

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ESTUDO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA DE JUNTAS SOLDADAS  
DE METAIS DISSIMILARES UTILIZADOS NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS

Mariana Karla Gurjão Pontes

Campina Grande  
Fevereiro/2012

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ESTUDO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA DE JUNTAS SOLDADAS  
DE METAIS DISSIMILARES UTILIZADOS NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS**

Mariana Karla Gurjão Pontes

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
como requisito parcial à obtenção do título  
de MESTRE EM ENGENHARIA  
MECÂNICA.

Orientador: Dr. Theophilo Moura Maciel

Agência Financiadora: ANP/FINEP/PD-PETRO

Campina Grande- PB

Fevereiro/2012

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

P814e Pontes, Mariana Karla Gurjão.  
Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás / Mariana Karla Gurjão Pontes. - Campina Grande, 2012.  
92f.: il. col.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina, Centro de Ciências e Tecnologia.  
Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel.  
Referências.

1. Soldagem Dissimilar. 2. Amanteigamento. 3. Tenacidade ao impacto. 4. Tensão Residual. I. Título.

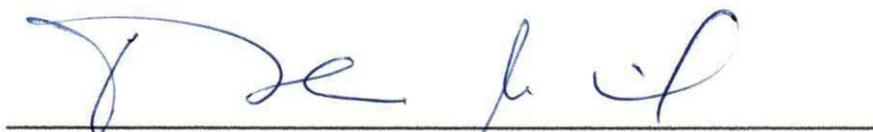
CDU 621.791.9 (043)

UFCG - BIBLIOTECA - CAMPUS I	
14-05-12	M23-2012
doeado	

ESTUDO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA DE JUNTAS SOLDADAS DE  
METAIS DISSIMILARES UTILIZADOS NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS

**Mariana Karla Gurjão Pontes**

Dissertação Aprovada em 27/02/2012 pela banca examinadora constituída dos  
seguintes membros:



Dr. Theophilo Moura Maciel

Orientador

UFCG/PPGEM/UAEM



Dr. Marco Antonio dos Santos

Examinador Interno

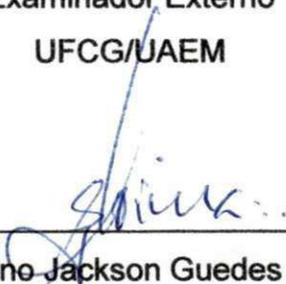
UFCG/PPGEM/UAEM



Dr. Walman Benício de Castro

Examinador Externo

UFCG/UAEM



Dr. Severino Jackson Guedes de Lima

Examinador Externo

UFPB/CT

## **DEDICATÓRIA**

Ao meu amado Raphael Henrique Falcão de Melo e a minha família querida, que são, para mim, a força que me impulsiona para lutar pelos meus ideais.

## **VITAE DO CANDIDATO**

(Engenheira de Materiais, UFCG 2008)

- Engenheiro de Materiais pela UFCG (2008).
- Especialização em Engenharia e Segurança do Trabalho pela FACULDADE ANGLO AMERICANA (2011).

## **AGRADECIMENTOS**

Acima de tudo tenho que agradecer a Deus por ser tão Bondoso e Caridoso para comigo todos os dias de minha vida, me permitindo concluir etapas tão importantes como esta.

A minha família que é a base da minha vida, a minha querida e maravilhosa mãe Elza Gurjão Pontes, meu querido pai Hélio Hermínio Pontes e a meus irmãos Marcos Rodrigo Gurjão Pontes, Dhélio Ramos Pontes e Kátiusca Kelly Ramos, por me ensinarem o valor do verdadeiro amor, e estarem sempre me ajudando cada um à sua maneira. Aos meus amados tios e primos que me incentivam sempre nesse minha caminhada.

Ao meu querido Raphael Henrique Falcão de Melo, que durante o decorrer desse tempo tornou-se meu amigo, meu confidente, meu namorado e uma das pessoas mais importantes de minha convivência, tão presente todos os dias com seu amor, seu carinho e acima de tudo com sua paciência, peça fundamental para esse trabalho e para minha vida.

A Theophilo Moura Maciel por ter me orientado neste trabalho.

Aos meus amigos do Labsol Livia Neves, Jailson Nóbrega, Flávia Resende, Socorro Silva, André Alves, Aureliano Xavier, Andreson Laurssen e a todos que comigo conviveram durante o tempo do mestrado, em especial a Fernando José que tanto me ajudou tornando-se um querido amigo. E a todos os demais que contribuíram direta ou indiretamente com este trabalho.

# ESTUDO DA COMPATIBILIDADE METALÚRGICA DE JUNTAS SOLDADAS DE METAIS DISSIMILARES UTILIZADOS NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS

## RESUMO

Este trabalho teve como objetivo avaliar a influência do amanteigamento com ligas de níquel com uma e duas camadas em juntas soldadas dissimilares sobre a susceptibilidade à fragilização, analisando o efeito dos parâmetros de soldagem e do tipo de gás de proteção em juntas com e sem tratamentos térmicos diferentes sobre a microestrutura, a microdureza, a resistência ao impacto e o nível de tensões residuais na ZTA dessas juntas soldadas. Para isso foi feito um planejamento experimental a fim de definir os melhores parâmetros de amanteigamento e de enchimento da junta soldada. O processo de soldagem utilizado foi o processo MIG automatizado. Como metais de base foram utilizados o aço AISI 8630 e um aço C-Mn, como consumíveis a superliga de níquel AWS ER NiCrMo-3 e dois tipos de gás de proteção, o argônio puro e a mistura argônio/hélio 25%. Após a determinação dos parâmetros de amanteigamento foi feito o enchimento das juntas variando também o gás de proteção. Foram realizados diferentes tratamentos térmicos de alívio de tensões (TTAT) nas juntas com um passe de amanteigamento com as temperaturas de 720°C por 4 horas, 676 °C por 3 horas e na junta com e sem amanteigamento na temperatura de 676°C por 2 horas. A partir das juntas soldadas, foram retiradas amostras para caracterização através dos ensaios de microdureza e testes de tenacidade ao impacto (Charpy). Os resultados obtidos indicaram que a aplicação da dupla camada de amanteigamento é eficaz na técnica da redução de fragilidade das juntas, proporcionando redução significativa na extensão da região de grãos grosseiros e aumento da resistência ao impacto da zona termicamente afetada do aço AISI 8630 similar aos valores obtidos nas juntas submetidas aos tratamentos térmicos de alívio de tensões.

**Palavras Chave:** Soldagem dissimilar, amanteigamento, Tenacidade ao impacto, Tensão residual.

# STUDY OF THE METALLURGICAL COMPATIBILITY OF WELDED JOINTS OF DISSIMILAR METALS USED IN OIL AND GAS SECTOR

## **ABSTRACT**

This study aimed to evaluate the influence of the first and second buttering layer with nickel alloys of dissimilar welded joints on the susceptibility to embrittlement, by examining the influence of the welding parameters and the type of shielding gas on these joints with and without different heat treatments, on the microstructure, hardness, impact resistance and the level of residual stresses in the HAZ of these welded joint. For this an experimental design was done in order to define the best parameters for buttering and filling of the weld joint. GMAW process was used. AISI 8630 and C-Mn steels were used as base metal and AWS ER NiCrMo-3 wire as filler metal. Pure Argon and a mixture Argon/ helium was used as shielding gas. After the determination of buttering parameters it was performed the filling of the joints also varying the shielding gas. Different heat treatments of stress relief (HTSR) were performed in the joints with a layer of buttering with the temperatures of 720 ° C for 4 hours, 676 °C for 3 hours and the joints with and without buttering in the temperature of 676 ° C for 2 hours. From the welded joints, samples were taken for characterization by microhardness tests and impact toughness test (Charpy). The results showed that application of the double layer of buttering technique is effective in the reduction of brittleness of the joints, promoting a significative reduced in the coarse grain region and increasing impact resistance similar of those obtained by HTSR.

Keywords: Dissimilar welding, buttering, impact toughness, residual stress.

# Sumário

AGRADECIMENTOS.....	i
RESUMO .....	ii
ABSTRACT.....	iii
ÍNDICE DE TABELAS .....	vi
ÍNDICE DE FIGURAS.....	vii
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	xi
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 OBJETIVOS .....	3
2.1 Objetivo Geral.....	3
2.2 Objetivo Específico .....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	4
3.1 Aços de Baixa Liga. ....	4
3.2 Ligas de Níquel.....	5
3.3 Soldagem GMAW .....	7
3.3.1- Variáveis do Processo .....	8
3.4 Soldagem de Metais Dissimilares.....	16
3.5 Técnicas de Amanteigamento com Dupla Camada.....	21
3.6 Tensões Residuais. ....	24
3.6.1 Classificação das Tensões Residuais.....	24
3.6.2 Desenvolvimento das Tensões Residuais.....	26
3.6.3 Métodos para Determinação das Tensões Residuais .....	30
3.7 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões .....	33
3.8 Ensaio de Impacto em Junta Soldada. ....	35
3.9 Planejamento Experimental .....	37
3.9.1 Diretrizes para o Planejamento de Experimentos .....	38
3.9.2 Tipo de Planejamento Experimental.....	40
3.9.3 Análise da Variância dos Efeitos do Experimento Fatorial $2^k$ .....	42
3.9.4 Metodologia de Superfície Resposta.....	43
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	46
4.1 Materiais de Consumo.....	46
4.1.1 Metal de Base .....	46
4.1.2 Metal de Adição.....	46

4.1.3 Elementos de Proteção .....	47
4.2 Equipamentos Utilizados .....	47
4.2.1 Equipamentos Empregados nas Soldagens .....	47
4.2.2 Equipamentos para Preparação Metalográfica .....	48
4.2.3 Equipamento para Realização das Medidas de Tensões Residuais	48
4.2.4 Equipamento para Realização do Ensaio de Microdureza.....	50
4.2.5 Equipamento Utilizado para Realização do Ensaio de Impacto Charpy.....	51
4.3 Metodologia .....	51
4.3.1 Aplicação do Amanteigamento.....	51
4.3.2 Preenchimento da Junta Soldada .....	53
4.3.3 Realização do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões .....	54
4.3.4 Preparação Metalográfica e Microdureza.....	55
4.3.6 Teste de Impacto.....	56
4.3.7 Medidas de Tensão Residual por Difração de Raios – X.....	57
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	58
5.1 Determinação dos Parâmetros de “Amanteigamento” .....	58
5.1.1 Influência dos Parâmetros de Soldagem Sobre a Extensão da ZTA	61
5.2 Microestrutura e Microdureza .....	63
5.2.1 Microdureza .....	63
5.2.2 Microestrutura .....	66
5.2.3 Ocorrência de Zonas Parcialmente Diluídas .....	68
5.3 Resistência ao Impacto.....	72
5.4 Valores dos Níveis de Tensões Residuais.....	76
6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES.....	82
6.1 Conclusões .....	82
6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros.....	83
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS .....	84

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades mecânicas do ferro e do níquel. ....	6
Tabela 2: Matriz de planejamento de um experimento $2^3$ . ....	41
Tabela 3: ANOVA de um experimento fatorial com dois fatores. ....	43
Tabela 4: composição química dos metais de base. ....	46
Tabela 5: composição química do metal de adição. ....	47
Tabela 6: Fatores de controle utilizados na determinação dos melhores parâmetros de amateigamento. ....	52
Tabela 7: Matriz de planejamento experimental $2^3 + 3$ pontos centrais ....	53
Tabela 8: Parâmetros de soldagem utilizados na união. ....	54
Tabela 9: Parâmetros dos Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensões ....	55
Tabela 10: Características do reforço e da zona termicamente afetada do revestimento. ....	58
Tabela 11: Nível de significância dos fatores de controle sobre as variáveis respostas. ....	59
Tabela 12: Análise de variância (ANOVA) para a extensão da ZTA. ....	60
Tabela 13: valores de resistência ao impacto para o metal de base ....	72
Tabela 14: Tensão residual média na superfície da junta soldada correspondente ao passe de acabamento. ....	78
Tabela 15: Tensão residual média na superfície da junta soldada correspondente a raiz da junta soldada. ....	81

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Esquema da soldagem GMAW. ....	8
Figura 2: Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros. (WAINER e BRANDI, 1992).....	10
Figura 3: Efeito da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta. (ASM INTERNATIONAL, 1993).....	11
Figura 4: Cordão em forma de Chapéu, produzido pelo uso de excessiva tensão. (FORTES, 2004).....	12
Figura 5: Esquema da extensão de eletrodo.....	12
Figura 6: Influência do posicionamento da tocha. ....	13
Figura 7: Perfil de cordões de solda utilizando diferentes gases (BRACARENSE et al., 2009). ....	15
Figura 8: Regiões presentes em uma junta soldada. ....	16
Figura 9: Estrutura Praia (KEJELIN,2006) ....	19
Figura 10: Estrutura de Península.....	20
Figura 11: Estrutura de Ilhas. ....	20
Figura 12: Estrutura de Baías. (KEJELIN, 2006).....	21
Figura 13: Reparo sem TTPS pela técnica da dupla camada. ....	22
Figura 14: Corpo de prova com solda simples ..... 22	22
Figura 15: Corpo de prova com aplicação de dupla camada. ....	23
Figura 16: Diferentes tipos de macro e micro tensões residuais.....	25
Figura 17: Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento.....	26
Figura 18: Arranjo de três barras fixas nas extremidades. (a) sem aquecimento. (b) barra central sendo aquecida.....	27
Figura 19: Efeito da temperatura sobre as tensões na barra central (Welding Handbook, 1991).....	28
Figura 20: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) (MODENESI, 2001).29	29

Figura 21: Distribuição de tensões residuais. a) Tensão longitudinal em uma solda. b) Tensão transversal em uma soldagem de passe único.....	30
Figura 22: Difração de raios – X para distância interplanar (NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005).....	32
Figura 23: Tensão plana em uma superfície mostrando a mudança no espaçamento interplanar com a inclinação $\psi$ para tensão uniaxial $\sigma\phi$ paralela a superfície (PREVÉY, 1986).....	33
Figura 24: Dependência linear de $2\theta$ em relação a $\text{sen}^2\Psi$ .....	33
Figura 25: Perfil de dureza para uma junta soldada de um aço de alta resistência e baixa liga. Fonte: Albuquerque et al. (1999).....	36
Figura 26: Localização do entalhe em diferentes regiões de uma junta soldada (a) três regiões distintas (b) entalhe localizado no metal de solda, (c) na região de grãos grosseiros e (d) na região de grãos finos. Fonte: Albuquerque et al. (1999).....	37
Figura 27: Junta soldada em K. Fonte: Anderson (1995).....	37
Figura 28: Superfície resposta tridimensional plana.....	44
Figura 29: superfície resposta tridimensional não plana .....	45
Figura 30: Máquina de soldagem MIG/MAG .....	48
Figura 31: Difratômetro portátil para análises de tensão residual. ....	49
Figura 32: Diagrama esquemático do espectro de raios – X de um tubo (NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005).....	49
Figura 33: Microdurômetro digital FM-700 Future Tech. ....	50
Figura 34:(a) Brochadeira LS71-UV, (b) Máquina de ensaio de impacto JB-W300.....	51
Figura 35:(a) Uma camada de amanteigamento e (b) duas camadas de amanteigamento (Inconel 625).....	52
Figura 36: Ilustração da sobreposição utilizada na aplicação do amanteigamento.....	53
Figura 37: Esquema do procedimento de soldagem realizado para preenchimento da junta.....	54
Figura 38: Perfil da microdureza na junta soldada. ....	56
Figura 39:Esquema da medida de zonas parcialmente diluídas. ....	56
Figura 40: (a) corpo de prova charpy com entalhe em V; (b) Imagem da região de retirada do CP e usinagem do entalhe a 1,00 mm da linha de fusão. ....	57

Figura 41: Disposição dos pontos na análise de tensão residual.....	57
Figura 42:Valores experimentais versus valores preditos pelo modelo associado a extensão da ZTA.....	61
Figura 43:Influência de $V_a$ e $U$ sobre a Zona Termicamente Afetada dos amanteigamentos.....	61
Figura 44:Influência de $V_s$ e $U$ sobre a Zona Termicamente Afetada dos amanteigamentos.....	62
Figura 45: Perfil de microdureza média em HV para as oito condições de soldagem, (a) condições sem tratamento térmico de alívio de tensões e (b) com tratamento térmico de alívio de tensões.....	64
Figura 46:Juntas com 1 passe de “amanteigamento” soldada com argônio (a), com 2 passes de “amanteigamento” soldada com argônio (b), com 1 passe de “amanteigamento” soldada com argônio/hélio (c) e com 2 passes de “amanteigamento” soldada com argônio/hélio (d). Ampliação: 500x.....	66
Figura 47:Juntas soldadas com 1 passe de “amanteigamento” com TTAT a 676 °C por 2 horas (a), a 720 °C por 4 horas (b), a 676 °C por 3 horas (c) e sem passe de amanteigamento com TTAT a 676 °C por 2 horas (d). Ampliação: 500x.....	67
Figura 48:Box-plot da distribuição de microdurezas ao longo da linha de fusão.....	69
Figura 49:Distribuição das endentações a fim de avaliar os níveis de dureza adjacentes a linha de fusão nos CP 1 (a), CP 2 (b), CP 3 (c), CP 4 (d), CP 5(e), CP 6 (f), CP 7 (g) e CP 8 (h). .....	70
Figura 50:Zona parcialmente diluída na forma de península no corpo de prova 3 Ampliação: 500x.....	71
Figura 51:Zona parcialmente diluída na forma de ilha no corpo de prova 5. Ampliação: 500x.....	71
Figura 52:Valores de energia absorvida para todas as condições de soldagem.....	73
Figura 53: Aspecto da superfície de fratura para as condições C1 (a), C2 (b), C3 (c), C4 (d), C5 (e), C6 (f), C7 (g) e C8 (h).....	75
Figura 54: Dimples planos na amostra da condição C5.....	76

Figura 55:Distribuição das tensões residuais ao longo da junta soldada, tensões residuais longitudinais (a) e tensões residuais transversais (b) na superfície correspondente ao passe de acabamento.....	77
Figura 56:Distribuição das tensões residuais ao longo da junta soldada, tensões residuais longitudinais (a) e tensões residuais transversais (b) na superfície correspondente ao passe de raiz.....	80

## SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

### **Letras latinas**

C	Carbono	
D	Diluição	%
d	Distância interplanar	Å
E	Módulo de elasticidade	GPa
H	Energia de soldagem	kJ/cm
K	Temperatura	Kelvin
k	Número de experimentos	
m	Massa	kg
n	Ordem de difração	
P	Fósforo	
P	Nível de significância	
R <sup>2</sup>	Ajuste da curva	
r	Reforço	mm
S	Enxofre	
t	Tempo	s
U	Tensão	V

### **Letras Gregas**

$\alpha$	Radiação do tipo alfa	
$\beta$	Radiação do tipo beta	
$\delta$	Morfologia da ferrita	
$\epsilon$	Deformação verdadeira	%
$\sigma$	Tensão Residual	MPa
$\varphi$	Ângulo gradiente	°

$\psi$	Ângulo azimutal	°
$\theta$	Ângulo de difração	°
$\rho$	Densidade linear	kg/m
$\lambda$	Comprimento de onda	Å
$\mu$	Média	
$\nu$	Coefficiente de Poisson	
$\sigma^2$	Variância	

### **Abreviações**

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
CCC	Cúbica de corpo centrado
CCPD	Corrente contínua com polaridade direta
CCPR	Corrente contínua com polaridade reversa
CFC	Cúbica de face centrada
CP	Corpo de prova
Cr	Cromo
CV	Coefficiente de variação (ou variabilidade)
Cu	Cobre
DBCP	Distância do bico de contato a peça
Fe	Ferro
gf	Gramasforça
GMAW	<i>Gas metal arc welding</i>
Si	Silício
MB	Metal de base
Mn	Manganês
MS	Metal de solda
Mo	Molibdênio

Ni	Níquel	
$V_a$	Velocidade de alimentação do arame	m/min
$V_s$	Velocidade de soldagem	cm/min
ZF	Zona fundida	
ZPD	Zona parcialmente diluída	
ZTA	Zona termicamente afetada	

## 1 INTRODUÇÃO

A necessidade do aumento da vida útil e da garantia com relação a riscos por falha que comprometam o pleno funcionamento dos equipamentos do setor de petróleo e gás que atuam em ambientes submarinos tem conduzido a pesquisas focadas para este campo (CAMPOS, 2002; SILVA, 2007; FONTES, 2008). As principais propriedades que estes equipamentos devem possuir neste ambientes são a resistência à corrosão (PESSOA, 2009; SILVA, 2009; PEREZ, 2005) e à fragilização por hidrogênio (LANCASTER, 1999; PARKINS, 2000; COUDREUSE et al., 1999). Com relação à primeira propriedade, têm-se utilizado revestimentos à base de aços inoxidáveis e de ligas de níquel aplicados por soldagem ou por processo de cladeamento em aços carbono (MELO, 2011). Com relação à segunda propriedade as soluções tornam-se mais difíceis principalmente quando se têm equipamentos constituídos de aço carbono de alta resistência onde este problema tende a se agravar devido à maior facilidade de surgimento de microestruturas frágeis e aos maiores níveis de tensões residuais (LANCASTER, 1999; FONTES, 2008).

Em vários tipos de equipamentos deste setor, existe a necessidade de se unir por soldagem este tipo de aço revestido com ligas de níquel entre si ou com outras ligas de níquel resistentes à corrosão (DOS SANTOS, 1992). Sendo assim, o risco de ocorrência deste tipo de problema estará sempre presente, devido à microestrutura frágil presente na zona termicamente afetada (ZTA) dos aços de elevada resistência temperados e revenidos utilizados em válvulas (MANGANELLO, 1992; CZYRYCA et al., 1990). Sempre que surge um novo tipo de aço ou uma nova liga para revestimento este problema tem que ser novamente investigado e testado.

Os fatores que devem ser controlados para evitar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio são: a microestrutura presente na ZTA, o nível de dureza e tensões residuais e as fontes de hidrogênio, que podem ser oriundos do próprio processo de soldagem, da proteção catódica aplicada na tubulação para proteção contra corrosão bem como do transporte de hidrocarbonetos (LANCASTER, 1999; DOS SANTOS, 1992). A presença de microestruturas

frágeis como a martensita, que possui elevada dureza, associada a um alto nível de tensões residuais tratativas favorece o processo de fragilização. Sendo assim, uma maneira indireta de avaliar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio é através da quantificação da dureza, da microestrutura, do nível de tensões residuais e do ensaio de impacto na ZTA destes aços.

A aplicação de tratamentos térmicos de alívio de tensões (TTAT), uma prática comum das normas de construção de estruturas de aço soldadas, para reduzir as altas tensões residuais remanescentes do processo de soldagem e melhorar a tenacidade à fratura, pode ser utilizada tanto durante a fabricação do equipamento como após cada reparo em estruturas. Estes tratamentos quando não seguem rigorosamente as normas estabelecidas podem, em alguns casos, devido às temperaturas relativamente altas alcançadas e, ao longo tempo de permanência nestas temperaturas, proporcionar modificações microestruturais relevantes ou precipitação indesejada de carbonetos, que alteram significativamente as propriedades mecânicas da junta (COSTA et al., 1993). Uma segunda alternativa, bem mais viável, é a aplicação do amantecimento em várias camadas, esta técnica promove o refino de grão, redução da dureza na ZTA e, conseqüentemente, um aumento da tenacidade da ZTA das juntas soldadas (HIGUCHI, SAKAMOTO, TANIOKA, 1980; TEIXEIRA, POPE, 1992).

Um estudo nesta área de atuação é, portanto, de indiscutível importância para o setor de petróleo e gás e mais especificamente para instalações “offshore” dada à grande agressividade do meio marinho e sua proposta é de evitar ou minimizar grandes problemas provocados pela fragilização por hidrogênio em juntas soldadas.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Este trabalho tem como objetivo avaliar a influência do processo de amanteigamento com ligas de níquel sobre a fragilização e o nível de tensões residuais de juntas soldadas de metais dissimilares utilizadas no setor offshore da indústria do petróleo.

### **2.2 Objetivo Específico**

- Determinar a influência dos parâmetros de soldagem na aplicação do amanteigamento com ligas de níquel utilizando a técnica de planejamento fatorial;
- Avaliação da influencia do tratamento térmico de alívio de tensões, bem como a influencia da segunda camada de amanteigamento sobre a microestrutura; a microdureza, a resistência ao impacto e o nível de tensões residuais na zona termicamente afetada das juntas soldadas,

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços de Baixa Liga.

De acordo com a Associação Americana de Materiais, a *ASM International* (1990) entre outras normas, os aços podem ser classificados como:

- Aços carbono de baixo, médio ou alto carbono;
- Aços de alta resistência e baixa liga ARBL ( *high strenght low alloy- HSLA*);
- Aços baixa liga (*Low alloy steel*), que se trata dos aços de interesse neste trabalho.

Os aços de baixa liga podem ainda, de acordo com a *ASM International* (1990), ser subclassificados em temperados e revenidos de baixo carbono, temperados e revenidos de médio carbono, aços para mancais e os resistentes ao calor do tipo Cr-Mo (FONTES, 2008; ASM INTERNATIONAL, 1990).

Na condição de temperado e revenido, apresentam como microestrutura preferencial a martensita revenida. As diferenças observadas na microestrutura destes aços estão principalmente ligadas ao teor de carbono do aço, temperatura de revenido e, eventualmente, tamanho de grão austenítico anterior (COLPAERT, 2008).

Em aços temperados e revenidos não é incomum obter-se microestruturas complexas, de difícil caracterização por microscopia ótica, como no caso de aços multifásicos, sendo de difícil caracterização a presença de componentes aciculares (martensita e bainita), nem diferenciar a presença de alguma ferrita de austenita retida (MEI & SILVA, 2006; COLPAERT, 2008). Dentre os principais aços temperados e revenidos temos: os da série 43XX, o 52100, o 4145 e o AISI 8630.

O aço AISI 8630 tem sido amplamente empregado em seções espessas de forjados para aplicações em completação de poços de petróleo

(COLPAERT, 2008). Para ter um melhor valor de tenacidade, elevada temperabilidade e uma boa relação dureza-resistência mecânica é usual adicionar a estes aços entre 0,6 e 1 % de Ni, obtendo-se assim o aço 8630 modificado, que é utilizado neste trabalho. Entretanto com a adição do níquel neste aço se obtém uma característica indesejável que é o aumento da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio (COLPAERT, 2008; FONTES, 2008).

### **3.2 Ligas de Níquel.**

A descoberta do monel que envolveu uma liga de Ni- Cu resistente a altas tensões, à água do mar, à corrosão atmosférica, aos vários ácidos e às soluções alcalinas, contribuíram com o uso cada vez maior do níquel e suas ligas nas mais diversas aplicações (MAGALHÃES, 2008; NUNES, 2006).

O níquel apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), e não sofre alterações alotrópicas até o seu ponto de fusão. Sua estrutura confere boas propriedades tais como, boa tenacidade, ductilidade, boa resistência mecânica tanto em altas como em baixas temperaturas, resistência à corrosão e à oxidação na maioria dos meios (PÈREZ, 2005; AGUIAR, 2010).

