



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



**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**

Marcos Mesquita da Silva

**Campina Grande – PB
Setembro/2009**

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

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

Marcos Mesquita da Silva

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

Orientador: D.Sc. Theophilo Moura Maciel

Coorientador: D.Sc. Marco Antonio dos Santos

Agência Financiadora: Agência Nacional de Petróleo, Gás Natural e
Biocombustíveis (ANP)

Campina Grande – PB

Setembro/2009



FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

S586c

2009 Silva, Marcos Mesquita.

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 /Marcos Mesquita Silva. — Campina Grande, 2009.

110 f.: il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.

Referências.

Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel.

1. Soldagem MIG Manual e Robotizado. 2. Revestimento AISI 317L.
3. Zona de Dureza Elevada. 4. Tenacidade ao Impacto. I. Título.

CDU 621.791.75(043)

**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**

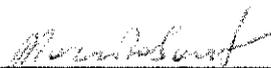
Marcos Mesquita Silva

Dissertação aprovada em 24 de setembro de 2009, pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:

Banca Examinadora:



Prof. D.Sc. Theophilo Moura Maciel
Orientador – UAEM/UFCG



Prof. D.Sc. Marco Antonio dos Santos
Coorientador – UAEM/UFCG



Prof. Dr. Antônio Almeida Silva
Examinador Interno – UAEM/UFCG



Prof. Dr. Francisco Ilo Bezerra Cardoso
Examinador Externo – DEM / EPP-UPE

DEDICATÓRIA

Aos meus queridos pais.

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico – com ênfase no setor de Petróleo e Gás – pela UFCG (2007).

AGRADECIMENTOS

Acima de tudo, agradeço a Deus pela vida, saúde e oportunidade de iniciar e concluir esta nova etapa.

Aos meus queridos pais que nunca mediram esforços em me ajudar desde o dia em que comecei a soletrar as primeiras palavras até o dia de hoje, e toda minha família, pela fraternidade, companheirismo, carinho, compreensão e apoio.

À Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP) pela concessão da bolsa de estudo. Também à FINEP, CT-PETRO, CT-BRASIL e ao MCT pelo financiamento desta pesquisa.

Aos professores Theophilo Moura Maciel e Marco Antonio dos Santos, pelo tempo, presença, exemplo e eficiência na orientação.

À prof^a Luciana Gama, Coordenadora do Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais (PPG-CEMat) da UFCG, e à secretária da coordenação, Márcia.

Aos professores Francisco (Chico) e Luciana Viana, pelo cuidado, auxílio, orientação e compreensão durante todo este tempo que fui bolsista do PRH-25, desde a graduação até aqui, no mestrado. Ao amigo Anchieta, que também é uma autoridade no PRH-25, e a todos os professores e bolsistas que fazem parte deste programa de recursos humanos. Por toda cultura adquirida com todos, meus sinceros agradecimentos.

Ao prof^o Marcelo Ferreira Motta do Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA/UFC) pela a execução das soldagens através do processo MIG robotizado com duplo arame.

Ao prof^o Carlos Mota do Laboratório de Soldagem da UFPA pela a execução das soldagens através do processo MIG manual com adição de arame frio.

Ao prof^o Marconi pelo auxílio nas usinagens dos corpos de prova revestidos.

Ao prof^o Emerson (do Centro de Educação Profissional Prof. Stênio Lopes, em Campina Grande-PB - SENAI) pela usinagem dos corpos de prova Charpy.

A Danielton e Wellington pelos auxílios nos ensaios de metalografia e microdureza, e a todos integrantes do Laboratório de Soldagem (LABSOL) da UAEM/UFCG, pelo apoio e aprendizado.

A Bruno, Gabriel, Rômulo, Niédson, Zoroastro e a todos os integrantes do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) pelos auxílios nos ensaios de tração, aprendizado e amizade.

A todos que, com simples gestos ou de alguma forma, contribuíram para realização desta dissertação.

“Se não puder destacar-se pelo talento, vença pelo esforço”

Dave Weinbaum

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

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo avaliar as características microestruturais e a tenacidade de revestimentos de aço AISI 317L depositados por soldagem em substratos de aço ASTM A 516 Gr 60. Os revestimentos foram aplicados por soldagem utilizando-se os processos MIG robotizado com duplo arame (MIG-RDA) e MIG manual com adição de arame frio (MIG-MAF). Para ambos os processos empregou-se o arame eletrodo AWS E317L como metal de adição. Durante as soldagens, com o processo MIG-RDA, utilizaram-se dois níveis de energia de soldagem (1170kJ/m e 1530kJ/m). Além disso, as soldagens foram executadas com uma temperatura de interpasse de 423K. Já para o processo de soldagem MIG-MAF, as soldagens foram realizadas empregando-se dois níveis de velocidade de arame frio (v_f), $v_f=25 \times 10^{-3}$ m/s e $v_f=40 \times 10^{-3}$ m/s. A partir dos corpos de prova revestidos foram retiradas amostras para caracterizações através de ensaios de microscopia ótica, microdureza, e testes de tenacidade ao impacto (Charpy) nas temperaturas ambiente e 273K. Os resultados obtidos indicaram um aumento na diluição e na extensão da zona termicamente afetada (ZTA) com o aumento da energia de soldagem. Além disso, foi apresentada uma alternativa para quantificar indiretamente – via microdureza – a quantidade de ZDE presentes numa interface MS/substrato. Verificou-se que a quantidade de ZDE foi maior para o nível de energia de soldagem mais elevado. Além disso, o processo MIG-RDA apresentou revestimentos mais uniformes, com menos defeitos de soldagem, com menores extensões de ZTA e maiores tenacidades ao impacto, quando comparado com o processo MIG-MAF.

Palavras Chave: Soldagem MIG Manual e Robotizado, Revestimento AISI 317L, Zona de Dureza Elevada, Tenacidade ao Impacto

METALLURGICAL CHARACTERIZATION AND TOUGHNESS OF 317L
STAINLESS STEEL WELD OVERLAY APPLIED BY MANUAL AND ROBOTIC
WELDING FOR EQUIPMENTS OF THE OIL AND GAS SECTOR

ABSTRACT

The aim of study was to evaluate the microstructural features and toughness of the AISI 317L weld overlay deposited onto ASTM A516 Gr 60 steel substrates. The weld overlays were carried out using the RTW-GMAW (Robotic Twin Wire Gas Metal Arc Welding) and CWM-GMAW (Manual GMAW with addition of cool wire) processes. For both welding processes, it was employed the AWS E317L wire as filler metal. During weldings – using the RTW-GMAW process – two welding heat input were employed (1170kJ/m e 1530kJ/m), and an interpass temperature of 423K. For the CWM-GMAW process, the weldings were carried out using two cool wire speed (S_{CW}), $S_{CW}=25 \times 10^{-3} \text{m/s}$ e $S_{CW}=40 \times 10^{-3} \text{m/s}$. From coupons weld overlaid, specimens were obtained and submitted to microstructure and microhardness analysis, and Charpy impact tests at room temperature and 273K. The results showed an increase in dilution and heat-affected zone (HAZ) width when the heat input increased. Furthermore, it was presented a methodology to determine – via microhardness – the quantity of HZ in a WM/substrate interface. It was noted that the quantity of HZ was larger for the higher heat input levels. It also was verified that the RTW-GMAW process yielded weld overlays more uniform, less welding faults, shorter HAZ width and higher impact toughness, as compared with the CWM-GMAW process.

Keywords: Robotic and manual GMAW, AISI 317L Weld Overlay, Hard Zone, Impact Toughness

PUBLICAÇÕES

Artigo(s) publicado(s):

SILVA, M. M.; OLIVEIRA, W. C.; MOTTA, M. F.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Avaliação de Revestimentos de Aços AISI 317L Depositados por Soldagem em Aços ASTM A 516 Gr 60 para Utilização no Setor de Petróleo e Gás. In: 64º CONGRESSO ANUAL DA ABM. **Anais...**Belo Horizonte-MG, Julho/2009.

Artigo(s) aceito(s) para publicação:

SILVA, M. M.; SANTOS, D. G.; MOTTA, M. F.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Influência do Aporte Térmico na Soldagem Dissimilar entre os Aços ASTM A516 Gr 60 e AISI 317L Empregados no Setor de Petróleo e Gás. In: 5º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. Outubro/2009.

SILVA, M. M.; SANTOS, D. G.; MOTTA, M. F.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. CHARACTERIZATION OF AISI 317L STEEL WELD CLADDING ON ASTM A516 Gr 60 STEEL USED IN OIL AND GAS SECTOR. In: 20th International Congress of Mechanical Engineering. Novembro/2009.

SILVA, M. M.; MOTTA, M. F.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Características Microestruturais e Tenacidade ao Impacto de revestimentos AISI 317L aplicados em aço ASTM A 516 Gr 60 utilizados na indústria do petróleo e gás. In: IX Congresso Iberoamericano de Ingenieria Mecánica. Novembro/2009.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Vaso de pressão construído de aço ASTM A516 Gr 60. Fonte: Godrej (2008).	23
Figura 2: Limites de escoamento (LE) máximos e mínimos para quatro classes de aços estruturais. Fonte: USIMINAS (2008).	24
Figura 3: Processo básico de soldagem MIG/MAG. Fonte: Fortes (2007)	31
Figura 4: Soldagem executada com o processo MIG/MAG com duplo arame com eletrodos posicionados lado a lado. Fonte: Motta (2000)	34
Figura 5: Regiões contendo ZDE. (a) "praia" e (b) "península"	38
Figura 6: "Ilhas"	38
Figura 7: (a) corpo de prova utilizado nos ensaios Charpy e Izod, (b) representação esquemática do equipamento utilizado nestes ensaios. Fonte: Callister (2002)	40
Figura 8: Corpos de prova empregados em ensaios de impacto. Fonte: ASTM (2003).	40
Figura 9: Representação da transição dúctil-frágil para um aço (curva A). Fonte: Callister (2002).	42
Figura 10: Perfil de dureza para uma junta soldada de um aço de alta resistência e baixa liga. Fonte: Albuquerque <i>et al.</i> (1999).	44
Figura 11: 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 <i>et al.</i> (1999).	45
Figura 12: Junta soldada em K. Fonte: Anderson (1995).	45
Figura 13: Chapa de aço C-Mn na condição como-recebida.	46
Figura 14: Fluxograma geral das atividades a serem desenvolvidas.	48
Figura 15: Corpo-de-prova (canaleta) para receber o revestimento. (a) CP em perspectiva e (b) suas principais dimensões (em 10^{-3} m).	49
Figura 16: Ilustração esquemática do corpo de prova para ensaio de tração com suas respectivas dimensões. Todas as medidas estão em 10^{-3} m.	50
Figura 17: Máquina universal de ensaio.	51
Figura 18: Empenamento dos CPs revestidos, (a) CP revestido pelo processo MIG-RDA e (b) CP revestido através do processo MIG-MAF.	53
Figura 19: CP revestido e retificado.	54
Figura 20: Microscópio ótico acoplado a um computador.	54
Figura 21: Analisador de imagem MSQ TM Express.	55
Figura 22: Regiões do metal de solda utilizadas no calculo da diluição.	56
Figura 23: Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.	56
Figura 24: Espécime para ensaio de microdureza.	57
Figura 25: Disposição das impressões de microdureza ao longo da interface revestimento/substrato.	58
Figura 26: Dimensões do CP Charpy subspécime segundo a norma ASTM E 23-02a (2003). As dimensões estão 10^{-3} m.	58
Figura 27: Localização do entalhe do CP Charpy no revestimento.	59
Figura 28: Máquina para ensaio de impacto Charpy.	59

Figura 29: CP Charpy sem romper totalmente.	60
Figura 30: Microestrutura do substrato. (a) sentido transversal, 100x (b) sentido longitudinal, 100x (c) sentido transversal, 200x (d) sentido longitudinal., 200x. Ataque: nital (1,5%).	61
Figura 31: Chapa de aço ASTM A516 Gr 60 com os sentidos longitudinal e transversal identificados.	62
Figura 32: Curva tensão vs. deformação obtida a partir do ensaio de tração... 63	63
Figura 33: Macrografia dos CPs revestidos pelo processo MIG-RDA. (a) CP1-RDA, (b) CP2-RDA, (c) CP3-RDA e (d) CP4-RDA. Ataque: nital (1,5%).....	64
Figura 34 : Defeitos de soldagem presentes na interface MS/substrato. Ampliação: 8x. Ataque: nital (1,5%).....	65
Figura 35: Efeito da energia de soldagem na extensão da ZTA.	66
Figura 36: Influência da energia de soldagem na diluição.....	66
Figura 37: Influência da velocidade e da corrente de soldagem na diluição.....	67
Figura 38: Morfologia “praia” (a) medidas de dureza confirmando a presença desta morfologia e (b) a mesma imagem com o foco alterado dando ênfase à estreita faixa de dureza elevada. Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%), por 20s.	68
Figura 39: “Ilha” de pequenas dimensões. Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%) por 20s.	69
Figura 40: “Península”. Ampliação: 200x. Ataque: nital (1,5%), por 20s.....	69
Figura 41: Zona de elevada dureza adjacente à linha de fusão. Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%) por 3 min.....	70
Figura 42: Microestrutura de uma zona de elevada dureza. (a) Microestrutura com ampliação de 500x e (b) a mesma microestrutura com ampliação 1000x. Ataque: nital (1,5%), por 3 min.	71
Figura 43: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP1-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.	72
Figura 44: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP2-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.	72
Figura 45: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP3-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.	73
Figura 46: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP4-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.	73
Figura 47: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP1-RDA (1530kJ/m).	75
Figura 48: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP4-RDA (1530kJ/m).	76
Figura 49: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP2-RDA (1170kJ/m).	77
Figura 50: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP3-RDA (1170kJ/m).	77
Figura 51: CP Charpy com entalhes localizados na interface substrato/MS.	79
Figura 52: Corpo de prova Charpy em três dimensões.	80

Figura 53: Energia específica Charpy para o ensaio à temperatura ambiente 300K (27°C)	80
Figura 54: Energia específica Charpy para o ensaio realizado à 273K (0°C)...	81
Figura 55: Macrografia dos CPs revestidos pelo processo MIG-MAF. (a) CP1-MAF, (b) CP2-MAF, (c) CP3-MAF e (d) CP4-MAF. Ataque: nital (1,5%).	
Ataque nital (1,5%)	83
Figura 56: Defeitos de soldagem para o processo MIG-MAF. Ampliação: 8x. Ataque nital (1,5%)	84
Figura 57: Micrografia de uma falta de fusão na parte inferior do cordão de solda. Ampliação: 50x. Ataque: nital (1,5%)	84
Figura 58: Morfologias de zonas localizadas na interface MS/substrato para o processo MIG-MAF. (a) "praia" e (b) "penínsulas" e "ilhas". Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%)	86
Figura 59: Corpo de prova subespécime Charpy cuja fratura ocorreu fora da ponta do entalhe	90
Figura 60: Tenacidade do CP3-MAF em comparação com a tenacidade dos CPs-RDA	90

LISTA DE TABELA

Tabela 1: Especificações de composição química para os aços ASTM A516..	24
Tabela 2: Composição (%peso) de um aço C-Mn (A533B) utilizado como vaso de pressão.....	25
Tabela 3: Composições químicas nominais para os aços AISI 316L e 317L. .	28
Tabela 4: Valores mínimos e máximos de diluição para os processos de soldagem utilizados em operações de revestimentos.	37
Tabela 5: Composição química (% em peso) nominal do aço ASTM A516 Gr 60.....	46
Tabela 6: Composição química nominal do metal de adição E 317L	47
Tabela 7: Parâmetros de soldagem para o processo MIG-RDA.....	52
Tabela 8 : Resultado dos ensaios de tração para CP de aço ASTM A516 Gr 60.	63
Tabela 9: Número de defeitos de soldagem para cada condição de soldagem com o processo MIG-RDA.	65
Tabela 10: Efeito dos parâmetros de soldagem na diluição.	67
Tabela 11: Resumo das durezas médias nas regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para os CPs revestidos pelo processo MIG-RDA.....	74
Tabela 12: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para a energia de 1530kJ/m (CP1-RDA e CP4-RDA).....	76
Tabela 13: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para uma energia de 1170kJ/m (CP2-RDA e CP3-RDA).....	78
Tabela 14: Nível médio de dureza nas interfaces MS/substrato para o processo MIG-RDA	79
Tabela 15: Influência da energia de soldagem na energia Charpy específica..	81
Tabela 16: Influência das condições de soldagem do processo MIG-MAF na diluição.	85
Tabela 17: Influência dos parâmetros de soldagem do processo MIG-MAF na extensão da ZTA.	85
Tabela 18: Resumo das durezas médias nas regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para os CPs revestidos pelo processo MIG-MAF.....	87
Tabela 19: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para as condições CP1-MAF e CP2-MAF.	87
Tabela 20: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para as condições CP3-MAF e CP4-MAF.	88
Tabela 21: Nível médio de dureza nas interfaces MS/substrato para o processo MIG-MAF.....	89
Tabela 22: Tenacidade ao impacto para a condição CP3-MAF a 273K (0°C)..	91

LISTA DE QUADROS

Quadro 1: Problemas de soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos.....	28
Quadro 2: Vantagens, limitações e aplicações principais do processo GMAW.	32

LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

μm – microns
AISI – *American Iron & Steel Institute*
Ar – Argônio
ASTM – *American Society for Testing and Materials*
AWS – *American Welding Society*
C – carbono
CC – corrente contínua
CCT – Centro de Ciências e Tecnologia
CFC – Cúbico de face centrada
cm – centímetro
CO₂ – dióxido de carbono
CP – corpo de prova
CWM-GMAW – *Manual GMAW process with addition of cool wire*
DW – *dissimilar welding*
ENGESOLDA – Laboratório de Engenharia de Soldagem
FCAW – *Flux Cored Arc Welding*
g – grama
gf – grama força
GMAW – *Gas Metal Arc Welding*
GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*
H – energia de soldagem
h – hora
HAZ – *heat-affected zone*
He – Hélio
HV – dureza Vicker
HZ – *hard zones*
I – corrente de soldagem
J – Joule
K – Grau Kelvin
kg – quilograma
L – *Low*, baixo carbono
LL – posicionamento dos eletrodos de soldagem lado-a-lado (MIG com duplo arame)
m - metro
MAG – *Metal Active Gás*
MB – metal de base
MIG – *Metal Inert Gas*
MIG-RDA – Processo de soldagem robotizado MIG com duplo arame
MIG-MAF – Processo de soldagem manual MIG com adição de arame frio
min – minuto
mm – milímetro
Mn – manganês
MPa – 10⁶ Pascal
MS – metal de solda

