezenas de microns, que possuem microestrutura e propriedades diferentes do metal de solda que podem comprometer o desempenho do mesmo.

A existência de uma zona de transição foi, primeiramente, reportada por SAVAGE & SZEKERES em 1967, quando eles estudavam a soldagem dissimilar entre o aço HY-80 e um eletrodo de aço tipo E11018G, a qual os autores denominaram de “superheated-melt-back region”. Posteriormente, a mesma foi renomeada como “zona não misturada” pela AWS. SAVAGE *et al.* (1967) reportou também a presença de um gradiente de composição química entre a zona não misturada e o metal de solda. Desde então, diversos autores têm estudado a formação dessa região de interface em soldas dissimilares.

DOODY (1992) reportou os efeitos prejudiciais das ZPMs (por ele chamadas de “zonas de diluição intermediária”) sobre a resistência à corrosão sob tensão em meio ácido de juntas dissimilares. Esse autor classificou as morfologias das ZPMs como sendo: “praias” (faixas estreitas ao longo da interface da linha de fusão), “baías” (áreas parcialmente circundadas pelo metal de base) ou “ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas).

BEUGRAND *et al.* (2009) propuseram uma classificação para as diversas zonas existentes na interface dissimilar (Figura 2), como:

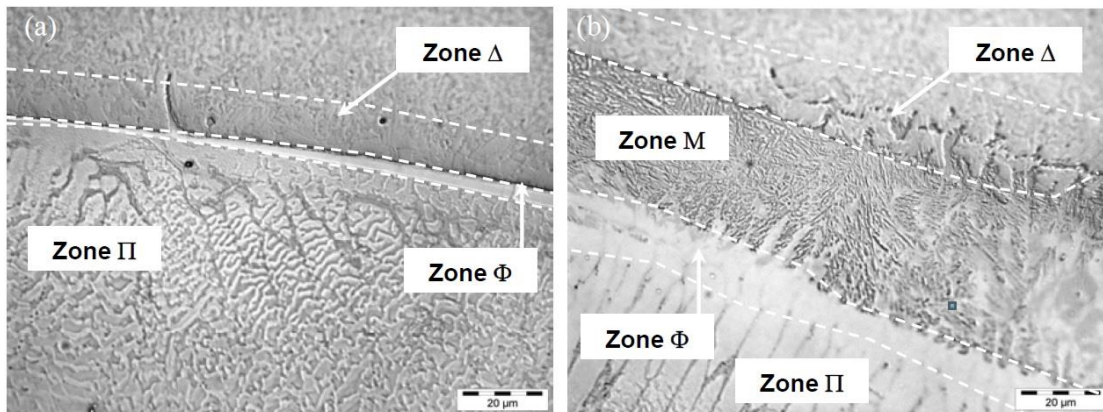
Zona Δ – Definida pela estreita faixa descarbonetada localizada no metal de base adjacente ao contorno de fusão, contendo, ocasionalmente, elementos de alto número atômico;

Zona M – Região rica em Fe no interior da zona fundida, a qual se inicia, em geral, no contorno da linha de fusão penetrando alguns microns para o interior do metal de solda onde a microestrutura é formada por ripas de martensita;

Zona Φ - Uma região no interior da zona fundida imediatamente após o contorno de fusão exibindo uma microestrutura aparentemente monofásica e homogênea sob uma escala microscópica.

Zona Π – Região observada após a zona Φ , contendo inúmeras partículas precipitadas, exibindo uma distribuição interdendrítica, consistente com a esperada segregação de Mo e Nb durante a solidificação desta zona altamente diluída.

Figura 2. Micrografias das interfaces analisadas e classificação das zonas formadas.

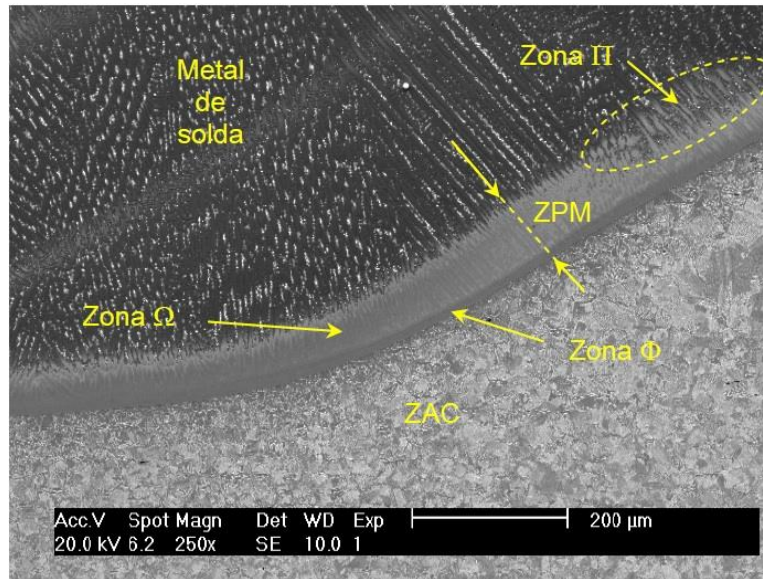


Fonte: BEUGRAND et al. (2009).

Conforme encontrado por BEUGRAND *et al.* (2009), as zonas parcialmente misturadas com presença de martensita são formadas pelas zonas M, Φ e Π , enquanto que a ZPM sem a presença de martensita são formadas somente pelas zonas Φ e Π .

SILVA (2010) avaliou detalhadamente a região de interface entre soldas de revestimento com ligas de níquel e um aço C-Mn. Como mostrado na Figura 3, partindo-se da linha que limita os dois materiais em direção ao metal de solda, é notória a presença de uma zona de transição, constituída por uma faixa clara, cuja extensão varia de algumas dezenas de microns. Sendo esta zona composta por duas regiões distintas: uma lisa cuja morfologia sugere ter solidificado de forma planar (idêntica à zona Φ) e, diferentemente do que foi encontrado por BEUGRAND *et al.* (2009), uma outra zona livre de precipitados e adjacente a zona Φ com características de solidificação celular fora encontrada e denominada de zona Ω .

Figura 3. Interface revestimento/substrato indicando a formação de uma zona de transição (ZPM). Metal de adição Hastelloy C276.



Fonte: SILVA (2010).

A variação de composição química no metal de solda próximo a linha de fusão é considerada uma macrosegregação, pois ocorre em escala maior como camadas de 100 a 200 μm de espessura ao longo da linha de fusão ou mesmo distante 1 a 2 mm da mesma (YANG e KOU, 2007).

Ao longo dos anos várias explicações foram dadas para a formação dessas macrosegregações na linha de fusão de soldas dissimilares como: a baixa difusão do líquido, a ocorrência de misturas parciais dos líquidos, a fraca convecção na poça de fusão e a segregação de soluto durante a soldagem.

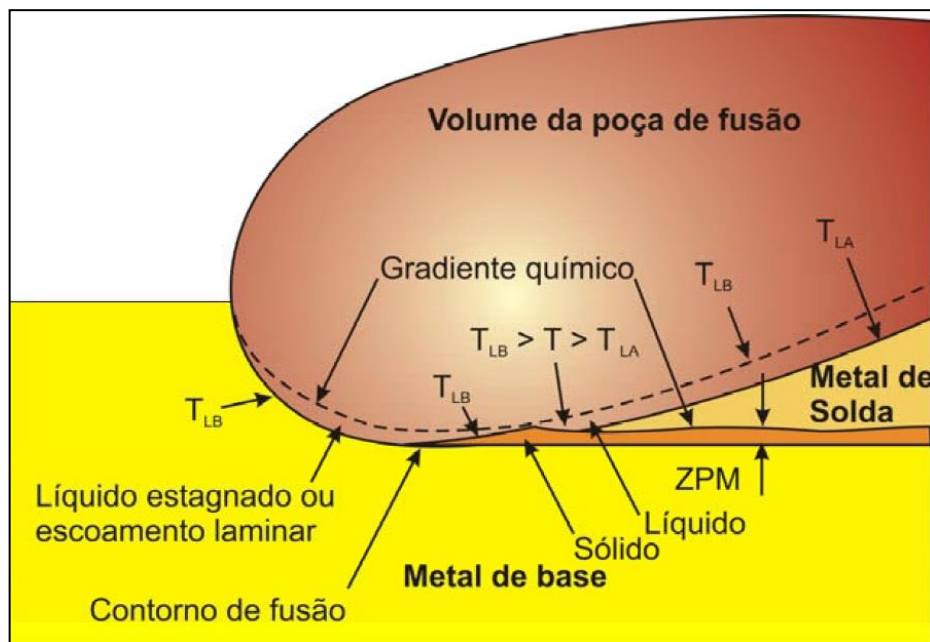
A mecânica dos fluidos mostra que a velocidade de um fluido é zero na superfície de um sólido sobre o qual o mesmo escoar, sendo este conceito conhecido como *camada limite*. Como foi sugerido por SAVAGE *et al.* (1976), mesmo no caso da soldagem, onde há intensa agitação da poça de fusão causada pela ação de várias forças motrizes, próximo à linha de fusão a convecção é fraca fazendo com que ocorra uma estagnação do metal líquido ou até um fluxo laminar do mesmo.

YANG e KOU (2007) estudaram o processo de macrosegregação em soldas dissimilares de ligas Cu-Ni e propuseram dois mecanismos para explicar esse fenômeno, que levam em consideração a influência do metal de adição

dissimilar na composição do metal de solda e, conseqüentemente, na temperatura liquidus do mesmo. O mecanismo 1 é mais adequado para soldagens de ligas de Ni em substrato de aço ao carbono, no qual a temperatura liquidus do metal de adição T_{LA} (variando entre 1350°C a 1370°C) é menor que a temperatura liquidus do metal de base T_{LB} (aproximadamente 1500°C).