Uma das grandes desvantagens do níquel está no seu elevado custo, fazendo com que não seja viável a produção de componentes maciços nestas ligas. No entanto, o uso das superligas de níquel como metal de adição em soldagens para fins especiais tem sido bastante corriqueiro (NUNES, 2006).

O níquel possui densidade e propriedades mecânicas próximas a do ferro, mas sua metalurgia é bastante diferente. Na Tabela 1, observa-se a similaridade entre as propriedades mecânicas destes aços. Como diversos elementos químicos possuem maior solubilidade no níquel que no ferro são desenvolvidas várias ligas com várias características (SILVA, 2010; AGUIAR, 2010).

Tabela 1: Propriedades mecânicas do ferro e do níquel.

Propriedades	Ferro	Níquel
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7,87	8,89
Ponto de Fusão (°C)	1535	1453
Coef. Exp. Térmica (20 °C) (1/°C)	1,18 x 10 <sup>-5</sup>	1,33 x 10 <sup>-5</sup>
Cond. Térmica (25 °C) (W/mK)	80	92
Resistividade (m)	9,7 x 10 <sup>-8</sup>	7 x 10 <sup>-8</sup>
Módulo de Elasticidade (GPa)	211	204

Essas ligas podem ser classificadas em 4 grupos com base no mecanismo de aumento de resistência (ASM, 1990; SILVA, 2010;AGUIAR,2010):

- Ligas endurecidas por solução sólida;
- Ligas endurecidas por precipitação;
- Ligas endurecidas por dispersão de óxidos;
- Ligas fundidas.

As ligas endurecidas por soluções sólidas geralmente são utilizadas na condição de recozimento e são do tipo Níquel 200, Ni- Cu, Ni-Cr, Ni-Fe-Cr, Ni-Mo, Ni-Cr-Mo. O endurecimento nestas ligas se dá quando um ou mais elementos são adicionados a outro para formar uma composição homogênea (NUNES, 2006; PÉREZ, 2005).

A adição de elementos como Cromo e Molibdênio, por exemplo, além de contribuir para o endurecimento por solução sólida, aumentam a resistência mecânica e a corrosão. O Nióbio aumenta a resistência à fluência e o alumínio e o titânio à estabilidade térmica (PÉREZ, 2005; KEJELIN, 2006).

O desenvolvimento da Liga NiCrMo-3, ou como é comercialmente conhecida a liga Inconel 625 se deu devido a finalidade de suprir a demanda de materiais de alta resistência para uso de plantas de energia super crítica e concluído com a venda comercial desta liga entre os anos de 1962 e 1963 (PÉREZ,2005;KEJELIN,2006).

PÉREZ (2005) afirma que a formação de fases intermetálicas nas ligas de Inconel 625, podem se formar no estágio final da solidificação, que ocorre na solda, devido a expulsão destes elementos do líquido quando está solidificando, aumentando assim a sua concentração no líquido remanescente. Este líquido remanescente solidificará formando os precipitados observados na soldagem da liga Inconel 625.

KHOLER *apud* PÉREZ 2005 referencia que na faixa de temperatura de envelhecimento de 600-900°C a liga 625 mostra uma severa perda de ductilidade. Uma baixa energia de impacto foi determinada após o envelhecimento na faixa de temperatura de 700-800°C. A perda de ductilidade é causada pela precipitação da fase tetragonal Ni<sub>3</sub> (Nb, Al, Ti) e ortorrômbica Ni<sub>3</sub> (Nb, Mo). A energia de impacto é mais afetada pela fase ortorrômbica.

As ligas de níquel possuem uma ampla utilização na união de aços de alta resistência temperados e revenido, devido ao fato de apresentarem estruturas cúbicas de faces centradas e por isso não são susceptíveis à fragilização por hidrogênio, por possuírem boas propriedades na sua utilização em elevadas temperaturas, apresentam elevada tenacidade e uma alta capacidade de acomodar defeitos no metal de solda, e possuem uma baixa temperatura de transição dúctil frágil, além de sua boa soldabilidade com o ferro.

### **3.3 Soldagem GMAW**

A soldagem a arco com proteção gasosa (Gas Metal Arc Welding-GMAW) é um processo que se baseia na fonte de calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame consumível, alimentado continuamente, a peça a soldar. A proteção do arco e da região da solda contra contaminação pela atmosfera é feita por um gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos, que dá o nome do processo MIG/MAG, dependendo do gás a ser usado, MIG que representa *Metal Inert Gas* (proteção por um gás ou mistura inerte) ou MAG, *Metal Active Gas* (mistura de um ou mais dos gases ativos com gás inerte ou CO<sub>2</sub> puro). É possível ver o esquema deste processo na Figura 1 (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; BRACARENSE *et al.*, 2009).

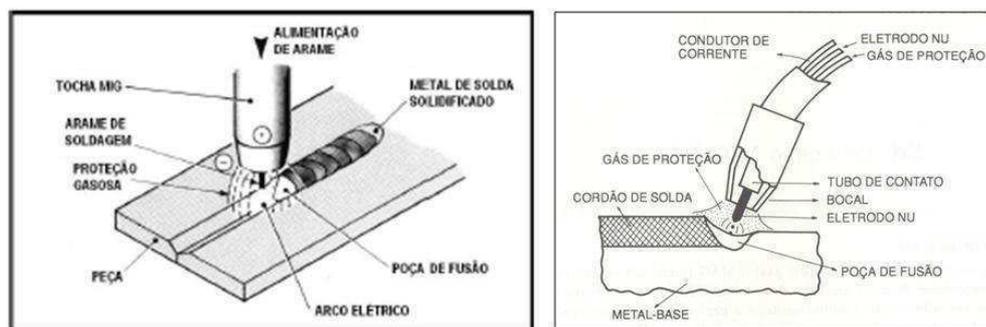


Figura 1: Esquema da soldagem GMAW.

O processo MIG/MAG pode ser completamente automático, quando o movimento da tocha é feito por uma máquina e o soldador é responsável apenas pela iniciação e interrupção da soldagem e pode ser também uma soldagem semiautomática quando a tocha é conduzida manualmente pelo operador, todavia em ambos os casos a alimentação do arame é feita de forma contínua, onde o equipamento mantém por si só, a velocidade de alimentação e o comprimento do arco constantes. (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; BRACARENSE *et al.*, 2009).

O processo MIG é adequado à soldagem de aços-carbonos, aços de baixa liga, média e alta liga, aços inoxidáveis, alumínio e ligas, magnésio e ligas e cobre e ligas. O processo MAG é utilizado na soldagem de aços de baixo carbono e aços de baixa liga (WAINER *et al.*, 1992).

O arame usado é chamado de arame-eletrodo, ou simplesmente eletrodo, pois a partir do ponto de contato elétrico até o metal de base, ele passa a ter a função de condutor elétrico. A manutenção do arco é garantida pela alimentação contínua do arame eletrodo, onde o comprimento do arco, em princípio, mantido aproximadamente constante pelo próprio sistema, independentemente do movimento e da altura da tocha pelo soldador (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; BRACARENSE *et al.*, 2009).

### **3.3.1- Variáveis do Processo**

É grande o número de variáveis que o processo MIG/MAG possui, e por isso o ajuste de todas essas variáveis torna-se um pouco complexa. Existe

uma correlação e uma dependência muito grande entre elas, ou seja, dificilmente se consegue regular só uma variável sem alterar a geometria do cordão e a produção. Por isso vamos tratar aqui de algumas destas variáveis mais importantes do processo que são as que afetam a aparência, a geometria e a qualidade dos cordões de solda (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; PESSOA 2009).

#### 3.3.1.1-Tipo de Corrente de Soldagem.

Este parâmetro influencia diretamente na taxa de fusão do arame-eletrodo, na largura, na penetração e no reforço do cordão de solda. Se as demais variáveis do processo estiverem constantes o aumento da corrente proporciona um aumento na taxa de deposição, na penetração e na largura do cordão de solda. A corrente de soldagem é diretamente proporcional à velocidade de alimentação do arame, se for utilizada uma fonte de tensão constante, ou seja, se aumentar a velocidade de alimentação a corrente de soldagem também irá aumentar e vice-versa. Em soldas de passe simples, a corrente deve ser escolhida para proporcionar a desejada penetração; em soldas de passes múltiplos ela deve proporcionar a quantidade desejada de enchimento, (ASM, 1993b; PESSOA, 2009).

É importante que a corrente escolhida esteja dentro da faixa adequada para o diâmetro de eletrodo que está sendo utilizado; correntes elevadas produzem cordões altos e estreitos, além de mordeduras; se for muito baixa produz um arco instável, (ASM, 1993)

#### 3.3.1.2 Polaridade da Corrente

Este parâmetro descreve a conexão elétrica da tocha de soldagem com relação aos terminais de corrente da saída da fonte de tensão. A polaridade da corrente tem grande influência no modo de transferência.

Corrente contínua com polaridade reversa (CCPR) - é o tipo de corrente geralmente utilizada no MIG/MAG. No caso do gás de proteção ser argônio ou misturas ricas em argônio, podem-se ter os quatro modos de transferência

metálica (curto circuito, globular, spray e pulsada). Dependendo do valor da corrente de soldagem e de ser ela pulsada ou não (WAINER e BRANDI 1992).

Corrente contínua com polaridade direta (CCPD) - neste caso existe uma repulsão da gota gerada pelas forças dos jatos de plasma e do vapor metálico. Tanto com o argônio como com o  $\text{CO}_2$  a gota é empurrada para cima e pode ser desviada da sua trajetória normal. A transferência mostra-se bastante instável, dificultando a soldagem (WAINER e BRANDI 1992).

O uso de corrente contínua de polaridade direta CCPD (-) oferece uma taxa de deposição cerca de 30% superior a obtida com CCPR (+), mas produz menor penetração. Ela é usada nos seguintes casos:

- Na soldagem de filetes, onde a chapa é limpa e livre de contaminações;
- Em aplicações como soldas de revestimento, onde uma taxa de deposição mais elevada é vantajosa;
- Onde a baixa penetração é condição necessária para reduzir a diluição em aços de difícil soldabilidade, evitando-se trincas e porosidade.

Ao se mudar a polaridade de positiva para negativa, deve-se aumentar a tensão cerca de quatro volts sem alterar a corrente para se obter uma forma de cordão similar. A Figura 2 mostra o efeito da polaridade do eletrodo na soldagem, (WAINER e BRANDI 1992)

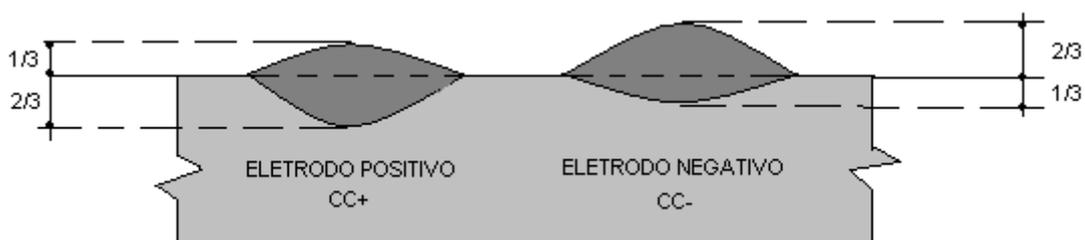


Figura 2: Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros. (WAINER e BRANDI, 1992)

### 3.3.1.3 Tensão do Arco.

Essa variável influencia a forma da seção transversal do cordão e a aparência externa da solda (Figura 3). Está diretamente relacionada ao comprimento do arco, ou seja, mantendo as demais variáveis constantes, um acréscimo da tensão do arco resulta em um aumento do comprimento do arco. No entanto, o mesmo comprimento do arco pode estar relacionado com diferentes tensões, dependendo da corrente, do gás de proteção e do comprimento do eletrodo. A tensão é a principal variável na definição da largura do cordão de solda e em conjunto com a corrente exerce influência direta no modo de transferência metálica. Uma diminuição na tensão resulta em cordões com perfil estreito e mais abaulado. Um aumento tende a ocasionar cordões mais planos com maior largura da zona de fusão (ASM, 1993b).

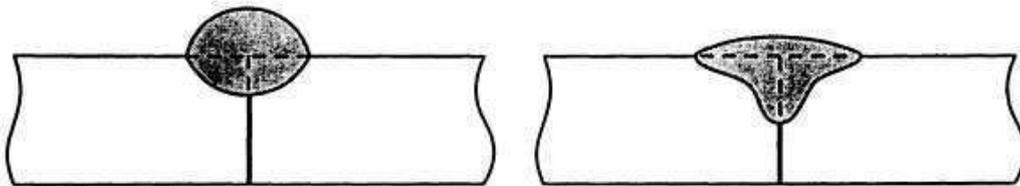


Figura 3: Efeito da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante. (a) voltagem excessivamente baixa; (b) voltagem excessivamente alta. (ASM INTERNATIONAL, 1993)

Tensões excessivamente altas também produzem cordões em forma de chapéu, sujeitos a trincas como pode ser visto na Figura 4. Efeito similar é obtido com o uso de velocidade de avanço muito lenta. Esse tipo de cordão tem tendência a trincar nos pontos indicados pelas setas, ele torna a remoção de escória difícil e em soldas de múltiplos passes, aumenta o teor de liga do depósito e a sensibilidade à trinca. (FORTES, 2004)

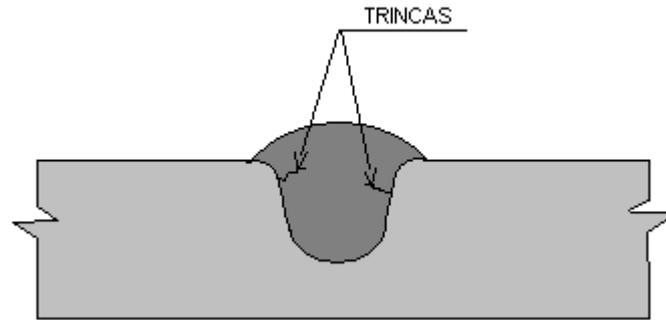


Figura 4: Cordão em forma de Chapéu, produzido pelo uso de excessiva tensão. (FORTES, 2004).

#### 3.3.1.4 Comprimento do Eletrodo (Stickout).

Esta variável representa o comprimento do arame não fundido a partir do bico de contato até o início do arco conforme pode ser visto na Figura 5. Neste trecho de arame por onde passa corrente elétrica, gera-se calor por efeito Joule. Quanto maior o comprimento do eletrodo, maior será o calor gerado por efeito Joule, e conseqüentemente um acréscimo na taxa de fusão do material (ASM, 1993b).

Toda a extensão do eletrodo é submetida ao aquecimento por resistência durante a passagem de corrente, portanto, quando aumenta o stickout há aumento na taxa de deposição e uma redução na penetração (PARANHOS e SOUZA, 1999).

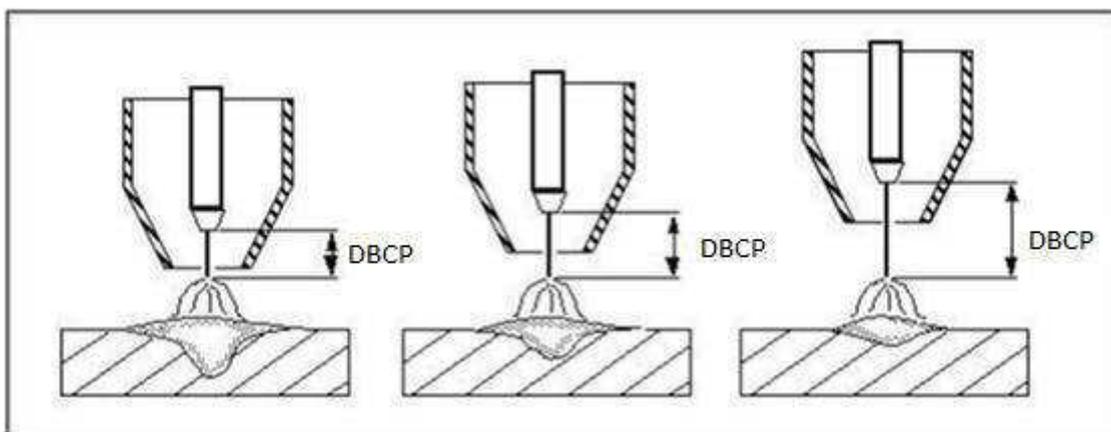


Figura 5: Esquema da extensão de eletrodo.

### 3.3.1.5 Ângulo de Inclinação da Tocha

Este parâmetro influencia na geometria do cordão de solda quanto à sua largura, à sua altura e a penetração do cordão. Com relação à direção da soldagem a tocha pode produzir um cordão mais ou menos largo com uma penetração maior ou menor conforme pode ser visto na Figura 6.

Ângulo	Características	Soldagem
Ângulo Negativo - Arco Frio	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Menor penetração</li> <li>• Mais respingos</li> <li>• Cordão de solda mais plano</li> <li>• Cordão de solda mais largo</li> <li>• Melhor visibilidade para o soldador</li> </ul>	
Ângulo Positivo - Arco Quente	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Maior penetração</li> <li>• Menos respingos</li> <li>• Cordão de solda mais estreito</li> <li>• Cordão de solda mais convexo</li> <li>• Arco mais estável</li> </ul>	
Ângulo Neutro	Neste caso, as características de soldagem e do cordão de solda são intermediárias aos dois casos anteriores.	

Figura 6: Influência do posicionamento da tocha.

Na técnica puxando, a tocha é posicionada de tal modo que o arame seja alimentado no sentido oposto ao do deslocamento do arco. O arame é adicionado ao metal de solda já depositado, o que proporciona uma maior taxa de transferência de calor para a peça, aumentando a penetração para ângulos de até cerca de 25°, quando depois começa a diminuir. Na técnica empurrando a tocha é posicionada de tal modo que o arame seja alimentado no mesmo sentido do deslocamento do arco. Nessa técnica o arame é adicionado, em sua maior parte, diretamente na peça, proporcionando uma redução na penetração e produzindo um cordão de solda mais largo e plano. Deve ser observado que não é necessária qualquer alteração no sentido de soldagem para facilitar a soldagem puxando ou empurrando, mas apenas uma mudança no posicionamento longitudinal da tocha (FORTES E VAZ,2005).

### 3.3.1.6 Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem é a relação entre o caminho percorrido pelo arco ao longo da peça e o tempo gasto para percorrê-lo, ela controla o tamanho do cordão e a penetração. É uma variável independente da intensidade da corrente. Em soldas de um único passe, a corrente e a velocidade devem ser escolhidas para se obter o tamanho do cordão desejado.

A penetração aumenta e depois diminui com o aumento da velocidade de soldagem, sendo máxima para velocidades intermediárias, isso se dá devido ao fato de que em velocidades muito baixas, a quantidade de material de solda depositado aumenta, a poça de fusão fica com dimensões elevadas e o calor do arco atua mais na poça e não no metal de base, fazendo com que a penetração seja baixa. Entretanto quando a velocidade é muito alta, a quantidade de calor transferida é reduzida fazendo com que haja uma diminuição na penetração (ASM, 1993b).

Velocidades excessivamente elevadas diminuem a ação de “molhar” ou de caldear, aumentando a tendência à mordedura e ao apagamento do arco, propiciando o surgimento de porosidade e trinca. Uma baixa velocidade de soldagem tende a reduzir a porosidade, porque o material gasoso tem tempo de flutuar e escapar da solda ainda no estado líquido (WAINER e BRANDI 1992).

### 3.3.1.7 Influência do Tipo de Gás

Os gases de proteção têm a função de impedir a contaminação da gota metálica e da poça de fusão da ação nociva da atmosfera de soldagem, evitando assim que os metais reajam com elementos químicos presentes na atmosfera, uma vez que essa reação pode vir a gerar alguns defeitos na solda, como por exemplo, inclusão de escória, porosidade e endurecimento do metal de solda. Este gás também tem o papel de ser meio ionizante, conferindo as propriedades de estabilidade do arco e controlando a transferência metálica e consumo do eletrodo. Dependendo do gás utilizado no processo, este pode influir sobre a geometria, propriedades mecânicas e nas características metalúrgicas da solda (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; PESSOA, 2009).

Os gases mais utilizados para a proteção da soldagem GMAW são o argônio, o hélio, o dióxido de carbono e o oxigênio, ou a mistura entre eles (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; PESSOA, 2009). Uma vez que o argônio e o hélio foram utilizados neste trabalho, uma atenção especial será dada a estes gases.

O Argônio trata-se de um gás inerte, cuja densidade é menor do que a do ar possui baixo potencial de ionização o que facilita a reignição do arco e gera uma menor potência do arco, tornando-o mais adequado que o hélio para soldagens de ligas ferrosas em chapas finas ou fora de posição. É utilizado para soldagem de materiais não ferrosos e reativos, como ligas de alumínio, de cobre, de níquel, de magnésio e de titânio.

O Hélio é inerte e possui a densidade menor que o ar assim como o argônio, entretanto possui uma maior energia de ionização, bem como uma alta capacidade de troca de calor, e uma maior condutividade térmica que o argônio. Comparado ao Argônio, o Hélio forma na soldagem GMAW cordões mais largos e arredondados, conforme pode ser visto na Figura 7, mas não necessariamente com maior penetração. O perfil da solda, no geral, normalmente apresenta baixos níveis de reforços e baixa razão de penetração, características importantes para soldagens por curto circuito. Puro ou em grande percentual não permite transferência goticular e, mesmo em mistura com argônio, por alguma razão provoca muitos respingos. Geralmente quando misturados, o Argônio prevalece quanto aos fenômenos relativos ao arco, enquanto a contribuição do Hélio se dá mais na formação do cordão decorrente da melhor capacidade de troca de calor (SCOTTI & PONOMAREV, 2008; PESSOA, 2009).

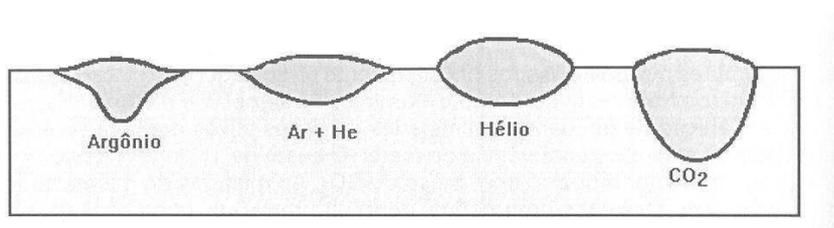


Figura 7: Perfil de cordões de solda utilizando diferentes gases (BRACARENSE et al., 2009).

A mistura Argônio- Hélio é utilizada para soldagem de materiais não ferrosos como alumínio, cobre, ligas de níquel e metais reativos. Estes gases

aumentam a tensão e o calor do arco na soldagem MIG, enquanto que mantém as características favoráveis do argônio. Pequenos percentuais de hélio, abaixo de 10%, afetarão as características do arco e as propriedades mecânicas da solda. Quando o percentual do hélio aumenta, aumentam também a tensão do arco, a quantidade de respingos e a penetração, e minimiza a porosidade.

### 3.4 Soldagem de Metais Dissimilares.

Na soldagem, ou seja, na união de metais, chamam-se de juntas soldadas a região onde as peças são unidas, e as juntas formadas apresentam regiões características na soldagem. Na Figura 8, podem-se observar as regiões presentes na junta soldadas que são compreendidas por:

- **Zona termicamente afetada** que trata da região do metal de base que tem sua estrutura, e/ou suas propriedades alteradas pelo calor de soldagem;
- **Metal de Base** material da peça, que está sendo soldada;
- **Metal de Solda** Material que é fornecido para a poça de fusão;
- **Zona fundida** pode ser constituída por um ou mais passes depositados segundo uma sequência de deposição e organizado em camadas (BRACARENSE *et al.*, 2009).

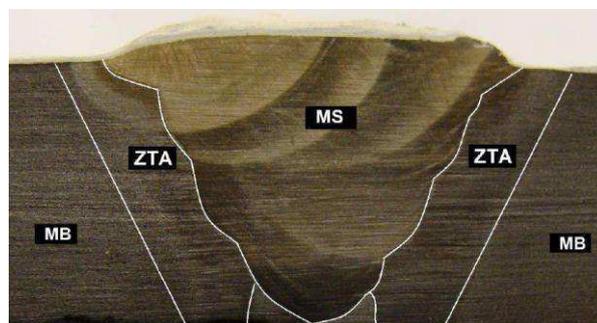


Figura 8: Regiões presentes em uma junta soldada.

A combinação de metais dissimilares compreende um ou mais metais de base e um ou mais metais de adição que formam a solda propriamente dita.

Em soldas dissimilares, na região próxima à linha de fusão, ocorre diluição do metal base (MB) com o metal de adição (MA), produzindo uma região de composição intermediária, podendo apresentar propriedades distintas dos metais envolvidos. Existe uma fina camada junto à linha de fusão, região não misturada, onde o MB funde e solidifica rapidamente, não misturando com o MA, produzindo uma região com composição similar à do MB. A região parcialmente fundida se expande a um ou dois grãos dentro da zona termicamente afetada (ZTA), e é caracterizada pela liquação do contorno de grão, que pode resultar em trincas à quente durante o processo de soldagem ou tratamento térmico pós-soldagem (CAMPOS et al, 2009; KEJELIN, 2006).

As principais aplicações da soldagem de metais dissimilares incluem revestimento para resistência a corrosão e uniões de metais de base que exibem grande diferença de estrutura e propriedades. São também amplamente utilizadas em juntas envolvendo aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel em ambientes com temperaturas elevadas, indústrias petroquímicas e químicas (KEJELIN, 2006; SOARES, 2009).

Em todos os processos de revestimento, os problemas metalúrgicos de fissuração entre materiais dissimilares poderão ocorrer. Diferenças na condutibilidade e expansão térmica são fatores geradores de tensões e deve-se estar atento às condições operacionais impostas ao material revestido (MAGALHÃES, 2008).

A soldagem de revestimento geralmente trata-se de uma soldagem de metais dissimilares, que proporciona a vantagem de promover, a partir de um baixo custo relativo, os benefícios de materiais mais caros, que possuem características de resistência à corrosão, e resistência à abrasão (PESSOA 2010 *apud* MAGALHÃES, 2008).

A grande diferença entre os processos de soldagem por união e de revestimento está na taxa de diluição que se deseja no processo, ou seja, a quantidade de metal de solda que penetra no metal de base durante a soldagem na formação da zona fundida. Na soldagem por união o que se deseja é uma boa penetração do metal de solda no metal de base. A adição deste metal de solda se dá devido à necessidade que existe de se ter na superfície do metal de base algumas propriedades que não são intrínsecas ao metal de base (SILVA, 2010; PESSOA, 2010).

Os revestimentos podem ser aplicados por soldagem por: *Hardfacing* (revestimento duro), *buildup*, *weld cladding* e amanteigamento.

*Hardfacing* trata-se da técnica de revestimento, que é aplicada com a finalidade de reduzir o desgaste, a abrasão, o impacto, a erosão, a escoriação ou a cavitação. A aplicação de um material duro e resistente ao desgaste sobre a superfície de um componente por soldagem, ou por aspensão térmica, onde se pode usar a soldagem oxiacetilênica, inúmeros processos de soldagem ao arco elétrico e soldagem a laser (ASM, 1993b).