Ni – níquel
Ø – diâmetro
O₂ – oxigênio (gás)
PTA – *Plasma Transferred Arc*
RTW-GMAW – *Twin wire GMAW process using an industrial robot*
s – segundo
SAW - *Submerged Arc Welding*
S_{CW} – *cool wire speed*
SMAW – *Shielded Metal Arc Welding*
Tandem – alinhamento dos eletrodos em série (processo MIG com duplo arame)
TIG – *Tungsten Inert Gas*
UAEM – Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica
UFC – Universidade Federal do Ceará
UFCG – Universidade Federal de Campina Grande
UFPA – Universidade Federal do Pará
V – volts
v_f – velocidade de arame frio
v_s – velocidade de soldagem
ZDE – zonas de dureza elevada
ZTA – zona termicamente afetada
ZTA-GG – zona termicamente afetada de grãos grosseiros
ZTA-GF – zona termicamente afetada de grãos finos

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
1.1	Justificativa	21
1.2	Objetivos	22
1.2.1	Objetivo Geral	22
1.2.2	Objetivos Específicos	22
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1	Aços C – Mn	23
2.2	Aços Inoxidáveis	26
2.2.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos	27
2.3	Processos de Soldagem	30
2.3.1	Soldagem a Arco com Proteção Gasosa – GMAW	30
2.3.1.1	Processo MIG/MAG com Duplo Arame	33
2.3.1.2	Processo MIG/MAG com Adição de Arame Frio	34
2.4	Soldagem de Revestimento	35
2.5	Ensaio de Impacto	39
2.5.1	Ensaio de Impacto Aplicados a Juntas Soldadas	43
3	MATERIAIS E MÉTODOS	46
3.1	Materiais	46
3.2	Métodos	47
3.2.1	Usinagem dos Corpos de Prova para a Aplicação dos Revestimentos	49
3.2.2	Ensaio de Tração do Substrato	49
3.2.3	Aplicação de Revestimentos com o Processo MIG Robotizado com Duplo Arame (MIG-RDA)	51
3.2.4	Aplicação de Revestimentos com o Processo MIG Manual com Adição de Arame Frio (MIG-MAF)	52
3.2.5	Usinagem das Canaletas Revestidas	53
3.2.6	Ensaio Metalográfico	54
3.2.6.1	Cálculo das Diluições	55
3.2.7	Ensaio de Microdureza	56
3.2.8	Ensaio de Impacto – Charpy	58
4	RESULTADOS	61
4.1	Microscopia Ótica do Substrato	61
4.2	Ensaio de Tração para o Substrato	62
4.3	Revestimentos Aplicados pelo Processo MIG com Duplo Arame (MIG-RDA)	64
4.3.1	Metalografia	64
4.3.2	Microdureza	71
4.3.3	Tenacidade ao Impacto (Charpy)	79
4.4	Revestimentos Aplicados pelo Processo MIG Manual com Adição de Arame Frio (MIG-MAF)	82
4.4.1	Metalografia	82
4.4.2	Microdureza	86

4.4.3	Tenacidade ao Impacto (Charpy)	89
5	CONCLUSÕES	92
6	SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS	94
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	95
	ANEXO A	100
	ANEXO B	102
	B.1 Parâmetros de Soldagem Utilizados Durante o Processo MIG Manual com Adição de Arame Frio (MIG-MAF).	103
	ANEXO C	104
	ANEXO D	106
	D1. Gráficos de Microdurezas nas Regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para todas as Condições do Processo MIG-MAF	107
	D2. Gráficos de Microdurezas nas Interfaces MS/Substrato para todas as Condições do Processo MIG-MAF	109

1 INTRODUÇÃO

Dentre os processos existentes para a fabricação e reparo de equipamentos do Setor de Petróleo e Gás Natural, a soldagem tem papel fundamental. Ela está presente em todas as etapas envolvidas nestas atividades e, muitas vezes, é o processo crítico, o gargalo da produção.

Apesar desta relevância, existe uma carência significativa de pesquisas voltadas para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem que atendam as necessidades de qualidade na aplicação; melhor relação custo/benefício e redução do tempo de parada para atividades de manutenção. Sendo este, muitas vezes crítico para equipamentos de processamento/refino. Com a modernização de equipamentos e o desenvolvimento de novos materiais, surgiram novas técnicas de soldagem. Todavia, nem sempre estas inovações são transferidas para as empresas devido à falta de pesquisas mais aplicadas. Por fim, acrescenta-se que para importantes componentes/equipamentos das empresas do setor de Petróleo e Gás, tais como torres de destilação, tanques de armazenamento, tubulações e reatores, um estudo sistemático de ajustes operacionais possibilitaria uma redução significativa de prejuízos associados ao não processamento, um aumento da vida útil, aumento de segurança e diminuição de custos de fabricação ou reparo. Neste contexto, se inclui ainda outras operações de revestimento, como a aspensão térmica que pode melhorar consideravelmente a integridade dos equipamentos. Em muitas aplicações, a exposição das superfícies metálicas ao meio corrosivo acelera a degradação do equipamento. É possível que a aplicação de revestimentos metálicos por meio de processos de soldagem modernizados aumente a resistência à corrosão, especialmente em condições críticas sujeitas às trincas de corrosão sob tensão. Visando atacar estes problemas, pesquisas sobre as características metalúrgicas e as propriedades mecânicas de revestimentos – à base de aços inoxidáveis austeníticos e de ligas de Ni, resistentes à corrosão naftênica – devem ser realizadas (MORRITIS, 1995; SMITH, 1993).

O processo de corrosão, principalmente por corrosão naftênica, que ocorre no interior dos dutos que transportam óleo ou gás é um problema de

relevância na indústria do petróleo e pode afetar de forma significativa a vida útil dos mesmos. Quando o referido processo não é controlado, ocorre o inevitável vazamento nas tubulações, causando danos irreparáveis ao meio ambiente. Investigar a corrosão no interior de dutos que transportam óleo ou gás é um tema complexo, pois esse sistema que é composto na sua maioria de diferentes fases (gás, óleo e água), possui no mínimo um fluido com elevada velocidade em contato com a parede do duto (PAIVA, 2000).

Os revestimentos contra corrosão devem apresentar uma composição específica para o que se destinam, como é o caso da deposição por soldagem de aços inoxidáveis austeníticos para trabalhos em meios agressivos. Neste caso a composição química do revestimento deve se aproximar ao máximo da composição do metal de adição, ou seja deve-se manter o mínimo de diluição do Ferro do substrato. Isto raramente é obtido com a primeira camada, necessitando-se da avaliação da diluição pela aplicação de uma segunda camada de revestimento. Outro problema é a camada que se forma na interface devido à elevada diluição do aço C-Mn no revestimento austenítico rico em Ni. Neste caso, esta camada pode ficar com uma composição similar a de um aço martensítico de alta temperabilidade, que pode causar o destacamento do cordão depositado. Logo, o controle do nível de diluição e conseqüentemente da microestrutura resultante na interface é de fundamental importância com relação à qualidade do revestimento (KEJELIN, 2008).

Neste contexto, destaca-se a importância de um trabalho voltado para o estudo da compatibilidade metalúrgica de revestimentos com aços inoxidáveis austeníticos, depositados por soldagem em chapas de aço C-Mn utilizando-se processos de soldagem MIG/MAG, totalmente robotizados e semiautomatizados. Por outro lado, é importante avaliar as características com relação à iniciação e propagação de trincas seja no revestimento como também na zona termicamente afetada pelo calor no substrato (aço C-Mn). Uma zona termicamente afetada (ZTA) pelo calor se não for controlada devidamente poderá facilitar uma indesejável propagação de trincas. O mesmo pode ocorrer no revestimento caso as condições metalúrgicas sejam favoráveis (MANKINS e LAMB, 1990).

1.1 Justificativa

A importância da soldagem para as indústrias petrolíferas aumenta acentuadamente quando se considera as atividades de manutenção. Diversas são as operações de recuperação de equipamentos de transporte, de armazenamento e de unidades de refino. É devido a esta importância que existe uma demanda constante de pesquisas voltadas para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem que atendam as necessidades de qualidade na aplicação; melhor relação custo/benefício e redução do tempo de parada para atividades de manutenção. Diversas são as aplicações nas quais as pesquisas para o desenvolvimento de processos de soldagem acarretariam uma redução de custos, diminuição de tempo de fabricação e um aumento da vida útil e da segurança associada aos componentes das empresas do setor de petróleo e gás. Um estudo sistemático dos processos de soldagem e aspectos metalúrgicos dos depósitos representa um investimento muito baixo quando comparado ao retorno associado.

De uma forma geral, nas operações de soldagem e revestimento em equipamentos, deseja-se um menor tempo de execução, associado aos menores impactos metalúrgicos nos materiais envolvidos. Atualmente, algumas técnicas estão sendo adotadas para proporcionar alta taxa de deposição com menor distorção e penetração, dentre as quais se podem destacar a soldagem com duplo arame e a utilização de corrente alternada e corrente contínua negativa no MIG/MAG.

Apesar das vantagens inerentes, estes processos exigem um maior rigor de ajuste de parâmetros operacionais para que suas qualidades sejam refletidas nos depósitos produzidos. São necessários, pois, estudos sistemáticos para determinação da região de estabilidade e efeitos metalúrgicos nas aplicações específicas das empresas do setor.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo Geral

Avaliar a tenacidade ao impacto da interface de revestimentos de aços AISI 317 L – aplicados por soldagem em chapas de aço C-Mn utilizando os processos MIG robotizado com duplo arame e MIG manual com adição de arame frio – relacionando os resultados obtidos com a microestrutura presente nesta região do revestimento.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Relacionar o processo e os parâmetros de soldagem utilizados com a microestrutura, a diluição e a microdureza nas diferentes regiões do revestimento;
- Relacionar os valores de resistência ao impacto com a microestrutura presente nas diferentes regiões.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços C – Mn

Os aços C-Mn são aços estruturais utilizados largamente no setor de Petróleo e Gás, assim como em todos os setores industriais, devido a uma boa relação custo/benefício que proporcionam.

As principais aplicações destes aços são em caldeiras e vasos de pressão, inclusive vasos transportadores e reatores nucleares. E uma das principais características destes aços é a sua versatilidade quanto à temperatura de uso, variando de 213K (-60°C) até 773K (500°C).

A Figura 1 mostra uma aplicação típica de aços estruturais. Já a Figura 2 apresenta quatro classes de aços estruturais. Estes aços também podem ser agrupados em aços de alta, média e baixa resistência.

Por exemplo, o aço ASTM A516 Gr 60 é utilizado como material dos cascos e tampos de vasos de pressão, Figura 1 (GODREJ, 2008). Além disso, este aço também é usado em caldeiras e vasos de pressão com exigência de média pressão. Conforme o gráfico da Figura 2, a tensão de escoamento mínima necessária é de 220 MPa para que o aço A516 seja de grau 60 (USIMINAS, 2008).



Figura 1: Vaso de pressão construído de aço ASTM A516 Gr 60. Fonte: Godrej (2008).

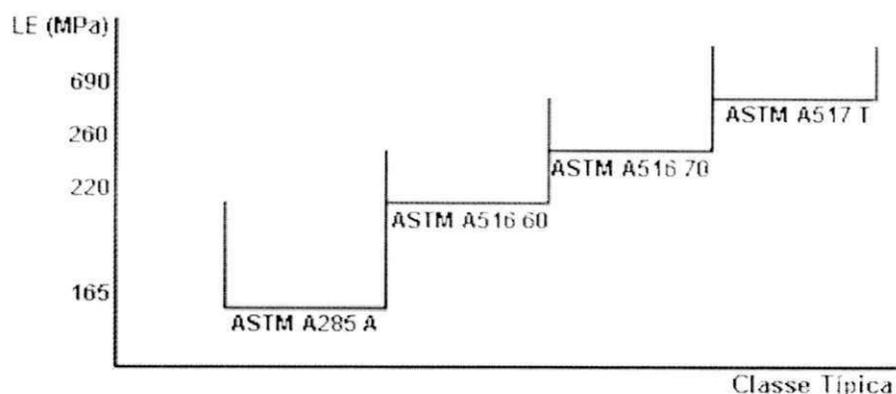


Figura 2: Limites de escoamento (LE) máximos e mínimos para quatro classes de aços estruturais. Fonte: USIMINAS (2008).

A Tabela 1 apresenta a norma que estabelece a composição química necessária, em função da espessura do material, para que se alcance o grau necessário (60 ou 70).

A fim de melhorar as propriedades de um aço C-Mn pode-se adicionar elementos de liga através de microquantidades e/ou laminação controlada. Como exemplos de elementos de liga têm-se o vanádio, nióbio, titânio, níquel e molibdênio.

Tabela 1: Especificações de composição química para os aços ASTM A516.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA			
Grau	Influência da espessura (e)	60	70
C máximo	$e \leq 12,70\text{mm}$	0,21	0,27
C máximo	$12,70 < e \leq 50,80\text{mm}$	0,23	0,28
C máximo	$50,80 < e \leq 101,60\text{mm}$	0,25	0,30
C máximo	$101,60 < e \leq 203,20\text{mm}$	0,27	0,31
C máximo	$e > 203,20\text{mm}$	0,27	0,31
Mn (3)	$e \leq 12,70\text{mm}$	0,60-0,90	0,85-1,20
Mn	$e > 12,70\text{mm}$	0,85-1,20	0,85-1,20
P máximo		0,035	0,035
S máximo		0,035	0,035
Si		0,15-0,40	0,15-0,40

Fonte: ASTM (2004a)

Os aços estruturais ferríticos Mn-Mo-Ni são utilizados extensivamente na construção de vasos de pressão de reatores nucleares (VPRN). Embora estes aços caracteristicamente possuam uma alta resistência, eles são susceptíveis a uma mudança no modo de fratura dúctil para o frágil. Esta mudança no comportamento da fratura pode ser devido a reduções na temperatura, exposição a radiações, um aumento na taxa de deformação ou na triaxialidade de tensões (restrições), ou ainda, uma combinação destes fatores (KUMAR *et al.*, 2007).

Kumar *et al.* (2007) avaliaram o desempenho da fratura de um aço estrutural C-Mn (A533B) – após um tratamento de esferoidização – utilizado como um VPRN. Estes pesquisadores verificaram este desempenho ao longo da seguinte faixa de temperatura: 83K (-190°C) a 333K (+60°C). A composição química do aço analisado está apresentada na Tabela 2.

Tabela 2: Composição (%peso) de um aço C-Mn (A533B) utilizado como vaso de pressão.

C	Mn	Mo	Ni	Si	P	S	Cu
0,24	1,37	0,52	0,50	0,23	0,003	0,005	<0,01

Fonte: Kumar *et al.*, 2007.

Os micromecanismos de fratura do aço A533B foram analisados por Kumar *et al.* (2007) através de testes de tração em corpos de prova cilíndricos com duplo entalhe, ao longo da faixa de temperatura citada anteriormente. Em temperaturas entre 83K (-190°C) e 418K (145°C) os corpos de prova apresentaram uma superfície de fratura com um aspecto de quase-clivagem. Superfícies com aspectos de quase-clivagem são caracterizadas por grupos de facetas planares que são separadas de outras facetas ou por grandes cavidades ou por regiões de microcavidades. Em temperaturas entre 128K (-145°C) e 248K (-25°C) a falha ocorreu por uma mistura de coalescência de microcavidades e clivagem enquanto que em temperaturas maiores do que 248K (-25°C) o micromecanismo se deu apenas pela coalescência de microcavidades.

2.2 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são aços de alta liga, geralmente contendo cromo, níquel e molibdênio em sua composição química. Estes elementos de liga, em particular o cromo, conferem uma excelente resistência à corrosão quando comparados com os aços carbono convencionais. Eles são, na realidade, aços oxidáveis. Isto é, o cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película, muito fina e estável, de óxido de cromo. Ela é chamada de camada passiva e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos. Para que a película de óxido seja efetiva, o teor mínimo de cromo no aço deve estar ao redor de 11%. Assim, deve-se tomar cuidado para não reduzir localmente o teor de cromo dos aços inoxidáveis durante o processamento (ACESITA, 2003).

Os aços inoxidáveis são classificados, segundo a sua microestrutura, em:

- Aços inoxidáveis austeníticos;
- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis martensíticos.

Existem outras variantes destes grupos, como, por exemplo, os aços inoxidáveis duplex (que possuem 50% de ferrita e 50% de austenita) e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. As diversas microestruturas dos aços são função da quantidade dos elementos de liga presentes.

Nesta classificação dos aços inoxidáveis existem dois tipos que são de grande interesse no setor de Petróleo e Gás. São eles: aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e 317L, e o aço inoxidável ferrítico AISI 444. Estes aços possuem um potencial de aplicação em vários equipamentos deste setor, tais como torres de destilação de petróleo, dentre outros.

2.2.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido (MODENESI, 2001).

Estes aços têm uma série de características próprias que justificam sua ampla utilização. Ou seja, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma combinação favorável de propriedades, tais como resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, trabalhabilidade e soldabilidade. Além da matriz austenítica, outras fases tais como ferrita δ , carbonetos, fases intermetálicas, nitretos, sulfetos, boretos e martensita induzidas por deformação, podem estar presentes na microestrutura destes aços. Consequentemente, a quantidade, o tamanho, a distribuição e a forma destas fases influenciam fortemente as propriedades do aço (PADILHA e GUEDES, 1996).

Os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e 317L são utilizados na indústria de petróleo por reunirem boas propriedades a temperaturas elevadas e boa resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam dilatações térmicas maiores, quando comparados com os ferríticos, não são magnéticos e não podem ser endurecidos por tratamento térmico. São muito dúcteis e apresentam boa soldabilidade (JUNIOR *et al.*, 2000).

A Tabela 3 apresenta as composições químicas nominais para os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e 317L. Estes aços apresentam propriedades mecânicas e resistência a corrosão bastante semelhantes. No entanto, o aço AISI 317L contém maiores teores de Cr e Mo, como pode ser comprovado na Tabela 3.

Tabela 3: Composições químicas nominais para os aços AISI 316L e 317L.

Aço AISI	Composição química (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Outros
316 L	0,03	16,00–18,00	10,00–14,00	2,00–3,00	2,00	0,75	saldo
317 L	0,03	18,00–20,00	11,00–15,00	3,00–4,00	2,00	0,75	saldo

Fonte: ASTM (2000).

Apesar dos aços inoxidáveis austeníticos apresentarem boa soldabilidade em relação aos outros aços inoxidáveis, eles não estão totalmente isentos de problemas de origem metalúrgica durante a soldagem. O Quadro 1 apresenta alguns problemas de soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos, em caso de planejamento incorreto da soldagem.

Aço Inoxidável Austenítico	Problema	Solução
	<ul style="list-style-type: none"> • <i>Sensitização</i> 	<ul style="list-style-type: none"> • material adequado (baixo carbono ou estabilizado ao titânio ou nióbio); reduzir a energia de soldagem.
<ul style="list-style-type: none"> • <i>Trincas a quente (trinca de solidificação, liquação e reaquecimento)</i> 	<ul style="list-style-type: none"> • utilizar aço com teor baixo de enxofre e fósforo; utilizar metais de adição que gerem um teor de ferrita ao redor de 8% no cordão de solda; modificar a geometria da junta para reduzir tensões introduzidas durante a soldagem. 	