Como $T_{LA} < T_{LB}$, o metal contido no volume da poça de fusão permanece no estado líquido mesmo que a temperatura da poça esteja abaixo da temperatura T_{LB} . Contudo, o metal líquido rico em Fe contido no contorno da poça fundida, cuja temperatura *liquidus* é praticamente T_{LB} , ao cruzar sua temperatura *liquidus* própria, dá início ao processo de solidificação, originando assim a zona parcialmente misturada rica em Fe, como pode ser observado na Figura 4 adaptada por SILVA (2010).

Figura 4. Mecanismo de formação da ZPM, baseado em YANG e KOU (2007) e adaptado por SILVA (2010).



Fonte: SILVA (2010).

Desde de que foram reportadas pela primeira vez, as zonas parcialmente misturadas têm sido objeto de investigação, principalmente, em termos de suas características microestruturais, propriedades mecânicas e composição

química, porém, poucos são os estudos que abordam o efeito dos parâmetros de soldagem na formação das ZPMs.

Alguns autores, como OMAR (1998), YANG e KOU (2007) e ORNATH *et al.* (1981), defendem que os parâmetros de soldagem que governam a solidificação da poça de fusão são os que mais influenciam na formação dessas macrossegregações.

OMAR (1998) avaliou a formação de “zonas duras” (segundo sua classificação) na soldagem dissimilar com dois metais de adição diferentes, o E309 e o ENiCrFe-3, e encontrou que a temperatura de pré aquecimento, a composição do metal de adição e a espessura do metal de base foram os fatores que mais influenciaram na redução dessas zonas. Observou ainda que o controle da temperatura de pré aquecimento, conseqüentemente, da taxa de resfriamento resultaram em redução e até em completa eliminação dessas zonas em soldas dissimilares empregando o eletrodo ENiCrFe-3.

KEJELIN *et al.* (2007) reportou a importância da escolha da corrente de soldagem uma vez que baixas correntes de soldagem tem como consequência uma menor diluição de metal de base (diluição global) associada a uma alta taxa de solidificação, inibindo os movimentos de microsegregação nos transientes iniciais de solidificação podendo até suprimir a formação das ZPMs.

Outros estudos destacam os efeitos da convecção na poça de fusão, causando uma maior mistura entre os metais e quebrando a camada limite, como uma forma de minimizar a formação das ZPMs em soldagens dissimilares (FENSKE, 2010; SILVA, 2010; AGUIAR, 2011 e CUI *et al.*, 2006).

Estudos recentes utilizaram a técnica de ultrassom e de agitação eletromagnética para aumentar a convecção e vibração do metal líquido na região das ZPMs e apontaram para a completa eliminação dessas zonas em soldagens dissimilares (CUI *et al.*, 2006 e DEHMOLAEI *et al.*, 2008).

O uso de tratamento térmico pós soldagem (TTPS) é associado a formação de martensita nessas regiões como consequência da composição química local, rica em níquel, que austenitiza durante o TTPS e transforma em martensita durante o resfriamento até a temperatura ambiente (FENSKE, 2010).

SILVA *et al.* (2012) concluiu que a formação das ZPMs é influenciada, principalmente, pelo nível de energia de soldagem, pelo gás de proteção e pela oscilação do arco, pois estes fatores causam mudanças no escoamento do metal líquido e estão fortemente associados ao volume de metal depositado por unidade de comprimento do cordão de solda e a agitação e convecção na poça de fusão e não pela velocidade de resfriamento.

Devido à variedade de processos de soldagem, cada um trazendo suas variáveis particulares, existem ainda fatores a serem investigados como: o efeito do comprimento do arco de soldagem, o volume da poça de fusão como limitante ou não do processo convectivo, o uso de técnicas de oscilação do arco ou agitação da poça (ultrassom e tecimento e suas formas de ondas), a velocidade de alimentação do arame eletrodo, entre outras.

Capítulo 3 - MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse estudo foram utilizadas amostras previamente soldadas em um outro, no qual as variáveis operacionais do processo TIG com alimentação de arame frio foram exploradas e otimizadas para a aplicação de ligas de Ni como revestimentos dissimilares na indústria do petróleo e gás. A seguir serão especificados os materiais utilizados bem como a metodologia seguida para a realização das soldagens no estudo anterior e para as análises realizadas no presente estudo.

3.1 Materiais

Para a realização desse trabalho foram utilizados diversos consumíveis de soldagem como metal de adição, metal de base, gases de proteção e eletrodo de soldagem. Como metal de adição foi empregada uma liga de níquel do tipo Ni-Cr-Mo, a Inconel 625 com o diâmetro de 1,2 mm. Tal liga vêm sendo amplamente estudada pelo Engesolda-UFC por se tratar de uma liga muito empregada na indústria do petróleo e gás como revestimento em substratos de aço estrutural.

Como metal de base foram utilizadas chapas do aço ASTM A516 Gr.60 por se tratar de um aço comumente empregado na construção de equipamentos na aplicação estudada. A Tabela 3 mostra a composição química dos metais utilizados conforme o fabricante. O eletrodo de tungstênio utilizado no processo TIG foi do tipo toriado, com diâmetro de 4,0 mm. Como gás de proteção foi utilizado argônio puro.

Tabela 3. Composição química dos metais de base e de adição.

Item	Composição química, peso %									
	Ni	C	Cr	Mo	Fe	W	Ti	Nb	Mn	Si
ASTM A516 Gr. 60	0,01	0,15	0,02	0,01	Bal.	-	-	-	0,95	0,2
Inconel 625	64,43	0,01	22,2	9,13	0,19	-	0,23	3,53	0,01	0,05

Fonte: conforme o fabricante.

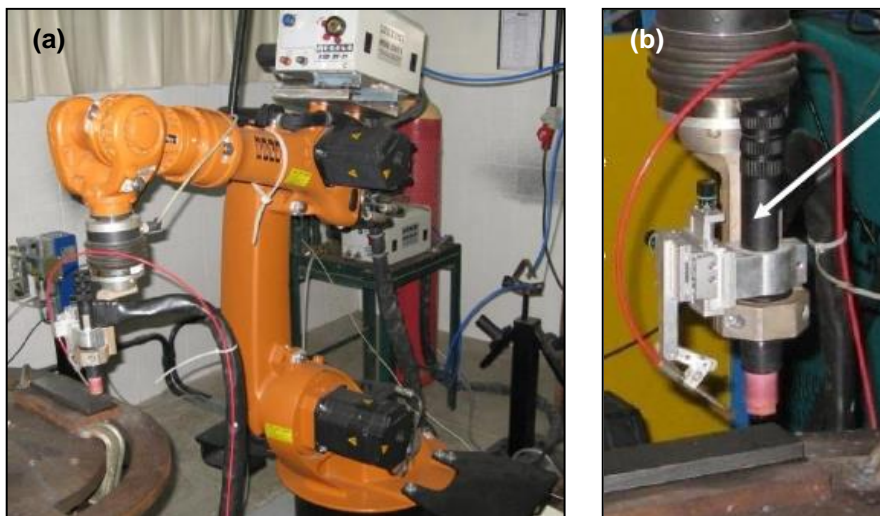
3.2 Equipamentos

3.2.1 Equipamentos para a soldagem

As soldagens foram realizadas empregando o processo TIG com alimentação de arame frio em um robô industrial que realizou o deslocamento da tocha. A Figura 5 mostra o aspecto geral da bancada de experimentos utilizada e o detalhe do conjunto tocha e alimentador de arame. Outros equipamentos foram utilizados para a execução das soldagens, que foram:

- Fonte eletrônica multiprocessado com corrente máxima de 450 A;
- Cabeçote para alimentação automática de arame frio com sistema de refrigeração;
- Tocha TIG especial para uso em rôbo;
- Sistema para ajuste e posicionamento da alimentação do arame para a soldagem TIG;
- Sistema de aquisição de dados dos sinais de tensão e corrente operando em frequência de 9600 Hz;
- Robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem com bancada integrada.

Figura 5. (a) Bancada experimental montada para o trabalho. (b) Detalhe do conjunto tocha e alimentador de arame.



Fonte: SILVA, 2010

3.2.2 Equipamentos para caracterização microestrutural

Foram utilizados os seguintes equipamentos:

- Serra fita;
- Lixadeira rotativa;
- Politriz;
- Máquina fotográfica digital;
- Régua metálica;
- Equipamento para ataque eletrolítico;
- Microscópio ótico OLYMPUS de modelo GX41;

3.3 Metodologia

As amostras analisadas nesse trabalho foram oriundas do estudo de Miranda (2009), no qual cordões isolados foram depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio visando a otimização das características geométricas dos mesmos como por exemplo: diluição, reforço, largura, penetração, entre outros. Para tanto aquele estudo foi dividido em 3 etapas: ensaios preliminares, ensaios definitivos e revestimentos.

A Etapa de ensaios preliminares teve como objetivo avaliar e definir algumas características do processo TIG com alimentação como: comprimento do arco, vazão de gás, velocidade de alimentação de arame, posição do arame em relação ao arco, velocidade de soldagem, entre outras.

A Etapa 2, de ensaios definitivos, constitui a etapa de maior interesse nesse estudo, pois, uma vez definidos quais parâmetros seriam variados e quais parâmetros seriam fixados e suas faixas de variação, as soldagens dos cordões isolados foram realizadas para posterior análise das características geométricas. Essa fase foi subdividida em soldagens com corrente constante e

corrente pulsada. Essa etapa e os parâmetros analisados serão detalhados no próximo tópico.