*Buildup* é a técnica responsável pela adição do metal de solda sobre a superfície do metal de base para a recuperação das dimensões do componente. São utilizadas ligas para devolver a parte desgastada, dimensões próximas ou iguais as dimensões originais (ASM, 1993b).

*Weld cladding*, tem a finalidade de obter uma superfície resistente à corrosão, com a aplicação de uma camada relativamente grossa de metal de adição sobre um aço carbono ou baixa liga através do processo a arco elétrico (ASM, 1993b).

O “amanteigamento” trata da deposição de uma ou mais camadas de solda na face da junta ou na superfície a ser soldada e tem como principal finalidade satisfazer considerações metalúrgicas. Essa técnica é utilizada quando há a união entre metais de base dissimilares, assim como acontece no caso deste trabalho (ASM, 1993b). Ele também é muito utilizado quando há a necessidade de acomodar tensões que podem ser geradas na interface sobreposta por um material de alta resistência e baixa ductilidade, como no caso de revestimentos duros. O amanteigamento deve apresentar uma boa compatibilidade química com o substrato, e sua composição quando combinada com a do substrato não deve resultar em metal de solda ou ZTA com susceptibilidade a trincas. Deve apresentar uma alta ductilidade, quando há a necessidade de se reduzir as tensões geradas pelos passes de união entre os dois componentes e apresentar baixa diluição, uma vez que além de um maior valor econômico, o material de adição tem as propriedades desejadas melhores do que as do substrato (FRATARI, 2010).

Na solda dissimilar, essa diferença entre as expansões térmicas e entre a composição química dos metais envolvidos faz com que haja uma composição química intermediária entre o metal de solda e o metal de base que podem

gerar macrossegregações ao longo da linha de fusão, onde encontra-se um alto valor de dureza chamadas de zonas não misturadas ou zonas parcialmente diluídas (NETO,2010;AGUIAR,2010;KEJELIN,2006).

As zonas parcialmente diluídas podem tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga, as quais ocorrem com mais frequência na microestrutura da ZTA-GG dos aços estruturais utilizados (KEJELIN, 2006).

As zonas parcialmente diluídas podem ser classificadas como:

**Estrutura de praias:** onde podem ser observadas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão; são descontínuas, abrangendo por vezes partes internas ou externas da linha de fusão, conforme Figura 9. Suas dimensões típicas ficam entre 10-60  $\mu\text{m}$  de espessura e 500-1000  $\mu\text{m}$  de comprimento. Alguma evidência de sensível descarburização nos grãos adjacentes da ZTA do metal de base é ocasionalmente observada. A dureza de uma estrutura do tipo Praia pode variar e pode se tornar muito difícil a sua medição devido à espessura muito fina. (KEJELIN, 2006)



Figura 9: Estrutura Praia (KEJELIN, 2006)

**Estrutura de penínsulas:** são áreas que são parcialmente circundadas pelo metal de base; tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo praias. As penínsulas geralmente são acompanhadas de praias estendendo-se para um ou ambos os lados, como pode ser visto na Figura 10. Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores

valores de dureza nas penínsulas em relação às praias, devido também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza (KEJELIN, 2006).

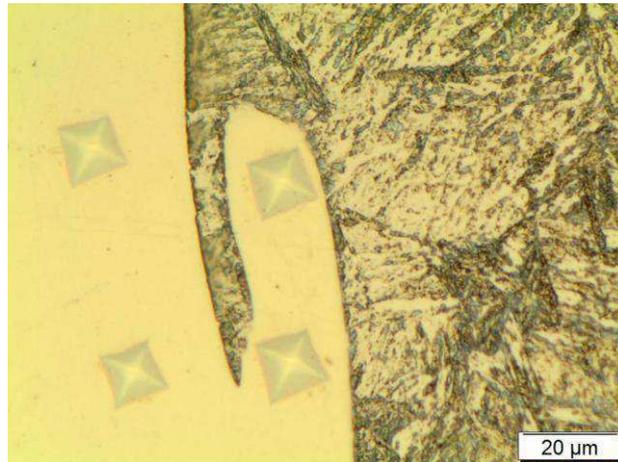


Figura 10: Estrutura de Península.

Estruturas de ilhas: são regiões que encontram-se inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grande e abauladas como mostrado na Figura 11; são muito maiores e menos comuns que os outros dois tipos de estruturas, e ocorrem principalmente nos passes de raiz. (KEJELIN, 2006)



Figura 11: Estrutura de Ilhas.

Estruturas de baías, que são regiões ligadas ao metal de solda parcialmente circundadas pelo metal de base. Tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo praias, conforme pode ser visto na Figura 12. As baías geralmente são acompanhadas de praias estendendo-se para um ou ambos os lados. Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores valores de dureza nas baías em relação às praias, devido

também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza. (NETO, 2010;AGUIAR, 2010;KEJELIN, 2006).

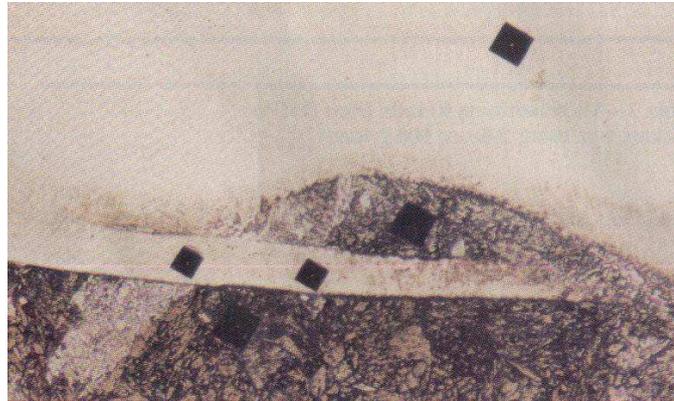


Figura 12: Estrutura de Baías. (KEJELIN, 2006)

### 3.5 Técnicas de Amanteigamento com Dupla Camada

Uma alternativa viável para promover um refinamento na microestrutura da ZTA é a aplicação da técnica de amanteigamento de dupla camada, que tem como grande vantagem eliminar uma operação do processo que seria o tratamento térmico pós soldagem (TTPS).

A técnica da dupla camada foi desenvolvida para evitar trincas de reaquecimento na ZTA que ocorriam na aplicação de algumas técnicas de TTPS. Por isso é utilizado o método controlado de deposição, onde a relação entre os aportes térmicos da primeira para a segunda camada de solda E1/E2 deve ser criteriosamente definida para promover o refino e a redução da dureza da ZTA-GG (zona termicamente afetada de grãos grosseiros) do metal de base, conforme pode ser vista na Figura 13 (HENKE et al.,2001).

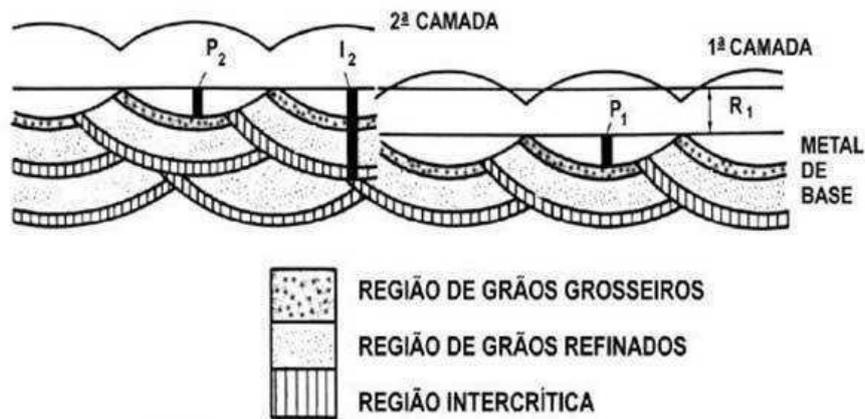


Figura 13: Reparo sem TTPS pela técnica da dupla camada.

Esse método controlado é conhecido como teste de Higuchi, onde após a deposição, na seção transversal do cordão, levanta-se o perfil de microdureza da ZTA. Através desse perfil, identificam-se as regiões temperadas (duras) e revenidas (macias), bem como suas extensões para as diversas energias de soldagem utilizadas conforme podemos observar na Figura 14 (ANDRADE, 2011).

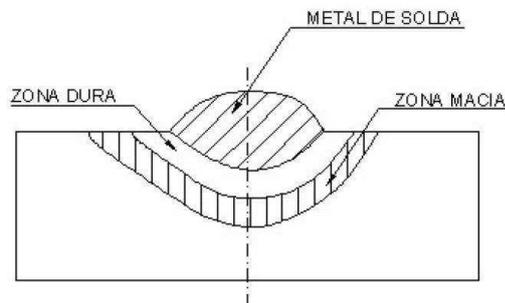


Figura 14: Corpo de prova com solda simples

O teste de Higuchi permite selecionar as energias que devem ser usadas na primeira e segunda camadas, de tal forma que a região da ZTA-GG da primeira camada seja refinada e revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada, conforme esquematizado na Figura 15. A escolha das energias das camadas deve obedecer aos critérios descritos a seguir:

1.  $PZM2 > PZD1$

Onde:

PZM2 = Profundidade da Zona Macia da 2ª Camada.

PZD1 = Profundidade da Zona Dura da 1ª Camada.

$$2. PZD2 < R1 + P1$$

Onde:

PZD2 = Profundidade da Zona Dura da 2ª Camada.

R1 = Reforço da 1ª Camada.

P1 = Penetração da 1ª Camada (ANDRADE, 2011).

O atendimento da primeira condição faz com que o calor, alcançado nesta faixa da ZTA da segunda camada, provoque o refino e o revenimento da zona dura da primeira camada. O atendimento da segunda condição garante que a zona dura da primeira camada não vai ser retemperada e a Zona Dura da segunda camada vai ficar sobre a Zona Fundida da primeira. Neste caso, a zona fundida da primeira camada é quem vai ser austenitizada, proporcionando uma recristalização e formação de alguma martensita que, devido ao seu baixo teor de carbono não apresenta uma dureza elevada (ANDRADE, 2011).

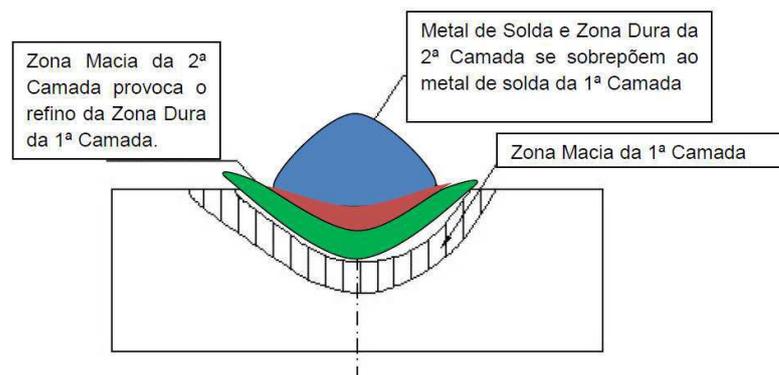


Figura 15: Corpo de prova com aplicação de dupla camada.

### **3.6 Tensões Residuais.**

Durante a soldagem o ciclo térmico impõe uma distribuição não uniforme de temperatura, fazendo com que ocorram mudanças estruturais e metalúrgicas nas juntas soldadas, as quais podem comprometer a integridade estrutural dos componentes soldados por meio de tensões residuais e distorções podendo acarretar em falhas prematuras da estrutura. As tensões residuais podem influenciar nas características da resistência e do funcionamento dos elementos de uma estrutura e ainda podem contribuir para o surgimento de trincas (OLIVEIRA, 2009; COSTA 2007).

Tensões Residuais são aquelas que permanecem no material quando todas as solicitações externas são removidas. Essas tensões também chamadas de tensões internas aparecem frequentemente em materiais submetidos a diferentes processamentos térmicos ou mecânicos entre eles: soldagem, usinagem, laminação, forjamento, fundição, dobramento, etc. (WELDING HANDBOOK, 1991).

Os materiais, amostras ou peças que contenham estas tensões, não possuem nenhuma indicação externa de suas existências e, desta maneira, não se diferenciam das amostras onde elas não existem. No regime elástico, as tensões aplicadas e residuais se somam linearmente. Porém, no regime plástico, a influência do estado de tensões residuais é bem mais complexa (COSTA, 2007).

Geralmente não se desejam tensões residuais de tração na superfície de um componente, uma vez que a sua presença pode contribuir para a falha por fadiga e para o aparecimento de trincas superficiais. Já as tensões residuais de compressão nas camadas da superfície são geralmente benéficas, pois aumentam a resistência à fadiga e a resistência à corrosão sob tensão. (COSTA, 2007; OLIVEIRA, 2009).

#### ***3.6.1 Classificação das Tensões Residuais***

As tensões residuais podem ser classificadas segundo a forma como foram causadas (origem térmica, mecânica, etc.), de acordo com a escala na

qual elas estão autoequilibradas ou de acordo com o método pelo qual elas são medidas conforme pode ser observado na Figura 16.

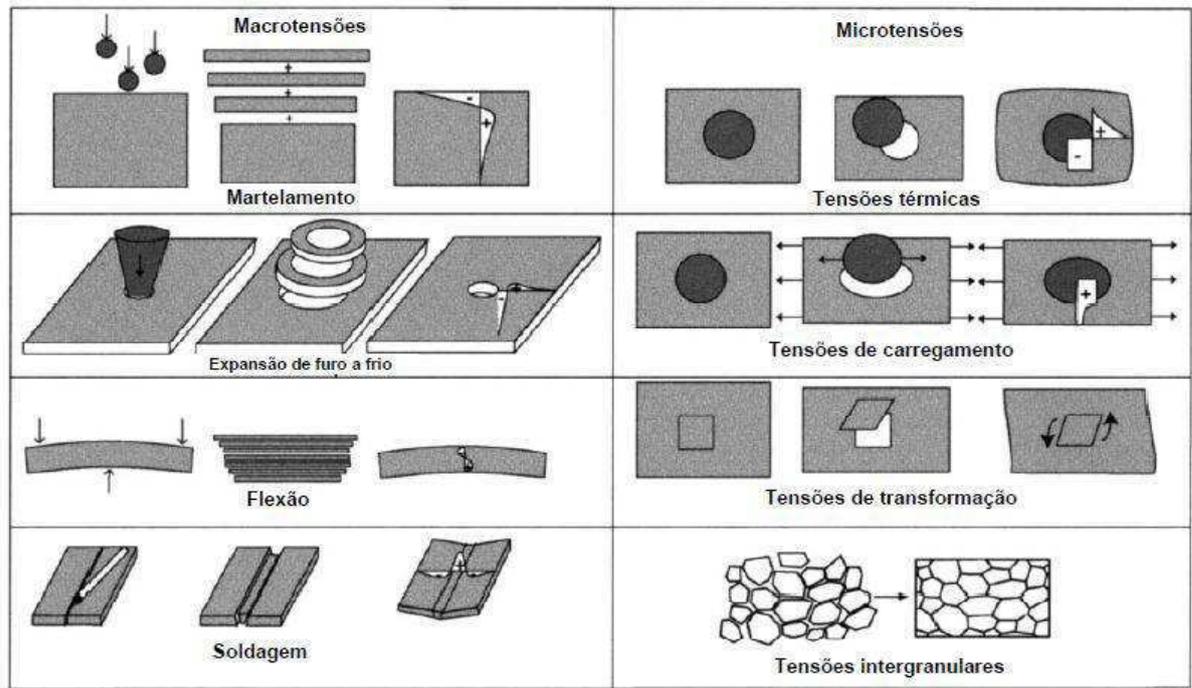


Figura 16: Diferentes tipos de macro e micro tensões residuais

Macrotensões ou tensões residuais macroscópicas são as tensões que se estendem sobre grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material, trata-se de tensões aproximadamente homogêneas que se estendem ao longo de vários grãos e se equilibram ao longo de todo o volume do material, enquanto que tensões residuais microscópicas estão quase sempre presentes em materiais policristalinos, estão equilibradas nos limites dos contornos de grão ou de grãos vizinhos, já que nestes materiais os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferenciadas em relação à sua vizinhança, devido à anisotropia dos materiais (WITHERS & BHADESHIA, 2001; COSTA, 2007).

Tensões submicroscópicas são as tensões residuais que estão equilibradas nos limites de uma, ou de algumas células unitárias. Isso é chamado de distorção elástica da estrutura, que se caracteriza através do deslocamento de alguns átomos da rede cristalina de sua posição de equilíbrio. Este tipo de tensão cobre distâncias interatômicas dentro de um grão e estão equilibradas somente em uma pequena parte deste. Estas tensões originam-se

pela coerência entre interfaces e campos de discordâncias. Na figura 17 é possível observar a variação do nível de tensão residual de acordo com a escala de comprimento utilizada, onde “M” respresenta a matriz e “R” uma fase endurecedora  $\sigma_{Macro}$  são macrotensões,  $\sigma_{IIM}$  e  $\sigma_{IIR}$  são microtensões causadas pela interação entre as fases, e  $\sigma_{IIIM}$  são as tensões de nível submicroscópico no interior da matriz (WITHERS & BHADESHIA, 2001, SILVA, 2007; COSTA, 2007).

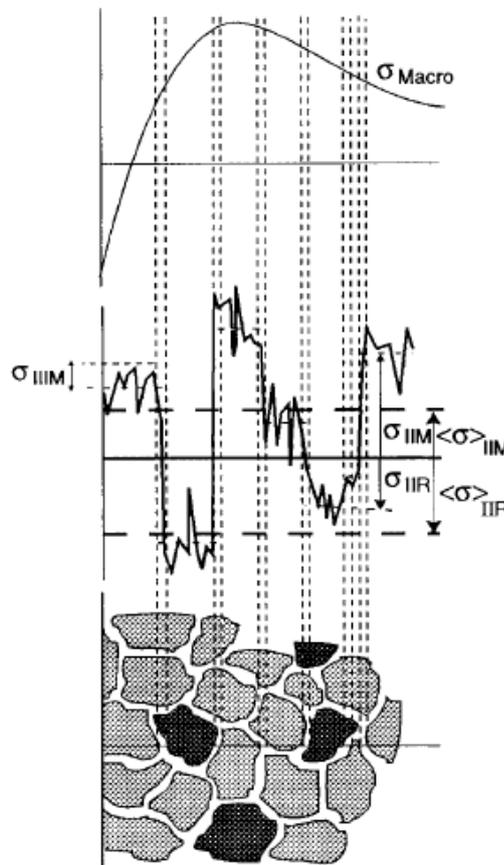


Figura 17: Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento

### 3.6.2 Desenvolvimento das Tensões Residuais

É possível entender a formação das tensões residuais, originadas por efeitos térmicos, a partir de um arranjo de três barras fixadas nas extremidades, conforme ilustrado na Figura 18. Ao se aquecer o metal uniformemente, em condições controladas, o mesmo sofre uma expansão

uniforme e não ocorre a formação de tensões, entretanto, se o material é submetido a um gradiente térmico, com aquecimento não uniforme, conforme ilustra a Figura 14b, na barra central que é aquecida a partir da temperatura ambiente, independente das outras duas barras, tensões térmicas e deformações serão desenvolvidas neste material. Nesta condição, a barra central tenderá a sofrer uma expansão por efeito térmico, porém será restringida pela ação das barras nas extremidades do conjunto, o que causará o desenvolvimento de tensões compressivas na barra central e trativas nas barras das extremidades, no aquecimento (WELDING HANDBOOK,1991; SILVA,2007; OLIVEIRA;2009, BRACARENSE *et al.*, 2009).

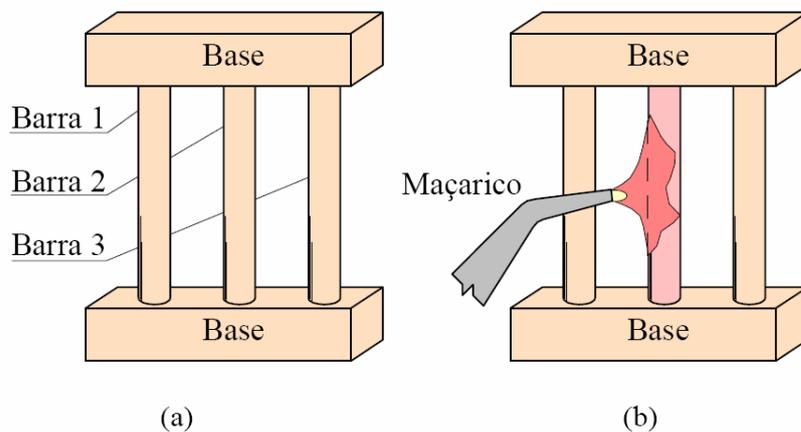


Figura 18: Arranjo de três barras fixas nas extremidades. (a) sem aquecimento. (b) barra central sendo aquecida.

A Figura 19 ilustra a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura. Ao longo do aquecimento (trecho A-B), observa-se que a barra central é submetida a um estado de tensões elásticas. Tem-se a dilatação térmica, já que a barra mantém o seu comprimento original, é compensada por deformações elásticas. Quando a temperatura aumenta a dilatação térmica da barra central torna-se mais intensa, amplificando os níveis de tensões. Quando é atingida uma determinada temperatura na qual a tensão é superior a tensão de escoamento, o material passa a experimentar deformações permanentes, que ocorrem em níveis de tensões cada vez mais baixos com o aumento da temperatura (trecho B-C). No início do resfriamento (Ponto C) as tensões na barra central são compressivas, e à medida que a

temperatura da barra vai diminuindo a tensão começa a diminuir até que passa de tensão compressiva para trativa. Isso ocorre porque com a redução da temperatura, a barra que está dilatada começa a sofrer contração. Contudo, embora a barra central tenha se deformado plasticamente devido à expansão volumétrica, seu comprimento teoricamente permaneceu o mesmo comprimento do início do aquecimento, e desta forma, com a redução da temperatura começa a ser submetida a tensões trativas, causada pela restrição da contração devido as duas barras das extremidades, que estarão agora submetidas à tensões compressivas. Durante o trecho C-D a barra central passa a estar submetida a um estado de tensões elásticas compressivas. Ao atingir o ponto D, a temperatura da barra central ainda está alta o suficiente para que a tensão limite de escoamento esteja baixa, e os níveis de tensão trativas impostos pela restrição à contração da barra central são suficientes para causar a deformação plástica do material. Ao retornar para a temperatura ambiente, a barra central encontra-se submetida a um estado de tensões diferente do que apresentava antes do aquecimento, composto por tensões residuais trativas. Da mesma forma, as barras das extremidades também apresentam tensões residuais de compressão causadas pela ação da contração da barra central (WELDING HANDBOOK, 1991; MODENESI, 2001).

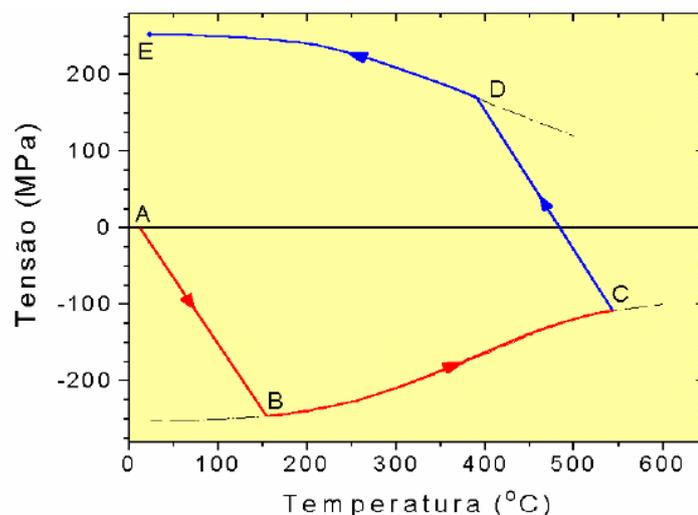


Figura 19: Efeito da temperatura sobre as tensões na barra central (Welding Handbook, 1991).

Uma situação similar pode ser considerada para uma junta soldada, associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal de base, com as barras externas. Por este raciocínio, pode-se esperar como consequência da operação de soldagem, o desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no metal de base. A Figura 20 compara, esquematicamente, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras com a esperada em uma solda.

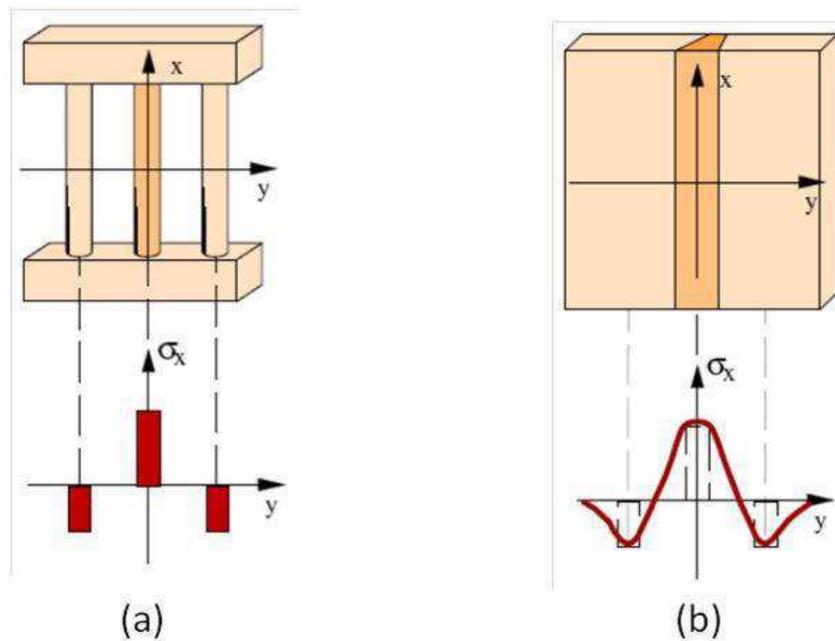


Figura 20: Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b) (MODENESI, 2001).

Até agora, apenas tensões residuais longitudinais foram consideradas. Mas como consequência das tensões longitudinais, tensões transversais podem surgir também, devido às contrações sofridas pela junta soldada na direção transversal. No entanto, os valores das tensões residuais transversais são da ordem de um terço dos valores das tensões residuais longitudinais. Por outro lado, tensões residuais transversais podem atingir o limite de escoamento do material, por exemplo, em soldagem multipasse (ZINN & SCHOLTES, 2002). Na Figura 21 pode-se observar o comportamento típico de tensões residuais longitudinais e transversais em juntas soldadas.

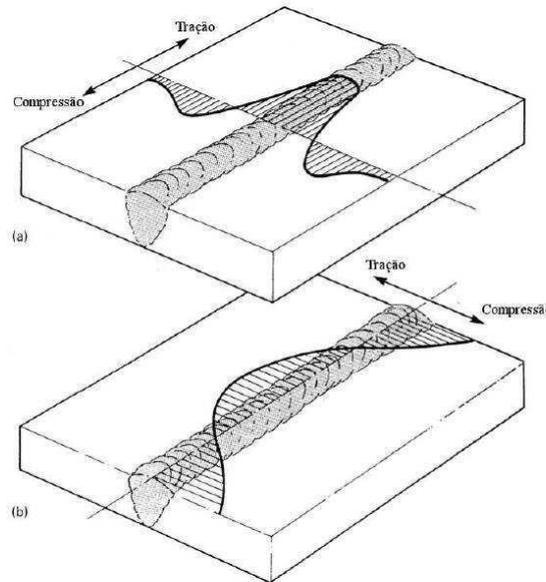


Figura 21: Distribuição de tensões residuais. a) Tensão longitudinal em uma solda. b) Tensão transversal em uma soldagem de passe único.