Quadro 1: Problemas de soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos.

Fonte: Acesita (2003)

A sensitização é caracterizada por um ataque localizado de contornos de grão. Estes locais apresentam regiões adjacentes empobrecidas em cromo devido à precipitação de fases ricas neste elemento, como os carbonetos de cromo. Caso o teor de cromo desta região fique abaixo de 11%, elas serão corroídas preferencialmente. Este tipo de fragilização ocorre quando o material fica exposto na faixa de temperatura de 873K a 1173K. Nesta condição, a

precipitação de carbonetos é bastante favorecida, produzindo a região sensitizada.

As trincas de solidificação são geradas pela presença de um filme líquido em um cordão de solda ou na zona de ligação, que está macroscopicamente solidificado. Este tipo de trinca está associado à composição química do metal de base e à presença de tensões geradas durante a soldagem. Geralmente aparece durante o resfriamento no centro do cordão de solda ou na zona de ligação, ou mesmo em regiões reaquecidas na soldagem multipasse.

As causas da trinca de solidificação podem ser (ACESITA, 2003):

- energia de soldagem elevada, isto é, corrente de soldagem elevada ou velocidade de soldagem baixa;
- consumível especificado erroneamente: diâmetro excessivo para a geometria do chanfro; teor de ferrita pequeno (menor que 2%);
- metal de base com composição química incorreta, isto é, teores elevados de enxofre e fósforo;
- projeto da junta inadequado, ou seja, tipo do chanfro não adequado para a espessura do material; ângulo do chanfro muito grande; abertura da raiz excessiva; restrição elevada da junta; procedimento de soldagem incorreto como: formato do cordão inadequado, isto é, cordão estreito e com grande penetração; falta de pré-aquecimento para reduzir as tensões geradas durante a soldagem; deposição de cordões compridos e largos; técnica de soldagem que aumenta as tensões geradas durante a soldagem; desalinhamento entre as partes; excesso de restrição na junta devido aos dispositivos para posicionamento.

2.3 Processos de Soldagem

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grupos: processos por fusão e processos por pressão (deformação). Este último consiste em deformar as superfícies de contato permitindo a aproximação dos átomos a distâncias muito pequenas. As peças podem ser aquecidas localmente de modo a facilitar a deformação das superfícies de contato. Já o primeiro grupo se baseia na aplicação localizada de calor na região de união até a fusão do metal de base juntamente com o metal de adição (quando este é utilizado), destruindo as superfícies de contato e produzindo a união pela solidificação do metal fundido.

Os processos de soldagem por fusão são largamente utilizados. Como exemplos, tem-se: Soldagem a Arco com Eletrodos Revestidos (*Shielded Metal Arc Welding* - SMAW); Soldagem a Arco com Eletrodo de Tungstênio e Proteção Gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding* - GTAW); Soldagem a Arco com Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW); Soldagem a Arco com Arame Tubular (*Flux Cored Arc Welding* - FCAW); Soldagem ao Arco Submerso (*Submerged Arc Welding*), e outros.

A escolha do processo de soldagem mais adequado para a aplicação de um revestimento depende de diversos fatores, tais como, versatilidade, custo, fator operacional (tempo de soldagem/ tempo total), habilidade do operador, energia de soldagem, diluição (%), taxa de deposição (kg/h), tamanho da peça, posição de soldagem, tipo de liga para revestimento, dentre outros (WAINER, 1992).

2.3.1 Soldagem a Arco com Proteção Gasosa – GMAW

Na soldagem a arco elétrico com gás de proteção (*GMAW – Gas Metal Arc Welding*), também conhecida como *soldagem MIG/MAG* (*MIG – Metal Inert Gas* e *MAG – Metal Active Gas*), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. A

Figura 3 mostra esse processo e uma parte da tocha de soldagem (FORTES, 2007).

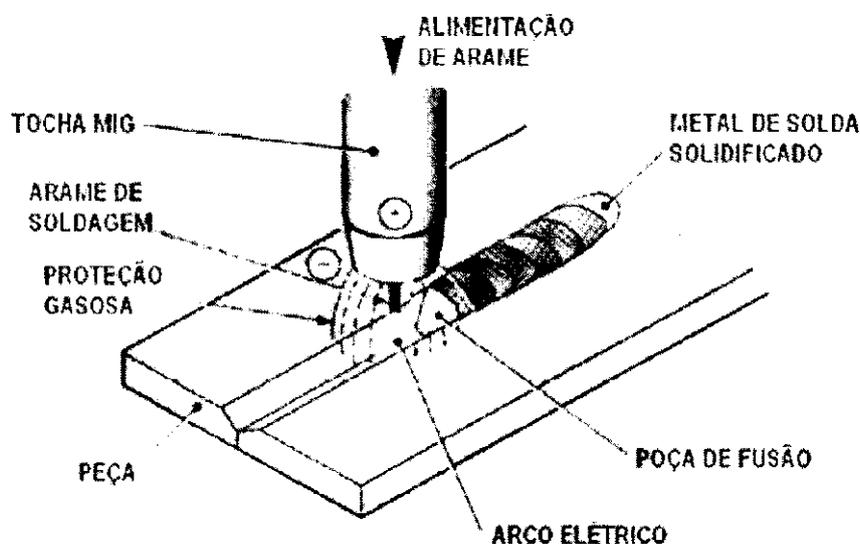


Figura 3: Processo básico de soldagem MIG/MAG. Fonte: Fortes (2007)

Como foi dito, a proteção do arco e poça de fusão é obtida por um gás ou mistura de gases. Se este gás é inerte (Ar/He), o processo é também chamado MIG (*Metal Inert Gas*). Por outro lado, se o gás for ativo (CO_2 ou misturas Ar/ O_2 / CO_2), o processo é chamado MAG (*Metal Active Gas*). Gases inertes puros são, em geral, usados na soldagem de metais e ligas não ferrosas; misturas de gases inertes com pequenas quantidades de gases ativos são usadas, em geral, com aços ligados, enquanto que, misturas mais ricas em gases ativos ou CO_2 puro são usadas na soldagem de aços carbono.

Tal processo é normalmente operado de forma semi-automática, podendo ser, também, mecanizado ou automatizado. É o processo de soldagem a arco mais usado com robôs industriais. Como trabalha com um arame contínuo (o que permite um alto fator de ocupação do operador) e com elevadas densidades de corrente no eletrodo (elevada taxa de deposição), ele apresenta uma elevada produtividade. Estes aspectos têm levado a uma utilização crescente deste processo (e da soldagem com arames tubulares) em

países desenvolvidos, onde o decréscimo do número de soldadores e a necessidade de maior produtividade causaram a substituição da soldagem com eletrodos revestidos em várias aplicações. O Quadro 2 apresenta as principais vantagens, limitações e aplicações do processo GMAW (MODENESI e MARQUES, 2007).

Vantagens e Limitações	Aplicações
<ul style="list-style-type: none"> • Processo com eletrodo contínuo; • Permite soldagem em qualquer posição; • Elevada taxa de deposição de metal; • Elevada penetração; • Pode soldar diferentes ligas metálicas; • Exige pouca limpeza após soldagem; • Equipamento relativamente caro e complexo; • Pode apresentar dificuldade para soldar juntas de acesso restrito; • Proteção do arco é sensível a correntes de ar; • Pode gerar elevada quantidade de respingos; 	<ul style="list-style-type: none"> • Soldagem de ligas ferrosas e não ferrosas; • Soldagem de carrocerias e estruturas de veículos; • Soldagem de tubulações, etc.

Quadro 2: Vantagens, limitações e aplicações principais do processo GMAW.
Fonte: Modenesi e Marques (2007).

O equipamento básico para a soldagem GMAW consiste de fonte de energia, tocha de soldagem, fonte de gás e alimentador de arame. A fonte de energia tem, em geral, uma saída de tensão constante, regulável entre 15 e 50V, que é usada em conjunto com um alimentador de arame de velocidade regulável entre cerca de $16,7 \times 10^{-3} \text{m/s}$ e $300 \times 10^{-3} \text{m/s}$. Este sistema ajusta automaticamente o comprimento do arco através de variações da corrente, sendo mais simples do que sistemas alternativos. Na soldagem GMAW, utiliza-se, em praticamente todas as aplicações, corrente contínua com o eletrodo ligado ao pólo positivo (CC+).

Neste processo de soldagem, mais do que em qualquer outro, a forma como o metal de adição se transfere do eletrodo para a poça de fusão pode ser controlada e determina várias de suas características operacionais. A

transferência de metal através do arco se dá, basicamente, por três mecanismos: aerossol (*spray*), globular e curto-circuito, dependendo de parâmetros operacionais, tais como o nível de corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo e a composição do gás de proteção. Uma quarta forma de transferência (pulsada) é possível com equipamentos especiais (MODENESI e MARQUES, 2007).

2.3.1.1 Processo MIG/MAG com Duplo Arame

A soldagem MIG/MAG com duplo arame é uma variante do processo MIG/MAG convencional e caracteriza-se pela formação de um par de arcos elétricos entre uma única poça fundida e dois eletrodos consumíveis. Figura 4 (MOTTA, 2000; OJO, 2005). Comparativamente à soldagem MIG/MAG convencional, o duplo arame apresenta as principais características:

- maior taxa de deposição de material;
- possibilidade de soldagens com velocidades de deslocamento mais elevadas;
- menor aporte térmico sobre a peça (consequência da utilização de velocidades de soldagem mais altas);
- Versatilidade: permite a soldagem de chapas a partir de 2 mm de espessura;
- A soldagem pode ser realizada de forma semi-automática ou automática, com o processo possuindo excelentes características para robotização ou mecanização.

Assim, devido à possibilidade de altas taxas de deposição de material, o processo MIG/MAG com duplo arame vem competir em termos de produção com o processo Arco Submerso, mas apresentando vantagens quanto à possibilidade de se soldar em qualquer posição (OJO, 2005).

No processo MIG/MAG com duplo arame, os arames podem estar dispostos de forma seqüencial (ou *Tandem*) em relação à junta (mais utilizado para uniões) ou paralelamente, isto é, lado a lado – mais utilizado para soldagem de revestimento (WHITE MARTINS, 2009).

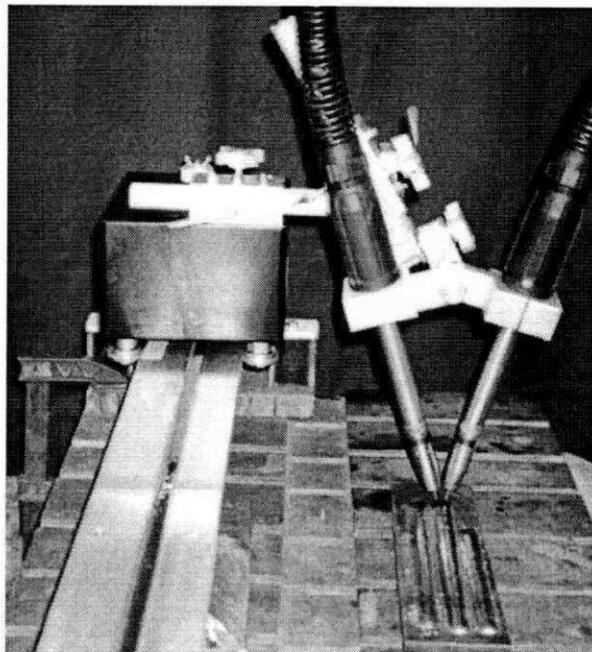


Figura 4: Soldagem executada com o processo MIG/MAG com duplo arame com eletrodos posicionados lado a lado. Fonte: Motta (2000)

2.3.1.2 Processo MIG/MAG com Adição de Arame Frio

O desenvolvimento da soldagem com duplo arame apresenta como meta principal o aumento da produtividade pela redução no tempo de operação. Esta técnica é especialmente utilizada com vantagens na soldagem de revestimento e no enchimento de chanfros. No entanto, para o processo MIG/MAG com duplo arame necessita da utilização de duas fontes eletrônicas de soldagem sincronizadas, dois cabeçotes de alimentação de arame, programas computacionais complexos para comandar a sincronia operacional, além do aumento no consumo de insumos como energia elétrica, gás, entre outros.

Todos estes fatores constituem custos adicionais elevados que podem dificultar sua aplicação em escala industrial. Então, a proposta da soldagem MIG/MAG com adição de um arame frio se estabelece como uma alternativa técnica e econômica em relação à soldagem MIG/MAG convencional e MIG/MAG com duplo arame. Esta nova versão da soldagem de produção utiliza o equipamento convencional MIG/MAG com um cabeçote extra, ou seja, um sistema auxiliar de alimentação do arame frio conjugado à tocha de soldagem. Utiliza somente um sistema de proteção gasosa, enquanto que a energia elétrica fornecida ao cabeçote auxiliar de alimentação do arame, neste caso, é proveniente da fonte de energia a qual o mesmo está conectado (SANCHES, 2009).

2.4 Soldagem de Revestimento

Nas indústrias de processo é muito comum a aplicação, por soldagem, de revestimentos em aços carbono ou aços C-Mn de grau estrutural. Este processo também é conhecido como *soldagem de revestimento ou de recobrimento*, que é uma aplicação de soldagem dissimilar. Entenda-se por soldagem dissimilar aquela em que um dos materiais de base ou o consumível apresenta composição química significativamente diferente dos demais. Já a *soldagem similar* é aquela soldagem realizada entre dois materiais cujas composições são próximas (apesar de nunca serem iguais) utilizando um consumível sólido cuja composição também apresenta as mesmas características, sempre com uma resistência mecânica um pouco mais elevada do que a do metal de base (ZEEMANN, 2008; AVERY, 1991).

A soldagem de revestimento consiste na deposição de um consumível de soldagem com características bem diferentes do metal de base, visando aumentar a resistência ao desgaste ou à corrosão do metal base. (POLIDO e GALLEGO, 2006)

O revestimento de aço carbono estrutural com aço inoxidável austeníticos é uma aplicação muito comum nas indústrias de processos. Os motivos para esta grande utilização incluem, do lado dos aços carbono e C-Mn de grau

estrutural, o seu menor custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, aliados a uma maior resistência mecânica, principalmente em relação ao limite de escoamento e, do lado dos aços inoxidáveis, a sua resistência à corrosão muito superior e necessária em aplicações em que um meio agressivo esteja em contato com alguma parte do equipamento (PARANHOS, 2008).

É uma prática comum projetar e fabricar equipamentos em aço carbono estrutural e revestir a sua superfície com um material mais nobre, principalmente em relação à resistência à corrosão (PARANHOS, 2008).

Da mesma forma que os revestimentos contra desgaste, os revestimentos contra corrosão devem apresentar uma composição bem específica para a aplicação a que se destinam. Como já foi visto, um exemplo é a soldagem de consumíveis inoxidáveis austeníticos ou ligas de níquel tipo AWS E Ni-Cr-Mo conhecidas como Inconel, sobre equipamentos de aço ao carbono, tais como vasos de pressão, reatores, tubulações, ou qualquer equipamento ou componente exposto a meios corrosivos/agressivos (MISSORI e KOERBER, 1997; OMAR, 1998; KEJELIN, 2008).

Neste caso, a composição do metal de solda deve ser igual à composição do consumível, ou seja, sem que possa haver qualquer diluição com o ferro do substrato. Isto raramente é obtido na primeira camada de revestimento, sendo usual qualificar na segunda camada, se os níveis de diluição tiverem sido adequados.

O problema é que nem sempre os fabricantes conferem se o equipamento se apresenta com espessuras de revestimento superiores às qualificadas após a usinagem final, e caso isto não ocorra pode-se esperar corrosão no revestimento, pois sua composição está muito diluída com o ferro (ZEEMANN, 2008).

Como se sabe, a classificação dos metais de adição é baseada na composição química dos mesmos. A composição química associada à microestrutura do depósito é o que conferirá o conjunto de propriedades mecânicas para o revestimento. Esse conjunto de propriedades é bastante afetado pela diluição do processo de soldagem, definida como a percentagem do metal de base que se fundiu e participa do metal de solda. Assim, quanto

menor a diluição, menor a variação na composição química do metal de solda e estar-se-á mais próximo das propriedades nominais do depósito. (WAINER *et al.*, 1992).

Diante do exposto, verifica-se que a diluição é um requisito importante para avaliar a qualidade do revestimento, pois uma diluição elevada pode vir a deteriorar as propriedades da liga depositada. A Tabela 4 apresenta os valores de diluição comumente obtidos em vários processos de soldagem.

Tabela 4: Valores mínimos e máximos de diluição para os processos de soldagem utilizados em operações de revestimentos.

Processo de revestimento por soldagem	Diluição min-máx (%)
Brasagem	0
Revestimento Oxiacetileno	1 – 5
Revestimento <i>laser</i>	1 – 6
Revestimento PTA	2 – 10
Revestimento GTAW (TIG)	10 – 20
Revestimento eletrodo revestido	15 – 25
Revestimento GMAW (MIG)	15 – 25
Revestimento arco submerso	30 – 60
Revestimento por resistência	90 – 99

Fonte: Poleggi (2007).

Outro problema, especificamente, quando se solda aço inoxidável austenítico sobre aço ao carbono (soldagem dissimilar), é a camada que se forma na interface revestimento/substrato devido à grande diferença de composição química entre os aços inoxidáveis e carbono e às condições de soldagem. Isto é, zonas de dureza elevada (ZDE) – com dureza acima de 300HV – podem se formar ao longo da linha de fusão (pelo lado do MS).

Na literatura, alguns pesquisadores denominam estas ZDE de zonas parcialmente diluídas (KEJELIN, 2008). Outros denominam as mesmas de zonas frágeis localizadas (POPE *et al.*, 2004). Ainda existem outras denominações tais como *hard zones*, *unmixed zones* ou *Intermediate mixed zones* (AVERY, 1991; DOODY, 1992; OMAR, 1998).

Estas ZDE, em geral, estão contidas nos contornos (dentro) de regiões denominadas de “praias”, “penínsulas” ou “ilhas”, localizadas na interface revestimento/substrato. As “praias” (Figura 5a/Figura 1) são regiões estreitas ao longo da linha de fusão (pelo lado do MS) e apresentam elevados níveis de dureza. Já as “penínsulas” (Figura 5b) são regiões parcialmente cercadas pelo metal de base, enquanto que as “ilhas” (Figura 6) são regiões do MB totalmente cercadas pelo MS (DOODY, 1992).