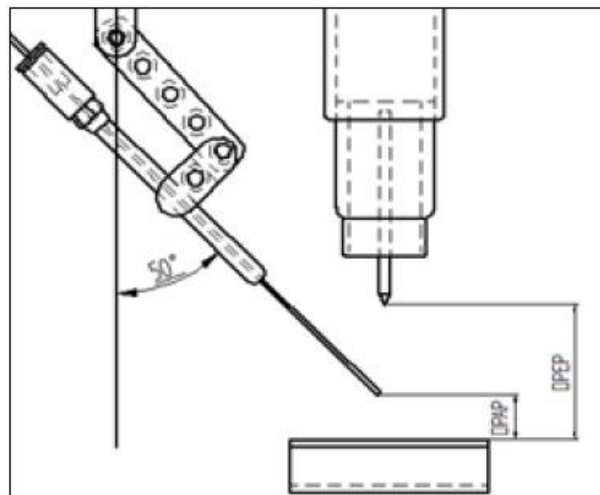
Após a escolha dos melhores parâmetros nas soldagens de cordões isolados, na Etapa 3 eles foram combinados para a produção dos revestimentos e confirmação das características desejadas. Essa etapa foge ao escopo do atual estudo.

3.3.1 Ensaios Definitivos pelo Fatorial Completo

Após os ensaios preliminares, foram definidas as condições de soldagem para a realização dos ensaios definitivos. Os corpos de prova usados foram chapas de aço ASTM A516 Gr.60 com dimensões de 200 x 50 x 12,5 mm. A liga usada para deposição foi o arame Inconel 625.

Nessa etapa foram mantidos constantes os seguintes fatores: o gás de proteção foi o argônio puro com vazão de 15 l/min, a velocidade de alimentação de arame em aproximadamente 6 m/min e o ângulo de alimentação do arame em 50° (Figura 6). A alimentação do arame foi realizada na frente do arco de soldagem.

Figura 6. Desenho esquemático do ângulo de alimentação.



Fonte: MIRANDA, 2009.

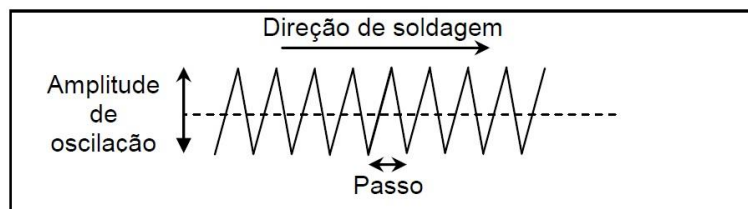
Os fatores de controle avaliados na etapa de ensaios definitivos com deposição de um cordão isolado foram a técnica da energia (variando a corrente de soldagem para variar a energia e mantendo a velocidade constante - TE I ou variando a velocidade de soldagem e mantendo constante a corrente de soldagem - TE V), a distância ponta do eletrodo a peça (DPEP), a utilização ou não de tecimento e o nível de energia de soldagem. A designação dos níveis referentes aos fatores de controle são mostrados na Tabela 4. A Figura 7 mostra o movimento descrito pelo tecimento empregado.

Tabela 4. Designação dos níveis do fatores de controle.

Nível	TE	DPEP (mm)	Energia (kJ/cm)	Tecimento
1	25 cm/min (Tipo I)	6	9,6	Sem tecimento
2	285 A (Tipo V)	10	12,3	Com tecimento
3	-	14	14,8	

Fonte: MIRANDA, 2009.

Figura 7. Desenho esquemático do movimento descrito no tecimento triangular.



Fonte: MIRANDA, 2009.

A soldagem desta etapa foi subdividida em duas fases. A primeira fase foi realizada conforme os parâmetros da Tabela 5, na qual a distância ponta do arame a peça (DPAP) foi mantida constante em 3 mm. A segunda fase foi realizada conforme a Tabela 6, na qual a distância ponta do eletrodo a peça (DPEP) foi mantida constante em 10 mm e variou-se a DPAP em 1, 2 e 3 mm.

Tabela 5. Designação dos níveis dos fatores de controle para o fatorial completo utilizando o arame eletrodo ERNiCrMo-3 com DPAP de 3 mm.

Ensaio	Condição	Tecimento	DPEP (mm)	Técnica da Energia	Energia (kJ/cm)	Corrente Eficaz (A)	Veloc. de Soldagem (cm/min)
1	CC1	1	1	1	1	223	25
2	CC1T	2	1	1	1	223	25
3	CC2	1	1	1	2	285	25
4	CC2T	2	1	1	2	285	25
5	CC3	1	1	1	3	343	25
6	CC3T	2	1	1	3	343	25
7	CC4	1	1	2	1	285	32
8	CC4T	2	1	2	1	285	32
9	CC5	1	1	2	2	285	25
10	CC5T	2	1	2	2	285	25
11	CC6	1	1	2	3	285	21
12	CC6T	2	1	2	3	285	21
13	CC1	1	2	1	1	223	25
14	CC1T	2	2	1	1	223	25
15	CC2	1	2	1	2	285	25
16	CC2T	2	2	1	2	285	25
17	CC3	1	2	1	3	343	25
18	CC3T	2	2	1	3	343	25
19	CC4	1	2	2	1	285	32
20	CC4T	2	2	2	1	285	32
21	CC5	1	2	2	2	285	25
22	CC5T	2	2	2	2	285	25
23	CC6	1	2	2	3	285	21
24	CC6T	2	2	2	3	285	21
25	CC1	1	3	1	1	223	25
26	CC1T	2	3	1	1	223	25
27	CC2	1	3	1	2	285	25
28	CC2T	2	3	1	2	285	25
29	CC3	1	3	1	3	343	25
30	CC3T	2	3	1	3	343	25
31	CC4	1	3	2	1	285	32
32	CC4T	2	3	2	1	285	32
33	CC5	1	3	2	2	285	25
34	CC5T	2	3	2	2	285	25
35	CC6	1	3	2	3	285	21
36	CC6T	2	3	2	3	285	21

Fonte: MIRANDA, 2009.

Tabela 6. Designação dos níveis dos fatores de controle para o fatorial completo utilizando o eletrodo ERNiCrMo-3 com DPEP de 10 mm.

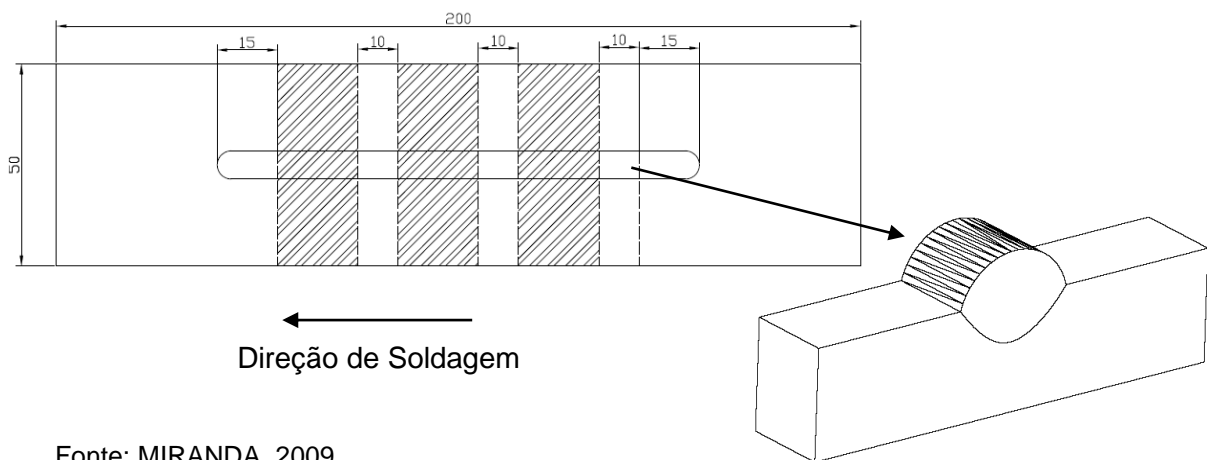
Ensaio	Condição	Tecimento	DPAP (mm)	Técnica da Energia	Energia (kJ/cm)	Corrente Eficaz (A)	Veloc. de Soldagem (cm/min)
1	CC3	1	3	1	3	343	25
2	CC3T	2	3	1	3	343	25
3	CC4	1	3	2	1	285	32
4	CC4T	2	3	2	1	285	32
5	CC3	1	2	1	3	343	25
6	CC3T	2	2	1	3	343	25
7	CC4	1	2	2	1	285	32
8	CC4T	2	2	2	1	285	32
9	CC3	1	1	1	3	343	25
10	CC3T	2	1	1	3	343	25
11	CC4	1	1	2	1	285	32
12	CC4T	2	1	2	1	285	32

Fonte: MIRANDA, 2009.

3.3.2 Metalografia e obtenção dos resultados

O comprimento total dos cordões de solda foram de 180 mm. Para a análise metalográfica foram retiradas 3 seções do corpo de prova, de 10 mm cada, uma no início, outra no meio e outra no final do cordão, descartando as extremidades dos cordões, conforme o desenho esquemático (Figura 8).

Figura 8. Desenho esquemático do corpo de prova e das amostras obtidas.