### **3.6.3 Métodos para Determinação das Tensões Residuais**

As técnicas de medição de tensões residuais dividem-se em destrutivas e não destrutivas. São destrutivas as técnicas que, para colherem informações de deformação suficientes para a análise das tensões residuais existentes, comprometem ou impossibilitam o uso do espécime medido. Os principais métodos destrutivos são: furo cego, remoção de camadas e o método do seccionamento. As técnicas não-destrutivas não precisam da remoção de material e não provocam qualquer tipo de dano no espécime para a medição. Os principais métodos não-destrutivos são: difração de raios-x, ultra-som e difração de nêutrons(RODRIGUES, 2007).

#### **3.6.3.1 Princípio Físico do Método por Difração de Raio x.**

Os princípios da tensometria por raios-X baseiam-se, por um lado, na teoria de difração de raios-X para materiais cristalinos, e por outro – em mecânica dos materiais e, em particular, na teoria da elasticidade do corpo sólido. Os valores das tensões são definidos a partir da deformação da estrutura cristalina causada pela ação destas tensões. As deformações são

medidas por sua vez, conforme lei de Bragg, através do deslocamento da linha de difração. Os princípios de técnica de dupla exposição, usada para medição de tensões utilizando o equipamento portátil, baseiam-se em determinação de duas componentes de deformação:  $\varepsilon_{\varphi, \psi_1}$  e  $\varepsilon_{\varphi, \psi_2}$ . Se a deformação é determinada por:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (1)$$

Então a diferença entre duas componentes da deformação é:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\varphi} (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1) \quad (2)$$

Onde  $E$  e  $\nu$  são constantes elásticas do material,  $\psi$  e  $\varphi$  são os ângulos polar e azimutal,  $\sigma_{\varphi}$  - componente medida da tensão,  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  são tensões principais. Da equação 2, a componente  $\sigma_{\varphi}$  é igual a:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1 + \nu} \frac{\varepsilon_{\varphi, \psi_2} - \varepsilon_{\varphi, \psi_1}}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (3)$$

A lei de Bragg é expressa por  $2d \sin \theta = n\lambda$ . A figura 18 ilustra o espalhamento das ondas de raios - X devido à distribuição atômica regular do material cristalino. Ela expressa a relação entre a distância interplanar,  $d$ , o comprimento de onda da radiação de raios - X,  $\lambda$ , a ordem de difração  $n$ , e o ângulo de difração medido  $\theta$ .

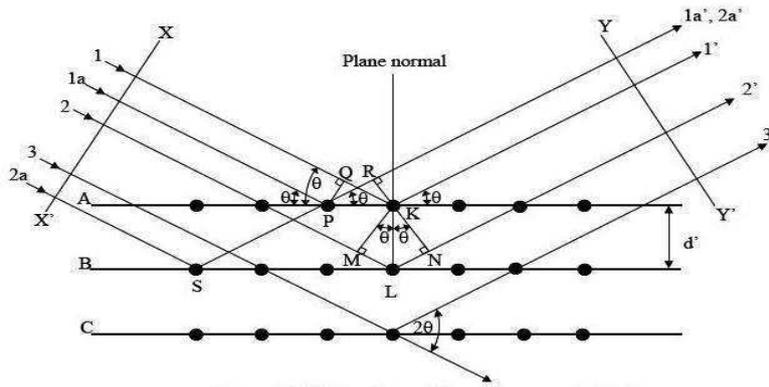


Figura 22: Difração de raios – X para distância interplanar (NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005).

Derivando a lei de Bragg, com  $n=1$ , temos que:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{d_{\varphi,\psi} - d_0}{d_0} = -\cot\theta_0 (\theta_{\varphi,\psi} - \theta_0) \quad (4)$$

Onde  $d_{\varphi,\psi}$ ,  $d_0$  e  $\theta_{\varphi,\psi}$ ,  $\theta_0$  são distâncias interplanares e os ângulos de difração para materiais com e sem tensão respectivamente. Usando as equações 3 e 4, temos:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cot[\theta_0(\theta_{\varphi,\psi 2} - \theta_{\varphi,\psi 1})]}{\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \psi_1} \quad (5)$$

Logo, para  $n$  ângulos  $\psi$  o modelo torna-se:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\cot\theta \Delta\theta}{\sin^2 \psi} \quad (6)$$

Onde  $\sigma_{\varphi}$  é a tensão residual superficial;  $d_{\varphi,\psi}$  é o espaçamento interplanar definida pelos ângulos  $\Phi$  e  $\psi$ , obtida a partir da posição do pico de difração para um dado plano do retículo cristalino ( $hkl$ );  $d_0$  é o espaçamento interplanar livre de tensão do plano ( $hkl$ ) do retículo cristalino, e  $E$  e  $\nu$  são o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, respectivamente. A Figura 19 ilustra a tensão  $\sigma_{\varphi}$  e os parâmetros necessários para sua determinação:

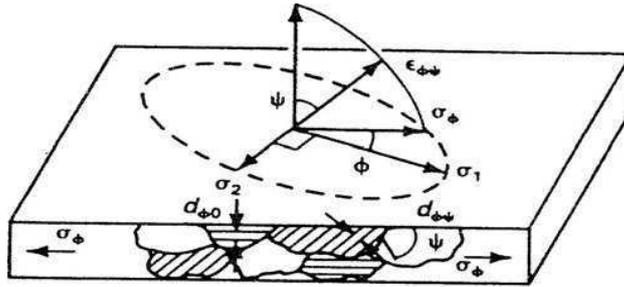


Figura 23: Tensão plana em uma superfície mostrando a mudança no espaçamento interplanar com a inclinação  $\psi$  para tensão uniaxial  $\sigma_\phi$  paralela a superfície (PREVÉY, 1986).

O termo  $E/(1+\nu)$  é uma constante. A relação linear na Equação (6) para tensão residual implica que a plotagem da deformação do retículo cristalino contra  $\sin^2\psi$  será uma reta, a qual o gradiente é função de  $\sigma_\phi$ ,  $E$  e  $\nu$ . O valor de  $\sigma_\phi$  pode ser calculado a partir do gradiente da linha reta para vários ângulos de inclinação  $\psi$ , conforme a figura 24.

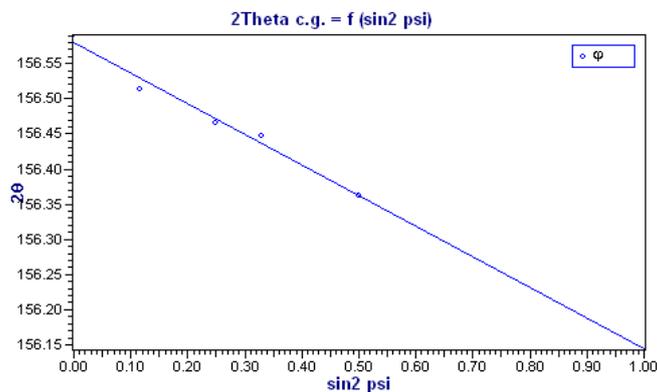


Figura 24: Dependência linear de  $2\theta$  em relação a  $\sin^2\psi$ .

### 3.7 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

Após a soldagem, as tensões residuais podem ser aliviadas por métodos térmicos ou mecânicos, entre os quais temos: martelamento, encruamento, vibração, recozimento para alívio de tensões, recozimento a alta temperatura e alívio de tensões a baixas temperaturas (BRACARENSE *et al.*, 2009).

O método mais comum e mais efetivo entre todos os utilizados para aliviar as tensões residuais é o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) que como o próprio nome já sugere, consiste na operação de aquecimento da peça de trabalho após a operação de soldagem. Esse tratamento leva a junta soldada a uma condição mais durável, pois a ductilidade é aumentada, embora a resistência mecânica diminua ligeiramente. Em aços microligados em particular, pode haver a precipitação de carbonetos após o TTAT principalmente nos contornos de grão e de forma mais evidente à medida que se eleva o teor de vanádio (VIEIRA,2006; AREAS *et al*,2002).

Para a realização do TTAT, a peça soldada deve ser aquecida a uma temperatura inferior a temperatura crítica de transformação do material, ou seja, antes que ocorra alguma mudança de fase. Depois de atingida essa temperatura, a peça é mantida aquecida durante um determinado tempo de patamar ou de encharque. Segue-se então o resfriamento uniforme e controlado da peça, geralmente a uma taxa pequena, não superior a 150°C/h (CODOGNOTTO & JUNIOR, 2011).

Os principais objetivos do TTAT são: Aumento de ductilidade, diminuição tanto da dureza da zona fundida quanto da zona termicamente afetada, redução de empeno, aumento da resistência à fadiga e aumento da resistência à corrosão sob tensão (CODOGNOTTO & JUNIOR, 2011).

O alívio de tensões é sempre recomendado para materiais de alto limite elástico, ou seja, com tensão limite de escoamento muito próxima da tensão limite de resistência; aços temperados e revenidos; aços com espessuras maiores que 12mm; aços com elevado teor de elementos de liga, juntas com grande rigidez; e juntas que serão submetidas a esforços cíclicos ou que tenham a possibilidade de sofrer processo de corrosão-sob-tensão (FONTES, 2008).

Os tratamentos térmicos de alívio de tensões além de diminuir as tensões residuais podem gerar efeitos metalúrgicos que podem afetar algumas propriedades das juntas soldadas, dependendo dos parâmetros utilizados, da composição do metal de solda, das estruturas formadas nas zonas tecnicamente afetadas e do processamento metalúrgico do metal de base. Soldas com estrutura martensítica na zona termicamente afetada sofrem uma redução na sua dureza durante o TTAT, uma vez que este pode atuar também

como um revenimento. Metais de solda sofrem precipitações, ou decomposições dependendo dos elementos de liga dos consumíveis, e metais de base com processamento final em baixas temperaturas podem perder suas propriedades de resistência (FONTES, 2008).

### **3.8 Ensaio de Impacto em Junta Soldada.**

O comportamento dúctil frágil que os materiais apresentam pode ser caracterizado pelo ensaio de impacto, onde uma carga dinâmica é aplicada na forma de esforços (choques), sendo ele obtido por meio da queda de um martetele ou pêndulo de uma determinada altura sobre a peça a ser examinada. Os ensaios mais conhecidos são denominados de *Charpy e Izod*, dependendo da configuração geométrica do entalhe e do modo de fixação do corpo-de-prova na máquina

Os resultados dos ensaios de impacto podem variar muito, verificando-se, em vários casos, uma dispersão grande dos resultados, principalmente próximo à temperatura de transição. Isso se deve à dificuldade da preparação de entalhes precisamente iguais, onde a profundidade e a forma do entalhe são fatores importantes nos resultados. Se o material não for também homogêneo, isso contribuirá para a dispersão dos resultados, logo é bastante importante a precisa determinação da localização do entalhe quando do ensaio de juntas soldadas.

Outros exemplos de utilização do ensaio de impacto são: a escolha de materiais por comparação com outros materiais e a aquisição de resultados com relação à temperatura e tensões de trabalho. Para esses exemplos, a aparência da fratura dos corpos rompidos é o resultado mais importante e não a energia absorvida (SOUZA, 1982).

As juntas soldadas possuem uma microestrutura altamente heterogênea, conseqüentemente, a tenacidade ao impacto pode variar consideravelmente ao longo dessas microestruturas. Assim, a tarefa mais importante a ser realizada – quando da aplicação dos ensaios de impacto em juntas soldadas é a localização correta do entalhe na região a ser investigada (SILVA, 2009).

Em geral, em juntas soldadas, deseja-se localizar o entalhe na região mais frágil, a fim de se simular a situação mais severa da utilização de um material. Em seguida, também é interessante fazer uma comparação da tenacidade ao entalhe desta região mais frágil com as outras regiões da junta soldada. No entanto, torna-se difícil saber exatamente qual a região de menor tenacidade ao entalhe de uma junta soldada (SILVA, 2009).

Em aços estruturais C-Mn comuns, as regiões de baixa tenacidade estão usualmente associadas à ZTA de grãos grosseiros e à ZTA reaquecida intercriticamente. Entretanto, um perfil de microdureza (Figura 25) pode auxiliar na identificação de regiões de baixa tenacidade, pois durezas elevadas frequentemente coincidem com comportamentos frágeis no material. A decisão mais segura é a realização de ensaios de impacto ao longo de várias regiões de uma junta soldada (SILVA, 2009).

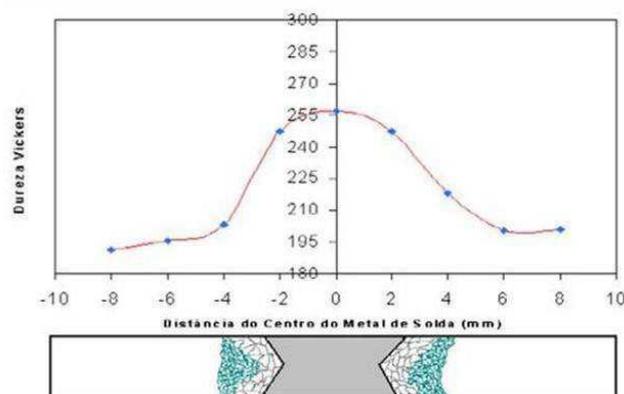


Figura 25: Perfil de dureza para uma junta soldada de um aço de alta resistência e baixa liga. Fonte: Albuquerque et al. (1999).

A Figura 26 apresenta a localização do entalhe em diferentes regiões de uma junta soldada em X, ou seja, entalhes localizados no metal de solda, na região de grãos grosseiros e na região de grãos finos.



Figura 26: Localização do entalhe em diferentes regiões de uma junta soldada (a) três regiões distintas (b) entalhe localizado no metal de solda, (c) na região de grãos grosseiros e (d) na região de grãos finos. Fonte: Albuquerque et al. (1999).

Investigando a Figura 27, nota-se que existe certa dificuldade para se usinar um entalhe exclusivamente na região de grãos grosseiros ou naquela de grãos finos. O entalhe sempre atinge uma porção do metal de solda além da região de grãos grosseiros (ou finos). A fim de se evitar este problema, em ensaios de laboratório, pode-se empregar uma junta soldada em “K” e usinar o entalhe do lado reto desta junta (Figura 23). Assim, o entalhe poderá ser localizado totalmente dentro da região de grãos grosseiros ou finos (SILVA, 2009).

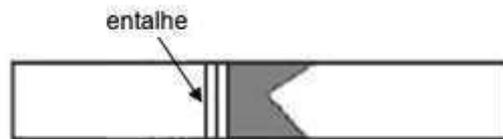


Figura 27: Junta soldada em K. Fonte: Anderson (1995).

### 3.9 Planejamento Experimental

Quando realizamos um estudo, primeiro consideramos sua importância. Em seguida, traçamos os objetivos que pretendemos alcançar e a finalidade de sua realização. Se houver alguma informação que possa auxiliar como ponto de partida, esta poderá fornecer alguns indicadores ou ensinar novas técnicas que servirão para complementar nossa experiência. Estas informações deverão ser avaliadas e criticadas, pois os dados poderão apresentar falhas ou nada

representarão para o estudo do problema ou para a elaboração das hipóteses a serem formuladas. Em suma, diremos que os dados selecionados devem ser os estritamente necessários (RODRIGUES, 2008).

Devido aos bons resultados que se têm obtido no desenvolvimento tecnológico e industrial é cada vez maior a utilização de ferramentas estatísticas para se obter uma otimização de processos industriais, e quando se alia essas ferramentas estatísticas ao planejamento experimental, uma vez correlacionadas, tornam-se ferramentas imprescindíveis também no estabelecimento do controle estatístico de um processo.

O planejamento experimental, também denominado delineamento experimental, representa um conjunto de ensaios estabelecido com critérios científicos e estatísticos, com o objetivo de determinar a influência de diversas variáveis nos resultados de um dado sistema ou processo.

O Planejamento de Experimentos (em inglês Design of Experiments, DOE) é uma técnica utilizada para se planejar experimentos, ou seja, para definir quais dados, em que quantidade e em que condições devem ser coletados durante um determinado experimento, buscando, basicamente, satisfazer dois grandes objetivos: a maior precisão estatística possível na resposta e o menor custo. É, portanto, uma técnica de extrema importância para a indústria, pois seu emprego permite resultados mais confiáveis economizando dinheiro e tempo, parâmetros fundamentais em tempos de concorrência acirrada. Visa determinar a influência de diversas variáveis nos resultados de um sistema ou processo. A sua aplicação no desenvolvimento de novos produtos é muito importante, onde uma maior qualidade dos resultados dos testes pode levar a um projeto com desempenho superior seja em termos de suas características funcionais como também sua robustez (BOX, et al. 1978).

### ***3.9.1 Diretrizes para o Planejamento de Experimentos***

Sabe-se que o planejamento experimental é uma poderosa ferramenta na melhoria de um processo e que seu resultado depende de diversas variáveis e da combinação destas, entretanto um bom planejamento depende de como ele é estruturado no que diz respeito ao entendimento exato de seus

objetivos, por isso, é fornecido um roteiro onde constam as etapas de sua elaboração (GOMES, 2007).

**Reconhecimento e relato do problema.** Torna-se bastante difícil reconhecer e aceitar a existência de um problema, se não ficar claro para todos qual é o problema, se não determinados quais são os objetivos a serem alcançados com a solução do mesmo, não teremos resultados esperados com o planejamento. É de fundamental importância a participação de todos no entendimento do problema: Manutenção, Engenharia, Qualidade e principalmente os Operadores. A participação dos operadores é de grande importância pela sua habilidade prática e sensibilidade quando da análise das diversas variáveis do processo.

**Escolha dos fatores e dos níveis.** Devem ser levados em conta os intervalos sobre os quais esses fatores irão variar e os níveis específicos em que cada rodada será realizada. É importante investigar todos os fatores que possam ser importantes e não deixar ser influenciado por experiências passadas. Quando o objetivo é a varredura dos fatores ou caracterização do processo, é, em geral, melhor manter baixo o número de níveis de fatores.

**Seleção da variável resposta.** Na seleção da variável resposta, muitas vezes, a média ou o desvio padrão (ou ambos) da característica medida será a variável resposta. Respostas múltiplas não são raras. A capacidade do medidor é, também, um fator importante. Se a capacidade do medidor é baixa, então apenas efeitos grandes serão detectados pelo experimento ou será necessária replicação adicional.

**Escolha do planejamento experimental.** A escolha do planejamento envolve consideração pelo tamanho da amostra (número de replicações), seleção de uma ordem adequada de rodadas para as tentativas experimentais, ou se a formação de blocos ou outras restrições de aleatorização estão envolvidas.

**Realização do experimento.** Quando da realização do experimento, é de vital importância monitorar o processo, para garantir que tudo esteja sendo feito de acordo com o planejamento. Erros no procedimento experimental neste estágio, em geral, destruirão a validade do experimento.

**Análise dos dados.** Métodos estatísticos devem ser usados para analisar os dados, de modo que os resultados e conclusões sejam objetivos.

Se o experimento foi planejado corretamente e se foi realizado de acordo com o planejamento, então os tipos de métodos estatísticos exigidos não são complicados.

**Conclusões e recomendações.** Uma vez analisados os dados, o experimento deve acarretar conclusões práticas sobre os resultados e recomendar um curso de ação. Métodos gráficos são, em geral, usados neste estágio, particularmente na apresentação dos resultados para outras pessoas. Sequências de acompanhamento e testes de confirmação devem ser também realizados para validar as conclusões do experimento.

### ***3.9.2 Tipo de Planejamento Experimental.***

Diversas técnicas de experimentos podem ser utilizadas. Dentre as técnicas mais utilizadas para a realização do projeto e análise de experimentos, destacam-se as seguintes: planejamento fatorial completo  $2^k$ , planejamento fatorial fracionado  $2^{(k-p)}$ , metodologia da superfície de resposta (COLOMBARI, 2004). Neste trabalho foi utilizado o planejamento fatorial completo e a metodologia da superfície de resposta.

Um experimento fatorial com  $k$  fatores, cada um deles com dois níveis, é denominado de experimento fatorial  $2^k$ . O processo experimental dessa técnica consiste em realizar testes com cada uma das combinações da matriz experimental. Após esses testes, são determinados e interpretados os efeitos principais e de interação dos fatores investigados e, dessa forma, podem-se identificar as melhores condições experimentais do produto ou processo de fabricação (COLOMBARI, 2004).

Esta técnica pode ser ilustrada considerando um experimento com três fatores ( $x_1, x_2, x_3$ ), cada um desses fatores foi testado com dois níveis (-1,+1). Esse exemplo é apresentado por vários autores que estudam as técnicas de planejamento e análise de experimentos. Assim a matriz de planejamento para o experimento fatorial  $2^3$  é representada pela tabela 2, onde a resposta de cada ensaio é descrita pela coluna  $y_i$ . É importante ressaltar que a ordem de realização do teste é definida aleatoriamente.

Tabela 2: Matriz de planejamento de um experimento  $2^3$ .

Número do teste	Fatores de controle			Ordem do teste	Resposta ( $y_i$ )
	$x_1$	$x_2$	$x_3$		
1	-1	-1	-1	6	$y_1$
2	+1	-1	-1	8	$y_2$
3	-1	+1	-1	1	$y_3$
4	+1	+1	-1	2	$y_4$
5	-1	-1	+1	5	$y_5$
6	+1	-1	+1	3	$y_6$
7	-1	+1	+1	4	$y_7$
8	+1	+1	+1	7	$y_8$

Segundo RODRIGUES e IEMMA (2009), várias vantagens podem ser citadas a respeito da utilização do planejamento experimental:

1. Reduzir o número de experiências ou repetições e melhorar a qualidade da informação obtida através dos resultados. Isso significa uma sensível diminuição do trabalho, e conseqüentemente, do tempo e do custo final. Naturalmente, caberá ao pesquisador investir algum tempo no planejamento do processo e no estudo das variáveis envolvidas, coletando informações na literatura, para que a definição da estratégia de realização dos ensaios possa agregar melhor qualidade aos resultados;
2. Os fatores são analisados simultaneamente. Assim podemos verificar e quantificar efeitos sinérgicos e antagônicos entre os fatores de interesse;
3. É possível mais de uma resposta ao mesmo tempo. Esta é uma das grandes vantagens do planejamento fatorial. Podem-se maximizar variáveis como, rendimento, produtividade e pureza, e/ou minimizar as variáveis, custo e contaminação, entre outras, individual ou simultaneamente;
4. Permite calcular e avaliar o erro experimental. Isto é fundamental para que se possa especificar o nível de confiança estatística

com o qual se pode estimar a reprodutibilidade do resultado desejado;

5. Depende mais da competência do profissional em sua área de atuação que de seus conhecimentos em estatística. Em outras palavras, para se obter sucesso em um planejamento fatorial é imprescindível que o profissional tenha um prévio conhecimento do fenômeno ou processo que está sendo estudado.

### **3.9.3 Análise da variância dos efeitos do experimento fatorial $2^k$**

A técnica estatística de análise de variância é descrita a seguir. Essa técnica denominada ANOVA (*analysis of variance*), tem como objetivo analisar a variação média dos resultados dos testes e demonstrar quais são os fatores que realmente produzem efeitos (principais e de interação) significativos nas respostas de um sistema. A análise de variância é utilizada para aceitar ou rejeitar, estatisticamente, as hipóteses investigadas com os experimentos industriais. O resultado da ANOVA são geralmente apresentados conforme expostos na Tabela 3. Tais resultados representam a análise do experimento fatorial com dois fatores, cada um deles com dois níveis. As colunas nessa tabela incluem as fontes de variação, a soma dos quadrados, os graus de liberdade (gl. é a propriedade pela qual qualquer das (n-1) observações de uma amostra determinam a outra observação), os quadrados médios (MS), ou a variância dos parâmetros e a estatística do teste  $F_0$ (COLOMBARI, 2004).

Tabela 3: ANOVA de um experimento fatorial com dois fatores.

Fonte de variação	Soma de quadrados	g.l.	Quadrado médio	F <sub>0</sub>
E <sub>1</sub>	SS <sub>E1</sub>	a-1	MS <sub>E1</sub> =SS <sub>E1</sub> /a-1	MS <sub>E1</sub> /MS <sub>R</sub>
E <sub>2</sub>	SS <sub>E2</sub>	b-1	MS <sub>E2</sub> =SS <sub>E2</sub> /b-1	MS <sub>E2</sub> /MS <sub>R</sub>
E <sub>12</sub>	SS <sub>E12</sub>	(a-1)(b-1)	MS <sub>E12</sub> =SS <sub>E12</sub> /(a-1)(b-1)	MS <sub>E12</sub> /MS <sub>R</sub>
Erro	SS <sub>R</sub>	ab(n-1)	MS <sub>E1</sub> =SS <sub>E1</sub> /ab(n-1)	
Total	SS <sub>D</sub>	abn-1		

O método de análise de variância apresentado refere-se ao caso de um planejamento fatorial, com dois fatores, cada um deles com dois níveis. Esse processo pode ser generalizado para o experimento fatorial  $2^k$ . O modelo estatístico para o experimento fatorial  $2^k$  inclui k efeitos principais (k = 2) interações de dois fatores, (k = 3) interações de três fatores, (k = 4) interação de 4 fatores, e uma interação de k fatores (COLOMBARI, 2004).

### 3.9.4 Metodologia de Superfície Resposta

Trata-se de um conjunto de técnicas de planejamento e análise de experimentos usados na modelagem matemática de respostas. Esse método foi desenvolvido por George Box, da Universidade Princeton, com a colaboração de outros autores, e o estudo foi motivado pela necessidade de utilizar um procedimento para determinar condições ótimas dos fatores de controle que interferem na resposta de um sistema.

O métodos de otimização pode ser utilizado para se aproximar da superfície resposta, onde um primeiro passo é identificar uma função matemática que modele a variação das respostas em função dos fatores investigados. Geralmente a primeira função que é utilizada para se aproximar ao conjunto de resultados são os polinômios de primeira ordem representados pela equação 7. Nesse caso, procura-se verificar se a variação da resposta em função dos fatores é bem modelada por uma superfície plana, conforme a figura 28.

$$Y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_k x_k + \varepsilon \quad (7)$$

Sendo que  $\beta_0, \beta_1, \beta_2, \dots, \beta_k$ , representam os coeficientes do polinômio;  $x_1, x_2, \dots, x_k$  são os fatores experimentais e  $\varepsilon$  é o erro experimental.

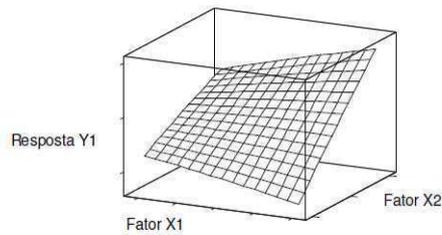


Figura 28: Superfície resposta tridimensional plana.

A variação resposta em função dos fatores é mais bem modelada por uma superfície não plana, ou seja, o teste estatístico aponta que o modelo linear não satisfaz as condições de operação do sistema, porque existe uma curvatura na superfície de resposta, conforme a Figura 29, então a função a ser aproximada ao conjunto de resultados é um polinômio de mais alta ordem, como um modelo de segunda ordem, dado pela Equação 8.