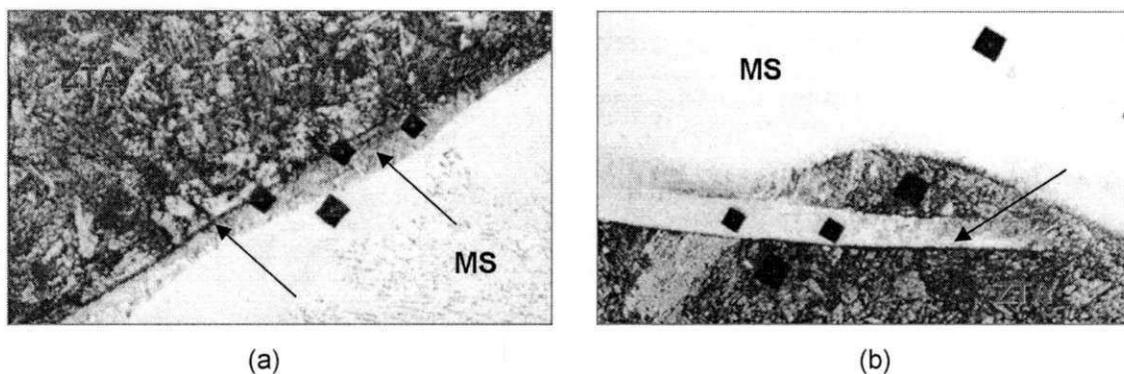


Figura 5: Regiões contendo ZDE. (a) “praia” e (b) “península”.
Fonte: Doody (1992).



Figura 6: “Ilhas”.
Fonte: Doody (1992).

As ZDE podem apresentar dezenas de microns de largura e composição química de baixa liga, ou seja, uma composição intermediária entre o MB e o MS (AVERY, 1991; DOODY, 1992; OMAR, 1998; KEJELIN, 2008). A literatura afirma que estas ZDE podem ser constituídas de martensita, precipitados e/ou

fases intermetálicas tais como, *Sigma* e *Chi* (GOOCH, 1996; OMAR, 1998). Devido a estas características, as ZDE tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por *pitting*, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato da estrutura (LUNDIN, 1982; OMAR, 1998; ROWE *et al.*, 1999). Portanto, torna-se necessário buscar condições de soldagem que minimizem ou até eliminem estas ZDE.

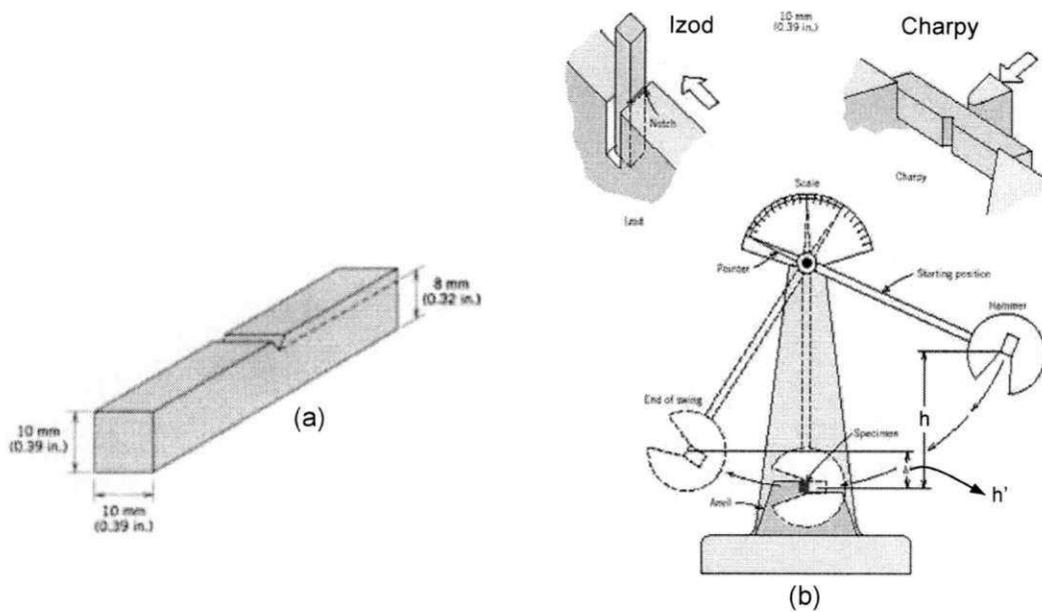
2.5 Ensaios de Impacto

A partir dos ensaios de tração em laboratório, verificou-se que os resultados deste ensaio não poderiam ser extrapolados para prever o comportamento de fraturas. Por exemplo, em algumas situações, materiais metálicos normalmente dúcteis fraturam abruptamente e com pouca deformação plástica (CALLISTER, 2002).

Assim, as técnicas de ensaio de impacto foram desenvolvidas com a finalidade de determinar características de fratura dos materiais. As condições dos ensaios de impacto são escolhidas para representar aquelas condições mais severas em relação ao potencial de ocorrência de uma fratura. São elas:

- deformação a uma temperatura muito baixa;
- uma elevada taxa de deformação e;
- um estado de tensão triaxial (induzido pela presença de um entalhe).

Existem dois tipos de ensaios padronizados que são utilizados para medir a energia de impacto (ou tenacidade ao entalhe): as técnicas Charpy e Izod. Tanto na técnica Charpy como na técnica Izod, o corpo de prova mais utilizado possui o formato de uma barra com seção reta quadrada, na qual é usinado um entalhe com formato em "V" (Figura 7a). O equipamento empregado para realização dos ensaios de impacto com entalhe em "V" está ilustrado na Figura 7b.



Mais detalhes de outros corpos de prova empregados nos ensaios de impacto estão apresentados na Figura 8.

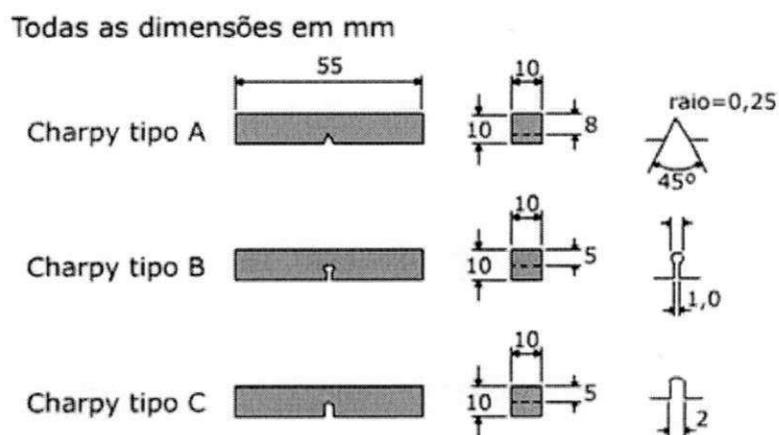


Figura 8: Corpos de prova empregados em ensaios de impacto. Fonte: ASTM (2003).

A carga é aplicada como um impacto instantâneo de um martelo de pêndulo balanceado que é liberado de uma posição elevada que se encontra a uma altura fixa h . A amostra fica posicionada na base, conforme está mostrado na Figura 7b. Com a liberação, uma aresta em forma de faca montada sobre o pêndulo atinge e fratura o corpo de prova exatamente no entalhe, que atua como um ponto de concentração de tensões para este impacto de alta velocidade. O pêndulo continua em seu balanço, elevando-se até uma altura h' , que é inferior a h . A absorção de energia que é computada pela diferença entre h e h' , representa uma medida da energia do impacto.

A diferença principal entre as técnicas Charpy e Izod está na maneira como o corpo de prova é sustentado, como pode ser verificado na Figura 7b. Além disso, esses testes são denominados ensaios de impacto, com base na maneira como é feita a aplicação da carga. Variáveis como o tamanho e o formato do corpo de prova, bem como a configuração e a profundidade do entalhe, influenciam os resultados dos testes (CALLISTER, 2002; SOUZA, 1982).

Uma das principais funções dos ensaios Charpy e Izod é a de determinar se um material experimenta ou não uma transição dúctil-frágil com a diminuição da temperatura e, se este for o caso, as faixas de temperaturas ao longo das quais isso acontece. A transição dúctil-frágil está relacionada à dependência da absorção da energia de impacto em relação à temperatura. Essa transição está representada para um aço através da curva A da Figura 9.

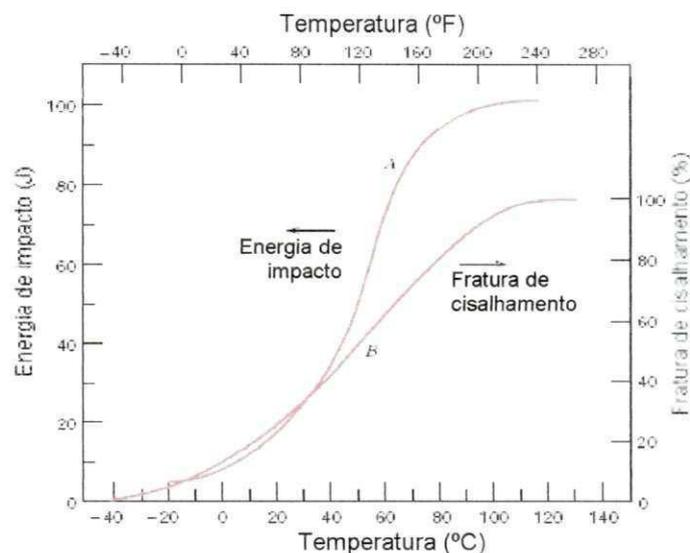


Figura 9: Representação da transição dúctil-frágil para um aço (curva A). Fonte: Callister (2002).

Para muitas ligas, existe uma faixa de temperaturas ao longo da qual ocorre a transição dúctil-frágil. Isto apresenta alguma dificuldade para se especificar uma única temperatura de transição dúctil-frágil.

Alternativamente, a aparência da superfície da falha é um indicativo da natureza da fratura, e pode ser usada em determinações da temperatura de transição. No caso de fraturas dúcteis, essa superfície parece fibrosa ou opaca – ou ainda de caráter de cisalhamento. Opostamente, superfícies frágeis possuem uma textura granular (brilhosa) – ou de caráter de clivagem. Ao longo da transição dúctil-frágil existirão características de ambos os tipos. Com freqüência, o percentual de fratura de cisalhamento (fratura dúctil) também é plotado como uma função da temperatura (curva B da Figura 9).

O ensaio de impacto é um ensaio essencialmente comparativo para uso em metais aplicáveis em estruturas de engenharia de baixa e de média resistências. O resultado do ensaio, isto é, a energia absorvida para romper o corpo de prova, pode ser utilizada como um controle de qualidade durante a produção desses materiais.

O exame visual da fratura do corpo de prova rompido, aliado à energia absorvida, pode servir para análises de fratura em serviço desses materiais,

além de poder também ser utilizado para escolha de materiais em bases comparativas, no caso de metais de resistência média.

Para os metais de baixa resistência, essa escolha pode ser baseada unicamente na aparência da fratura, bem como a tensão e a temperatura possíveis de serem usadas num projeto com a garantia de evitar rupturas catastróficas sob condições de serviço.

Esses materiais possuem ruptura de caráter frágil por clivagem (exceto os metais CFC) ou por cisalhamento (em lâminas muito finas). Os metais de média resistência ainda possuem ruptura de caráter frágil em baixas temperaturas, mesmo quando a sua ruptura é normal, mas de baixa energia (SOUZA, 1982).

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 também contribuirá para a dispersão dos resultados.

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).

2.5.1 Ensaios de Impacto Aplicados a Juntas Soldadas

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.

Em geral, em juntas soldadas, deseja-se localizar o entalhe na região mais frágil, a fim de 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.

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 10) 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.

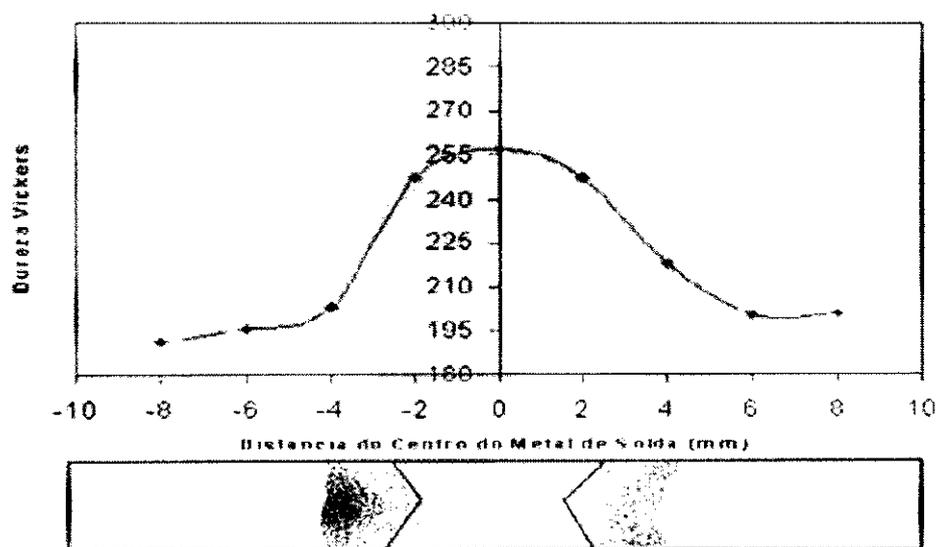


Figura 10: Perfil de dureza para uma junta soldada de um aço de alta resistência e baixa liga.
Fonte: Albuquerque *et al.* (1999).

A Figura 11 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.

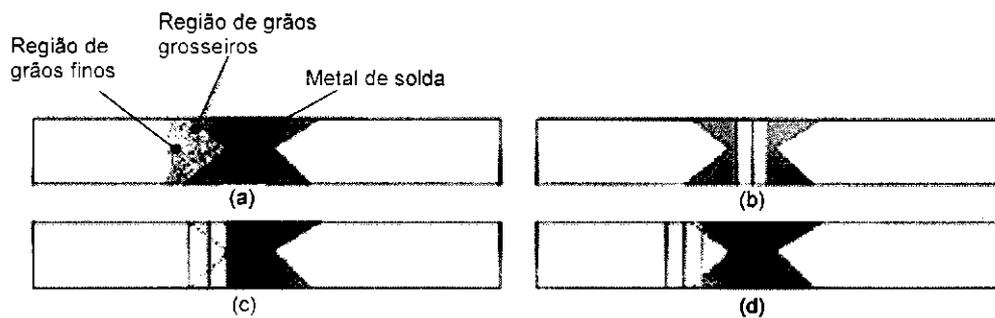


Figura 11: Localização do entalhe em diferentes regiões de uma junta soldada (a) três regiões distintas (b) entalhe localizado no metal de solda, (c) na região de grãos grosseiros e (d) na região de grãos finos. Fonte: Albuquerque *et al.* (1999).

Investigando a Figura 11, nota-se que existe uma 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 12). Assim, o entalhe poderá ser localizado totalmente dentro da região de grãos grosseiros ou finos.



Figura 12: Junta soldada em K. Fonte: Anderson (1995).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Neste trabalho foi utilizado um substrato de aço C-Mn ASTM A516 Gr 60. A Figura 13 apresenta a chapa de aço C-Mn na condição como recebida. As dimensões da chapa são: $0,5 \times 0,5 \times 0,0127$ m, isto é, 500×10^{-3} m de comprimento, 500×10^{-3} m de largura por $12,7 \times 10^{-3}$ m de espessura (1/2 polegada). Já a Tabela 5 apresenta a especificação de composição química deste aço C-Mn.

Tabela 5: Composição química (% em peso) nominal do aço ASTM A516 Gr 60.

ASTM A516 Gr 60	Composição (% em peso)				
	C	Mn	P	S	Si
	0,21	0,60- 0,90	0,035	0,035	0,15- 0,40

Fonte: ASTM (2004a).



Figura 13: Chapa de aço C-Mn na condição como-recebida.

Será utilizado como revestimento o aço inoxidável AISI 317L, depositado por soldagem no aço C-Mn. A Tabela 6 mostra a composição química nominal dessa liga, onde a mesma está representada pelo metal de adição E317L. Este

metal de adição E317L encontra-se na forma de consumível para o processo de soldagem MIG (GMAW).

Tabela 6: Composição química nominal do metal de adição E 317L

Metal de adição	Composição (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mo	Fe	Mn	Si
E317L	0,03	18,50	13,00	3,80	8,00	1,00	0,70

Fonte: Böhler (2008).

3.2 Métodos

A Figura 14 apresenta o fluxograma geral da metodologia empregada neste estudo. Inicialmente obteve-se, através de usinagem, amostras e corpos de prova (CP) necessários para a caracterização do aço ASTM A516 Gr 60 empregado como substrato para receber o revestimento. Assim, este substrato foi caracterizado através de ensaio metalográfico, ensaio de microdureza, tração e impacto (Charpy).

Após a caracterização do substrato, realizou-se a aplicação do revestimento de liga AISI 317L (aço inoxidável austenítico) através do processo de soldagem robotizado MIG com duplo arame, no Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) – na Universidade Federal do Ceará (UFC). Também foram aplicados revestimentos de liga AISI 317L através do processo MIG manual com adição de arame frio. Esta atividade foi executada na Universidade Federal do Pará (UFPA).

Em seguida, CPs e espécimes de chapas revestidas – através dos dois processos de soldagem – foram obtidos, possibilitando a caracterização dos revestimentos através de microscopia ótica, microdureza e ensaio de impacto (Charpy).

Os próximos tópicos apresentam os parâmetros e métodos, em detalhes, empregados em cada processo de soldagem e em cada ensaio realizado.