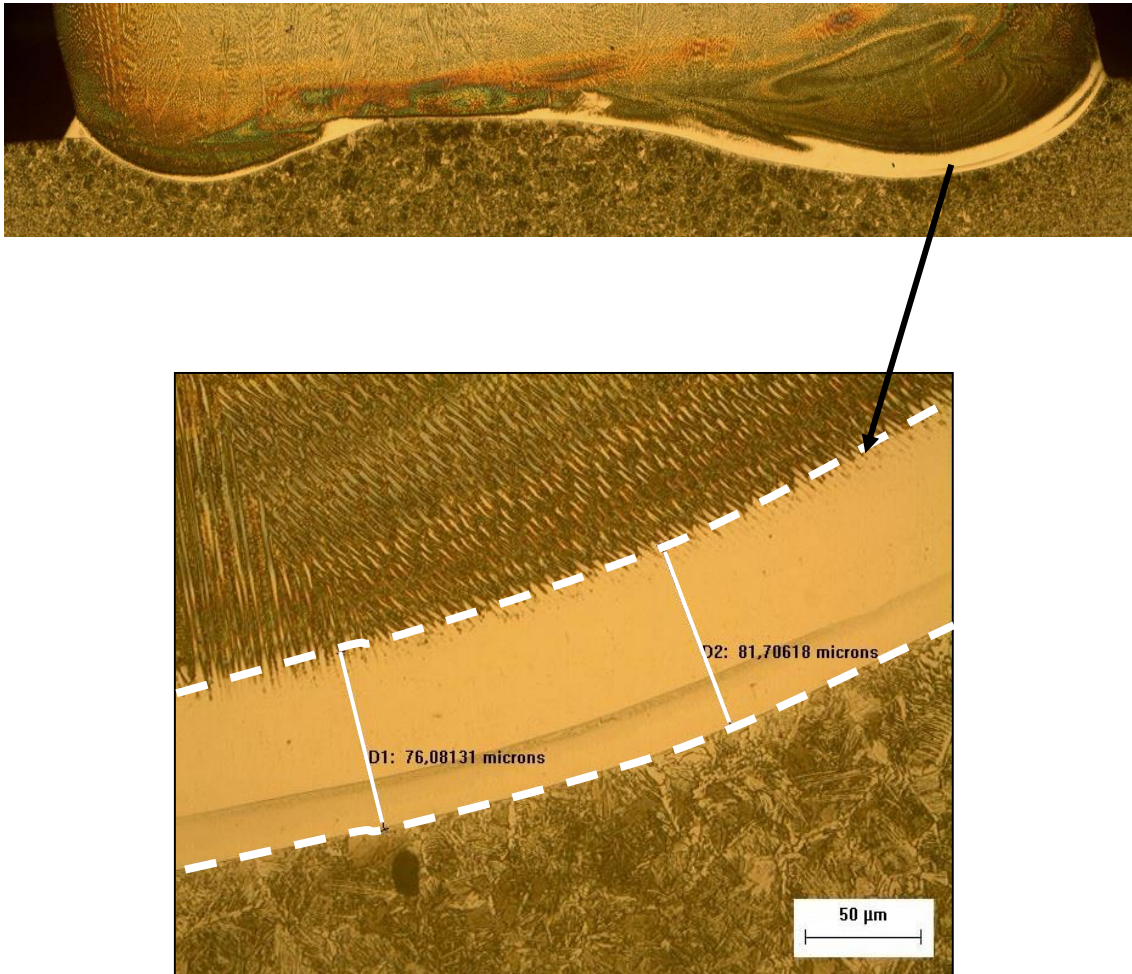
Fonte: MIRANDA, 2009.

As amostras passaram por procedimento metalográfico convencional: lixamento usando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação 80, 100, 220, 320, 400, 600 e 1200; e polimento utilizando pastas de diamante de 3 e 1 microns. Foram realizados dois ataques químicos um com Nital 2% durante 10 segundos para revelar a microestrutura do metal de base e um ataque eletrolítico empregando ácido crômico diluído em água destilada a uma concentração de 10% durante 15 segundos para revelar o metal de solda.

A análise das Zonas Parcialmente Misturadas foi feita por microscopia ótica, empregando o microscópio ótico OLYMPUS de modelo GX41 e para cada amostra foram obtidas três micrografias da região da interface aço/liga de Ni,. Em termos quantitativos, o principal resultado analisado foi a extensão dessas zonas sendo esta medição feita a partir da linha que limita os dois materiais (início da zona Φ) até o final da zona de solidificação celular (denominada de zona Ω), a Figura 9 mostra um exemplo de medições realizadas, bem como da área que foi considerada na análise. Análises qualitativas quanto ao modo de solidificação, formação dos diferentes tipos de zonas e presença ou não de martensita também foram realizadas.

Após as análises das micrografias foi retirada a média de todas as medidas feitas por amostra (início, meio e fim) para cada condição soldada. Essas médias constituíram os dados para as análises estatísticas realizadas através do programa STATISTICA 8.0. Com o auxílio do software foram realizadas análises de variância com nível de confiabilidade estatística acima de 95%.

Figura 9. Exemplo das micrografias obtidas para medição da extensão média das ZPMs.



Fonte o autor.

Capítulo 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesse capítulo serão mostrados e discutidos os principais resultados sobre o efeito de alguns parâmetros de soldagem sobre a formação das Zonas Parcialmente Misturadas em soldas dissimilares com ligas de níquel.

4.1 Soldagem utilizando o eletrodo ERNiCrMo-3 (Fatorial Completo).

Nessa etapa foram realizadas soldagens com corrente contínua mantendo a DPAP constante e variando-se a DPEP, a corrente eficaz, a velocidade de soldagem e a utilização ou não do tecimento. É importante destacar que algumas condições escolhidas não foram capazes de produzir cordões de qualidade para a análise ou não soldaram. A Tabela 7 mostra os resultados de extensão das ZPMs encontradas nas amostras.

Tabela 7. Resultados das soldagens pelo Fatorial Completo.

Ens.	Amostra	Tecimento	DPEP (mm)	E (kJ/cm)	TE	Extensão da ZPM (μm)
1	Início	1	6	1	I	26,68
1	Meio	1	6	1	I	25,54
1	Fim	1	6	1	I	22,83
2	Início	2	6	1	I	9,42
2	Meio	2	6	1	I	5,50
2	Fim	2	6	1	I	6,54
3	Início	1	6	2	I	53,10
3	Meio	1	6	2	I	63,92
3	Fim	1	6	2	I	59,63
4	Início	2	6	2	I	21,70
4	Meio	2	6	2	I	21,22
4	Fim	2	6	2	I	20,09
5	Início	1	6	3	I	29,85
5	Meio	1	6	3	I	25,04
5	Fim	1	6	3	I	23,63
6	Início	2	6	3	I	20,90
6	Meio	2	6	3	I	16,73

6	Fim	2	6	3	I	21,83
7	Início	1	6	1	V	40,56
7	Meio	1	6	1	V	45,81
7	Fim	1	6	1	V	38,02
8	Início	2	6	1	V	17,60
8	Meio	2	6	1	V	20,12
8	Fim	2	6	1	V	22,90
9	Início	1	6	2	V	53,10
9	Meio	1	6	2	V	63,92
9	Fim	1	6	2	V	59,63
10	Início	2	6	2	V	21,70
10	Meio	2	6	2	V	21,22
10	Fim	2	6	2	V	20,09
11	Início	1	6	3	V	40,10
11	Meio	1	6	3	V	38,20
11	Fim	1	6	3	V	39,12
12	Início	2	6	3	V	29,58
12	Meio	2	6	3	V	25,45
12	Fim	2	6	3	V	27,99
13*	Início	1	10	1	I	-
13*	Meio	1	10	1	I	-
13*	Fim	1	10	1	I	-
14*	Início	2	10	1	I	-
14*	Meio	2	10	1	I	-
14*	Fim	2	10	1	I	-
15	Início	1	10	2	I	38,66
15	Meio	1	10	2	I	32,30
15	Fim	1	10	2	I	36,35
16	Início	2	10	2	I	15,43
16	Meio	2	10	2	I	13,99
16	Fim	2	10	2	I	21,54
17	Início	1	10	3	I	14,86
17	Meio	1	10	3	I	9,81
17	Fim	1	10	3	I	14,24
18	Início	2	10	3	I	4,26
18	Meio	2	10	3	I	6,11
18	Fim	2	10	3	I	8,89
19	Início	1	10	1	V	12,56
19	Meio	1	10	1	V	13,25
19	Fim	1	10	1	V	11,54
20	Início	2	10	1	V	5,76
20	Meio	2	10	1	V	5,56
20	Fim	2	10	1	V	6,06
21	Início	1	10	2	V	38,66

21	Meio	1	10	2	V	32,30
21	Fim	1	10	2	V	36,35
22	Inicio	2	10	2	V	15,43
22	Meio	2	10	2	V	13,99
22	Fim	2	10	2	V	21,54
23	Inicio	1	10	3	V	38,14
23	Meio	1	10	3	V	17,89
23	Fim	1	10	3	V	12,51
24	Inicio	2	10	3	V	9,69
24	Meio	2	10	3	V	11,61
24	Fim	2	10	3	V	7,59
25*	Inicio	1	14	1	I	-
25*	Meio	1	14	1	I	-
25*	Fim	1	14	1	I	-
26*	Inicio	2	14	1	I	-
26*	Meio	2	14	1	I	-
26*	Fim	2	14	1	I	-
27	Inicio	1	14	2	I	33,39
27	Meio	1	14	2	I	31,01
27	Fim	1	14	2	I	28,64
28	Inicio	2	14	2	I	5,79
28	Meio	2	14	2	I	8,42
28	Fim	2	14	2	I	11,06
29	Inicio	1	14	3	I	28,66
29	Meio	1	14	3	I	51,18
29	Fim	1	14	3	I	45,08
30	Inicio	2	14	3	I	15,93
30	Meio	2	14	3	I	21,76
30	Fim	2	14	3	I	27,61
31*	Inicio	1	14	1	V	-
31*	Meio	1	14	1	V	-
31*	Fim	1	14	1	V	-
32*	Inicio	2	14	1	V	-
32*	Meio	2	14	1	V	-
32*	Fim	2	14	1	V	-
33	Inicio	1	14	2	V	33,39
33	Meio	1	14	2	V	31,01
33	Fim	1	14	2	V	28,64
34	Inicio	2	14	2	V	5,79
34	Meio	2	14	2	V	8,42
34	Fim	2	14	2	V	11,06
35	Inicio	1	14	3	V	34,31
35	Meio	1	14	3	V	43,00
35	Fim	1	14	3	V	51,69

36	Início	2	14	3	V	12,32
36	Meio	2	14	3	V	11,35
36	Fim	2	14	3	V	12,85

*Condições que não soldaram.

Fonte: o autor.

Onde: Ens.: ensaio; DPEP: distância ponta do eletrodo a peça; E: energia de soldagem e TE: técnica da energia, Tipo I (variando a corrente de soldagem) e Tipo V (variando a velocidade de soldagem).