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i x_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} x_i^2 + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^k \beta_{ij} x_i x_j + \varepsilon \quad (8)$$

Sendo que  $\hat{\alpha}_0, \hat{\alpha}_1, \hat{\alpha}_2, \dots, \hat{\alpha}_k$ , representam os coeficientes do polinômio;  $x_i, x_j, \dots, x_k$  são os fatores experimentais e  $\varepsilon$  é o erro experimental.

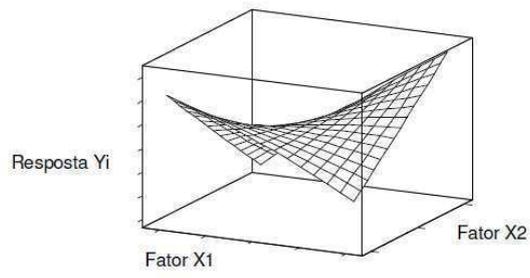


Figura 29: Superfície resposta tridimensional não plana

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS.

Neste capítulo serão apresentados e descritos todos os procedimentos experimentais empregados nos ensaios, bem como os equipamentos, os acessórios e os materiais de consumo utilizados. O objetivo deste capítulo é reunir as informações necessárias de forma que seja possível a compreensão e reprodução das condições dos ensaios.

### 4.1 Materiais de Consumo

Os materiais de consumo empregados neste trabalho estão agrupados em três categorias: metal de base (substrato) e os consumíveis: metal de adição, gases.

#### 4.1.1 Metal de Base

Neste trabalho foram utilizados como metal de base dois aços, o AISI 8630 e o ASTM A 106 Gr B. A Tabela 4 apresenta a composição química destes materiais segundo o fabricante.

Tabela 4: composição química dos metais de base.

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>V</b>	<b>Cu</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>
8630	0.25– 0.33	0.15- 0.35	0.70- 1.10	≤ 0.025	≤ 0.025	0.85- 1.00	0.35- 0.45	0.75- 0.90	≤ 0.06	≤ 0.25	≤ 0.06	≤ 0.035
A106 Gr.B	0.19	0.20	0.96	0.016	0.006	-	-	-	-	-	-	-

#### 4.1.2 Metal de Adição

Como metal de adição foi utilizado o ER NiCrMo-3, conhecido comercialmente como Liga Inconel 625. A Tabela 5 apresenta a composição

química em peso, segundo o fabricante. Os valores simples indicam teores máximos permitidos.

Tabela 5: composição química do metal de adição.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	Fe	Nb+Ta
ER NiCrMo-3	0.1	0.5	0.5	0.020	0.015	20.0- 23.0	8.0- 10.0	58 min	0.4	0.5	0.4	5.0	3.15- 4,15

#### **4.1.3 Elementos de Proteção**

Foram utilizados dois gases de proteção neste trabalho, o argônio e uma mistura de Argônio e 25% de Hélio. Ambos são gases inertes caracterizando assim o processo de soldagem MIG.

## **4.2 Equipamentos Utilizados**

A descrição dos equipamentos e acessórios empregados neste trabalho têm como objetivo informar as características de cada dispositivo e sua aplicação.

### **4.2.1 Equipamentos Empregados nas Soldagens**

Serão apresentadas a seguir as características operacionais dos equipamentos utilizados na realização das soldagens, como se vê na Figura 30.

- Fonte de soldagem eletrônica multiprocessos, com corrente máxima de 800 A;
- Sistema de aquisição de dados para adquirir os sinais de tensão e corrente;
- Tartilope para deslocamento linear da tocha.



Figura 30: Máquina de soldagem MIG/MAG

#### **4.2.2 Equipamentos para Preparação Metalográfica**

A seguir são descritos os equipamentos utilizados para preparação dos corpos de prova soldados para análise metalográfica.

- Cortadeira metalográfica, utilizada para seccionar as amostras;
- Lixadeira e politriz;
- Máquina fotográfica digital;
- Régua graduada.

#### **4.2.3 Equipamento para Realização das Medidas de Tensões Residuais**

Para a análise das tensões residuais foi utilizado um difratômetro de raios – X portátil - *Portable stress analyser STRESSRAD (RADICON Ltd. Scientific instruments)* juntamente com o software de análise do equipamento – *Stress* (Figura 31).



Figura 31: Difratorômetro portátil para análises de tensão residual.

O tubo de raios – X deste difratômetro funciona de forma análoga ao modelo laboratorial, um feixe de elétrons é acelerado através de uma grande diferença de potencial (25 kV, gerando por uma fonte de potencial constante) colidindo com o anodo com uma energia considerável. Raios – X são gerados como consequência. Grande parte da energia é dissipada na forma de calor e apenas 2% dela é transformada em raios – X.

Se plotarmos a intensidade dos raios – X contra o comprimento de onda iremos obter o espectro mostrado na Figura 32.

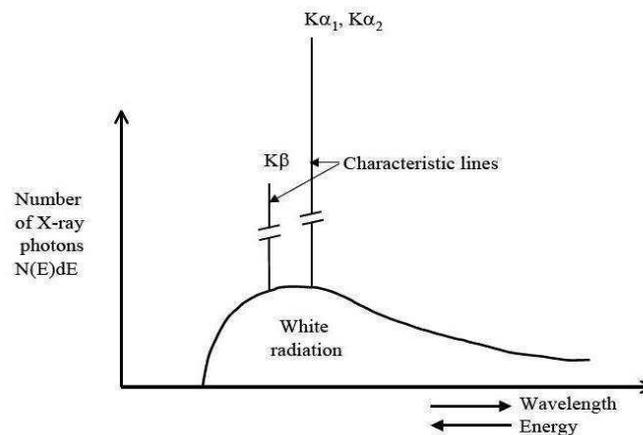


Figura 32: Diagrama esquemático do espectro de raios – X de um tubo (NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2005).

O espectro dos raios – X pode ser dividido em duas partes: a radiação branca (*White radiation*), causada pela desaceleração dos elétrons no anodo do tubo de raios – X e por não ser monocromática é indesejável; Superpostas a

radiação branca há as linhas intensas, também chamadas de linhas características. Elas têm comprimentos de onda específicos e são observadas quando a voltagem de aceleração excede um determinado valor crítico. Os comprimentos de onda destas linhas características não dependem do valor crítico da voltagem de aceleração, mas do material do anodo do tubo. No LabSol dispomos de dois tubos de raios – X, um Cr K- $\alpha$  e o Fe K- $\alpha$ , com comprimentos de onda de 2,2896 Å e 1,9359 Å, respectivamente. Em difração de raios – X as linhas K- $\alpha$  são mais utilizadas por serem mais intensas. O tubo de raios – X também produz outras linhas características como a K- $\beta$ , que devem ser removidas para atingir a radiação monocromática.

Na análise de aços ferríticos/perlíticos pode-se analisar os planos {211} com um comprimento de onda de  $\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$  e ângulo de pico ( $2\theta$ ) = 156.5°. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de cromo (HAULK, 1997). O método empregado foi o  $\text{sen}^2\theta$ , com medidas realizadas para  $\theta = 0^\circ, 14^\circ, 19^\circ, 24^\circ, 28^\circ, 32^\circ, 35^\circ, 39^\circ, 42^\circ$  E  $45^\circ$ .

#### **4.2.4 Equipamento para Realização do Ensaio de Microdureza**

Nos ensaios de microdureza foi utilizado um microdurômetro da marca Future Tech, modelo FM-700, apresentado na Figura 33.



Figura 33: Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.

#### **4.2.5 Equipamento Utilizado para Realização do Ensaio de Impacto Charpy**

Os entalhes foram usinados em uma brochadeira modelo LS71-UV específica para este fim, mostrada na Figura 34 (a). Os ensaios foram conduzidos em uma máquina de ensaio de impacto JB- W300, apresentada na Figura 34 (b).



(a)



(b)

Figura 34:(a) Brochadeira LS71-UV, (b) Máquina de ensaio de impacto JB-W300.

### **4.3 Metodologia**

#### **4.3.1 Aplicação do Amanteigamento**

Foram feitas camadas de amanteigamento no aço AISI 8630 como mostrado na Figura 35(a) com um passe de “amanteigamento” e com dois passes de amanteigamento 35(b), a fim de analisar o comportamento do metal de base quando submetido a estas condições.

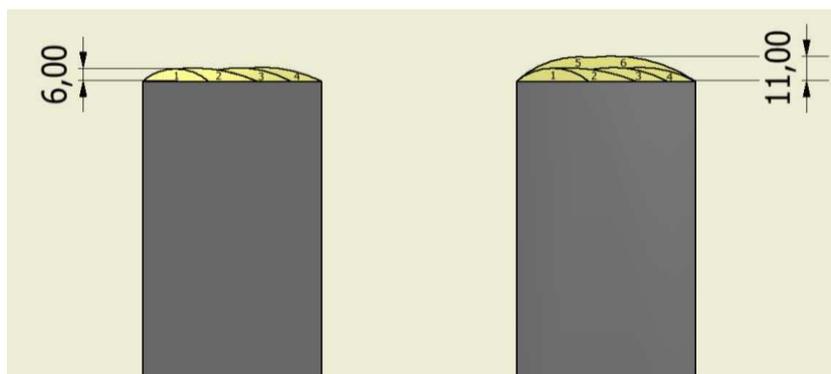


Figura 35:(a) Uma camada de amanteigamento e (b) duas camadas de amanteigamento (Inconel 625).

Para determinação dos melhores parâmetros de amanteigamento foi utilizado um planejamento experimental fatorial em dois níveis com três repetições do ponto central. Os valores destes níveis encontram-se na Tabela 6, onde  $V_a$  é a velocidade de alimentação do arame,  $V_s$  é a velocidade de soldagem e  $U$  é a tensão de referência. Foram mantidos fixos: inclinação da tocha de soldagem ( $\theta=15^\circ$  com a vertical), sentido de soldagem “empurrando”, modo de corrente com polaridade reversa CC+, DBCP de 20 mm e a vazão do gás em 25 L/min.

Tabela 6: Fatores de controle utilizados na determinação dos melhores parâmetros de amanteigamento

Variáveis de entrada (k)	Níveis		
	-1	0	1
$V_a$ (m/min)	6,0	7,5	9,0
$V_s$ (cm/min)	20,0	25,0	30,0
$U$ (volts)	26,0	29,0	32,0

Utilizou-se também uma sobreposição de  $L/2$  em relação à largura do primeiro cordão, conforme Figura 36, procurando sempre manter a temperatura de interpasse menor ou igual a  $100^\circ\text{C}$ .

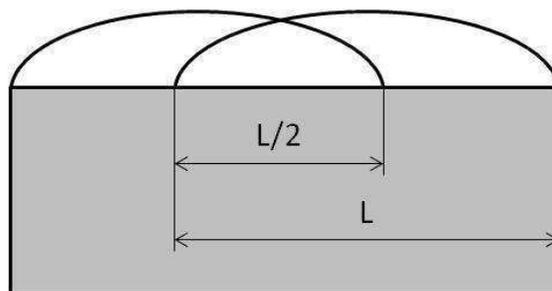


Figura 36: Ilustração da sobreposição utilizada na aplicação do amanteigamento.

A sequência de combinação dos fatores foi definida segundo a ordem padrão descrita na Tabela 7 com três repetições do ponto central, sendo os experimentos realizados em uma sequência aleatória. A tréplica do ponto central permite o cálculo do erro experimental e significância dos efeitos. A sequência aleatória dos experimentos permite a aplicação de testes estatísticos de significância e a construção de intervalos de confiança.

Tabela 7: Matriz de planejamento experimental  $2^3 + 3$  pontos centrais

	U (volts)	Va (m/min)	Vs (cm/min)
1	26,0(-1)	6,0(-1)	20,0(-1)
2	32,0(+1)	6,0(-1)	20,0(-1)
3	26,0(-1)	9,0(+1)	20,0(-1)
4	32,0(+1)	9,0(+1)	20,0(-1)
5	26,0(-1)	6,0(-1)	30,0(+1)
6	32,0(+1)	6,0(-1)	30,0(+1)
7	26,0(-1)	9,0(+1)	30,0(+1)
8	32,0(+1)	9,0(+1)	30,0(+1)
9	29,0(0)	7,5(0)	25,0(0)
10	29,0(0)	7,5(0)	25,0(0)
11	29,0(0)	7,5(0)	25,0(0)

#### 4.3.2 Preenchimento da Junta Soldada

O preenchimento da junta foi realizado através do processo MIG, completamente automatizado, com proteção gasosa de Argônio e Argônio + 25% de Hélio. Foram preenchidas 8 juntas com chanfro em meio V como mostrado na Figura 37. Os parâmetros de soldagem para preenchimento da

junta são apresentados na Tabela 8. Os parâmetros para preenchimento da junta saíram da matriz de planejamento experimental apresentada na Tabela 7, realizando apenas alguns ajustes para melhor adequação à soldagem de união, como inverter a polaridade da corrente e aumentar a velocidade de alimentação do arame a fim de aumentar a corrente de soldagem.

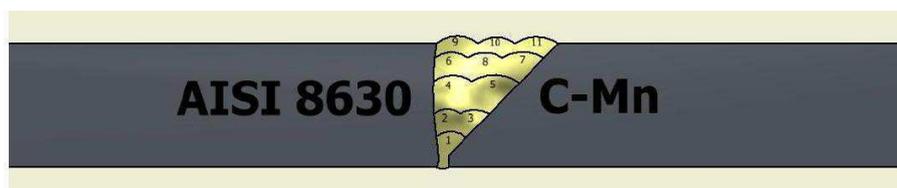


Figura 37: Esquema do procedimento de soldagem realizado para preenchimento da junta.

Tabela 8: Parâmetros de soldagem utilizados na união.

Cordão	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de Soldagem (cm/min)	Energia de Soldagem (kJ/cm)
1	26	184	30	9,57
2 e 3	26	204	30	10,61
4 – 11	32	220	30	14,10

#### **4.3.3 Realização do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões**

Das oito condições de soldagem estudadas neste trabalho, quatro correspondem a juntas tratadas termicamente. Os tratamentos térmicos aplicados foram sugestões do CENPES/Petrobras e fruto de pesquisas bibliográficas (Fontes, 2008). Os parâmetros utilizados para realizar o tratamento encontram-se na Tabela 9.

Tabela 9: Parâmetros dos tratamentos térmicos de alívio de tensões

	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Taxa de aquecimento (°C/min)
TTAT 1	676	2	10
TTAT 2	720	3	12
TTAT 3	720	4	12

#### **4.3.4 Preparação Metalográfica e Microdureza**

O ensaio de microdureza foi realizado em uma amostra de aproximadamente 40 mm de largura da região compreendida entre a ligação do aço AISI 8630 e o metal de adição ER CrNiMo-3 para análise metalográfica das juntas soldados.

As amostras, depois de cortadas, foram lixadas (da granulação 200 até a granulação 1200  $\mu\text{m}$ ), polidas com alumina 4 (1  $\mu\text{m}$ ), 3 (0,3  $\mu\text{m}$ ) e 2 (0,05  $\mu\text{m}$ ) e, por fim, foram atacadas quimicamente com Nital 5% a fim de revelar a microestrutura do metal de base (MB) e a zona termicamente afetada (ZTA). Posteriormente ao ensaio de microdureza registramos a microestrutura das regiões acima citadas em um microscópio óptico acoplado a um computador e um software analisador de imagens. As medidas da extensão da ZTA foram feitas utilizando um software gráfico INVENTOR 2010 ®.

Os ensaios de microdureza foram executados aplicando-se uma carga de 100 gramas força (gf) – por 15 segundos – com espaçamento inicial de 50  $\mu\text{m}$  da linha de fusão e espaçamento entre as demais impressões de 200  $\mu\text{m}$  no MS, ZTA e MB. Em cada amostra foram realizadas 40 medidas de microdureza vickers (HV) ao longo de quatro linhas distanciadas 4 mm, conforme ilustra a Figura 38 Esta metodologia foi empregada a fim de se conhecer o gradiente de dureza ao longo da junta (MS) e do substrato (ZTA e MB).

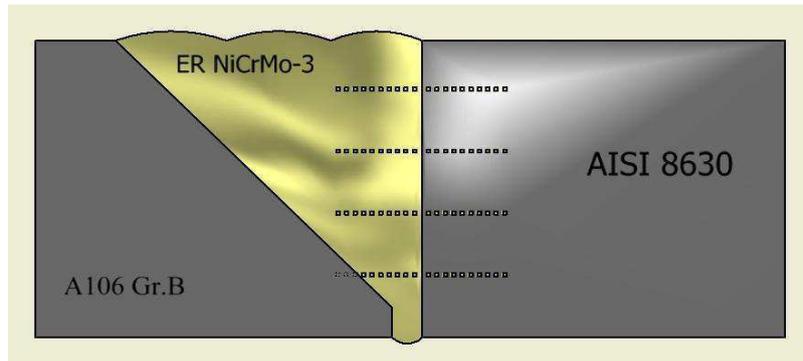


Figura 38: Perfil da microdureza na junta soldada.

Após a medida de dureza foram realizadas medidas próximas a linha de fusão no metal de solda (Inconel 625), como mostrada na Figura 39, utilizando-se uma carga de 50 gramas força (gf) por um tempo de 15 segundos, afim de identificar a presença de possíveis zonas de elevada dureza e caracterizar a presença de zonas parcialmente diluídas.

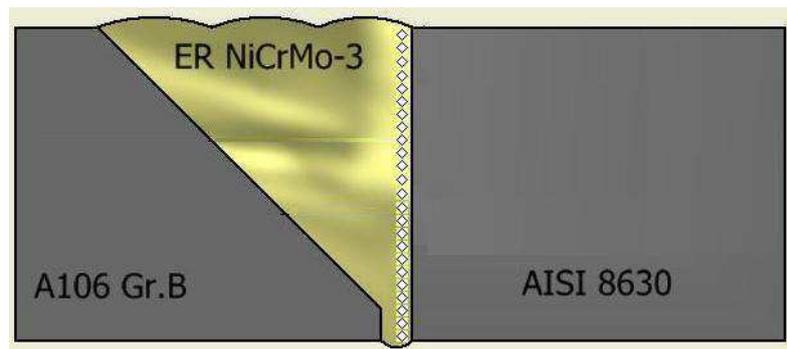


Figura 39:Esquema da medida de zonas parcialmente diluídas.

#### **4.3.6 Teste de Impacto**

Os testes de impacto foram realizados à temperatura ambiente. Figura 40 (a) mostra uma imagem do corpo de prova para ensaio de impacto Charpy conforme a norma ASTM E-23 com entalhe em V, o entalhe foi realizado a 1 mm da linha de fusão na região da solda de passe de enchimento , de forma a atingir a região de grãos grosseiros conforme ilustrado na Figura 40(b).

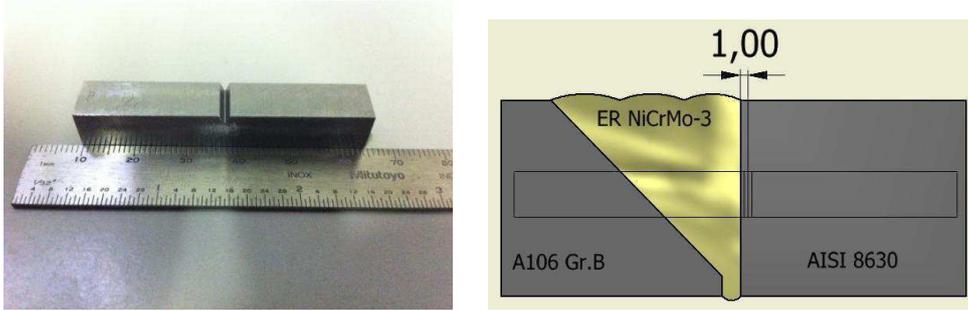


Figura 40: (a) corpo de prova charpy com entalhe em V; (b) Imagem da região de retirada do CP e usinagem do entalhe a 1,00 mm da linha de fusão.

Após a realização do teste de impacto a superfície de fratura foi analisado através de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

#### 4.3.7 Medidas de Tensão Residual por Difração de Raios – X

Na análise de um aço de baixa liga pode-se usar os planos {211} com um comprimento de onda de  $\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$  e ângulo de pico  $(2\theta) = 156.5^\circ$ . Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de cromo (HAULK, 1997). O método empregado foi o  $\text{sen}^2\psi$ , com medidas realizadas para  $\psi = 0^\circ, 14^\circ, 19^\circ, 24^\circ, 28^\circ, 32^\circ, 35^\circ, 39^\circ, 42^\circ$  e  $45^\circ$ .

Foram realizadas análises em duas regiões distintas da junta soldada. A Figura 41 ilustra a disposição dos pontos que foram analisados na parte superior, referente ao passe de enchimento da junta (a) e na parte inferior, referente a raiz da junta soldada (b).

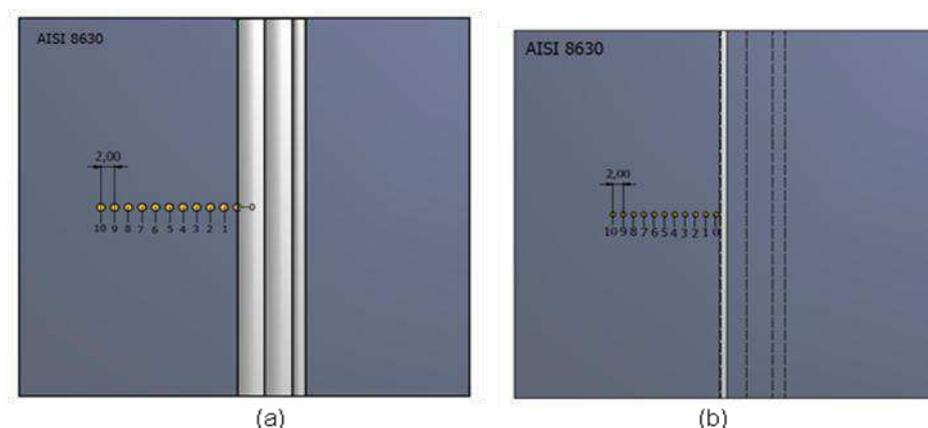


Figura 41: Disposição dos pontos na análise de tensão residual

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Determinação dos Parâmetros de “Amanteigamento”

A Tabela 10 apresenta os resultados para as características do reforço e extensão da zona termicamente afetada do “amanteigamento” da primeira camada, para os ensaios apresentada na Tabela 7, onde tem-se como fatores de controle a tensão (U), a velocidade de alimentação do arame ( $V_a$ ) e a velocidade de soldagem ( $V_s$ ). De posse desses valores foi feita uma análise com base na metodologia do planejamento experimental fatorial para encontrar os parâmetros de soldagem que mais se enquadram ao fim a que se destina, ou seja, pequena extensão da ZTA na primeira camada do “amanteigamento” e maior extensão da ZTA na segunda de forma a superar a região de grãos grosseiros do primeiro passe.

Tabela 10: Características do reforço e da zona termicamente afetada do revestimento.

CORPO DE PROVA	ZTA (mm)	REFORÇO (mm)
1	2,34	3,28
2	3,52	3,17
3	2,73	3,17
4	3,41	3,17
5	2,59	4,36
6	2,07	4,31
7	1,83	4,35
8	2,84	4,35
9	2,51	2,52
10	2,54	2,65
11	2,43	2,65

Pode-se notar que a extensão da ZTA, observada macroscopicamente, variou de 1,83 a 3,52 mm. A extensão da ZTA é de fundamental importância na soldagem de aços de alta resistência temperados e revenidos, pois quanto maior a extensão desta zona, mais especificamente a sua região de grãos

grosseiros, maior será a região susceptível a fragilização por hidrogênio (PARKINS, 2000), podendo comprometer a vida útil dos equipamentos do setor de petróleo e gás. Já o reforço dos cordões depositados variou de 2,52 a 4,36 mm. De uma forma geral pode-se notar que os menores valores de reforço ocorreram para as condições de centro (corpos de prova 9, 10 e 11) do planejamento experimental (em média 2,61 mm) e os maiores valores de reforço ocorreram para maiores velocidades de soldagem. Uma possível explicação para isso é que devido a maior velocidade de soldagem houve uma redução da penetração da soldagem, ocorrendo uma maior contribuição na área de material depositado (MELO, 2011), aumentando assim o reforço líquido da camada “amanteigada”.

Com base nos resultados da Tabela 11 realizou-se uma análise estatística de variância e com isso foi calculado o nível de significância “P” dos fatores de controle sobre a extensão da ZTA e o reforço. Níveis de significância menores que 0,10 indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 90% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando as variáveis de resposta analisadas. Os valores em vermelho e sublinhados na Tabela 11 representam os fatores estatisticamente significativos.

Tabela 11: Nível de significância dos fatores de controle sobre as variáveis respostas.

Fatores	Valor de P	
	ZTA (mm)	r (mm)
Média	<u>0,000012</u>	0,001448
U (V)	<u>0,012615</u>	0,958623
Va (m/min)	0,554611	0,984474
Vs (cm/min)	<u>0,008826</u>	0,203800
U*Va	<u>0,099806</u>	0,958623
U*Vs	<u>0,051943</u>	0,984474
Va*Vs	0,580633	0,958623
U*Va*Vs	<u>0,018840</u>	0,984474
R -sqr	0,9719	0,4674
Adj	0,9064	0
MS Residual	0,0239	1,0086

O modelo matemático empírico, codificado, com seus respectivos parâmetros estatísticos para a extensão da ZTA, está apresentado na Equação 9. Com base na análise de variância pode-se concluir que o reforço não foi influenciado de forma significativa por nenhum dos fatores de controle, dentro das configurações deste trabalho.

$$ZTA (mm) = 2,62 + 0,29 * U - 0,33V_s + 0,13U * V_\alpha - 0,17U * V_s + 0,25U * V_\alpha * V_s \quad (9)$$

Na Tabela 12 está apresentado o resultado da análise de variância para a extensão da ZTA, mostrando através do valor de  $F_{\text{Calculado}}$  que o modelo é estatisticamente significativo, pois  $F_{\text{Calculado}} > F_{\text{Tabelado}}$ .

Tabela 12: Análise de variância (ANOVA) para a extensão da ZTA.

VARIAÇÕES	SOMA DOS QUADRADOS	GRAUS DE LIBERDADE	QUADRADOS MÉDIOS	$F_{\text{CALC}}$
REGRESSÃO	2,4637	5	0,49274	28,25
RESÍDUO	0,08721	5	0,017442	
TOTAL	2,555091	10	0,510182	-

$F_{\text{Tabelado}} = 5,05$  (RODRIGUES & IEMMA, 2009).

Com base nos valores de  $F_{\text{Calculado}}$  podemos afirmar ainda que o modelo para determinação da extensão da ZTA pode ser utilizado para prever, com 95% de confiabilidade, a extensão da ZTA uma vez que  $F_{\text{Calculado}} > 4 * F_{\text{Tabelado}}$ .

A Figura 42 apresenta os valores observados experimentalmente versus os valores preditos pelo modelo associado à extensão da ZTA. Observa-se uma boa concordância entre eles, como era de se esperar devido os ótimos valores de  $R^2$  e de  $F_{\text{Calculado}}$ , obtidos na análise de variância.