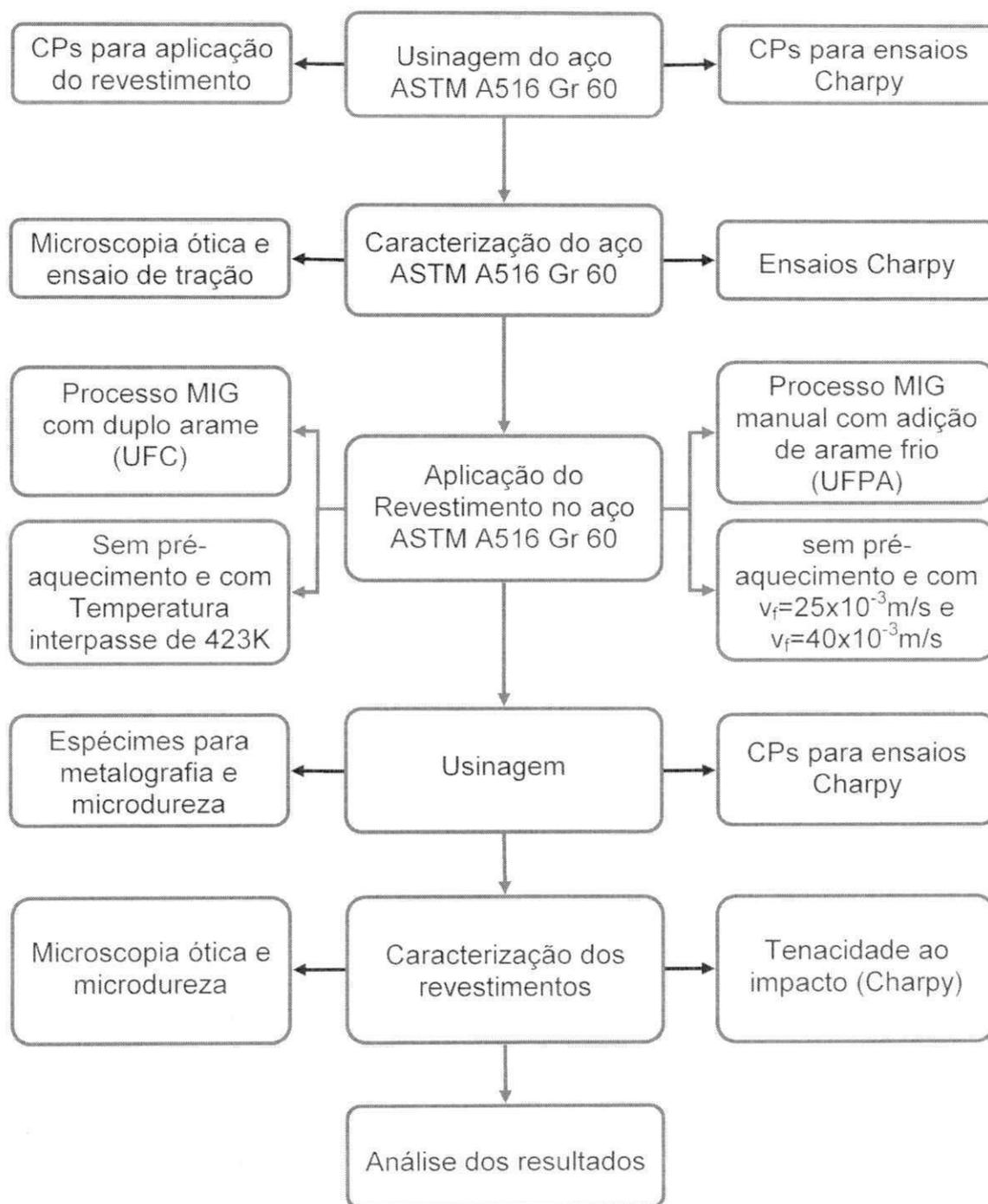


Figura 14: Fluxograma geral das atividades a serem desenvolvidas.

3.2.1 Usinagem dos Corpos de Prova para a Aplicação dos Revestimentos

Cortes na chapa de aço C-Mn foram realizados a fim de se produzir os corpos-de-prova (canaletas) para receberem os revestimentos por soldagem. A Figura 15a apresenta a geometria desta canaleta. As principais dimensões deste CP estão na Figura 15b. O Anexo A apresenta todos os detalhes deste CP. Os cortes foram executados através do emprego do processo oxi-corte, serra mecânica e, finalmente, a máquina-ferramenta plaina. Todas estas atividades foram desempenhadas na oficina mecânica da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica do Centro de Ciências e Tecnologia da Universidade Federal de Campina Grande (UAEM/CCT/UFCG).

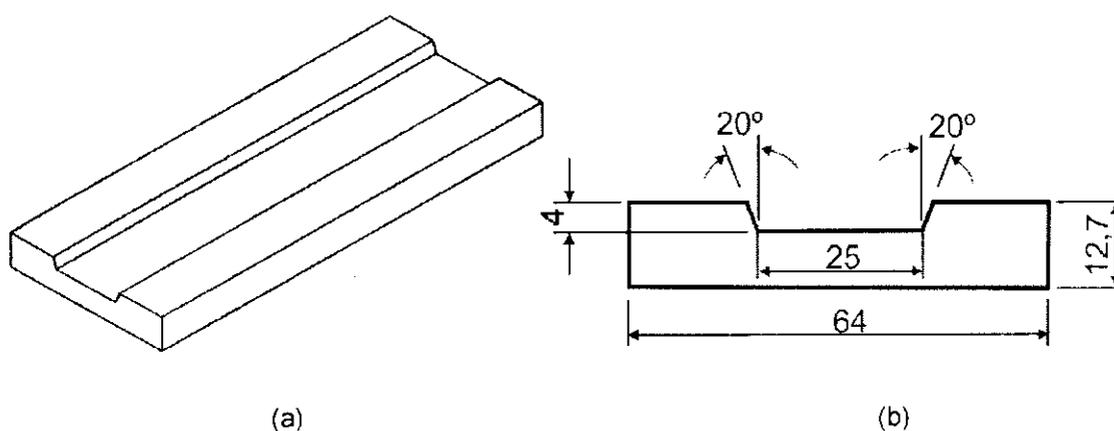


Figura 15: Corpo-de-prova (canaleta) para receber o revestimento. (a) CP em perspectiva e (b) suas principais dimensões (em 10^{-3} m).

3.2.2 Ensaio de Tração do Substrato

O ensaio de tração foi realizado apenas para espécimes do metal de base (MB), ou seja, o substrato – a fim de se obter o limite de escoamento deste substrato, que é um parâmetro importante na determinação da tenacidade à fratura do aço. Os CPs foram dimensionados de acordo com a

norma ASTM E 8M-04 (ASTM 2004b). A Figura 16 mostra as dimensões do CP para ensaio de tração. Todos os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados na oficina mecânica da UAEM/CCT/UFCG.

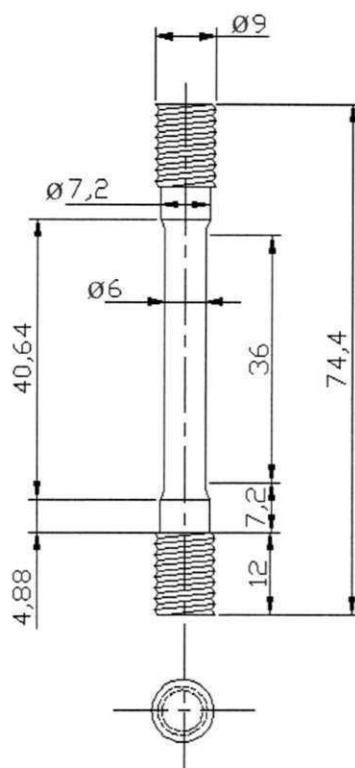


Figura 16: Ilustração esquemática do corpo de prova para ensaio de tração com suas respectivas dimensões. Todas as medidas estão em 10^{-3} m.

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da UAEM/CCT/UFCG. Os testes foram conduzidos a uma velocidade do travessão da máquina de $8,3 \times 10^{-6}$ m/s. A Figura 17 apresenta a máquina universal de ensaio, da marca Instron, onde os ensaios foram executados.

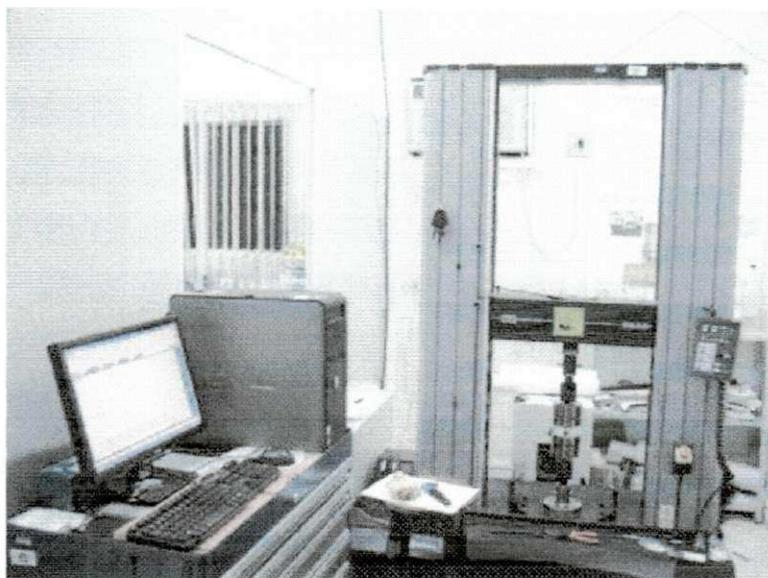


Figura 17: Máquina universal de ensaio.

3.2.3 Aplicação de Revestimentos com o Processo MIG Robotizado com Duplo Arame (MIG-RDA)

A aplicação dos revestimentos – através do processo de soldagem MIG-RDA, foi executada no Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) na Universidade Federal do Ceará. Este processo foi utilizado com pulsação de corrente e com arame eletrodo de aço inoxidável AISI 317L, aplicados em substratos de aço ASTM A516 Gr 60. Todas as soldagens foram realizadas sem pré-aquecimento. Entretanto, foi mantida uma temperatura de interpasse de 423K (150°C). Estas soldagens foram realizadas através de um robô industrial para soldagem e, como gás de proteção, foi empregada uma mistura de 95% de argônio e 5% de O₂.

O posicionamento dos eletrodos foi feito da seguinte maneira:

- Lado a Lado (LL): os eletrodos são posicionados um ao lado do outro em relação ao sentido de deslocamento da soldagem;
- Tandem: os eletrodos são posicionados um a frente do outro em relação ao sentido de deslocamento da soldagem.

A Tabela 7 apresenta os parâmetros de soldagem adotados para este processo de soldagem. Desta tabela observa-se que foram obtidas 4 condições de soldagem. Nota-se também que dois níveis de energia de soldagem foram obtidos (1170 e 1530 kJ/m), variando-se a corrente (I) e a velocidade (v_s) de soldagem. De cada condição obteve-se dois CPs revestidos.

Tabela 7: Parâmetros de soldagem para o processo MIG-RDA.

Condições	I (A)	V_s (m/s)	Energia(kJ/m)	Posição
CP1-RDA	170	$6,67 \times 10^{-3}$	1530	LL
CP2-RDA	130	$6,67 \times 10^{-3}$	1170	Tandem
CP3-RDA	170	$8,67 \times 10^{-3}$	1170	Tandem
CP4-RDA	170	$6,67 \times 10^{-3}$	1530	Tandem

3.2.4 Aplicação de Revestimentos com o Processo MIG Manual com Adição de Arame Frio (MIG-MAF)

A soldagem de revestimento (aplicação de revestimentos) através do processo MIG-MAF, utilizando o metal de adição AWS E317L, foi realizada no Laboratório de Soldagem da Universidade Federal do Pará (UFPA). Neste processo foram utilizados um arame eletrodo sólido (arame quente) AWS E 317L e um arame frio tubular também AWS E 317L. O diâmetro destes arames foi de $1,2 \times 10^{-3}$ m.

Para o arame quente foi fixada uma velocidade de alimentação de 0.1 m/s, enquanto que para o arame frio foram empregados dois níveis de velocidade de alimentação (v_f), isto é, $v_f=25 \times 10^{-3}$ m/s e $v_f=40 \times 10^{-3}$ m/s. Durante estas operações de soldagem o gás argônio foi utilizado com gás de proteção. O Anexo B apresenta todos os parâmetros de soldagem adotados para este processo.

3.2.5 Usinagem das Canaletas Revestidas

Devido ao ciclo térmico de soldagem, as canaletas revestidas sofreram empenamentos. A Figura 18a apresenta a seção transversal de um CP revestido pelo processo MIG-RDA. Em geral, os CPs obtidos por este processo apresentaram um empenamento de $4,0^\circ$, conforme mostra a Figura 18a. Já os CPs revestidos através do processo MIG-MAF apresentaram um empenamento típico de $3,2^\circ$, Figura 18b.

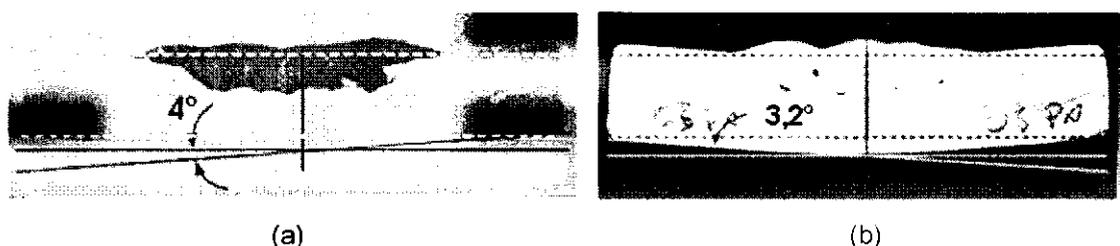


Figura 18: Empenamento dos CPs revestidos, (a) CP revestido pelo processo MIG-RDA e (b) CP revestido através do processo MIG-MAF.

No entanto, estes CPs foram retificados de acordo com as linhas tracejadas da Figura 18. Esta retificação foi obtida através de uma usinagem com um torno mecânico, de modo que a espessura da canaleta passou de $12,7 \times 10^{-3} \text{m}$ para $10,0 \times 10^{-3} \text{m}$, o suficiente para retirar o empeno. A necessidade desta retificação foi, principalmente, para a obtenção de CPs para ensaios de propriedades mecânicas. A Figura 19 apresenta um CP revestido e retificado, e alguns espécimes pré-usinados, a partir deste CP, para ensaios de propriedades mecânicas.



Figura 19: CP revestido e retificado.

3.2.6 Ensaio Metalográfico

Os ensaios metalográficos foram realizados no laboratório de metalografia da UAEM/CCT/UFCG. O procedimento convencional de metalografia consistiu de corte, lixamento, polimento, ataque químico, análise e registro das microestruturas. O ataque químico utilizado foi Nital 1,5%. Já os registros das microestruturas foram obtidos através de microscopia óptica utilizando um microscópio acoplado a um computador – e um *software* analisador de imagens.

A Figura 20 apresenta a foto do microscópio óptico acoplado a um computador utilizado no ensaio metalográfico, cuja marca é Olympus, modelo BX51M.



Figura 20: Microscópio óptico acoplado a um computador.

A Figura 21 mostra o *software* de análises de imagens MSQ™ Express, versão 6.51, que foi usado neste trabalho para capturar as microestruturas do material.

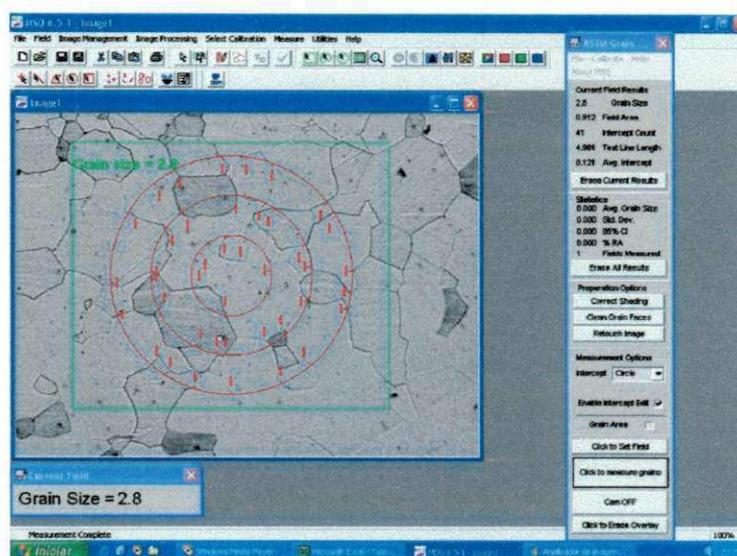


Figura 21: Analisador de imagem MSQ™ Express.

Realizou-se a metalografia do aço C-Mn, na condição como-recebido, com a intenção de descobrir o sentido de laminação na chapa obtida. Saber o sentido de laminação na chapa é importante para se determinar a orientação dos corpos-de-prova para ensaios mecânicos de tenacidade ao impacto Charpy.

3.2.6.1 Cálculo das Diluições

Após os ensaios metalográficos, foram calculadas as diluições para cada condição de soldagem. As medições das áreas 1 e 2 (Figura 22) foram realizadas no aplicativo Autocad®. Assim, a diluição foi definida através de uma razão de áreas, conforme a equação abaixo,

$$\text{Diluição (\%)} = [\text{área 2} / (\text{área 1} + \text{área 2})] \times 100\% \quad \text{Eq. (1)}$$

As diluições laterais do metal de solda (Figura 22) não participaram da Equação 1, porque assim não seria a melhor maneira de simular uma aplicação de revestimento.

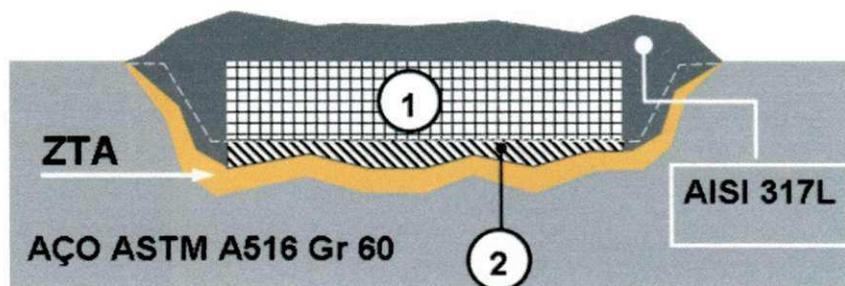


Figura 22: Regiões do metal de solda utilizadas no cálculo da diluição.

3.2.7 Ensaio de Microdureza

Após o ensaio metalográfico, executou-se o ensaio de microdureza também no laboratório de metalografia da UAEM/CCT/UFCG. Este ensaio de microdureza Vickers foi realizado com um microdurômetro digital, marca FM-700 Future Tech, apresentado na Figura 23.

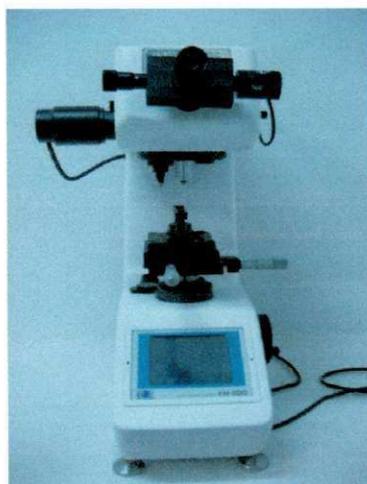


Figura 23: Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.

Os ensaios de microdureza foram realizados empregando-se duas metodologias. A primeira consiste na execução do ensaio aplicando-se uma carga de 0,3kg (300gf) – por 15 segundos – com espaçamento entre as impressões de $0,5 \times 10^{-3} \text{m}$ (0,5 mm) no MS e $0,25 \times 10^{-3} \text{m}$ (0,25mm) na ZTA e no MB. Em cada espécime foram realizadas medidas de dureza Vickers (HV) ao longo de 6 linhas, conforme ilustra a Figura 24. Esta primeira metodologia foi empregada a fim de se conhecer o gradiente de dureza ao longo do revestimento (MS) e do substrato (ZTA e MB).