Com base nessas medidas foi realizada uma análise de variância com o objetivo de determinar quais variáveis tinham influência na formação das ZPMs, com significância estatística (α até 5%). A Tabela 8 mostra os níveis de confiança obtidos. A fim de não introduzir erro na análise estatística realizada, as condições que não soldaram foram retiradas da tabela de análise e, para adequar o número de graus de liberdade, a variável técnica da energia foi desconsiderada.

Tabela 8. Níveis de significância das variáveis estudadas sobre a extensão das ZPMs.

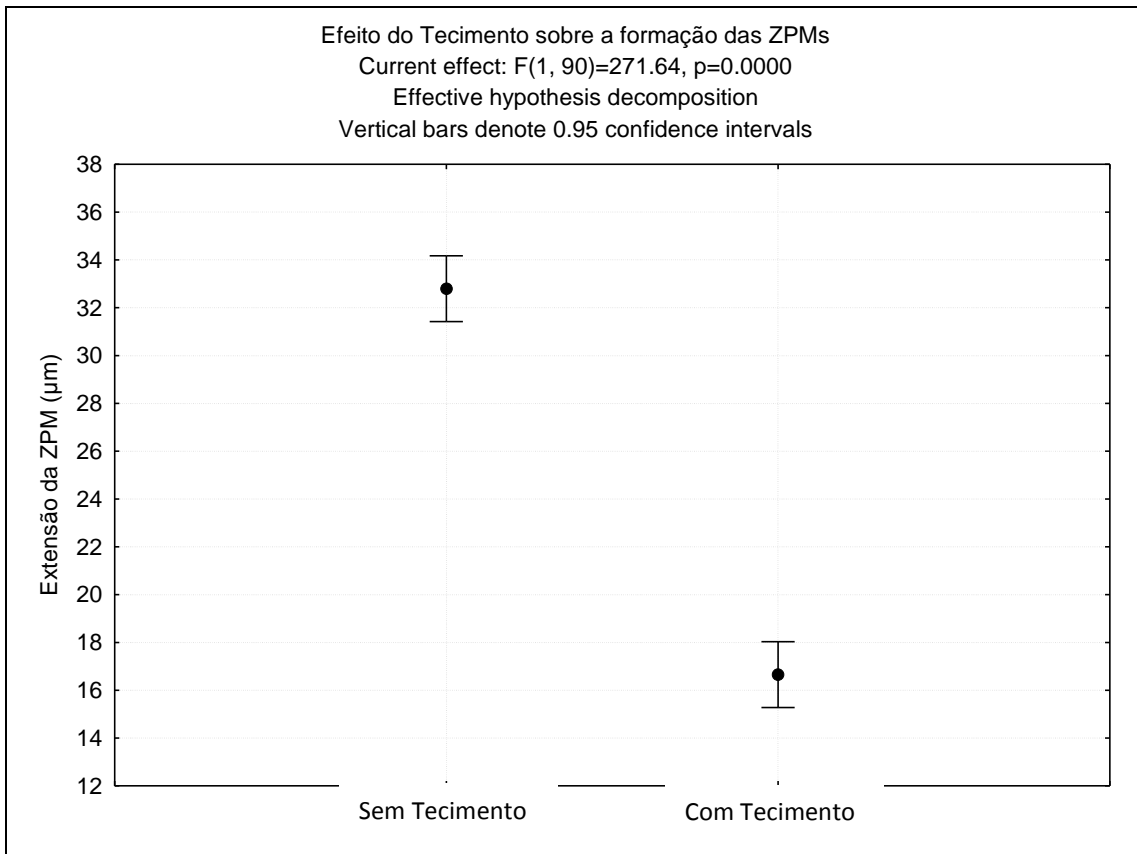
Variáveis	Nível de significância (α)
Tecimento	0,0000
DPEP	0,0001
Corrente de Soldagem	0,00032

Fonte: o autor.

4.1.1 Efeito do Tecimento

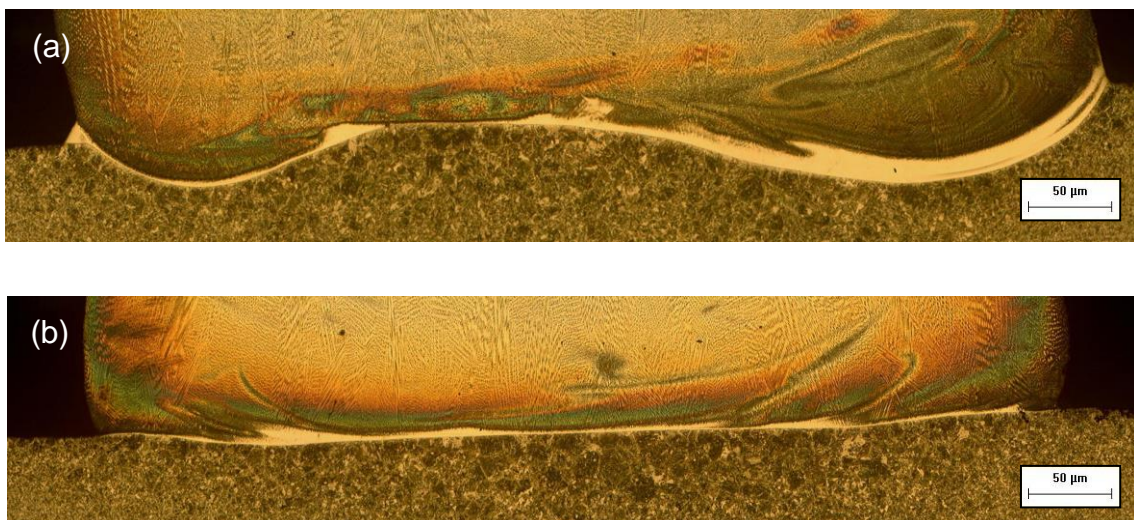
O primeiro resultado observado foi a nítida diferença em termos de extensão das ZPMs quando se emprega ou não o tecimento. Observa-se uma redução média de 40% na extensão das ZPMs com a utilização de tecimento. A Figura 10 apresenta o gráfico resultante da análise estatística e a Figura 11 apresenta micrografias da amostra CC2 soldada com e sem tecimento.

Figura 10. Efeito do tecimento sobre a extensão das ZPMs.



Fonte: o autor.

Figura 11. Micrografia da região da ZPM da amostra CC2 soldada (a) sem tecimento e (b) com tecimento.



Fonte: o autor.

Como visto, o uso do tecimento diminuiu a formação das zonas parcialmente misturadas. Segundo o *Welding Handbook* (AWS, 2004) o objetivo inicial da utilização de tecimento na soldagem TIG é aumentar a largura do cordão de solda para, assim, obter ganhos em produtividade, porém têm sido reportado vários outros ganhos em termos de geometria e microestrutura do cordão devido à forte agitação da poça de fusão causada pelo uso ou não do tecimento e também pela forma de onda empregada (SILVA, 2010; MIRANDA, 2009; AGUIAR, 2011).

Essa agitação pode ser responsável por aumentar a convecção do metal de solda na poça de fusão fazendo com que a camada de material que ficaria estagnada ou sob escoamento laminar, ou seja, com mistura limitada com o volume do metal de adição, seja diminuída. Contudo, em nenhum dos casos analisados foi possível a completa eliminação dessas zonas.

Quanto as morfologias na maioria das amostras (com e sem tecimento) a forma tipo praia foi mais encontrada enquanto que baías e algumas ilhas foram mais observadas nas amostras soldadas com tecimento, uma vez que a agitação do arco e da poça resultam em um arraste do material semi fundido na interface ZAC/metall de solda para dentro do volume da poça, como exemplificado pela Figura 12.

Figura 12. Exemplo de morfologias das ZPMs do tipo praia e baía.



Fonte o autor

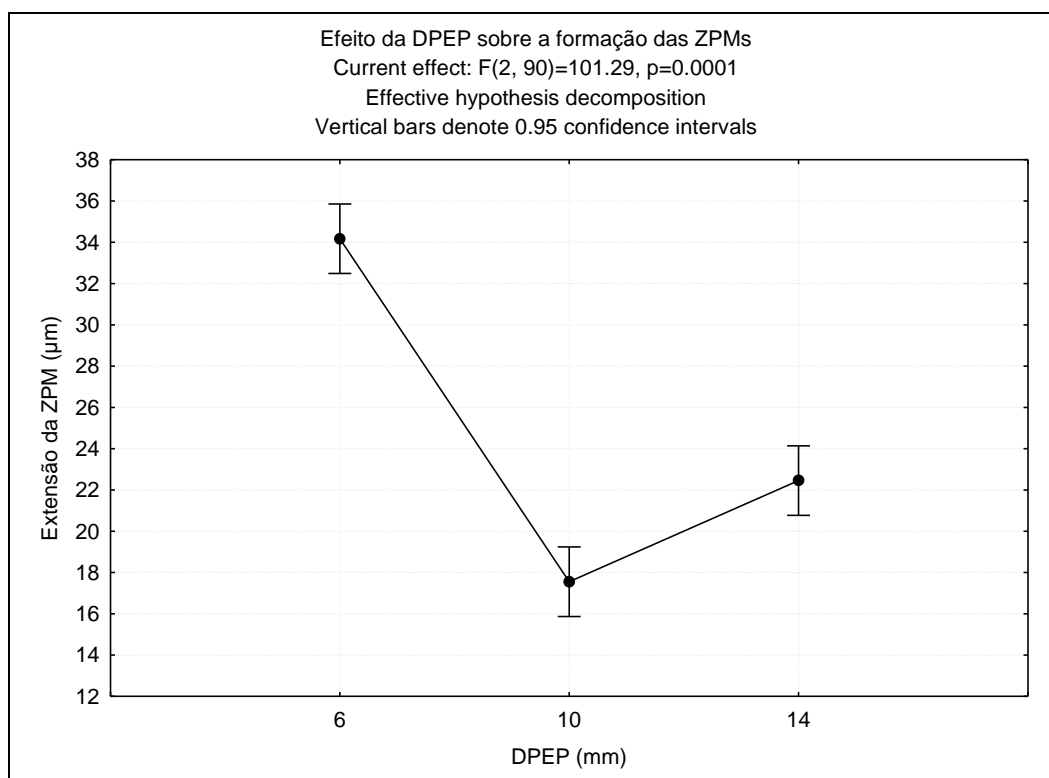
Outro resultado interessante foi quanto a formação de zonas parcialmente misturadas com e sem a presença de martensita, tendo esta análise sido feita qualitativamente por meio da distinção entre a morfologia das ripas de martensita dentro das zonas de crescimento planar/celular das ZPMs. Observou-se que com a utilização do tecimento foi encontrado um maior número de interfaces sem a presença de martensita e o contrário fora

encontrado nas condições soldadas sem tecimento. O uso do tecimento aumenta a mistura entre os metais e contribui com a homogeneização da composição química local ao favorecer o movimento difusivo dos elementos, sendo esta uma possível causa do resultado observado.