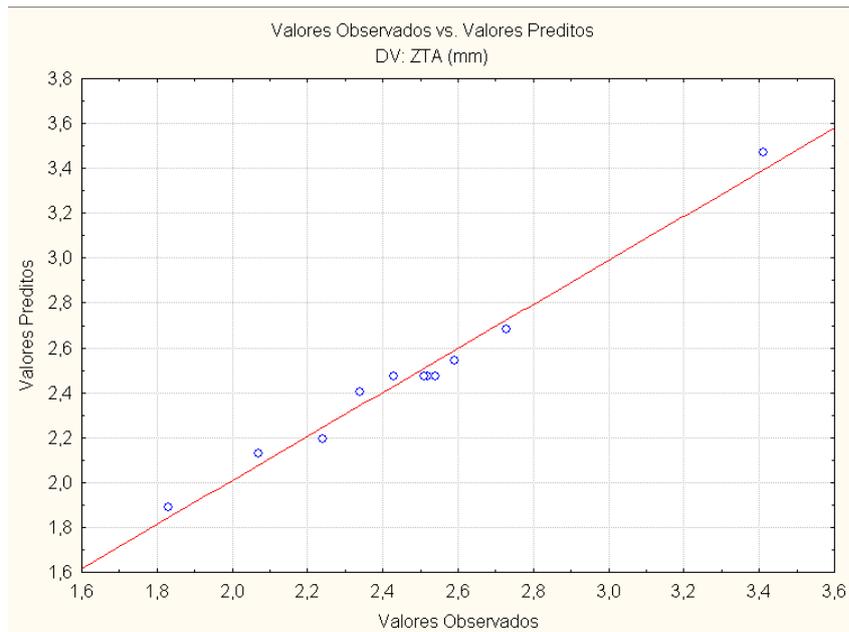


Figura 42:Valores experimentais versus valores preditos pelo modelo associado a extensão da ZTA.

### 5.1.1 Influência dos Parâmetros de Soldagem Sobre a Extensão da ZTA

De acordo com os resultados da Tabela 12, a tensão (U), a velocidade de soldagem ( $V_s$ ) e as interações de segunda e terceira ordem  $U \cdot V_a$ ,  $U \cdot V_s$  e  $U \cdot V_a \cdot V_s$  influenciaram de forma significativa a extensão da ZTA. As Figuras 43 e 44 ilustram graficamente a influência das variáveis acima citadas.

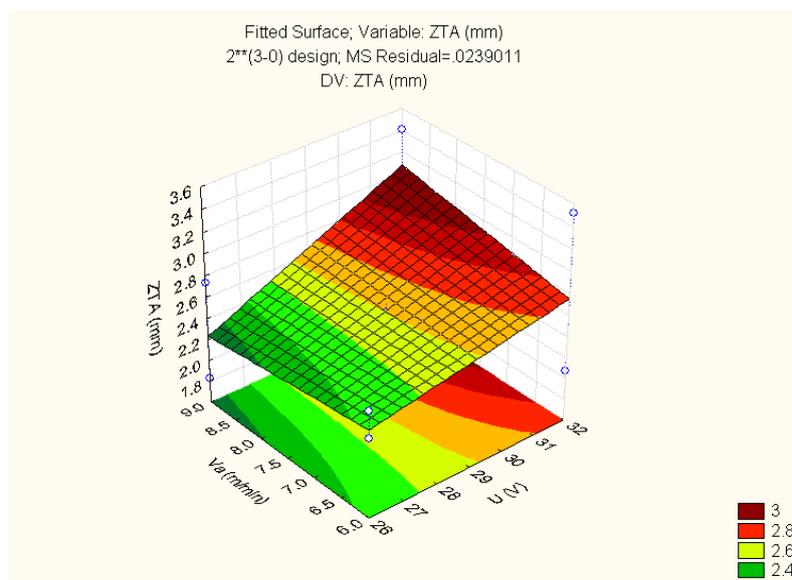


Figura 43:Influência de Va e U sobre a Zona Termicamente Afetada dos amateigamentos.

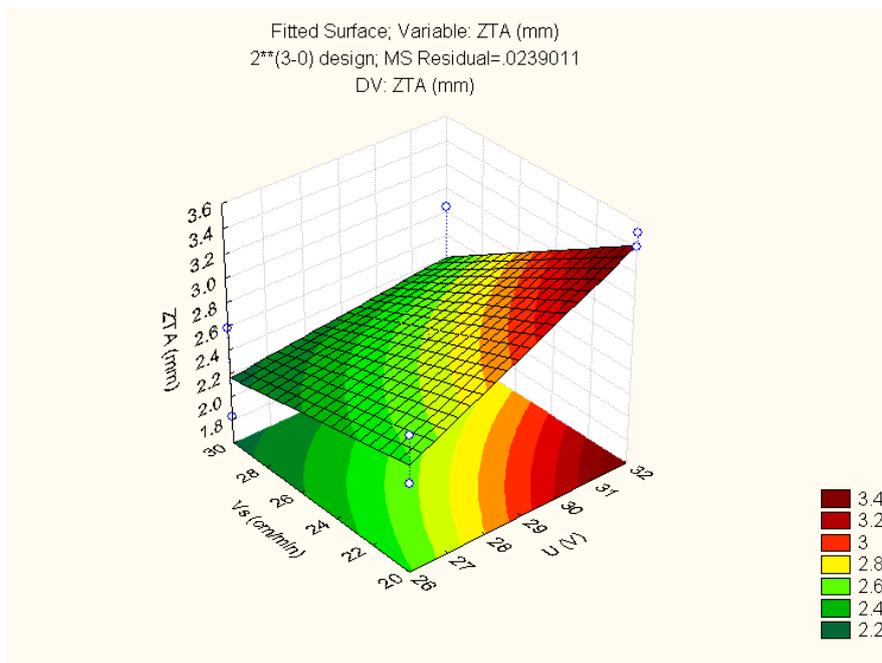


Figura 44: Influência de Vs e U sobre a Zona Termicamente Afetada dos amateigamentos.

A partir das Figuras 43 e 44 pode-se confirmar a considerável influência da tensão no aumento da ZTA. Na Figura 43 observa-se que para uma tensão de 29 V temos um divisor de águas na influência da velocidade de alimentação sobre a extensão da ZTA, pois abaixo deste valor, maiores valores de velocidade de alimentação resultam em maiores extensões da ZTA e acima deste valor, maiores valores de velocidade de alimentação possuem maiores extensões da ZTA. Isto se deve ao fato de incrementos na velocidade de alimentação resultar em incrementos diretos na corrente de soldagem, aumentando assim a energia de soldagem e consequentemente a extensão da ZTA (SCOTTI & PONOMAREV, 2008). Em ambas as figuras nota-se que aumentos na tensão resultam em maiores extensões da ZTA, devido ao aumento na energia de soldagem, de forma análoga ao aumento da corrente.

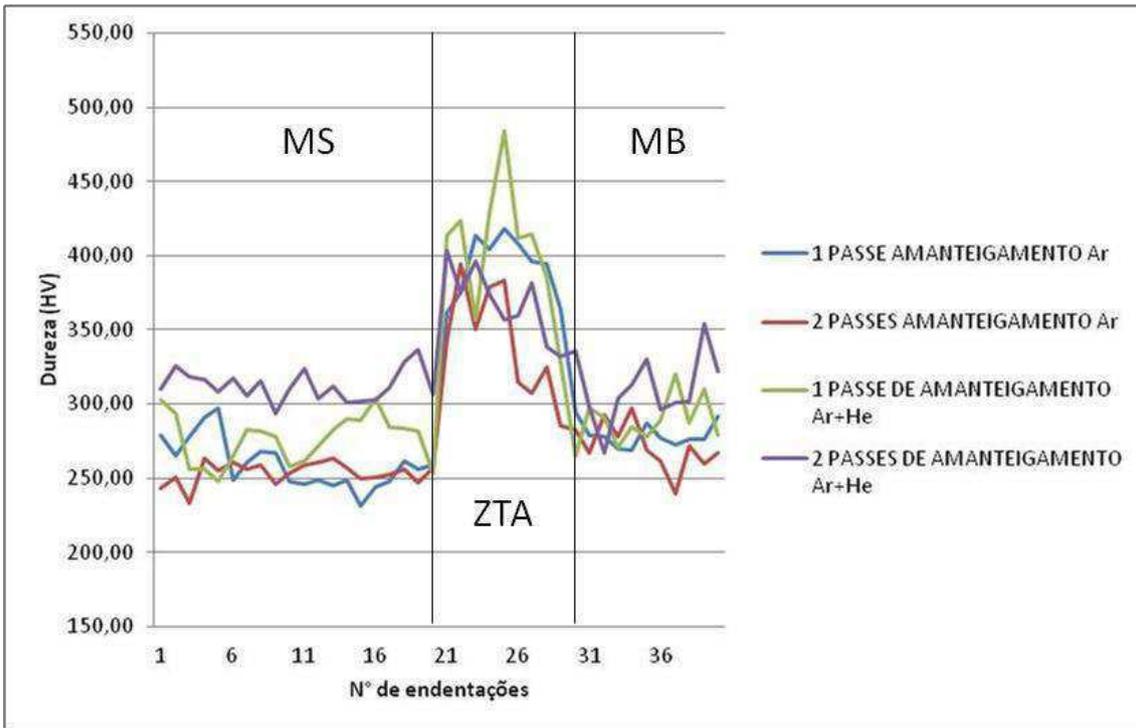
Na Figura 44 observa-se que à medida que se aumenta a velocidade de soldagem diminui o tamanho da ZTA. Isto se deve ao fato da energia de soldagem ser inversamente proporcional ao aumento da velocidade de soldagem ( $V_s$ ), portanto aumentos na velocidade de soldagem resultam em decréscimos na extensão da ZTA (WAINER et al., 1992).

Portanto, a partir do que foi exposto acima pode-se realizar a escolha dos parâmetros de soldagem para a aplicação do amanteigamento. Os parâmetros selecionados para a primeira camada, que deve possuir menor extensão da ZTA, foram 26 V (menor tensão), 6 m/min (menor velocidade de alimentação) e 30 cm/min (maior velocidade de soldagem), já para a aplicação da segunda camada, que deve apresentar maior extensão da ZTA, foram 32 V (maior tensão), 9 m/min (maior velocidade de alimentação) e 30 cm/min (maior velocidade de soldagem), além das informações obtidas no planejamento experimental, deve-se levar em conta a magnitude da energia de soldagem, a fim de evitar a destruição da borda da chapa quando da aplicação da segunda camada.

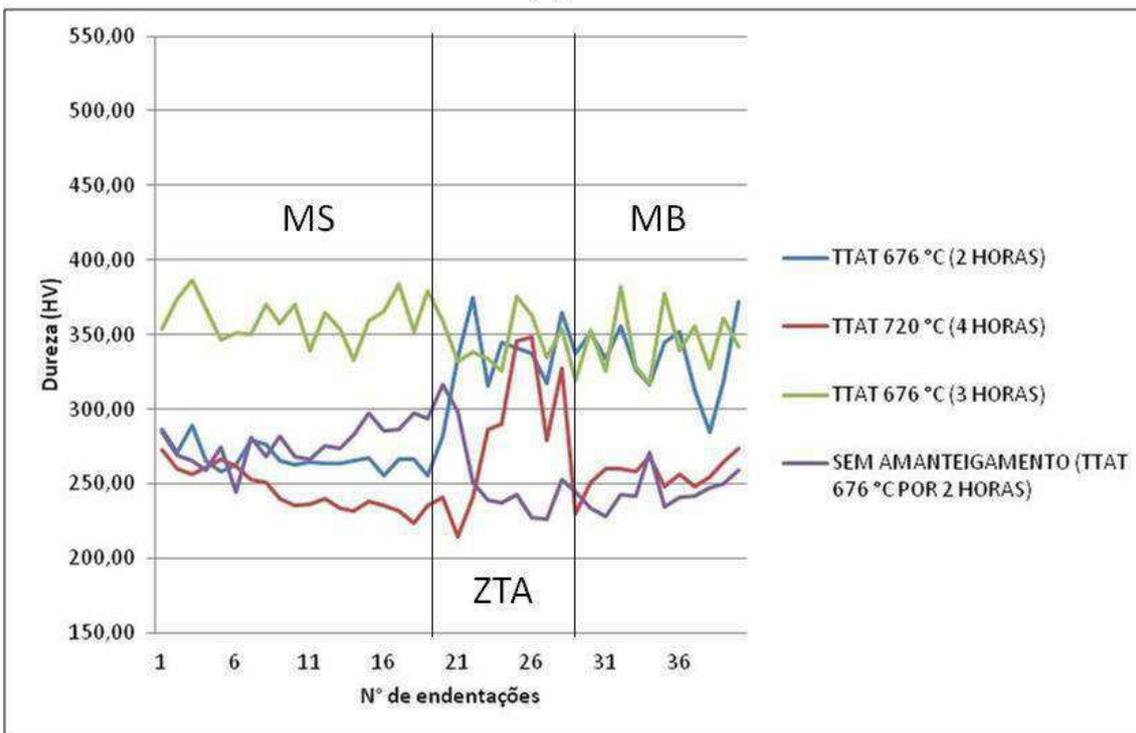
## **5.2 Microestrutura e Microdureza**

### **5.2.1 Microdureza**

Foi levantado o perfil de microdureza das juntas soldadas ao longo da seção transversal, compreendendo as zonas de metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). A Figura 45 apresenta o perfil de microdureza para as oito condições de soldagem.



(a)



(b)

Figura 45: Perfil de microdureza média em HV para as oito condições de soldagem, (a) condições sem tratamento térmico de alívio de tensões e (b) com tratamento térmico de alívio de tensões.

A partir da Figura 45 (a) pode-se notar que o perfil de microdureza sempre mostrou a mesma configuração independente da condição de soldagem, ou seja, a ZTA sempre ocorreu com os maiores valores de dureza da junta. Isto se deve ao fato de a ZTA dos aços de alta resistência temperados e revenidos ser rica em martensita, um microconstituente de elevada dureza (PERINI, 2008). Pode-se notar que as amostras com aplicação da segunda camada de “amanteigamento” apresentou uma ligeira redução nos valores de microdureza, tal fenômeno já era esperado uma vez que o pré-requisito para a aplicação da técnica de HIGUCHI et al. (1980) é que a zona parcialmente macia do segundo passe coincida com a zona dura do passe anterior.

A Figura 45 (b) apresentou uma ligeira redução nos valores de microdureza Vickers na ZTA, cerca de 50 HV em média. Esta redução nos valores de microdureza se deve a aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões a alta temperatura, que possibilita o escorregamento dos grãos e assim microdeformações que permitem o alívio de tensões e a conseqüente redução da dureza. Um olhar mais cuidadoso na Figura 40 (b) mostra que para a condição de soldagem sem “amanteigamento” com TTAT de 676 °C por 2 horas houve uma queda acentuada de dureza na ZTA. Pode-se explicar tal fenômeno devido a ausência do amanteigamento o que proporciona uma maior diluição do metal de base no metal de solda ocasionando migração de carbono da ZTA do AISI 8630 para o metal de solda, como o carbono é o principal elemento responsável pelo endurecimento dos aços transformáveis sua migração para o níquel gera queda acentuada dos valores de dureza (KEJELIN, 2006). Já para as amostras tratadas termicamente a 676 °C por 3 horas nota-se que a dureza do MS, ZTA e MB permaneceram iguais, em torno de 350 HV, uma possível explicação para isso é que o maior tempo de permanência a elevada temperatura proporcionou a precipitação de fases secundárias de elevada dureza na matriz austenítica do níquel (PÉREZ, 2005). A amostra submetida ao tratamento térmico a 720°C por 4 horas apresenta uma dureza maior na ZTA quando comparado ao metal de solda e ao metal de base desta mesma amostra, devido a provável precipitação de carbonetos, empobrecendo em carbono as regiões adjacentes provocando um amaciamento destas regiões corroborando com os resultados de Arivazhagan et al. (2011).

### 5.2.2 Microestrutura

As Figuras 46 (a) e (c) apresentam a região referente a ZTA de grãos grosseiros (GG) para as amostras soldadas com 1 passe de “amanteigamento”. As Figuras 41 (b) e (d) correspondem as juntas soldadas com dois passes de “amanteigamento”.

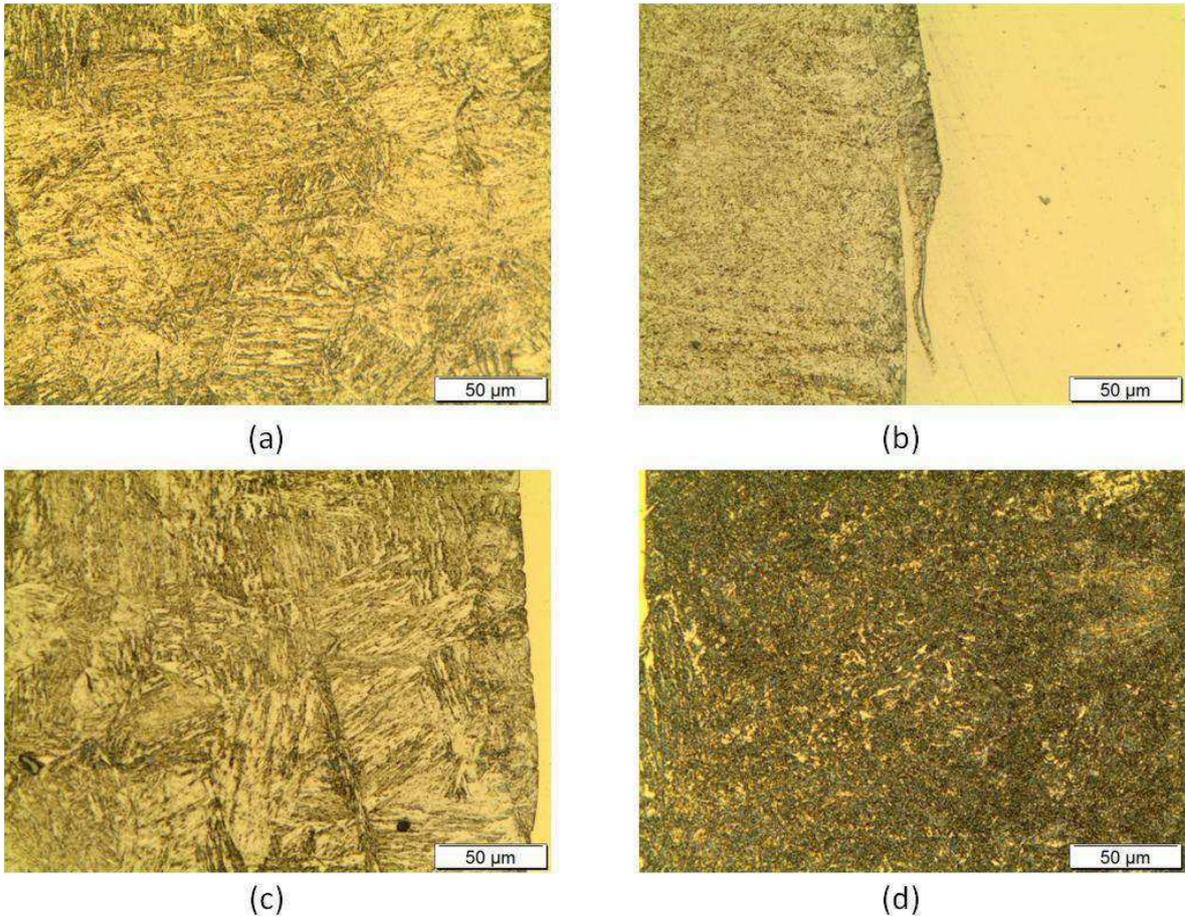


Figura 46: Juntas com 1 passe de “amanteigamento” soldada com argônio (a), com 2 passes de “amanteigamento” soldada com argônio (b), com 1 passe de “amanteigamento” soldada com argônio/hélio (c) e com 2 passes de “amanteigamento” soldada com argônio/hélio (d). Ampliação: 500x.

As soldagens com um passe de “amanteigamento” apresentaram uma zona de grãos grosseiros bastante pronunciada, como já era de se esperar. No entanto, as amostras em que se aplicou uma segunda camada de “amanteigamento” apresentaram refino de grão da ZTA de grãos grosseiros do primeiro passe devido ao ciclo térmico subsequente, mostrando que a escolha das variáveis selecionadas para a aplicação das camadas de

“amanteigamento” foi eficaz. Ainda pode-se notar que com a mudança do gás de proteção de argônio para a mistura argônio/hélio25%, houve um aumento do teor de ferrita, que pode ser quantificado pelo aumento da zona escura nas micrografias das Figuras 46 (c) e (d), além de um ligeiro aumento na espessura das placas de martensita quando da soldagem com um único passe de amanteigamento, devido ao aumento do  $\Delta t_{8/5}$  (tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C).

A Figura 47 apresenta as micrografias das juntas soldadas em que foram realizados TTAT.

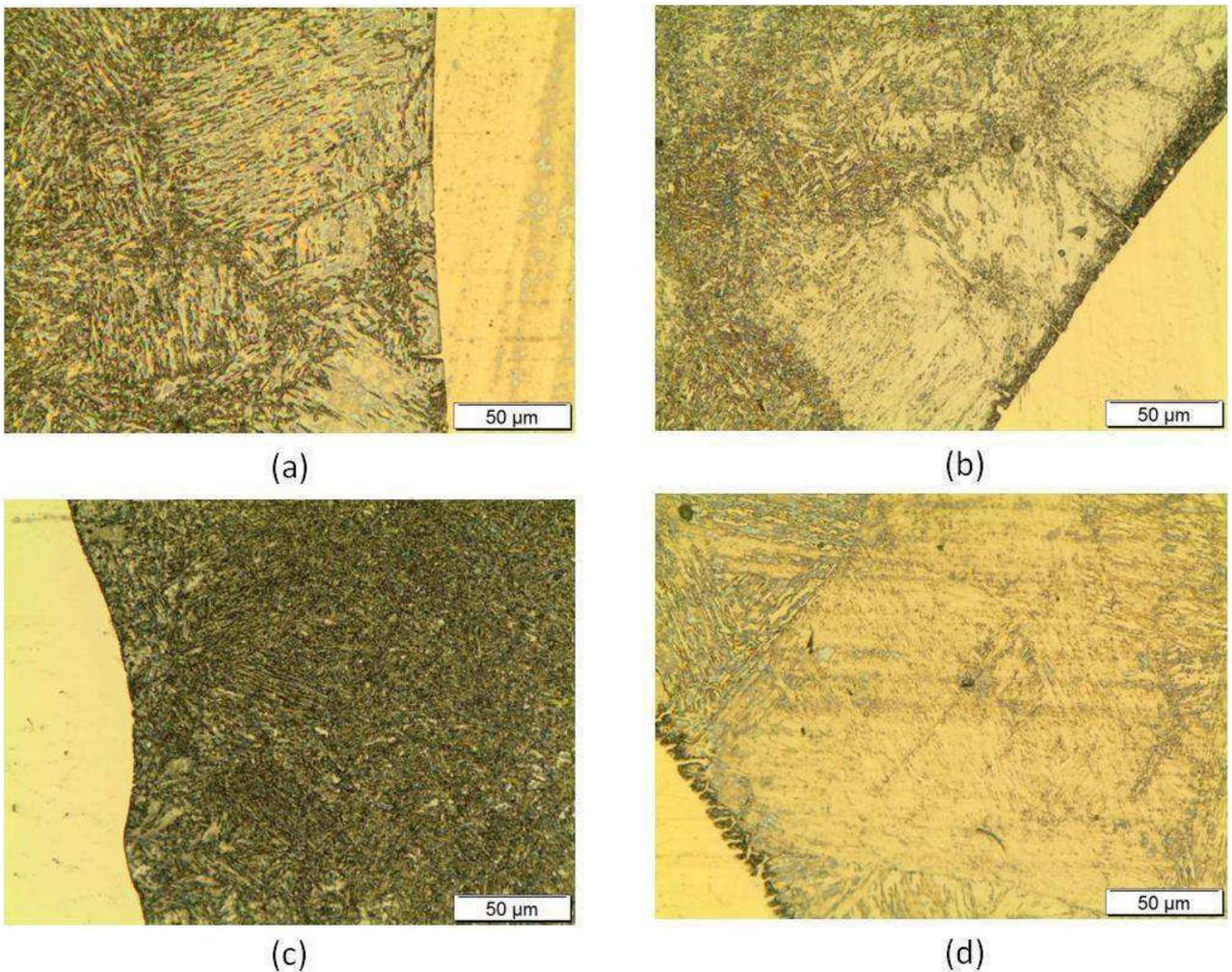


Figura 47: Juntas soldadas com 1 passe de “amanteigamento” com TTAT a 676 °C por 2 horas (a), a 720 °C por 4 horas (b), a 676 °C por 3 horas (c) e sem passe de amanteigamento com TTAT a 676 °C por 2 horas (d). Ampliação: 500x.

A partir das Figuras 47 (a) e (c) pode-se notar que com o aumento do tempo de permanência a 676 °C, de duas para três horas, ocorreu um aumento do teor de ferrita como pode ser visto pelo aumento da zona escura nestas figuras. Já as Figuras 47 (b) e (d) mostram a ocorrência de uma “zona branca” junto a linha de fusão o que pode indicar perda localizada de carbono (KEJELIN, 2006), através da difusão deste para regiões adjacentes a ZTA ou uma migração do níquel para os contornos de grão da ZTA, o que é bastante deletério para a tenacidade da junta soldada (VIEIRA, 2006). Estas hipóteses são bastante razoáveis por duas razões:

- A elevada temperatura (720 °C) e o tempo de permanência (4 horas) que facilita a difusão do carbono bem como do níquel entre a região parcialmente misturada e a ZTA, para a Figura 47 (b);

- O fato de a soldagem ter sido realizada sem “amanteigamento”, proporcionando uma maior diluição do metal de base no metal de solda, aumentando assim a extensão da zona parcialmente misturada facilitando, também, a migração de determinados elementos de liga como o níquel e até do próprio carbono, no caso da Figura 47 (d).

### **5.2.3 Ocorrência de Zonas Parcialmente Diluídas**

A Figura 48 apresenta o *box-plot* da distribuição da microdureza ao longo da linha de fusão. Pode-se notar que as amostras que sofreram tratamento térmico (CP 3 ao CP 6) apresentaram valores médios de dureza acima de 400 HV, bastante superior àqueles observados apenas no metal de solda (cerca de 250-300 HV). Isto se deve ao fato de as zonas parcialmente diluídas apresentarem composição química de baixa liga, sendo uma região de mistura dos componentes do metal de solda e metal de base, como este fenômeno induz o carbono migrar da ZTA-GG em direção ao metal de solda ocorre a precipitação de carbonetos de elevada dureza, além da microestrutura nessa região ser predominantemente de martensita virgem, devido a re-austenitização da ZPD (MELO, 2011; PÉREZ, 2005; KEJELIN, 2006). Ainda podemos citar como fenômeno responsável pelo aumento da dureza nestas

regiões o endurecimento por precipitação de fases secundárias (LUNDIN, 1982).