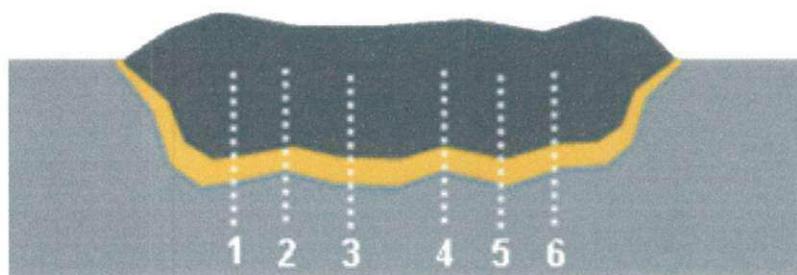


Figura 24: Espécime para ensaio de microdureza.

A segunda metodologia consistiu de medidas realizadas próximas à linha de fusão (do lado do MS), conforme a Figura 25. Para isso, usou-se uma carga de 0,1kg (100gf) por um tempo de 15 segundos, com espaçamento $250 \mu\text{m}$ entre impressões. Esta segunda metodologia foi empregada com a finalidade de identificar possíveis zonas de elevada dureza na interface revestimento/substrato.

O detalhe da Figura 25 apresenta o método pelo qual foi determinada a extensão da ZTA. Foram tomadas três medidas ao longo da seção de modo a se obter uma extensão de ZTA média.

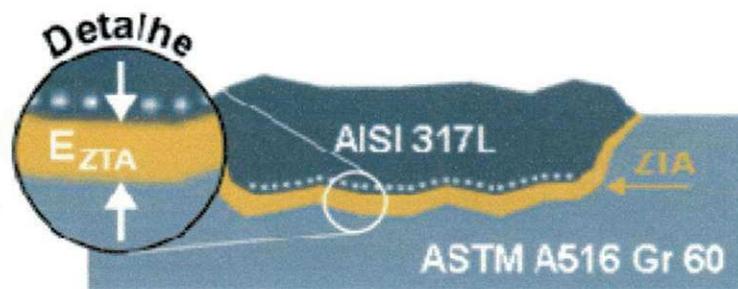


Figura 25: Disposição das impressões de microdureza ao longo da interface revestimento/substrato.

3.2.8 Ensaio de Impacto – Charpy

Os testes de ensaio Charpy foram conduzidos nas temperaturas de 300K (27°C) (temperatura ambiente) e 273K (0°C), totalizando 12 ensaios.

A Figura 26 apresenta a geometria e as dimensões do CP utilizado no ensaio de impacto Charpy. Neste ensaio utilizou-se um CP subspécime para que fosse possível localizar o entalhe na interface MS/substrato (Figura 27).

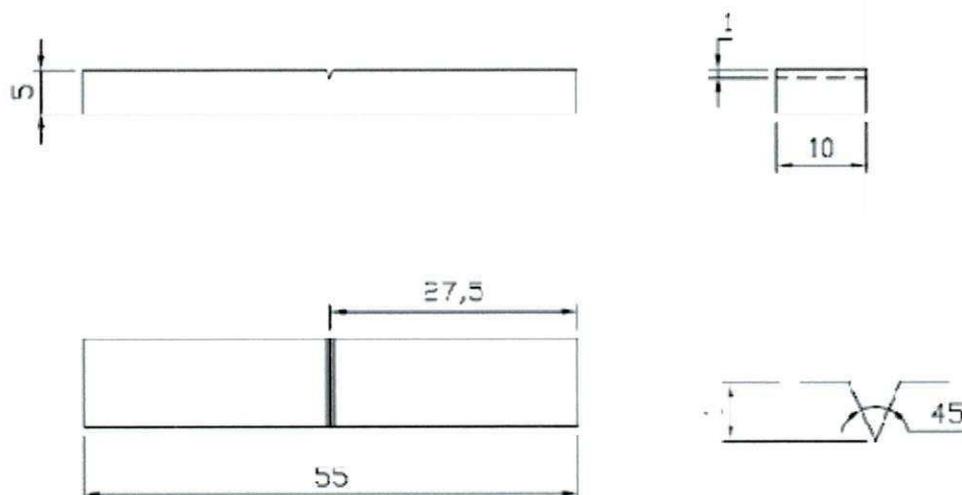


Figura 26: Dimensões do CP Charpy subspécime segundo a norma ASTM E 23-02a (2003). As dimensões estão 10^{-3} m.

O dimensionamento do CP subespécime e a realização do ensaio Charpy foram feitos de acordo com a norma ASTM E 23 – 02a (ASTM 2003). A Figura 28 apresenta a máquina utilizada para a realização deste ensaio.

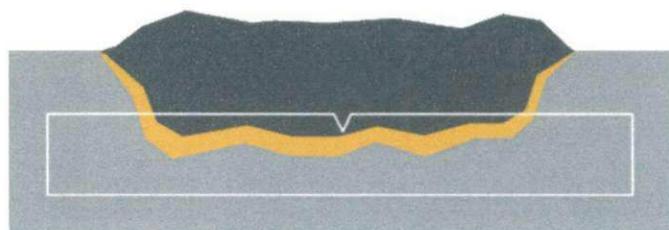


Figura 27: Localização do entalhe do CP Charpy no revestimento.

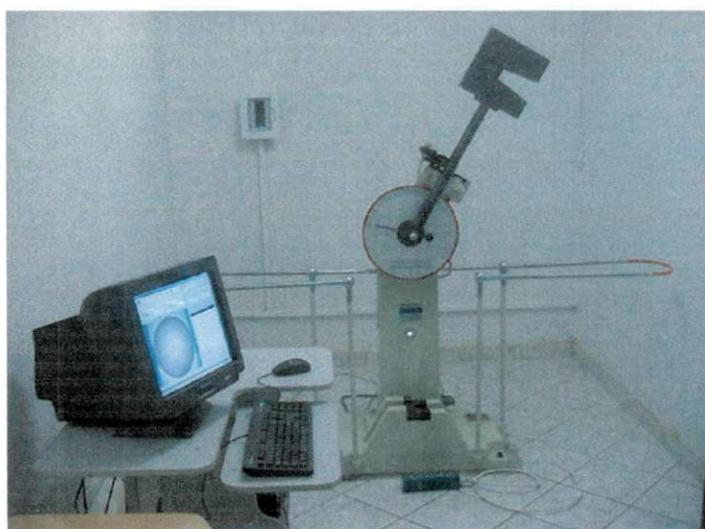


Figura 28: Máquina para ensaio de impacto Charpy.

Para as análises dos resultados dos ensaios de impacto, considerou-se a energia *específica* Charpy, já que todos os CPs Charpy não romperam totalmente (Figura 29) e para que fosse possível comparar com mais segurança os resultados obtidos com outros valores da literatura. Esta energia específica Charpy foi definida como sendo a energia Charpy, registrada na máquina de ensaio, dividida apenas pela área que fraturou.

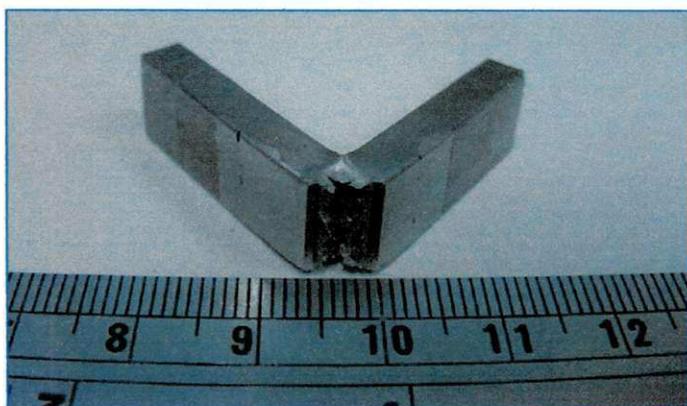


Figura 29: CP Charpy sem romper totalmente.

4 RESULTADOS

4.1 Microscopia Ótica do Substrato

A Figura 30 apresenta a microestrutura do aço ASTM A516 Gr 60 em estudo. As Figura 30a e 30c mostram as microestruturas da seção transversal da chapa de aço em aumentos de 100x e 200x, respectivamente. De maneira análoga, as Figura 30b e 30d dispõem das microestruturas da seção longitudinal da mesma chapa em aumentos de 100x e 200x, respectivamente.

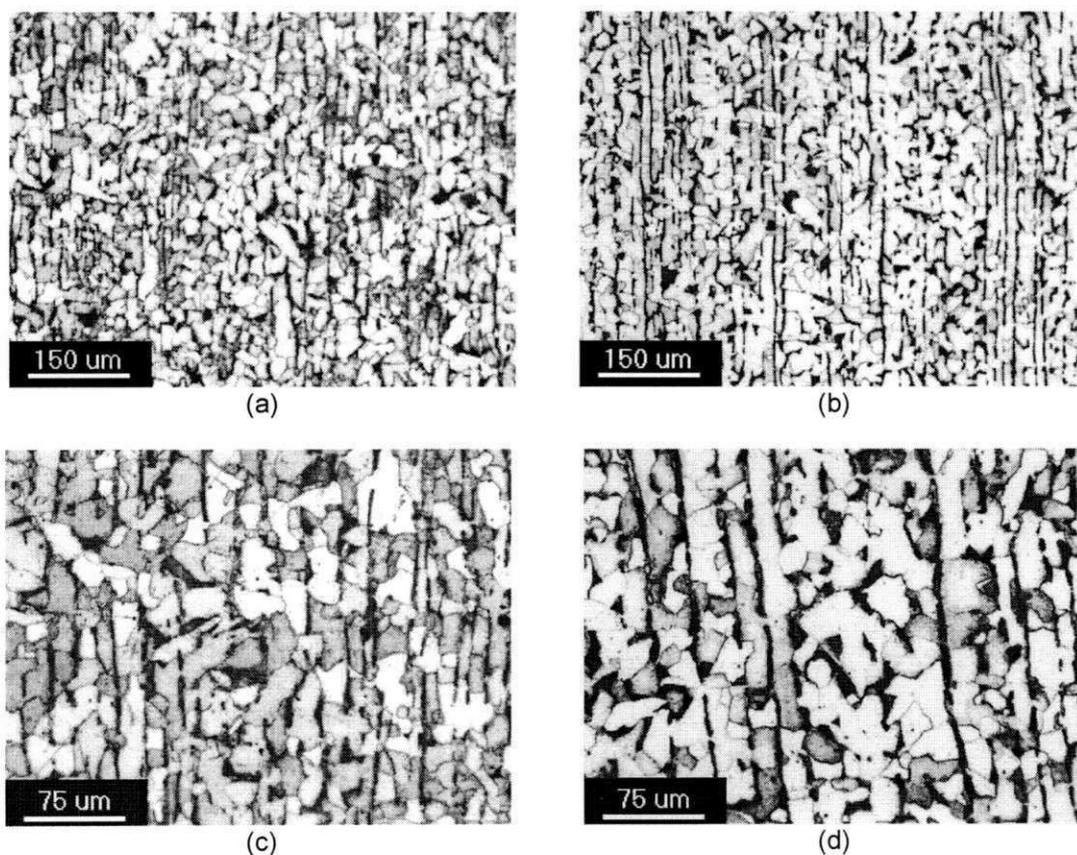


Figura 30: Microestrutura do substrato. (a) sentido transversal, 100x (b) sentido longitudinal, 100x (c) sentido transversal, 200x (d) sentido longitudinal., 200x. Ataque: nital (1,5%).

Após extensivas observações em microscópio ótico e a partir da Figura 30, identificou-se que o sentido da laminação está orientado segundo a seção longitudinal (Figura 30b e 30d) da chapa, Figura 31.

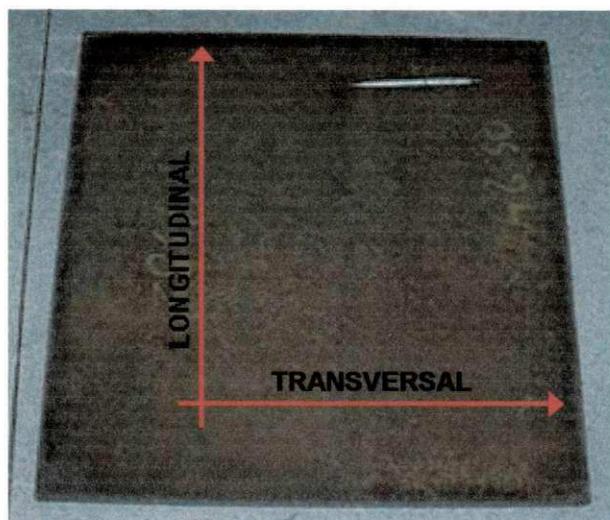


Figura 31: Chapa de aço ASTM A516 Gr 60 com os sentidos longitudinal e transversal identificados.

Não se observou mudanças microestruturais significativas nas seções transversal e longitudinal. Isto pode levar a pouca ou nenhuma mudança nos resultados dos ensaios mecânicos com corpos de prova de diferentes orientações (transversal ou longitudinal).

4.2 Ensaio de Tração para o Substrato

A Figura 32 mostra a curva típica de tensão-deformação obtida nos ensaios de tração. Os resultados alcançados nestes ensaios estão contidos na Tabela 8. Nesta tabela estão os valores obtidos para a tensão limite de escoamento, tensão máxima e para o alongamento, com suas respectivas médias.

Analisando-se os valores encontrados, nota-se que não houve variação significativa da tensão de escoamento com a orientação do corpo de prova

(transversal ou longitudinal). Da mesma forma aconteceu com a tensão máxima e o alongamento. Estes resultados estão coerentes com as microestruturas encontradas tanto para o sentido longitudinal quanto para o transversal, onde não se observou mudanças significativas na morfologia da microestrutura (Figura 30).

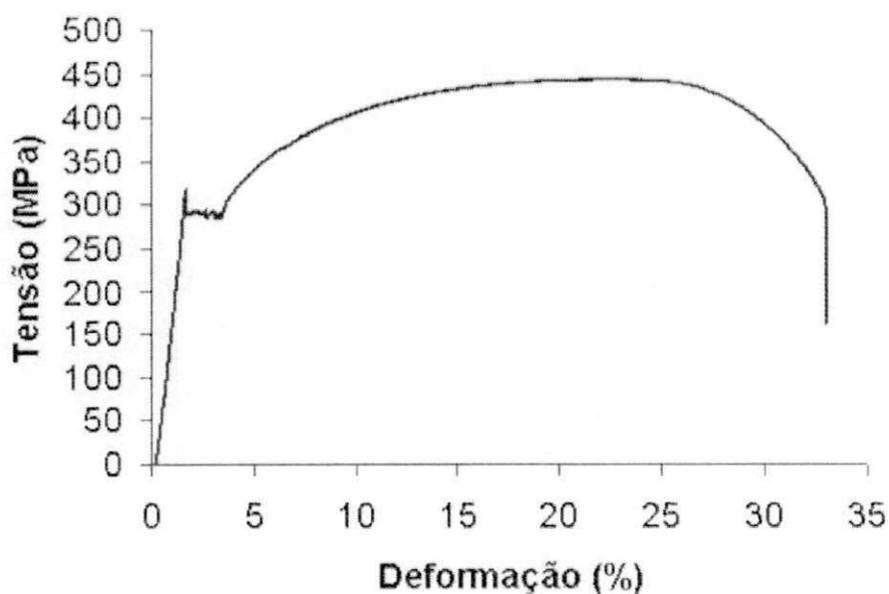


Figura 32: Curva tensão vs. deformação obtida a partir do ensaio de tração.

Tabela 8 : Resultado dos ensaios de tração para CP de aço ASTM A516 Gr 60.

Orientação do CP	CP	Limite de escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)	Alongamento (%)
Longitudinal	L1	290,0	442,6	13,04
	L2	295,0	444,4	13,45
	L3	285,0	438,2	13,09
	Média _L	290,0	441,7	13,20
	Desvio _L	5,0	3,2	0,22
Transversal	T1	290,0	440,1	12,43
	T2	300,0	451,0	13,20
	T3	295,0	447,0	12,53
	Média _T	295,0	446,0	12,72
	Desvio _T	5,0	5,5	0,42

4.3 Revestimentos Aplicados pelo Processo MIG com Duplo Arame (MIG-RDA)

4.3.1 Metalografia

Após a aplicação dos revestimentos, realizou-se primeiramente a macroscopia ótica das seções transversais dos CPs revestidos. A Figura 33 apresenta as macrografias dos CPs representando as quatro condições de soldagem do processo MIG-RDA. A Figura 33b indica as principais regiões, isto é, o revestimento (MS) e o substrato (ZTA e MB).

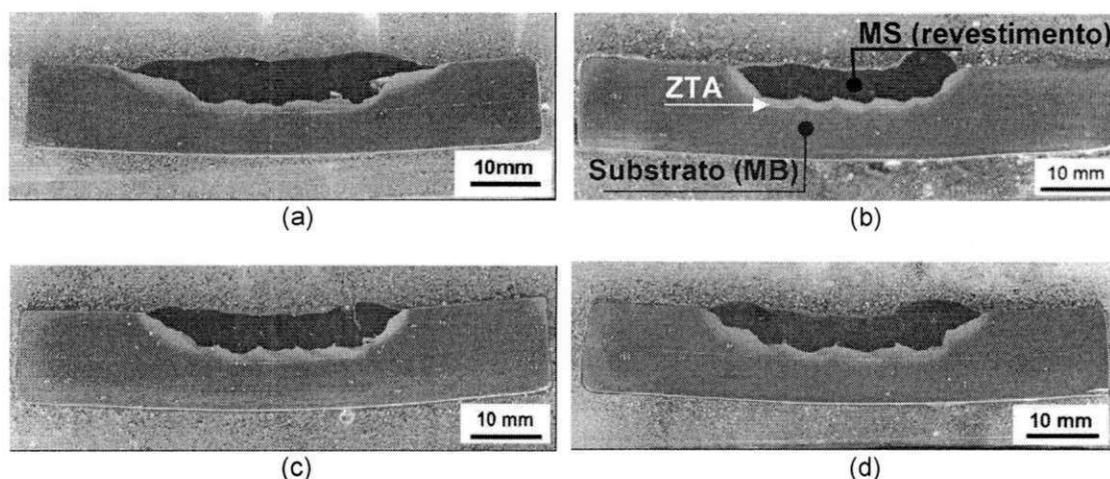


Figura 33: Macrografia dos CPs revestidos pelo processo MIG-RDA. (a) CP1-RDA, (b) CP2-RDA, (c) CP3-RDA e (d) CP4-RDA. Ataque: nital (1,5%).

Apesar dos revestimentos obtidos pelo processo MIG-RDA apresentarem uma boa qualidade, os mesmos não ficaram isentos defeitos de soldagem. A Figura 34 apresenta a localização destes defeitos no revestimento, que ocorreram com frequência entre os cordões de solda.