4.1.2 Efeito da Distância da Ponta do Eletrodo a Peça

Outro fator analisado foi o efeito da distância da ponta do eletrodo a peça (DPEP), ou seja, do comprimento do arco, sobre a extensão das zonas parcialmente misturadas. Como mostrado na Figura 13, com o aumento da DPEP de 6 para 10 mm a extensão das ZPMs diminuiu significativamente, enquanto que no aumento de 10 a 14 mm houve uma tendência de aumento na extensão.

Figura 13. Efeito da distância ponta do eletrodo a peça sobre a extensão das ZPMs.



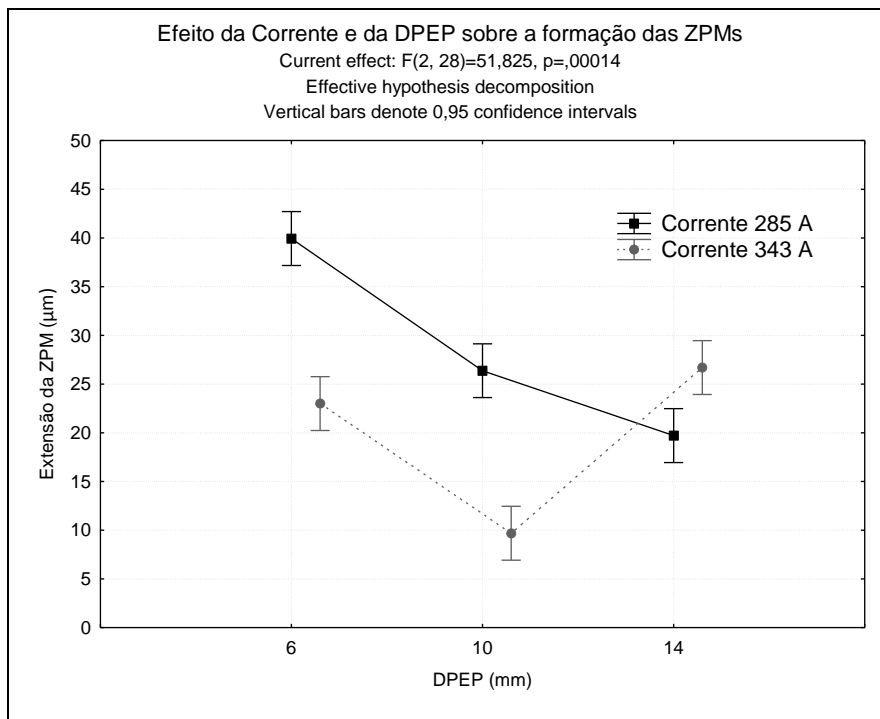
Fonte o autor.

O aumento da DPEP gera o aumento do comprimento do arco que, conseqüentemente, causa também o aumento da largura do arco para uma

mesma corrente, com isso a densidade de corrente é reduzida, resultando numa menor concentração das forças eletromagnéticas no centro da poça de fusão, o que acaba por limitar os processos convectivos na poça de fusão. Porém, como a velocidade de alimentação do arame foi mantida constante, em 6 m/min, existe o efeito do volume da poça de fusão como uma barreira para o escoamento do metal líquido e para a promoção dos movimentos convectivos na poça.

Para uma mesma velocidade de alimentação de arame, o uso de uma DPEP de 6 mm gera um cordão de menor largura e aumenta o reforço, nesse caso, o volume da poça será maior, o que acaba limitando os movimentos convectivos que reduziriam a extensão das ZPMs. O contrário acontece com o aumento da DPEP para 10 mm, na qual a largura do cordão aumenta, o reforço diminui e, conseqüentemente, a barreira que limitaria a convecção na poça será menor contribuindo, assim, para reduzir a extensão das ZPMs formadas. Com o aumento da DPEP para 14 mm o efeito da queda na densidade de corrente será mais significativo do que o efeito da redução do reforço.

Figura 14. Efeito da variação da corrente de soldagem e da DPEP sobre a extensão das ZPMs.



Fonte: o autor.

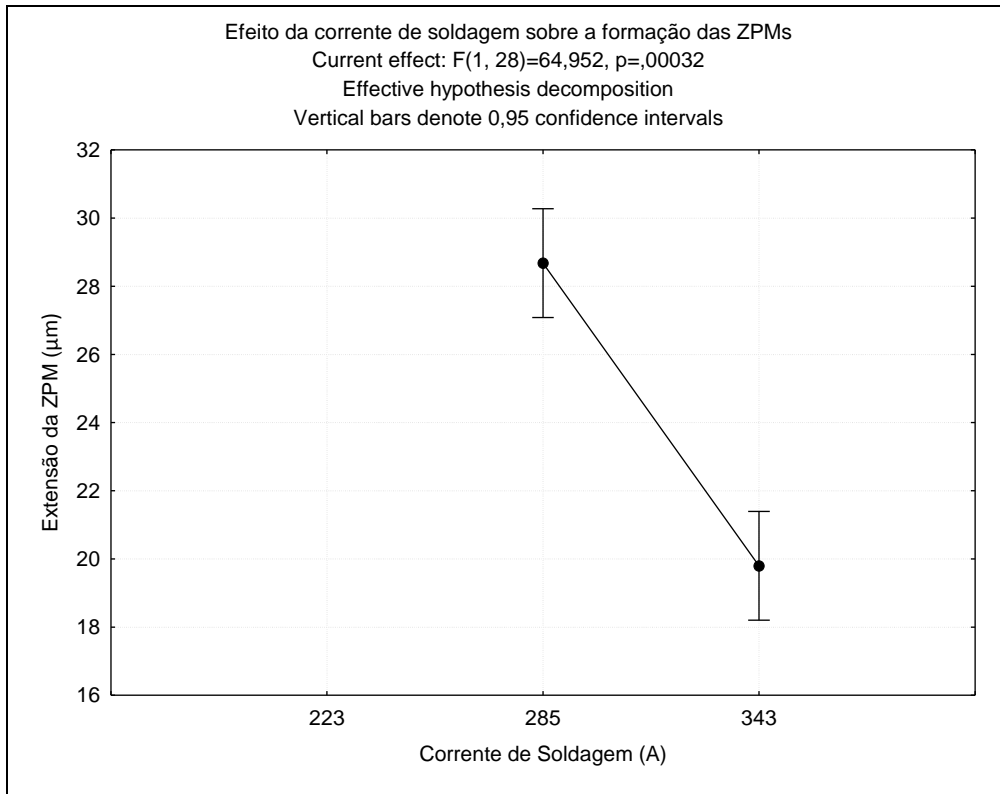
Analisando o efeito combinado do aumento da DPEP com o da corrente de soldagem (mostrado na Figura 14) conclui-se que o aumento da corrente de soldagem, que gera o movimento convectivo devido as forças eletromagnéticas, associado ao efeito da diminuição do reforço dos cordões superam a inércia que um metal menos fluido pode apresentar e até mesmo a queda na densidade de corrente do arco que o aumento da DPEP causa gerando, assim, o resultado observado, no qual o emprego de uma DPEP de 10 mm e alta corrente (343 A) gerou os mais baixos valores de extensão das ZPMs medidos.

4.1.3 Efeito da Corrente de Soldagem

A Figura 15 mostra o efeito do aumento da corrente de soldagem sobre a formação das ZPMs. Foi observado que o uso de alta corrente de soldagem (343 A) teve influência significativa na redução da extensão dessas zonas. É importante ressaltar que metade das condições de ensaio que empregaram baixa corrente de soldagem (223 A) não conseguiram ser produzidas, por isto nenhum resultado estatisticamente confiável pôde ser obtido para tal condição.

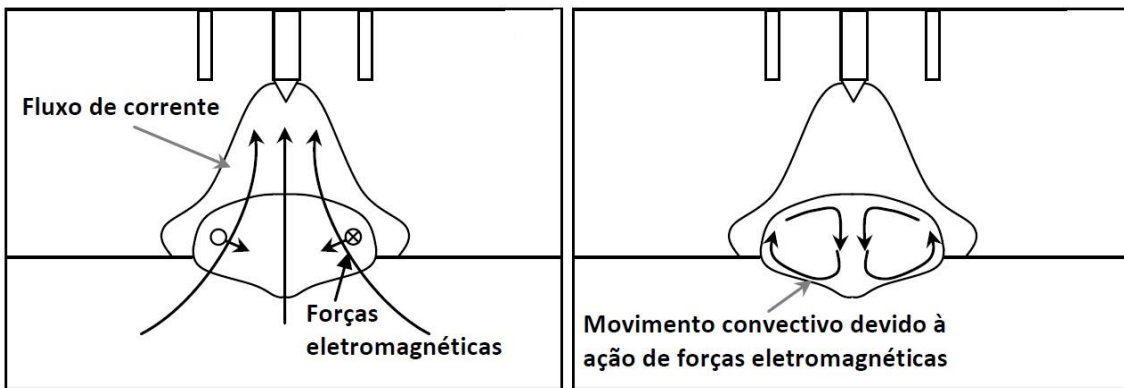
O efeito eletromagnético caracterizado pela atuação das forças de Lorentz, que são resultado da passagem de correntes através do arco, é apontado como o principal processo que governa o movimento convectivo da poça de fusão. Como vem sendo observado, a corrente de soldagem exerce um papel fundamental no movimento convectivo da poça de fusão, sendo em alguns casos a principal força motriz para o escoamento do metal líquido; o que, combinado a outros processos convectivos, ajuda a alterar as características geométricas dos cordões, bem como, suas características microestruturais (SILVA, 2010; AGUIAR, 2011; KOU, 2003 e DAVID & DEBROY, 1992). A Figura 16 mostra uma representação esquemática do movimento convectivo na poça de fusão devido a ação das forças eletromagnéticas.