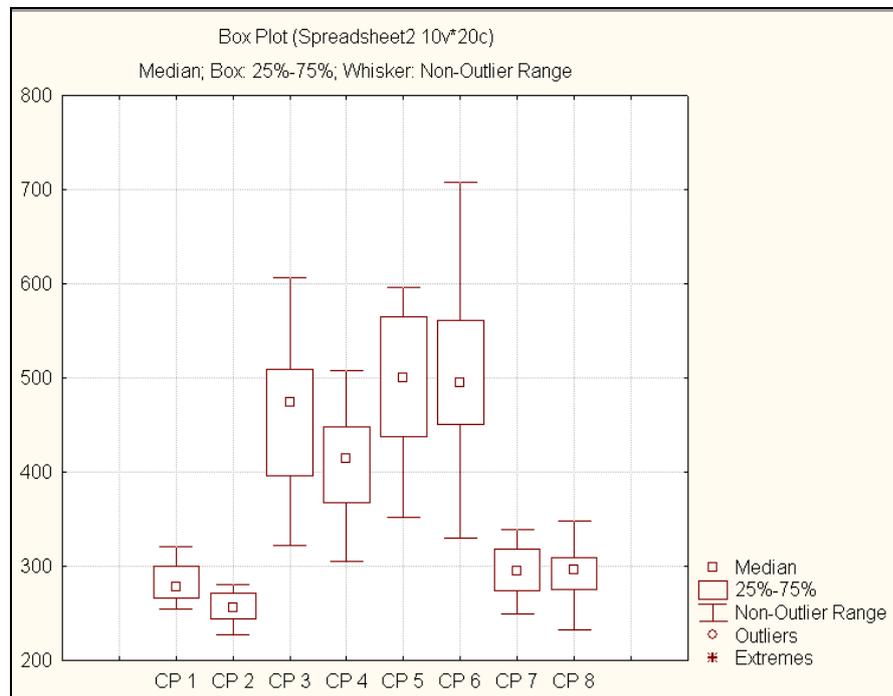


Figura 48:Box-plot da distribuição de microdurezas ao longo da linha de fusão.

A Figura 49 apresenta a distribuição das identações, em todos os corpos de prova ao longo da linha de fusão. Pode-se notar a mudança nítida no tamanho das identações das amostras que foram submetidas ao TTAT indicando a mudança drástica nos valores de microdureza, Figuras 49 (c) a (f).

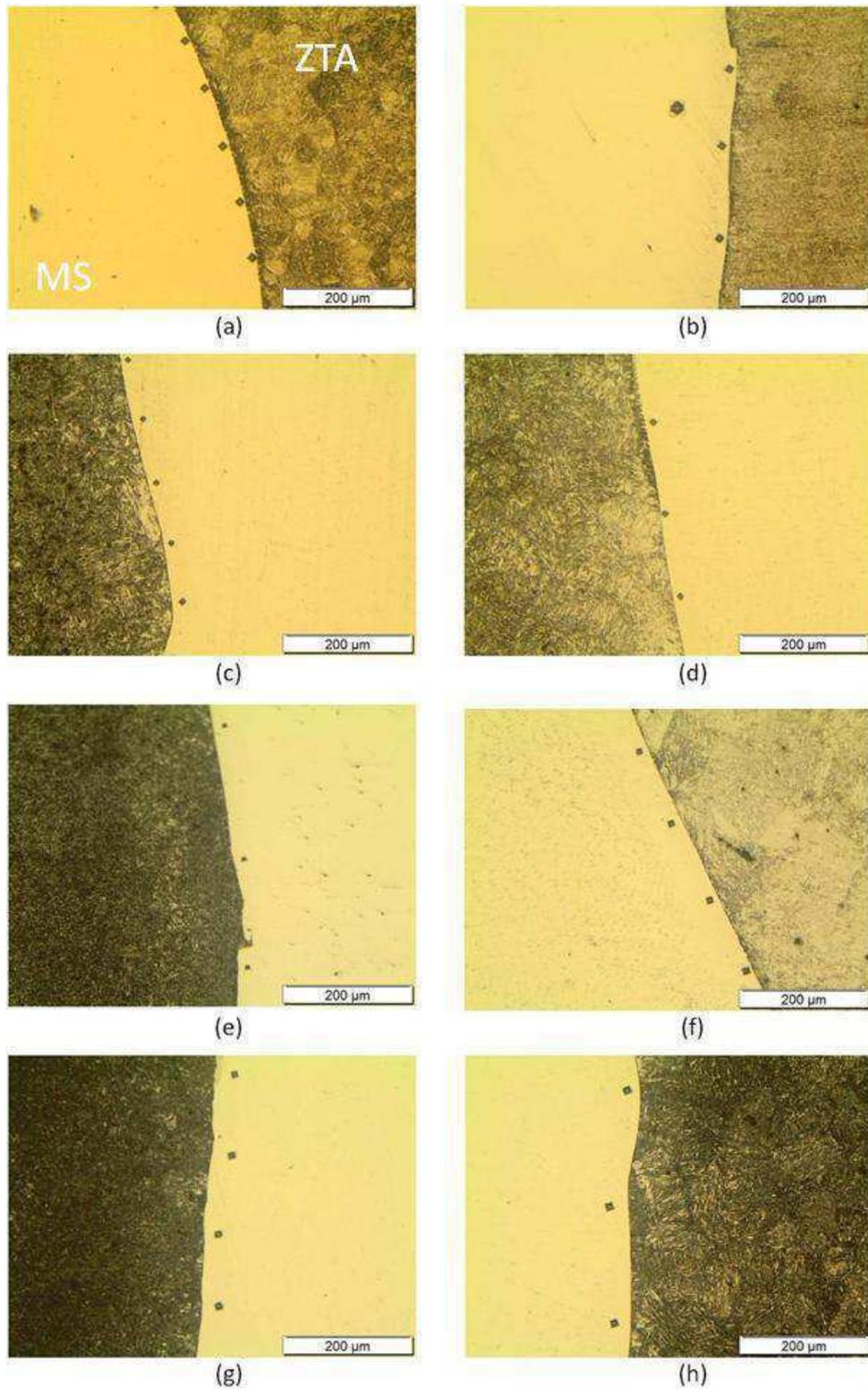


Figura 49: Distribuição das endentações a fim de avaliar os níveis de dureza adjacentes a linha de fusão nos CP 1 (a), CP 2 (b), CP 3 (c), CP 4 (d), CP 5 (e), CP 6 (f), CP 7 (g) e CP 8 (h).

Ao longo da linha de fusão também verificou-se a presença de outras morfologias de zonas parcialmente diluídas, além das praias, como as penínsulas e ilhas, como pode ser visto nas Figuras 50 e 51. Segundo Doody (1992) estas regiões merecem uma atenção diferenciada, pois é no contorno delas, no metal de solda, que as zonas parcialmente diluídas estão localizadas.

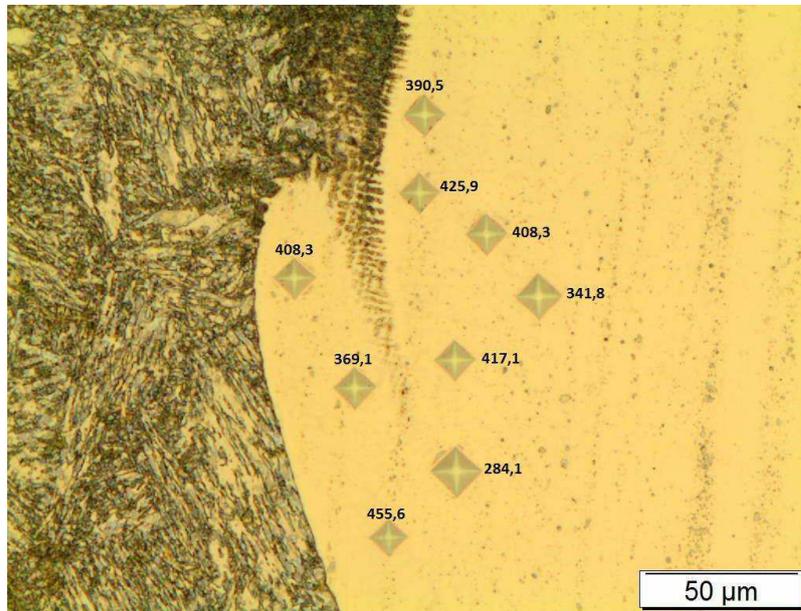


Figura 50: Zona parcialmente diluída na forma de península no corpo de prova 3  
Ampliação: 500x.

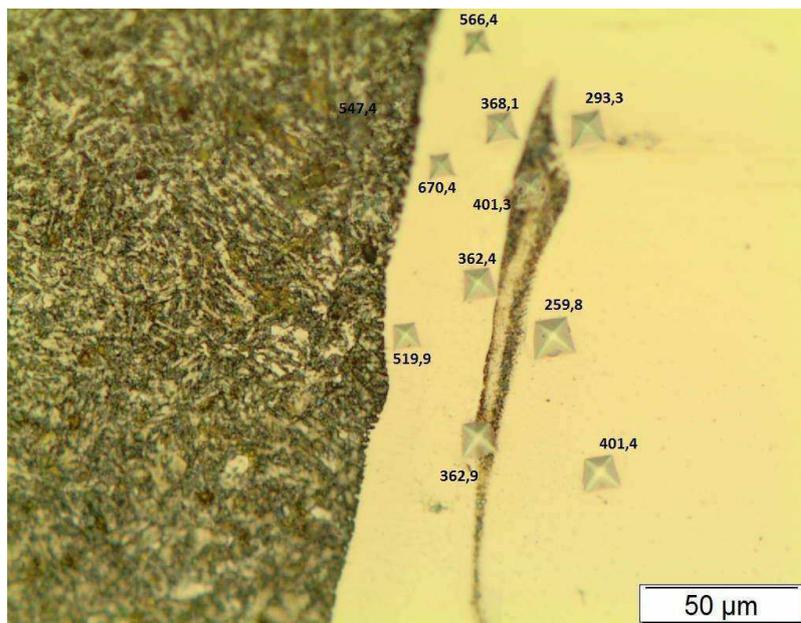


Figura 51: Zona parcialmente diluída na forma de ilha no corpo de prova 5.  
Ampliação: 500x.

A partir das figuras anteriores pode-se notar a presença de pontos de elevadíssima dureza, de até 670 HV na região compreendida entre a ZTA e a ZPD no metal de solda. Este aumento de dureza devido a precipitação de carbonetos indica o empobrecimento localizado de elementos como o cromo e o molibdênio, resultando em perda localizada da resistência à corrosão tornando-se provavelmente um futuro ponto de concentração de tensões e possível nucleador de trincas.

### 5.3 Resistência ao Impacto

A Tabela 13 apresenta os valores de resistência ao impacto para o metal de base (C0), soldagem com 1 passe de amanteigamento aplicada com Ar (C1), soldagem com 2 passes de amanteigamento aplicada com Ar (C2), soldagem com TTAT a 676 °C por 2 horas (C3), soldagem com TTAT 720 °C por 4 horas (C4), soldagem com TTAT a 676 °C por 3 horas (C5), soldagem sem passe de amanteigamento utilizando mistura Argônio/hélio 25% com TTAT a 676 °C por 2 horas (C6), soldagem com 2 passes de amanteigamento utilizando mistura Ar/He 25% (C7), soldagem com 1 passe de amanteigamento utilizando mistura Ar/He 25% (C8).

Tabela 13:valores de resistência ao impacto para o metal de base

Condição	Corpo de Prova				Média	Desvio
	1	2	3	4		
C 0	78,00	70,00	76,00	66,00	<b>72,50</b>	5,51
C 1	50,00	34,00	62,00	52,00	<b>49,50</b>	11,59
C 2	102,00	74,00	76,00	90,00	<b>85,50</b>	13,10
C 3	92,00	86,00	96,00	80,00	<b>88,50</b>	7,00
C 4	68,00	92,00	70,00	106,00	<b>84,00</b>	18,26
C 5	36,00	48,00	30,00	42,00	<b>39,00</b>	7,75
C 6	62,00	40,00	64,00	52,00	<b>54,50</b>	11,00
C 7	82,00	112,00	80,00	98,00	<b>93,00</b>	15,01
C 8	102,00	90,00	90,00	88,00	<b>92,50</b>	6,40

A Figura 52 ilustra graficamente os valores de resistência ao impacto para todas as condições citadas acima.

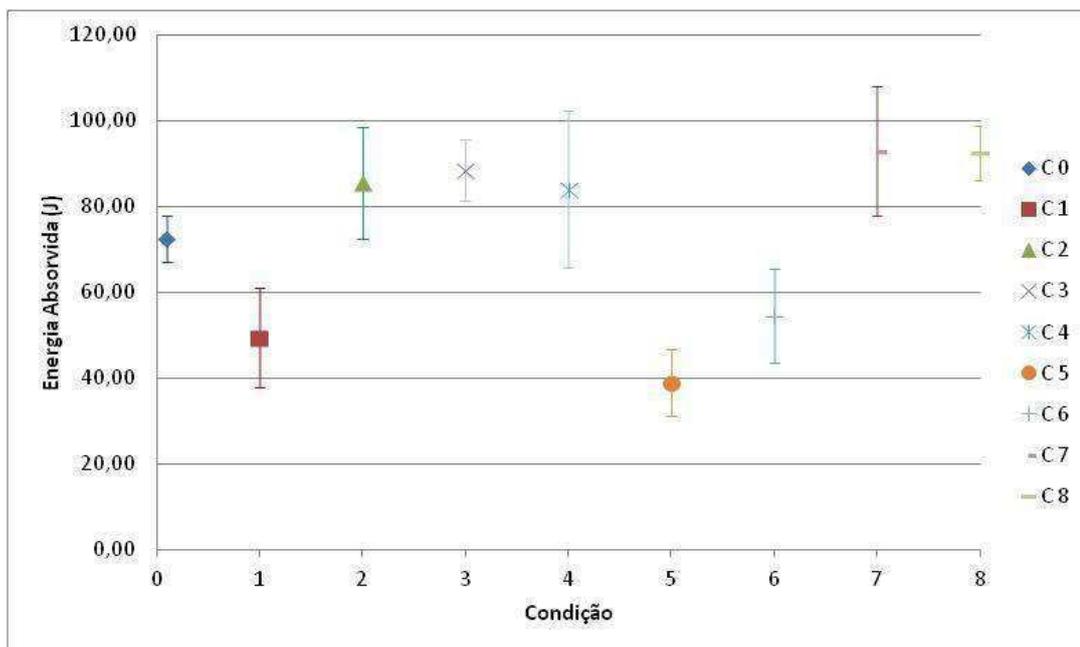


Figura 52: Valores de energia absorvida para todas as condições de soldagem.

Pode-se notar que a resistência ao impacto na ZTA da junta soldada com apenas um passe de amateigamento utilizando Argônio (C1) apresentou uma das mais baixas energias absorvidas, menor que a energia absorvida pelo metal de base na condição de como recebido (C0), indicando a necessidade do desenvolvimento de técnicas mitigadoras para este problema, diferentemente do observado para a junta em que foram aplicados dois passes de amateigamento tanto com proteção de Argônio (C2) como com a mistura Ar/He25%. Este aumento na energia absorvida deve-se unicamente ao refino de grão que acontece quando da aplicação da segunda camada de amateigamento (TEIXEIRA & POPE, 1992; AZEVEDO, 2002), praticamente extinguindo a ZTA de grãos grosseiros e proporcionando uma leve redução nos valores de dureza.

As condições C3 e C4 apresentaram elevados valores de energia absorvida, mostrando que o TTAT proporcionou um alívio de tensões internas da ZTA aumentando assim a tenacidade da ZTA de grãos grosseiros (VIEIRA, 2006). Verifica-se também que o TTAT a 676 °C por 2 horas (C3) apresentou menor dispersão nos valores de energia absorvida quando comparado a condição 4, garantindo assim uma maior homogeneidade das propriedades mecânicas da junta soldada como um todo.

As condições C5 e C6 apresentaram queda acentuada da energia absorvida quando comparado as condições C3 e C4. Isto se deve ao fato do aumento do tempo de permanência a elevada temperatura, no caso da condição C5, promovendo possíveis precipitações de microconstituente A/M e migração de níquel para os contornos de grão causando assim a redução da resistência ao impacto (VIEIRA, 2006). A queda de energia absorvida na condição C6 pode ter ocorrido devido a ausência da camada de amanteigamento, fazendo com que houvesse maior diluição do metal de base no metal de solda e conseqüente migração do carbono tanto devido a maior diluição bem como do TTAT, o que pode acarretar em perda da tenacidade da ZTA (GG).

As condições C7 e C8 apresentam a grande influência do gás de proteção na tenacidade da ZTA, pois a condição com um único passe de amanteigamento apresentou energia absorvida igual a da condição com dois passes de amanteigamento. Como o hélio é um gás mais quente que o argônio, isto pode ter provocado um aumento do  $\Delta t_{8/5}$  reduzindo assim a probabilidade de precipitação de microestruturas frágeis na ZTA (GG) ou de ter atenuado tal fenômeno (WAINER et al., 1992; TESKE, 2006).

A Figura 53 apresenta os aspectos das superfícies de fratura das oito condições de soldagem. As imagens foram retiradas da região central da fratura. Pode-se perceber que a superfície de fratura para a condição de soldagem com um único passe de amanteigamento soldada com argônio apresentou uma região de rompimento por clivagem, ou seja, a fratura apresentou-se plana. As demais superfícies de fratura apresentaram-se com aspecto fibroso devido aos maiores valores de energia absorvida, exceto para as condições C5 e C6 que apresentaram aspecto fibroso, mas com baixa energia absorvida.

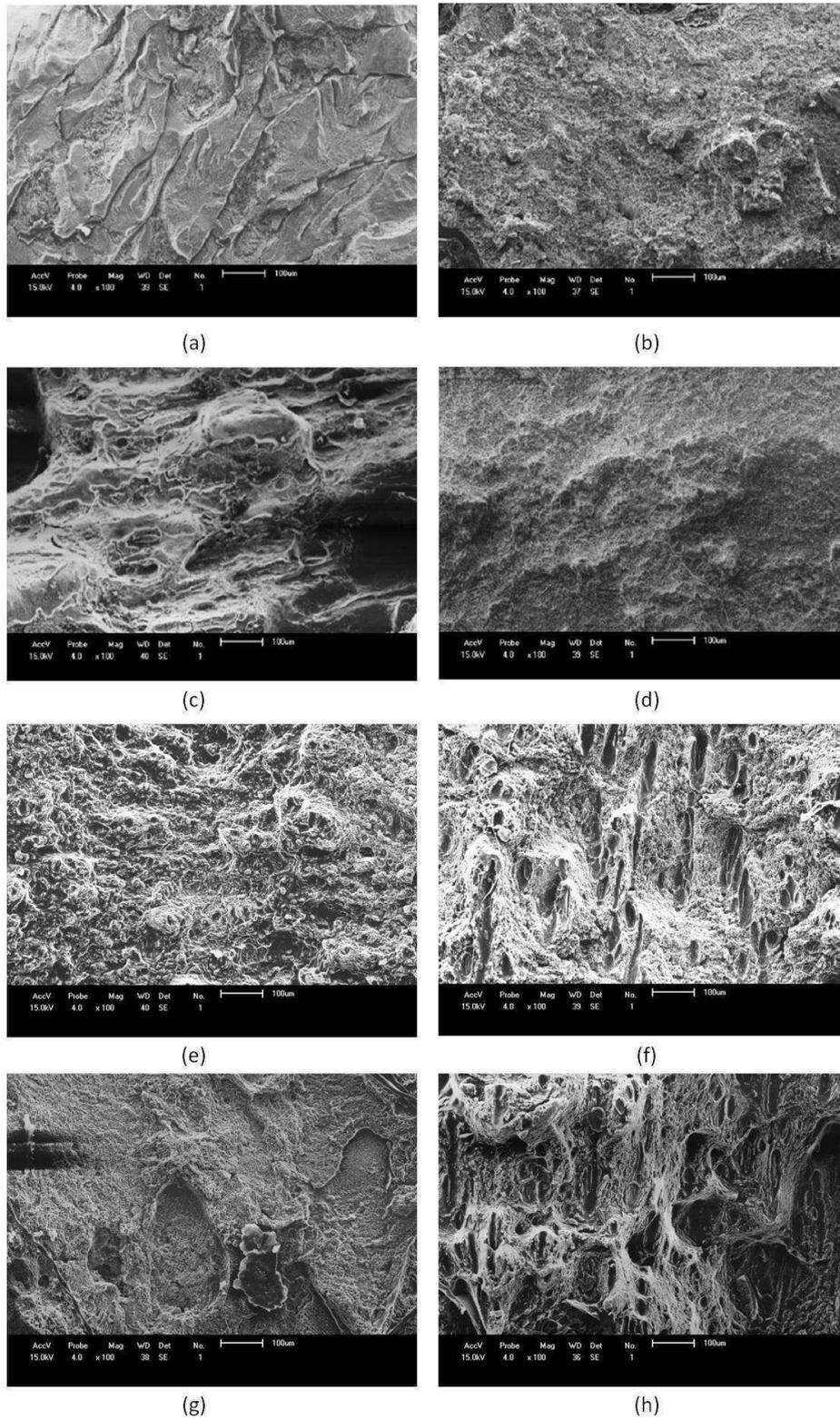


Figura 53: Aspecto da superfície de fratura para as condições C1 (a), C2 (b), C3 (c), C4 (d), C5 (e), C6 (f), C7 (g) e C8 (h).

A Figura 53 (f) apresenta a presença de fraturas secundárias fora do plano de fratura principal do corpo de prova, estes locais apresentam

concentração de planos frágeis que provocam perda da tenacidade, justificando assim a baixa energia absorvida para a condição C6, apesar do aspecto fibroso.

A Figura 54 apresenta a presença de dimples planos correspondente à condição C5 representando o tratamento térmico de alívio de tensões de 676°C por 3 horas. Esta configuração morfológica pode indicar a ocorrência de fraturas com reduzida tenacidade confirmando assim os efeitos deletérios de ciclos térmicos do TTAT com longos tempos de permanência a alta temperatura.

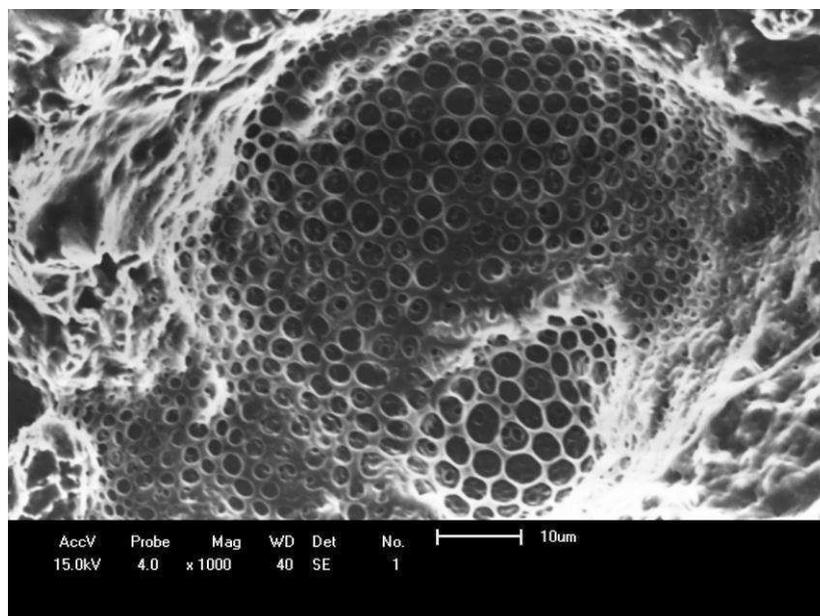
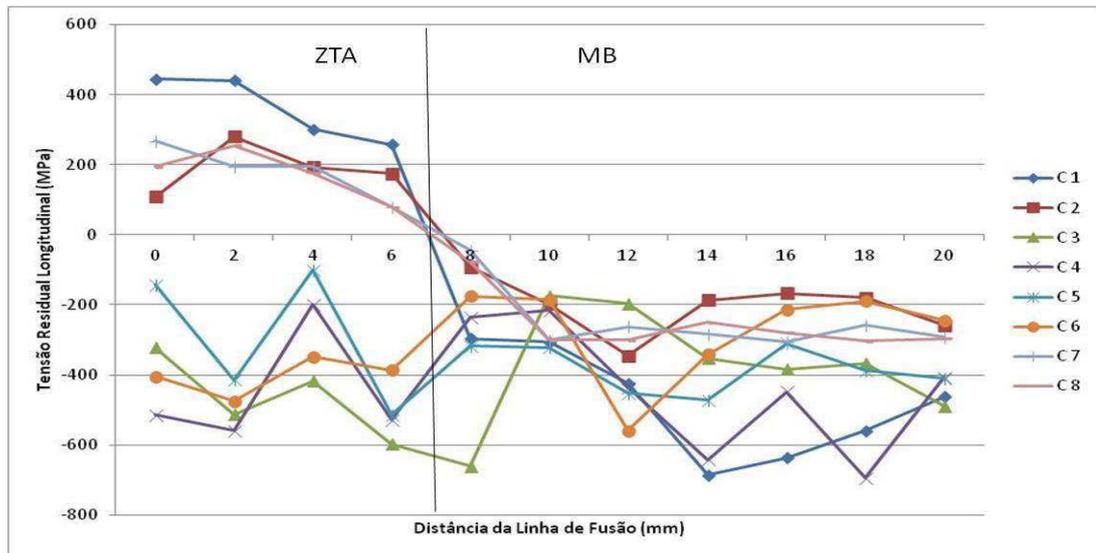


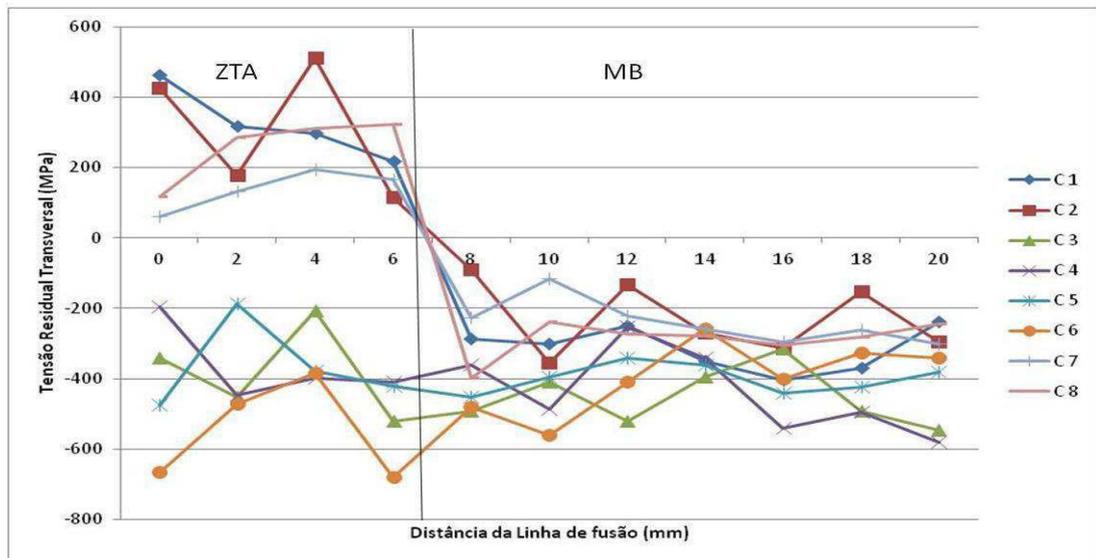
Figura 54: Dimples planos na amostra da condição C5.