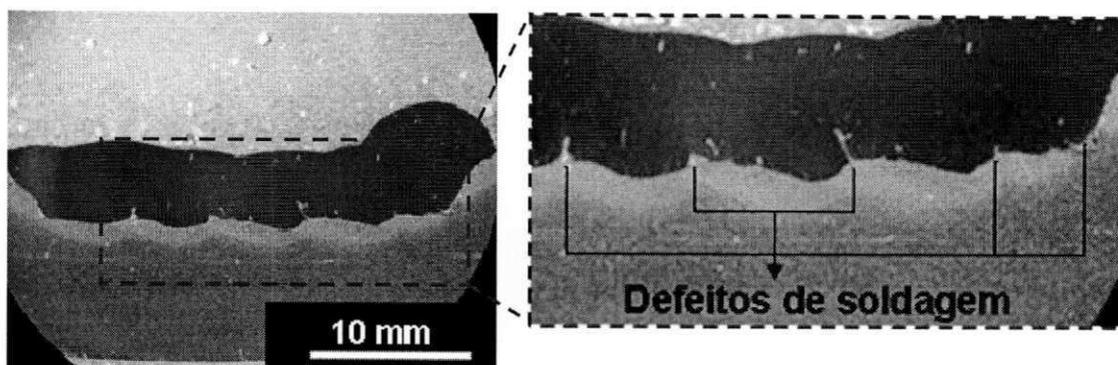


Figura 34 : Defeitos de soldagem presentes na interface MS/substrato. Ampliação: 8x. Ataque: nital (1,5%).

A Tabela 9 apresenta o número de defeitos de soldagem, detectados a partir das seções transversais, para cada condição de soldagem do processo MIG-RDA. Verifica-se que para menores energias de soldagem (CP2-RDA e CP3-RDA) o número de defeitos de soldagem foi um pouco maior.

Tabela 9: Número de defeitos de soldagem para cada condição de soldagem com o processo MIG-RDA.

	CP1-RDA	CP2-RDA	CP3-RDA	CP4-RDA
Nº de defeitos	3	7	5	4

A partir das macrografias, a extensão da ZTA também foi determinada, conforme mostra o detalhe da Figura 25. O gráfico da Figura 35 apresenta o efeito da energia de soldagem na extensão da ZTA. Verifica-se, portanto, que para um aumento de 360kJ/m na energia de soldagem média, a extensão média da ZTA aumentou de $0,5 \times 10^{-3} \text{m}$ (0,5mm). Mais adiante estes resultados serão relacionados com aqueles obtidos dos ensaios de tenacidade ao impacto (Charpy).

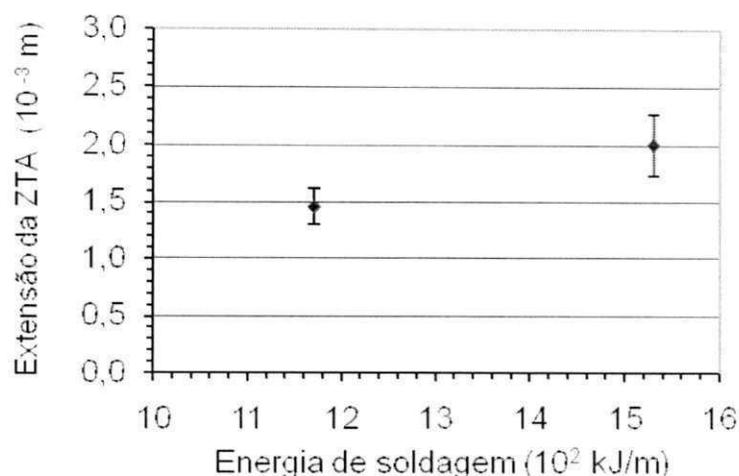


Figura 35: Efeito da energia de soldagem na extensão da ZTA.

A Figura 36 mostra a influência da energia de soldagem na diluição resultante do processo de soldagem MIG-RDA. Nota-se que, para um aumento de 360kJ/m na energia de soldagem, houve um aumento de aproximadamente 5,6% na diluição.

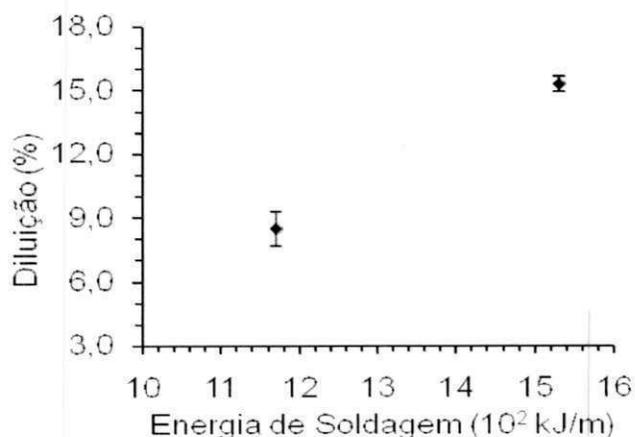


Figura 36: Influência da energia de soldagem na diluição.

Já na Figura 37 pode ser verificada a influência da corrente e da velocidade de soldagem na diluição. Verifica-se que para uma corrente de 170A e uma velocidade de $8,67 \times 10^{-3}$ m/s é possível obter uma diluição aproximada daquela obtida para a corrente de 130A e velocidade de $6,67 \times 10^{-3}$ m/s.

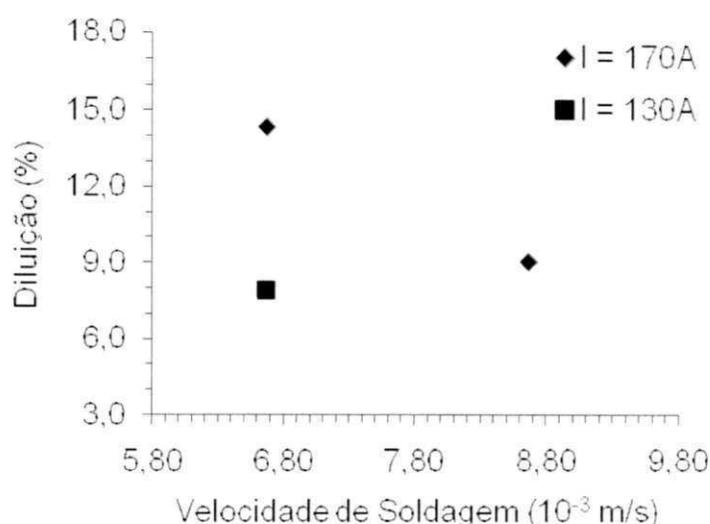


Figura 37: Influência da velocidade e da corrente de soldagem na diluição.

A Tabela 10 expõe os valores dos parâmetros de soldagem e a influência dos mesmos na diluição resultante do processo de soldagem MIG-RDA. Observa-se que os menores valores de diluição foram obtidos para energias de soldagem mais baixas. Quanto maior for a diluição, maior será a participação de ferro e carbono no metal de solda.

Assim, uma diluição reduzida é sempre desejada, pois além de minimizar a formação de microestruturas de alta temperabilidade e susceptíveis a ataque corrosivo, também contribui para evitar trincas de solidificação no MS (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; KEJELIN, 2008).

Rowe *et al.* (1999) melhoraram a resistência a trincas em revestimentos (para proteção contra corrosão) de aço inoxidável austenítico AISI 308 quando reduziram o nível de diluição de 40 pra 30%.

Tabela 10: Efeito dos parâmetros de soldagem na diluição.

Ensaio	I (A)	Vs (m/s)	Energia(kJ/m)	Posição	Diluição (%)
CP1-RDA	170	$6,67 \times 10^{-3}$	1530	LL	13,88
CP2-RDA	130	$6,67 \times 10^{-3}$	1170	Tandem	7,90
CP3-RDA	170	$8,67 \times 10^{-3}$	1170	Tandem	9,02
CP4-RDA	170	$6,67 \times 10^{-3}$	1530	Tandem	14,35

Em relação à interface MS/sustrato, algumas características metalúrgicas foram observadas. Para ambos os níveis de energia de soldagem ocorreu a formação de regiões peculiares – de modo localizado – tais como “praias”, “penínsulas” e “ilhas”, com diferentes formas, tamanhos e aparências, embora para $H=1530\text{kJ/m}$ estas regiões tenham ocorrido com mais frequência.

As Figura 38a e 38b mostram a presença de uma “praia”, uma estreita faixa de aproximadamente $34\ \mu\text{m}$ ao longo da linha de fusão (interface), do lado do metal de solda. Na Figura 38b alterou-se o foco, no microscópio, a fim de destacar esta estreita faixa que se forma ao longo da interface. Nota-se, a partir da Figura 38a, que a dureza nesta zona chegou ao valor de $373,8\text{HV}$.

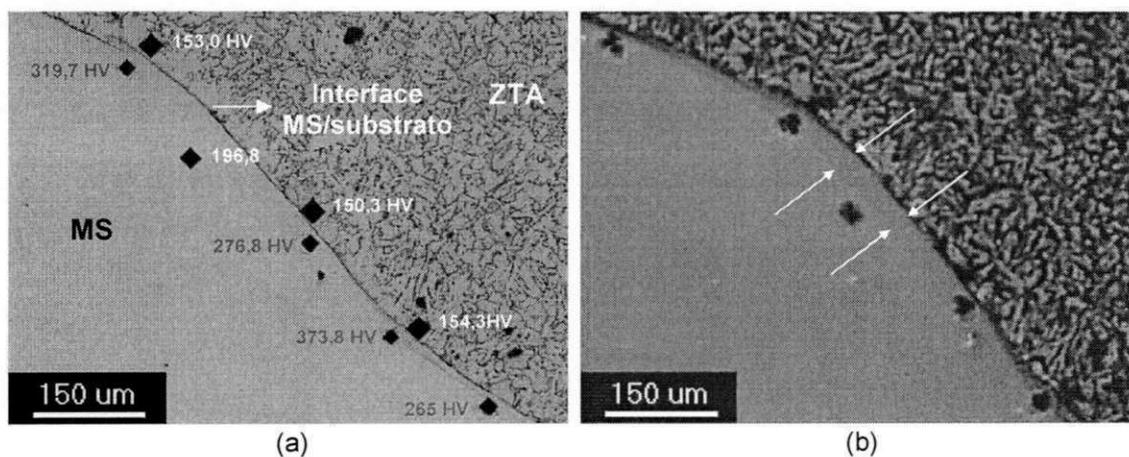


Figura 38: Morfologia “praia” (a) medidas de dureza confirmando a presença desta morfologia e (b) a mesma imagem com o foco alterado dando ênfase à estreita faixa de dureza elevada. Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%), por 20s.

Foi constatada também a presença de “ilhas” próximas à linha de fusão dos revestimentos, apesar das mesmas serem de pequenas proporções. E, na Figura 39 a seta indica uma “ilha” com pequenas proporções. Além de pequenas, as “ilhas” foram mais escassas do que as outras morfologias, neste trabalho.

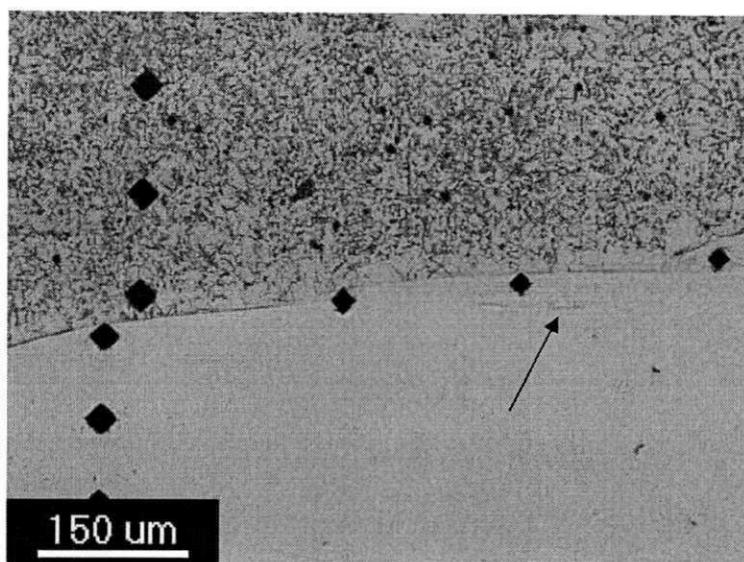


Figura 39: "Ilha" de pequenas dimensões. Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%) por 20s.

A Figura 40 exibe a morfologia típica das "penínsulas" encontradas neste trabalho.

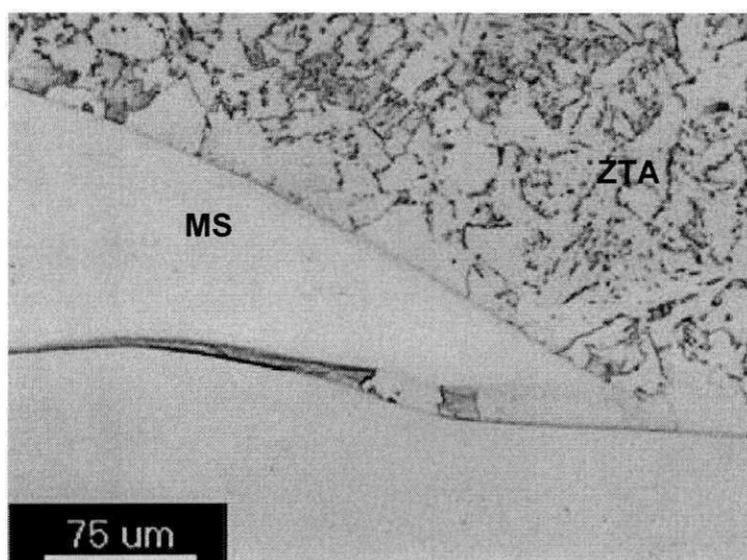


Figura 40: "Península". Ampliação: 200x. Ataque: nital (1,5%), por 20s.

Estas regiões são similares àquelas encontradas por Doody (1992) e merecem uma atenção especial, pois dentro das "praias" ou nos contornos das

“penínsulas” e “ilhas” podem ocorrer zonas de dureza elevada apresentando níveis de dureza acima de 300HV. Devido estas zonas serem constituídas de martensita, precipitados ou intermetálicos, ou ainda uma mistura de ambos, as mesmas são susceptíveis a corrosão por *pitting* localizada e fragilização por hidrogênio (LUNDIN, 1982; OMAR, 1998).

Após a análise através de metalografia com um reagente químico Nital (1,5%) por 20s, utilizou-se este mesmo reagente, porém com um tempo de ataque de 180s (3 min). Daí, verificou-se que houve zonas de dureza elevada que não foram sensíveis ao ataque, conforme mostra a Figura 41.

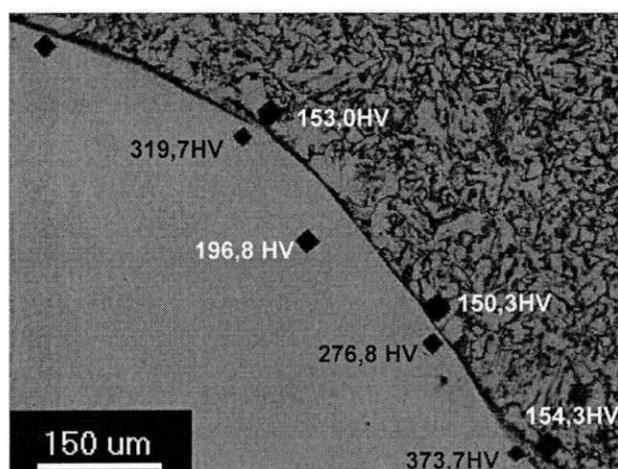


Figura 41: Zona de elevada dureza adjacente à linha de fusão. Ampliação: 100x. Ataque: nital (%1,5) por 3 min.

Entretanto, outras zonas de elevada dureza foram sensíveis ao ataque do nital (1,5%) – por 3 minutos – e, conseqüentemente, revelaram suas microestruturas (Figura 42). Nota-se, da Figura 42b, a existência de uma zona de dureza elevada de aproximadamente 48 μ m de largura.

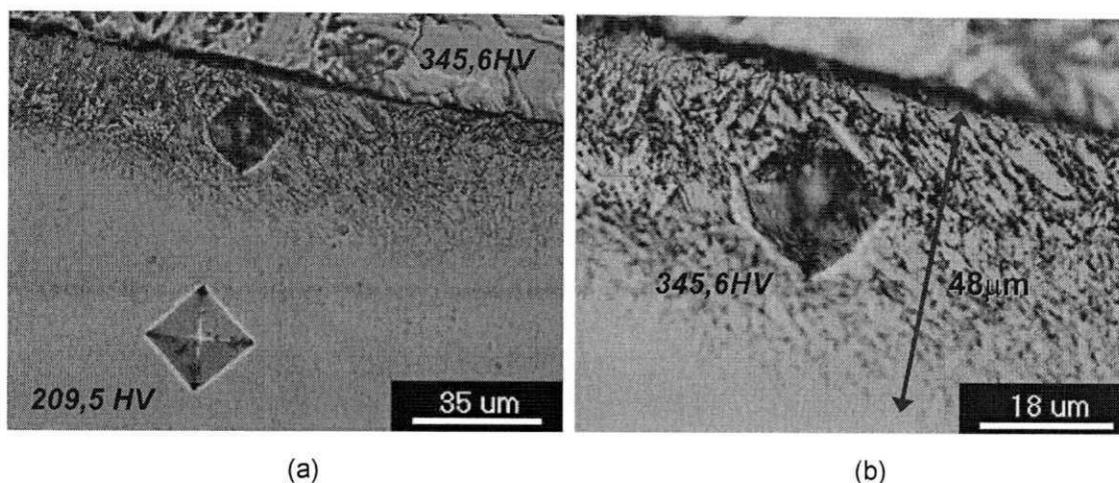


Figura 42: Microestrutura de uma zona de elevada dureza. (a) Microestrutura com ampliação de 500x e (b) a mesma microestrutura com ampliação 1000x. Ataque: nital (1,5%), por 3 min.

Alguns autores afirmam que estas zonas apresentam uma estrutura martensítica (WANG *et al.*, 1993). No entanto, parece existir dois tipos de zonas de dureza elevada. Conforme pode ser verificado nas Figura 41 e Figura 42, a primeira não foi sensível ao ataque, já a segunda teve sua microestrutura revelada. O certo é que ambas apresentam valores de dureza acima de 300HV. Como estas zonas de dureza elevada são pontos susceptíveis à corrosão por *pitting* localizada, fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão, é necessário – se possível – alterar outros parâmetros de soldagem a fim de minimizar a ocorrência destas zonas.

Segundo a literatura, parâmetros tais como, temperatura de pré-aquecimento, espessura da chapa e composição química do consumível de soldagem são os que têm maior influência na formação de zonas de elevada dureza (OMAR, 1998).