Figura 15. Efeito do aumento da corrente de soldagem na extensão das ZPMs.



Fonte: o autor.

Figura 16. Desenho esquemático do movimento convectivo resultante das forças eletromagnéticas.



Fonte: SILVA, 2010.

4.1.4 Efeito da Distância da Ponta do Arame a Peça

Uma matriz reduzida de experimentos foi realizada para analisar o efeito da posição e do modo como o arame frio entra na poça de fusão sobre as características das zonas parcialmente misturadas. Na Tabela 9 são encontrados os fatores variados e também os resultados das medições de extensão das ZPMs.

Tabela 9. Resultados das medidas de extensão das ZPMs para análise do efeito da DPAP.

Condição	Energia (kJ/cm)	Tecimento	DPAP (mm)	Extensão da ZPM (µm)
CC3	3	1	1	20,13
CC3	3	1	1	20,70
CC3	3	1	1	20,68
CC3T	3	2	1	5,76
CC3T	3	2	1	5,28
CC3T	3	2	1	4,67
CC4	1	1	1	61,58
CC4	1	1	1	33,65
CC4	1	1	1	73,24
CC4T	1	2	1	6,91
CC4T	1	2	1	7,37
CC4T	1	2	1	10,98
CC3	3	1	2	31,27
CC3	3	1	2	28,61
CC3	3	1	2	42,63
CC3T	3	2	2	11,25
CC3T	3	2	2	8,69
CC3T	3	2	2	6,58
CC4	1	1	2	24,70
CC4	1	1	2	32,71
CC4	1	1	2	23,65
CC4T	1	2	2	9,41
CC4T	1	2	2	13,93
CC4T	1	2	2	11,91
CC3	3	1	3	14,86
CC3	3	1	3	9,81
CC3	3	1	3	14,24
CC3T	3	2	3	4,26
CC3T	3	2	3	6,11

CC3T	3	2	3	8,89
CC4	1	1	3	12,56
CC4	1	1	3	13,25
CC4	1	1	3	11,54
CC4T	1	2	3	5,76
CC4T	1	2	3	5,56
CC4T	1	2	3	6,06

Fonte o autor.

Os resultados obtidos passaram por uma análise de variância para avaliar, com significância estatística, o efeito do aumento da DPAP sobre a formação das ZPMs. A Tabela 10 mostra os níveis de significância estatística (α) para as características analisadas.

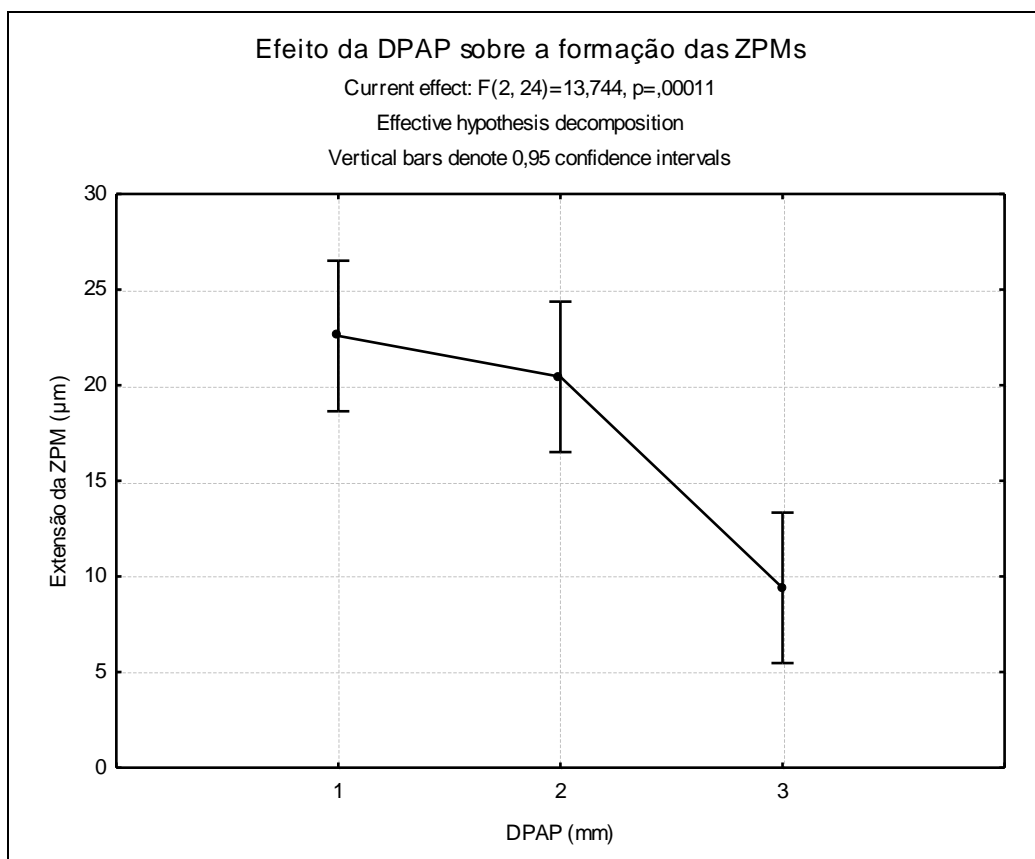
Tabela 10. Níveis de significância das variáveis estudadas sobre a extensão das ZPMs.

Variáveis	Nível de Significância (α)
DPAP	0,00011
DPAP e Tecimento	0,00048
DPAP e Energia	0,00072

Fonte: o autor.

Analisando o efeito da DPAP pode ser visto no gráfico da Figura 17 que a maior tendência de redução na formação das ZPMs se deu com o aumento da distância da ponta do arame a peça de 2 mm para 3 mm. Considerando o mesmo comprimento de arco, que no caso foi de 10 mm, com uma menor DPAP o metal estará entrando no arco pela região mais fria (anódica), ou seja, com uma menor quantidade de calor e menor fluidez o que limita o efeito dos movimentos de convecção da poça na solidificação das ZPMs. O contrário acontece quando a DPAP é maior, o metal entra em uma região mais quente, com maior quantidade de calor, resultando em maior fluidez.

Figura 17. Efeito da DPAP sobre a extensão das ZPMs medidas.



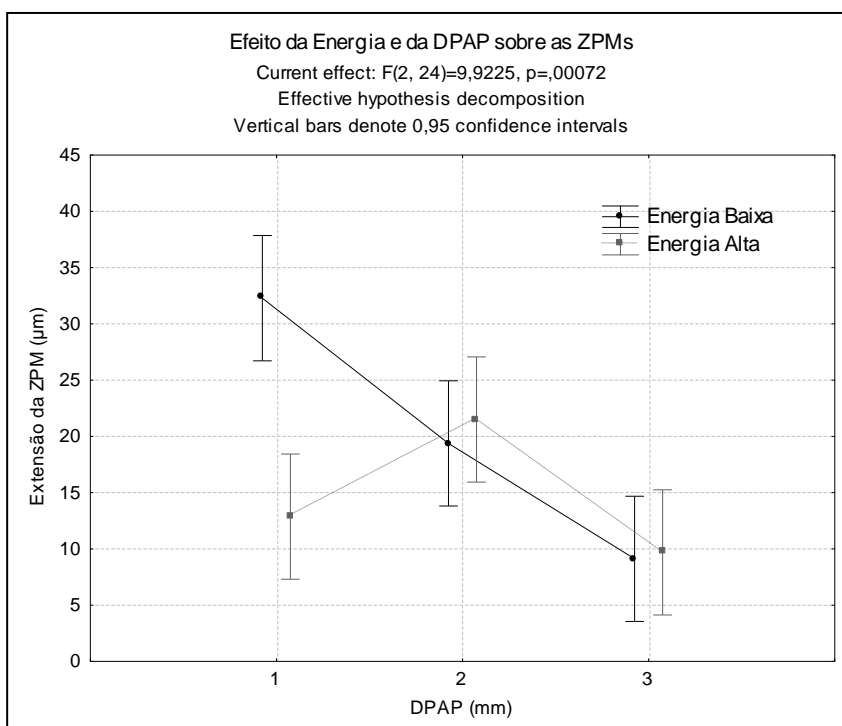
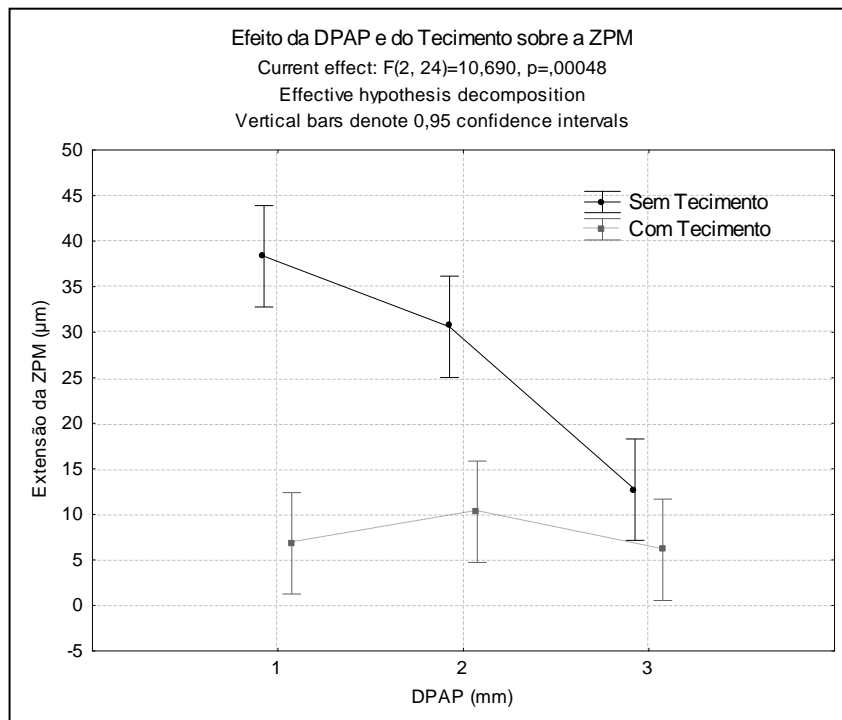
Fonte: o autor.