#### 5.4 Valores dos Níveis de Tensões Residuais

A Figura 55 apresenta o perfil das tensões residuais na ZTA da junta soldada e metal de base AISI 8630 por difração de raios x, na superfície superior da junta correspondendo ao passe de acabamento e a Tabela 14 apresenta a tensão residual média nas direções longitudinal e transversal ao longo da ZTA.



(a)



(b)

Figura 55: Distribuição das tensões residuais ao longo da junta soldada, tensões residuais longitudinais (a) e tensões residuais transversais (b) na superfície correspondente ao passe de acabamento.

Tabela 14: Tensão residual média na superfície da junta soldada correspondente ao passe de acabamento.

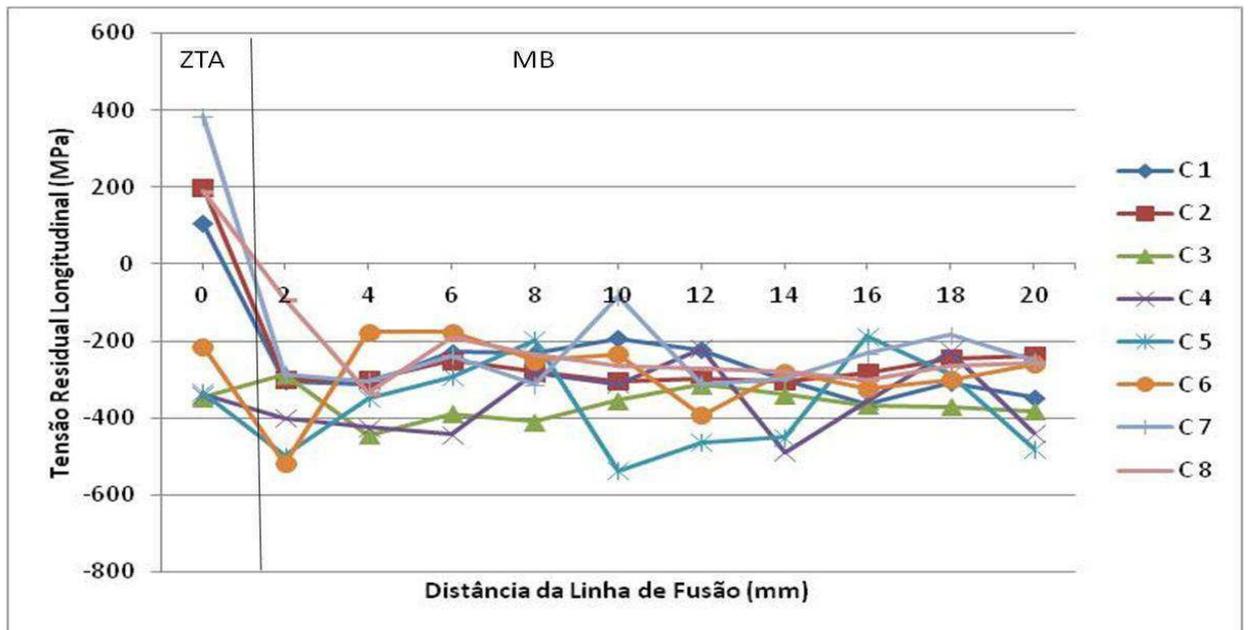
	Tensão Residual Longitudinal (MPa)			Tensão Residual Transversal(MPa)		
	$\mu$	$\sigma$	CV	$\mu$	$\sigma$	CV
C1	361,00	18,48	0,05	322,75	17,38	0,05
C2	189,00	25,57	0,14	306,00	67,11	0,22
C3	-462,75	48,20	0,10	-380,25	40,60	0,11
C4	-450,75	35,03	0,08	-362,75	13,09	0,04
C5	-293,25	58,00	0,20	-365,50	38,45	0,11
C6	-403,75	32,60	0,08	-550,50	53,32	0,10
C7	184,00	6,40	0,03	138,25	8,04	0,06
C8	176,00	18,02	0,10	259,00	18,21	0,07

Pode-se inferir que os efeitos metalúrgicos da ZTA influenciaram o campo de tensões residuais trativas até aproximadamente 7 mm de distância a partir da linha de fusão. Da figura anterior pode-se notar que as condições C1, C2, C7 e C8 apresentaram tensões residuais trativas na região em que os efeitos do endurecimento da ZTA são predominantes (LU et al., 1996). O surgimento destas tensões trativas se deve ao ciclo térmico de soldagem imposto, promovendo uma distribuição não uniforme de temperatura na junta e aos escorregamentos localizados (HAUK, 1997). Já as demais condições, correspondentes aos tratamentos térmicos, mostraram-se predominantemente compressivas, uma possível explicação para tal fato é que o tratamento térmico a elevada temperatura promove pequenas deformações plásticas devido ao escorregamento relativo dos grãos entre si fazendo com que ocorra o alívio das tensões (LU et al., 1996).

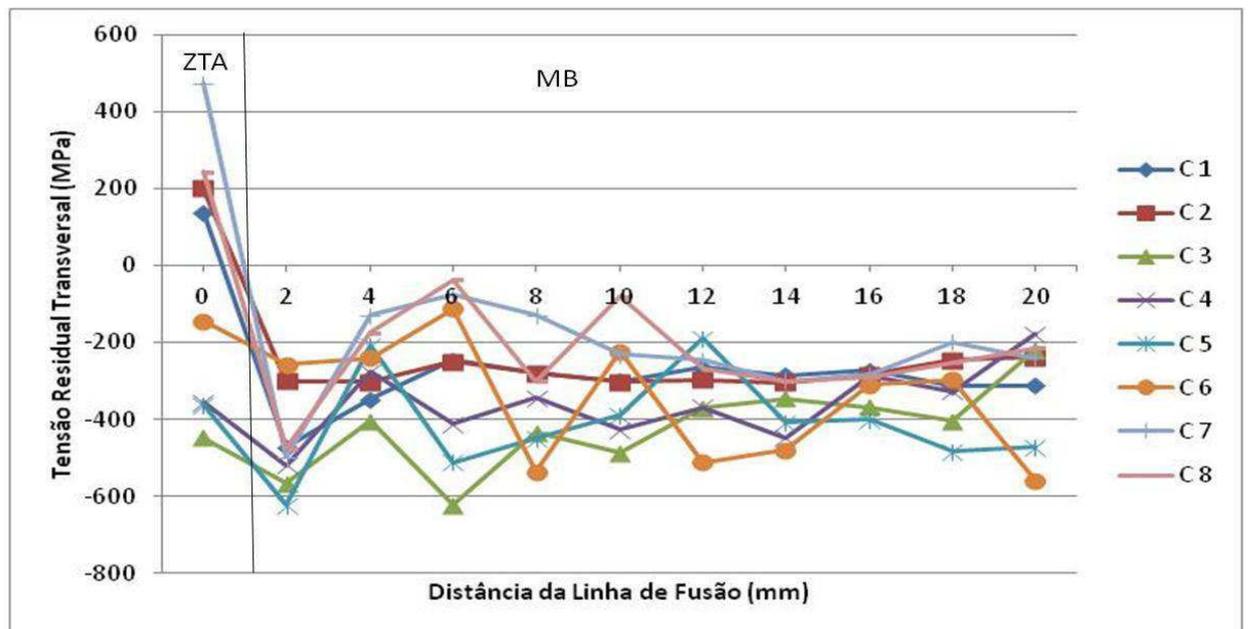
Da tabela acima pode-se notar que o coeficiente de variação sempre esteve menor ou igual a 0,3, indicando que a tensão residual média aferida é um valor significativo. Ainda podemos notar que as condições com um passe de amateigamento, C1 e C8, apresentaram maior nível de tensões residuais médias (contribuição na direção longitudinal e transversal) do que aquelas em que foram aplicados dois passes de amateigamento, C2 e C7. Isto se deve ao fato de o ciclo térmico da segunda camada de amateigamento promover

refino de grão e uma ligeira queda da dureza da região, já que a zona dura do passe anterior é sobreposta pela zona parcialmente macia do passe subsequente. A substituição de uma microestrutura mais dura e grosseira, por uma estrutura mais refinada e de provavelmente maior ductilidade, como ocorreu nas amostras soldadas com a técnica da dupla camada, pode estar ligada a redução nos níveis de tensões residuais trativas encontradas nas regiões próximas aos limites do metal de solda/metal de base (ZTA-GG) das mesmas, uma vez que uma microestrutura com maior ductilidade e menor limite de escoamento, permite maior deformação plástica e assim um possível alívio de tensões nesta região. Outros fatores devem estar associados ao resultado encontrado, no entanto, estudos mais aprofundados devem ser realizados de modo a esclarecer melhor a influência dos mesmos sobre as tensões residuais geradas na juntas (OLIVEIRA *et al.*, 2010). Ainda pode-se notar que as amostras submetidas ao TTAT apresentaram tensões residuais compressivas da ordem de 400 MPa, o que pode promover uma maior vida em fadiga dos componentes e retardar o processo de corrosão (WEBSTER & EZEILO, 2001; LANCASTER, 1999; GENTIL, 2007).

A Figura 56 apresenta o perfil das tensões residuais na ZTA da junta soldada e metal de base AISI 8630, na superfície inferior da junta correspondendo ao passe de raiz e a Tabela15 apresenta a tensão residual média nas direções longitudinal e transversal ao longo da ZTA.



(a)



(b)

Figura 56: Distribuição das tensões residuais ao longo da junta soldada, tensões residuais longitudinais (a) e tensões residuais transversais (b) na superfície correspondente ao passe de raiz.

Tabela 15: Tensão residual média na superfície da junta soldada correspondente a raiz da junta soldada.

	Tensão Residual Longitudinal (MPa)			Tensão Residual Transversal (MPa)		
	$\mu$	$\sigma$	CV	$\mu$	$\sigma$	CV
C 1	106,00	24,00	0,23	140,00	41,00	0,29
C 2	201,00	23,00	0,11	266,00	42,00	0,16
C 3	347,00	80,00	0,23	447,00	67,00	0,15
C 4	339,00	32,00	0,09	354,00	117,00	0,33
C 5	333,00	108,00	0,32	362,00	102,00	0,28
C 6	213,00	51,00	0,24	145,00	40,00	0,28
C 7	384,00	47,00	0,12	473,00	53,00	0,11
C 8	190,00	43,00	0,23	244,00	51,00	0,21

De forma análoga a anterior, as condições que não sofreram tratamento térmico apresentaram tensões residuais trativas na ZTA, enquanto que as condições que foram submetidas ao TTAT apresentaram tensões residuais totalmente compressivas. No entanto, a distribuição das tensões no passe de raiz apresenta uma diferença nítida quando comparado ao passe de acabamento, a extensão da ZTA é bem menor, cerca de 1,5 a 2,0 mm. Isto se deve ao fato de a energia de soldagem empregada no passe de raiz ser da mesma ordem da energia empregada na primeira camada do amanteigamento, não induzindo maiores restrições e escoamentos localizados à junta, como é o caso do passe de acabamento, que é aplicado com grande energia de soldagem, apresentando uma grande poça de fusão e conseqüentemente elevada restrição.

Da Tabela 15 pode-se notar que as juntas soldadas com dois passes de amanteigamento, C2 e C7, apresentaram um maior nível de tensões residuais trativas médias do que as juntas soldadas com um único passe de amanteigamento. A ocorrência desse maior nível de tensões pode ser devido a maior energia com que o amanteigamento é aplicado, não sendo possível a energia de soldagem do passe de raiz reaver a microestrutura da ZTA e promover o alívio das tensões. Este fenômeno não foi observado para o passe de acabamento, uma vez que a energia empregada no passe de acabamento sobrepuja, e muito, a energia com que as camadas de amanteigamento são aplicadas.

## 6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES

### 6.1 Conclusões

1. Na influência dos parâmetros de soldagem sobre a extensão da ZTA dos conjuntos amanteigados, a seleção dos parâmetros mais adequados para aplicação do amanteigamento foram: para a primeira camada Tensão de 26 V, Velocidade de Alimentação 6 m/min e Velocidade de soldagem 30 cm/min, e para o segundo passe uma Tensão de 32V, Velocidade de Alimentação 9 m/min e Velocidade de soldagem 30 cm/min;
2. O aumento do valor da resistência ao impacto em torno de 85J e a redução das tensões residuais trativas na ZTA da junta soldada devido à aplicação da dupla camada de “amanteigamento” demonstrou a eficácia desta técnica na redução da fragilidade das juntas soldadas;
3. O aumento de dureza na ZTA junto à linha de fusão devido ao surgimento de ZPD para as amostras submetidas ao TTAT demonstrou a necessidade do controle do ciclo térmico destes tratamentos como técnica de redução da fragilidade da ZTA;
4. As tensões residuais predominantemente trativas em juntas sem TTAT e compressivas com a aplicação destes tratamentos demonstrou a eficácia do mesmo na redução da tendência de fragilização das juntas soldadas.

## 6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Realizar a soldagem com o amanteigamento com aço de baixo carbono e o preenchimento da junta com ligas de níquel avaliando a resistência ao impacto em diferentes localidades do metal de solda;
- Realizar ensaios de CTOD em diferentes localizações da pré-trinca de fadiga da junta soldada;
- Realizar a dopagem com hidrogênio e submeter os corpos de prova a diferentes ensaios mecânicos, a fim de correlacionar os resultados com os níveis de tensões residuais e microdureza.
- Realizar um planejamento fatorial fracionário levando em conta todas as variáveis que foram fixadas neste trabalho, como gás de proteção (levando em consideração o poder ionizante de cada gás), inclinação da tocha de soldagem, DBCP e possível aplicação de tecimento (sem tecimento, tecimento triangular e tecimento trapezoidal).

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Arivazhagan, N.; Singh, SURENDRA, Prakash, SATYA, Reddy. G.M., **Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding**, Materials and Design,2011.

ASM.Welding Brazing and Soldering.11 ed. Ohio: ASM International, v.6.1993b

AGUIAR, Willys Machado, **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**, Fortaleza 2010. Tese de Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

AWS. Welding Handbook- Welding Processes. 9 ed Miami: American Welding Society, v.2.2004.

ALBUQUERQUE, M. C. S.; LIMA, I. E.; MACIEL, T. M. **Efeito da espessura e da microestrutura do corpo de prova sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de tubulações de aço para plataforma marítima.**

Disponível em: <[www.infosolda.com.br/download/15dbd.pdf](http://www.infosolda.com.br/download/15dbd.pdf)>. Acesso em: 25 de Setembro de. 2011.

ANDERSON, T. L.. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 2. ed. Texas: Crc Press, 1995. 681 p.

ANDRADE, Silva Wallace; **ESTUDO DA TÉCNICA DE DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DE AÇO AISI 1045**, Trabalho de Conclusão de curso de Engenharia mecânica da Universidade Federal de Sergipe, Julho de 2001.

AREAS, Vitor L.F; BITTENCOURT, Marcelo de Siquiera Q.;FILHO, João C.P,LAMY, Calos A.; **AVALIAÇÃO POR ULTRA-SOM DO TRATAMENTO**

**TÉRMICO PARA ALÍVIO DE TENSÕES**, Trabalho apresentado no XXI Congresso Nacional de Ensaios Não Destrutivos, Salvador, agosto, 2002.

AZEVEDO, A.G.L., Aplicação da técnica da dupla camada na soldagem do aço ABNT 1045. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Ceará. 2002.  
BOX, G. E. P.; HUNTER, W. G.; HUNTER, J. S. **Statistics for experimenters: An Introduction to Designs, Data Analysis and Model Building**. New York: Willey, 1978.

CAMPOS, W. R. C.; Gomes, F. J. O. ; Gonçalves, T. N. ; SOARES, Bruno Amorim . Caracterização Microestrutural de Solda Dissimilar - Aço Inoxidável Austenítico AISI 304 com Adição da Liga de Níquel Inconel 625. Tecnologia em Metalurgia e Materiais (São Paulo. Impresso), v. 6, p. 19-23, 2009.

“Classification and Designation of Carbon and Alloy Steels”. In: *ASTM Handbook*, v. 1, 10ª ed., ASM International, pp140 – 194, 1990.

CALLISTER Jr., W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais**: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC Livros Técnicos e Científicos, 2002. 589p.

CAMPOS, W. R. C., GOMES, F.J. O., GONÇALVES, T. N., SOARES, B. A. **Aaracterização microestrutural de solda dissimilar - aço inoxidável austenítico aisi 304 com adição de liga de níquel inconel 625**

COLPAERT, Hubertus; **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, 4ª Edição - São Paulo: Edgard Blucher,2008.

CODOGNOTTO, M. JUNIOR, R. C., Tratamento térmico de alívio de tensões na soldagem. **Solução ESAB**. Vol 15, pag 60-62, 2011.

COLOMBARI,R. R.,**Aplicação de delineamento de experimentos para o processo de solda a projeção**. Itajubá 2004, Dissertação de mestrado em engenharia de produção, pela universidade Federal de Itajubá.

COSTA, Antonia Daniele Souza Bruno; **Análise de tensões residuais em tubulações soldadas**, Fortaleza, 2007, Dissertação de mestrado em engenharia e ciência dos Materiais, pela universidade Federal do Ceará.

COSTA, H. R. M., BOTT, I. S., OURO, C. R., **Avaliação do efeito de múltiplos tratamentos térmicos de alívio de tensões na microestrutura e propriedades mecânicas de um metal de solda ferrítico**. In: Encontro Nacional de Tecnologia da soldagem, 19, 1993. Águas de São Pedro, SP. Anais: ABS, 1993. p. 97-110.

COUDREUSE, L., VERNEAU, M., DUFRANE, J. J. 1999. Sulfide stress cracking resistance of weldable super-martensitic stainless steels. **Supermartensitic Stainless Steels '99**, Brussels, Belgium, pp. 299-306.

CZYRYCA E. J., Link R.E., Wong R. J., Aylor D.A., Montemarano T.W., Gudas J. P., **Nav eng J.102**(1990) p. 63-82

Doody, T.. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, v. 71, n. 3, p. 55-60, 1992.

DOS SANTOS, I. S. Corrosão por Ácidos Naftênicos em Unidades de Destilação Atmosférica e a Vácuo. 1992. Comunicação: **Documento Interno REPLAN/SEIEQ/PETROBRAS**, p 18.

FRATARI, Rômulo Queiroz; Schvartzman, Mônica M.A.M. ; Scotti, Américo . Otimização dos parâmetros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapas de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L. *Sociedade & natureza* (UFU. Online), v. 15, p. 209-217, 2010. ; *Meio de divulgação*: Digital; ISSN/ISBN: 19824513.

FORTES, C.. **Soldagem MIG/MAG.2005** Disponível em:<[http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0\\_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf)>. Acesso em: 28 nov. 2011

FONTES, Carlos Henrique Menezes, **Juntas de aço baixa liga soldadas com diferentes consumíveis-efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões nas características metalúrgicas das soldas**, Rio de Janeiro, 2008. Dissertação de mestrado em ciências em engenharia metalúrgica e de materiais pela Universidade Federal do Rio de Janeiro. em Faculdade de Engenharia Mecânica pela Universidade Estadual de Campinas.

GENTIL, V., **Corrosão**, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., Rio de Janeiro, 2007 353p.

HAUK, V., **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**, Elsevier, Amsterdam, 1997.

HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H., TANIOSA, S.A., **A study on weld repair trough half bead method.** *H Engineering Review*, Miami, v13, n.2, p 28-33, Apr. 1980

HENKE, Sérgio Leite; NIÑO, Carlos E.; **BUSCHINELLI Augusto J. A.; ESTUDO COMPARATIVO DO REPARO POR SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS AISI 410 E CA-6NM**; Congresso Brasileiro de Engenharia de fabricação, 02 a 04 de Abril de 2001, Curitiba, Paraná disponível em < <http://pt.scribd.com/doc/16537695/024>>.

KEJELIN, Norton Zanette, **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**, Florianópolis 2006. Dissertação de mestrado em Ciência e Engenharia e de Materiais pela Universidade Federal de Santa Catarina.

KOLER M., **Effect os the elevate- temperature-precipitation in alloy 625 on properties and microsterutures**. *Superalloy 718, 625 and various derivate TMS*, pag 363-374, 1991.

LANCASTER, J.F, **Metallurgy of Welding**, 6 Ed, Woodhead Publishing Limited Cambridge, England, 1999.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2005, 357p.

LU, JIAN; JAMES, MICHAEL; ROY, GEORGE. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. Ed Prentice-Hall,Londres, 1996.

LUNDIN, C.D. Dissimilar Metal Welds-Transition Joints Literature Review. **Welding Journal**, Vol. 61, pp. 58-63. 1982.

MELO, R.H.F, **Avaliação das características metalúrgicas e dos níveis de tensões residuais de revestimento de aço inoxidáveis aplicados por soldagem**, Trabalho de conclusão de curso para título de graduado pleno em Engenharia Mecânica pela universidade Federal de Campina Grande, 2011.

MAGALHÃES,Sintonio Gomes, **Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural, empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG**, Fortaleza,2008. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

MANGANELLO M., in **Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and other Modern HSLA Steels**, ISS-AIME. Warrendale, PA,1992, p 331-343.

NETO,Francisco de Assis Souza, **Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás**,Campina Grande,2010. . Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal de Campina Grande.

NUNES, Cristiana dos Santos, **Caracterização de fases e análise de trincas em junta soldada de inconel 625 e aço 9Cr-1Mo após envelhecimento**,

Fortaleza,2008. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

MARQUES, P. V., MODENESI, P. J., BRACARENSE, A. Q., **SOLDAGEM Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora da UFMG, 363p. 2005.

MEI,P.R.;SILVA, A.L.V.C. **Aços e Ligas Especiais**, 2 Edição – são Paulo: Edgard Blucher,2006.

MODENESI, P.J. **Efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2001.

NATIONAL PHYSICAL LABORATORY. **Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2**. Middlesex, United Kingdom, 2005, 75p.

OLIVEIRA, G. L. G.; MIRANDA, H. C.; MOTTA, M. F. Estudo da Utilização do Procedimento de Soldagem como Forma de Controle das Tensões Residuais Resultantes em Juntas Soldadas com Multipasse. XXXVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem. Recife – PE. 2010.

OLIVEIRA, George L. G. de; **Avaliação de tensões residuais de soldagem em chapas planas de aço estrutural ASTM A516 G70**,Fortaleza, 2009.Dissertação de metrado em Engenharia e Ciência dos Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

PARANHOS, R.. **Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 08 de Novembro de 2011.

PARKINS, R. N., 2000, A review of stress corrosion cracking of high pressure gas pipelines. **CORROSION 2000**, Paper 363, Houston, TX, NACE.

PÉREZ, Gerardo Jesus Aracena,**Caracterização das fases presentes em depósito de níquel Er-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr1Mo usados em**

**fornos de refinaria de petróleo**, Fortaleza 2005. Dissertação de mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

PESSOA, A. R. P., **Revestimento de Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG com Transferência por Curto-Circuito**. 2009. 126p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.

PREVÉY, P.S. X-ray Diffraction Residual Stress Techniques. **Metals Handbook**, 10, Metals Park: American Society for Metals, p.380-392, 1986.

PORTER, D. A., EASTERLING, K. E., 1992, Phase Transformations in Metals and Alloys, 2nd edition, Chapman & Hall, London, UK.

RODRIGUES, L.D. **Medição de tensões residuais em tubos visando a determinação de esforços em dutos enterrados**. 2007. 155p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)–Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

RODRIGUES, M. I. ; IEMMA, A. F. **Planejamento de Experimentos e Otimização de Processos**. Campinas-SP. Editado pela AMIC, 2009.

RODRIGUES, William costa; Estatística aplicada, 2008, apostilha disponível em <http://pt.scribd.com/doc/53715597/13/Planejamento-Experimental>. Acessado em 11 de novembro de 2011.

SILVA, C.C. **AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES DE PEQUENO DIAMETRO USADAS EM REFINARIA DE PETRÓLEO**. 2007. 173 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais), Universidade Federal do Ceará, Ceará.

SILVA, Cleiton Carvalho, **Revestimento de ligas de níquel depositado pelo processo TIG com alimentação de arame frio- aspectos operacionais e**

**metalúrgicos**, Fortaleza 2010. Tese de Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais pela Universidade Federal do Ceará.

SILVA, M. M. **Caracterização Metalúrgica e Tenacidade de Revestimentos em Aços Inoxidáveis 317L Aplicados por Soldagens MIG Manual e Robotizado para Equipamentos do Setor de Petróleo e Gás**. 2009. 110p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais. Centro de Ciências e Tecnologia. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.

SCOTTI, A. & PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho**. 1. Ed. São Paulo: Artilibre. 2008.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e Práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

SOARES, B.M., GONÇALVES T.N., GOMES, F.J.O., ET AL, **CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA DISSIMILAR -AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304 COM ADIÇÃO DE LIGADE NÍQUEL INCONEL 625**, *Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo*, v. 6, n. 1, p. 19-23, jul.-set. 2009.

TEIXEIRA, J.C.G.; POPE, A.M. Técnica de Deposição em Dupla Camada para Reparos e Modificações sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem de Aço 1 Cr-0,5 Mo. *Soldagem e Materiais*. Vol 4 nº 2. P.23-27. 1992.

TESKE, Mario, **Influência da composição do gás de proteção na soldagem do aço ASTM A516 pelo processo GMAW**, Curitiba, 2006. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais pela universidade Tecnológica Federal do Paraná.

TRINDADE, V. B., PAYÃO, F.J.C., GUIMARÃES, A.S., PARANHOS, R.P.R., **“Effect of normalizing heat treatment on the mechanical behaviour of low-**

**alloy steel weld metals”**, *Materials and Structures*, v. 38, pp 353-357, Abril 2005.

WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. D. H.. **SOLDAGEM: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.

TEIXEIRA, J.C.G.; POPE, A.M.; **Técnica de deposição em dupla camada para reparos e modificações sem tratamento térmico pós soldagem de aço 1Cr-0,5 Mo**, *Soldagem e materiais*, vol 4 n 2, p 23-27, 1992.

VIEIRA, L. A., **AVALIAÇÃO DA TENACIDADE APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES EM SOLDAS PRODUZIDAS COM ARAMES TUBULARES RUTÍLICOS QUE CONTENHAM NÍQUEL**, Belo Horizonte, 2006, Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica pela Universidade Tecnológica de Minas Gerais.

WEBSTER, G.A.; EZEILO, A.N. **Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes**. *International Journal of Fatigue*, v.23, p.375-383, 2001.

WELDING HANDBOOK, Vol. 1, 8th ed., American Welding Society, Miami, FL, 1991, pp. 2–32.

WITHERS, P.J.; BHADESHIA, H.K.D.H. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. **Materials Science and Technology**. v.17, p.355- 365, 2001.

ZINN, X.; SCHOLTES, B. Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining, **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**, G. Totten, M. Howes, T. Inoue, editors, p.391-396, 2002.