Uma poça mais fluida associada as forças que induzem os processos convectivos, como: o arraste aerodinâmico, as forças eletromagnéticas, a tensão superficial e os efeitos de flutuabilidade, favorecem a redução da extensão das Zonas Parcialmente Misturadas, uma vez que o que está sendo comprovado nesse estudo é que o movimento de convecção é o principal responsável por promover uma quebra dessa camada estagnada e uma melhor mistura do metal nessa região.

Os gráficos da Figura 18 mostram que com a utilização de tecimento e com o emprego de alta energia de soldagem os efeitos do aumento da DPAP não são significativos, pois, nessas condições, o efeito do movimento convectivo devido as forças eletromagnéticas e devido a oscilação do arco se sobrepõem ao efeito da DPAP. O mesmo não é observado nas condições que empregaram energia baixa e a não utilização de tecimento, nas quais a força motriz para convecção será, basicamente, a força de arraste aerodinâmico associada a um

volume de metal mais fluido evidenciando, assim, o efeito benéfico do emprego de uma maior DPAP.

Figura 18. Efeito da DPAP, do tecimento e da energia de soldagem na formação das ZPMs.



Fonte: o autor

Capítulo 5 - CONCLUSÕES

Com base nesse estudo, no qual avaliou-se os efeitos dos parâmetros de soldagem pelo processo TIG com alimentação de arame frio sobre as características e formação de zonas parcialmente misturadas em soldas dissimilares entre ligas a base de níquel e aço C-Mn, pôde-se concluir que:

- As oscilações do arco e agitação da poça de fusão, através da utilização de tecimento, favoreceram reduções significativas na extensão das ZPMs.
- O aumento da distância da ponta do eletrodo a peça (DPEP) de 6 mm para 10 mm ocasionou maior redução em termos de extensão das ZPMs.
- Foi observado ainda que a combinação de uma DPEP de 10 mm com o uso de corrente elevada (343 A) é uma ótima janela de operação visando a redução na formação das ZPMs.
- A corrente de soldagem exerce um papel fundamental no movimento convectivo da poça de fusão, através do efeito da força eletromagnética. As condições que apresentaram menor extensão de ZPM foram aquelas soldadas com maior corrente de soldagem
- O estudo do efeito da distância da ponta do arame a peça (DPAP) evidenciou que o emprego da maior distância (3 mm) reduziu a extensão das zonas.
- Os efeitos combinados do emprego de energia alta e da utilização de tecimento foram superiores ao efeito do aumento da DPAP sobre a redução da extensão das ZPMs.
- A janela de operação ótima para as condições avaliadas nesse estudo foram a utilização de tecimento, altas correntes de soldagem, DPEP de 10 mm e DPAP de 3 mm.

Capítulo 6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a análise microestrutural dessas zonas buscando relacionar os parâmetros de soldagem com as características microestruturais das ZPMs.
- Avaliar o efeito de outros parâmetros de soldagem como a velocidade de alimentação do arame.
- Estudar o efeito da técnica de ultrassom e da agitação na poça de fusão provocada por ela na formação das ZPMs.
- Analisar o efeito de diferentes formas de onda de tecimento sobre a formação dessas zonas.
- Avaliar as propriedades mecânicas dessas zonas através de ensaios mecânicos como microdureza, ensaios de impacto e de propagação de trincas.
- Empregar diferentes gases de proteção e outros níveis de DPEP a fim de comprovar o efeito da força de arraste no movimento convectivo da poça e na extensão das ZPMs.

Capítulo 7 – Referências Bibliográficas

AGUIAR, W.M., Revestimento por Soldagem MIG/MAG Empregando Ligas de Níquel para Aplicações em Componentes do Setor de Petróleo e Gás Natural. (Tese de Doutorado), Univesidade Federal do Ceará, 2010, 255p.

ASM, Nickel, Cobalt and their alloys. In (Ed.). ASM Specialty Handbook. Ed. ASM Intenational. Metals Park, Ohio, 4th ed.,2000.

ASM. Nickel and nickel alloys. In: (Ed.). Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 1, 10th ed. p. 950-994, 1990.

ASM. Nickel and nickel alloys. In: Casting. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 15, 10th ed., p. 815-823, 1993b.

ASM. Selection of Nickel, Nickel-Copper, Nickel-Chromium, and Nickel-Chromium-Iron Alloys. In: Welding, Brazing and Soldering. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 6, 10th ed., p. 586-592, 1993c.

AWS WELDING HANDBOOK. Materials and applications. 8th Edition, USA: American Welding Society (AWS), v2. 1991.

AWS. The Welding Encyclopedia. American Welding Society, Ed. Robert L. O'Brian, Miami, Florida, v.2, 8th ed., 1997.

AWS. Welding Handbook – Welding Process, Part 1. In: Gas Tungsten Arc Welding. Ed. American Welding Society, Miami, Florida, v.2, 9th ed., p.103-145, 2004.

BAESLACK III, W. A., LIPPOLD, J. C., SAVAGE, W. F. Unmixed zones formation in austenitic stainless steel. Welding Journal. v. 58, n. 6, p. 169-176, jun. 1979.

BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., GITTOS, M. F. Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation. In: CORROSION 2009. Atlanta, USA. NACE International, 2009.

BROOKS, C. R. Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys. Metals Park, Ohio: American Society for Metals. 1984. 420 p.

CUI, Y., XU, C.L., HAN, Q. Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation. Scripta Materialia, v. 55, p. 975–978, 2006.

DAVID, S. A., DEBROY, T. Current issues and problems in welding science. Science. v. 257, p. 497-502, 1992.

DEHMOLAEI, R., SHAMANIAN, M., KERMANPUR, A., Effect of Electromagnetic Vibration on the Unmixed Zone Formation in 25Cr–35Ni Heat Resistant Steel/Alloy 800 Dissimilar Welds. Materials Characterization. v.59, p1814-1817, 2008.

DOODY, T. Intermediate Mixed Zone in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. Welding Journal. v. 71, n. 3, p. 55-60, mar. 1992.

DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys. Welding Journal, v. 82, n. 6, pp. 125-56, 2003

DUPONT, J.N., LIPPOLD, J.C. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys. Hoboken: John Willey & Sons, 440p, 2009.

EISELSTEIN, H.L., TILLACK, D.J. Superalloy 718, 625 and Various Derivates. TMS Warrendale PA, Ed. Loria, p. 143, 1991.

FENSKE, J.A., Microstructure and Hydrogen Induced Failure Mechanisms in Iron-Nickel Weldments. (PhD Thesis). University of Illinois at Urbana-Champaign, 2010. 154p.

KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, J. A., POPE, A. M. Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. *Soldagem & Inspeção*. v. 12, pp.195-203, 2007.

KOU, S. *Welding Metallurgy*, 2nd ed. Wiley, New York, N.Y., 2003.

KOU, S., YANG, Y. K. Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds. *Welding Journal*. v. 86, n. 10, p. 303-312, out. 2007.

MIRANDA, E. C. Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio. (Dissertação). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009. 133p.

OMAR, A. A. Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds. *Welding Journal*. v. 87, n. 2, p 86-93, 1998.

ORNATH, F., SOUDRY, J., WEISS, B. Z., MINKOFF, I. Weld pool segregation during the welding of low alloy steels with austenitic electrodes. *Welding Journal*. v. 60, n. 11, p. 227-230, nov. 1981.

OSGBORN, J.S., OLSON, D.L. Influence of the Microstructural Evolution of Nickel base Weld Metal. *Materials Science and Engineering*, v. A 203, p 134-139. 1995.

ROWE, M. D., NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. *Welding Journal*. v. XX, n. X, pp. 31-37, 1999.

SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S. A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel. *Welding Journal*. v. 55, p. 260-268, 1976.

SAVAGE, W. F., SZEKERES, E. S. A mechanism for crack formation in HY-80 steel weldments. *Welding Journal*. v. 46, p. 94-96, 1967.

SILVA, C.C., Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com alimentação de Arame Frio – Aspectos Operacionais e Metalúrgicos. (Tese de Doutorado) Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010, 322p.

SILVA, C.C., MIRANDA, H.C., MOTTA, M.F., FARIAS, J.P., AGUIAR, W.M., Influence of Welding in Operational Conditions on the Partial Mixed Zone Formation in Ni-Based Dissimilar Weld Overlay. *Proceedings 9th International Trends in Welding Research Conference*. Chicago - IL, 2012.

SIMS, C. T. Superalloys: genesis and character. In: Sims, C. T., Stoloff, N. S. e Hagel, W. C. (Ed.). *Superalloys II*: John Wiley & Sons Inc., 1987.

THOMAS, C., TAIT, P. The performance of Alloy 625 in long-term intermediate temperature applications. *International Journal of Pressure Vessel & Piping*. v. 59, p. 41-49, 1994.

YANG, Y. K., KOU, S. Weld-Bottom macrosegregation caused by dissimilar filler metals. *Welding Journal*. v. 86, n. 11, p 379-387, 2007.