4.3.2 Microdureza

Os ensaios de microdureza com uma carga de 0,3kg, por 15s, foram realizados, e a Figura 43a mostra o gradiente de dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB, para a condição 1 (CP1-RDA) do processo MIG-RDA, onde a energia de soldagem foi igual a 1530kJ/m. Verifica-se que o MS apresentou um nível de dureza mais elevado. Já a ZTA apresentou uma dureza um pouco

superior àquela do MB. A Figura 43b apresenta as durezas médias no MS, ZTA-GG e na ZTA-GF para o CP1-RDA.

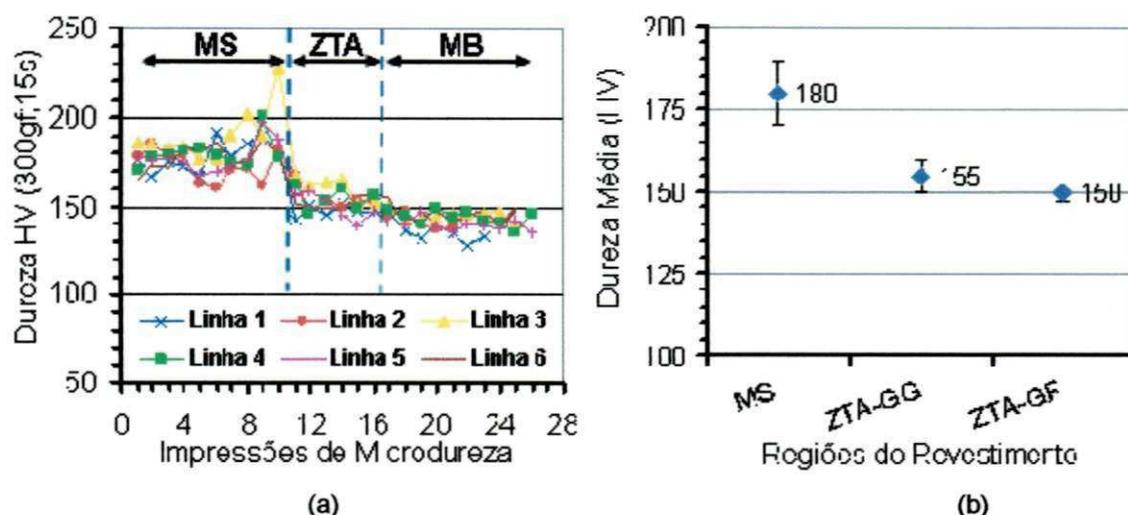


Figura 43: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP1-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.

Um comportamento semelhante foi observado para as outras condições de soldagem com o processo MIG-RDA, conforme pode ser observado nas Figuras 44, 45 e 46.

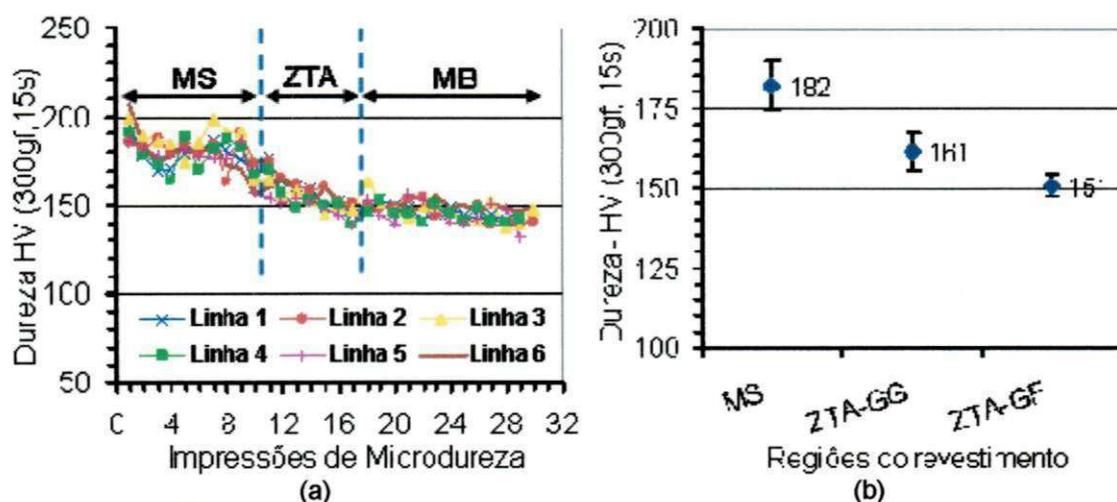


Figura 44: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP2-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.

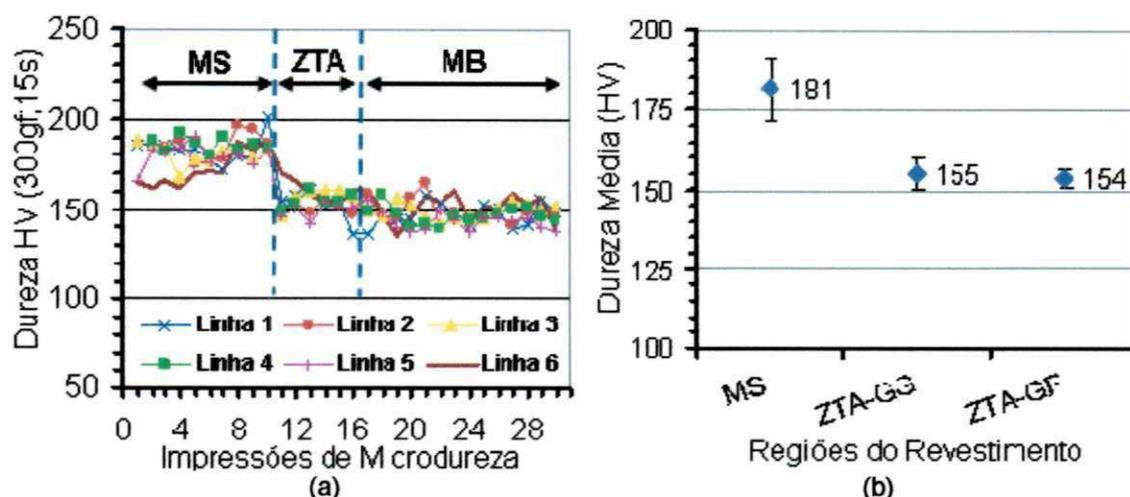


Figura 45: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP3-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.

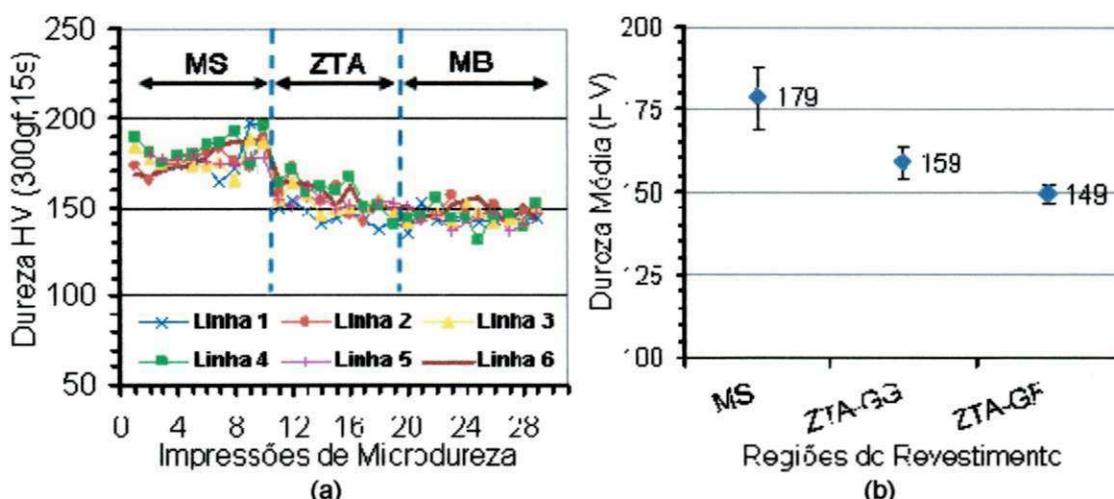


Figura 46: Dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB para o CP4-RDA. (a) Perfis de microdureza ao longo de linhas verticais e (b) a dureza média no MS, ZTA-GG e ZTA-GF.

Nota-se, portanto, que não houve variações significativas nos gradientes de dureza para as condições de soldagem estabelecidas para o processo MIG-RDA, de acordo com a metodologia de linhas verticais de impressões de microdureza (Figura 24). Também não houve variações significativas nas durezas médias das regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF. Na Tabela 11 encontra-se o resumo das durezas médias nestas regiões para todas as condições de soldagem do processo MIG-RDA.

O MB apresentou uma dureza média de $145,0 \pm 4,0$ HV. Assim, confirma-se que o posicionamento dos eletrodos (LL ou Tandem), para uma

mesma energia de soldagem (1530kJ/m), durante as soldagens com o processo MIG-RDA, não influenciou significativamente nas durezas das regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF.

Tabela 11: Resumo das durezas médias nas regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para os CPs revestidos pelo processo MIG-RDA.

	CP1-RDA 1530kJ/m; 170A; LL; 6.67x10 ⁻³ m/s;	CP2-RDA 1170kJ/m; 130A; 6.67x10 ⁻³ m/s; Tandem	CP3-RDA 1170kJ/m; 170A; 8.67x10 ⁻³ m/s; Tandem	CP4-RDA 1530kJ/m; 170A; 6.67x10 ⁻³ m/s; Tandem
MS	180±9 HV	182±8 HV	181±7 HV	179±7 HV
ZTA-GG	155±5 HV	161±6 HV	155±5 HV	159±5 HV
ZTA-GF	150±3 HV	151±3 HV	154±5 HV	149±6 HV

Embora não tenha sido uma variação significativa, os valores de dureza da ZTA-GG sempre foram um pouco maiores do que aqueles para a ZTA-GF. Segundo a literatura, energias de soldagem mais reduzidas resultam em taxas de resfriamento mais altas e, conseqüentemente, uma dureza mais elevada na ZTA de aços ferríticos (BARNHOUSE e LIPPOLD, 1998; KEJELIN *et al.*, 2008).

Entretanto, neste trabalho, quando se reduziu a energia de soldagem de 1530kJ/m (CP1-RDA e CP4-RDA) para 1170kJ/m (CP2-RDA e CP3-RDA) não foram observadas durezas maiores na ZTA dos CPs soldados com energias de soldagem menores. No entanto, deve ser lembrado que a espessura do metal de base também influencia na taxa de resfriamento.

Kejelin *et al.* (2008) obtiveram, para uma aço 1,15%Mn, um aumento de 20HV na dureza da ZTA-GG quando eles aumentaram a energia de soldagem de 1100 para 1500kJ/m. Porém, a espessura do tubo foi de 0,02m (20mm).

No corrente trabalho a espessura do substrato foi de 0,0127m (12,7mm) e, após a usinagem do canal no centro do corpo de prova, a nova espessura da placa passou a ser 0,0087m (8,7mm). Figura 15b. Este fato pode explicar a pequena variação na taxa de resfriamento e, conseqüentemente, nos níveis de dureza da ZTA.

O ensaio de microdureza também foi conduzido com uma carga de 0,1kg, por 15s, com medidas ao longo da interface MS/substrato, pelo lado do MS. A partir da Figura 47 pode-se observar graficamente o resultado deste ensaio para condição CP1-RDA (1530kJ/m). Já a Figura 48 apresenta o resultado para a condição CP4-RDA que possui o mesmo nível de energia de soldagem, 1530kJ/m, diferenciando apenas no posicionamento dos eletrodos.

A Tabela 12 contém os resultados obtidos para estas condições, analisados por níveis de dureza (200, 250, 300, 350 e 400HV). Verifica-se que, para esta energia de soldagem 1530kJ/m, 74,04% (CP1-RDA) e 59,57% (CP4-RDA) das medidas de microdureza apresentaram valores de dureza acima do limite (250HV) estabelecido pela NACE (“National Association of Corrosion Engineers”) para metais de base de aço carbono e inoxidáveis, e metais de solda empregados em meios úmidos sulfurosos (OMAR, 1998).

Outra maneira de avaliar estes resultados é comparar a média de todas as medidas com o limite estabelecido pela NACE (250HV). O valor médio das medidas foi $287,57 \pm 49,81$ HV (CP1-RDA) e $275,56 \pm 53,88$ HV (CP4-RDA). Estes valores médios também podem ser analisados através das Figuras 47 e 48.

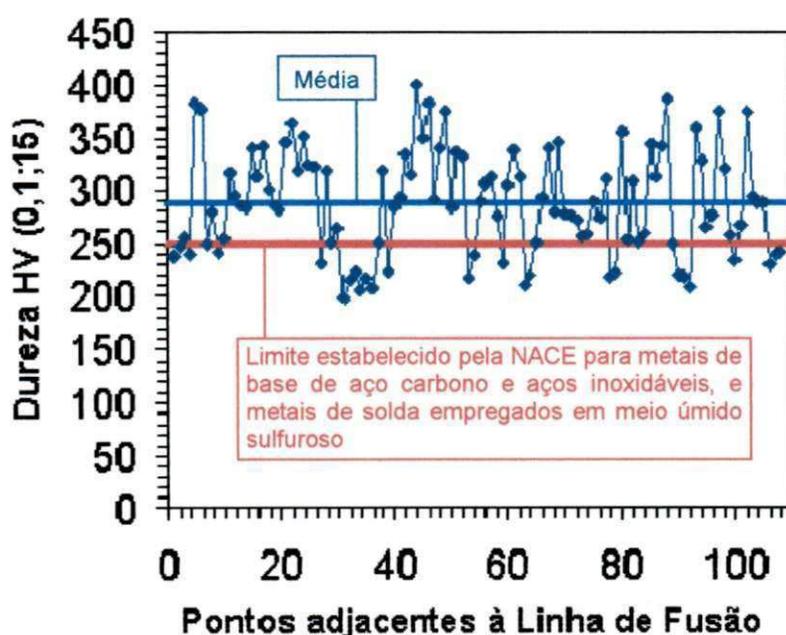


Figura 47: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP1-RDA (1530kJ/m).

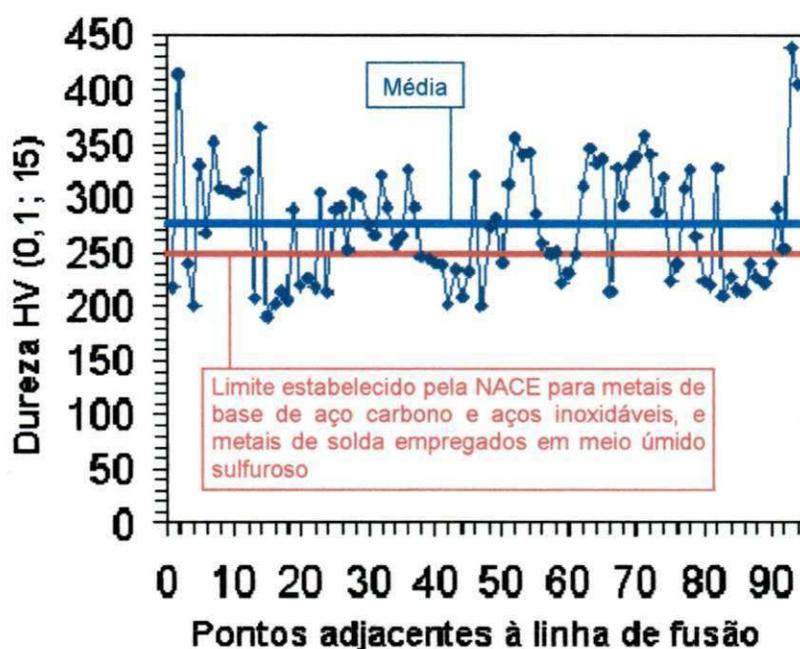


Figura 48: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP4-RDA (1530kJ/m).

Tabela 12: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para a energia de 1530kJ/m (CP1-RDA e CP4-RDA).

Nível de dureza	Impressões adjacentes à de linha de fusão – LF			
	H = 1530kJ/m CP1-RDA		H = 1530kJ/m CP4-RDA	
	Nº de impressões	Percentual	Nº de impressões	Percentual
Dureza acima de 200HV	107	99,07%	94	100,00%
Dureza acima de 250HV*	80	74,07%	56	59,57%
Dureza acima de 300HV	43	39,81%	34	36,17%
Dureza acima de 350HV	13	12,04%	7	7,45%
Dureza acima de 400HV	1	0,93%	3	3,19%
Total de impressões	108		94	

* Limite estabelecido pela NACE (OMAR, 2008).

Para a energia de soldagem de H = 1170kJ/m (CP2-RDA e CP3-RDA), Figura 49 e Figura 50, o percentual de medidas acima do limite (250HV) da NACE foi menor quando comparado com a H = 1530kJ/m, ou seja, 43,37% (CP2-RDA) e 42,70% (CP3-RDA) em comparação com 74,04% (CP1-RDA) e 59,57% (CP4-RDA). Esta mesma análise pode ser feita para os outros níveis de dureza (300, 350 e 400HV) a partir d

Tabela 13.

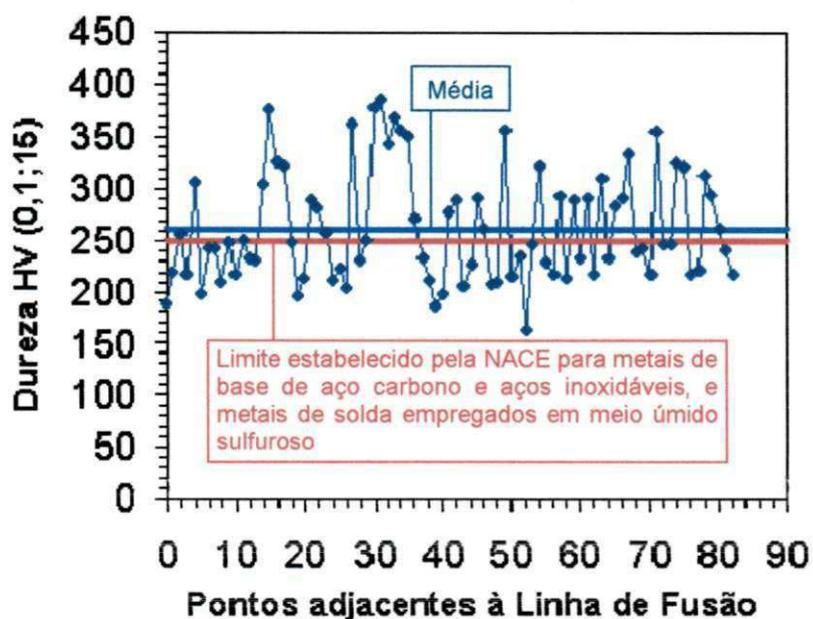


Figura 49: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP2-RDA (1170kJ/m).

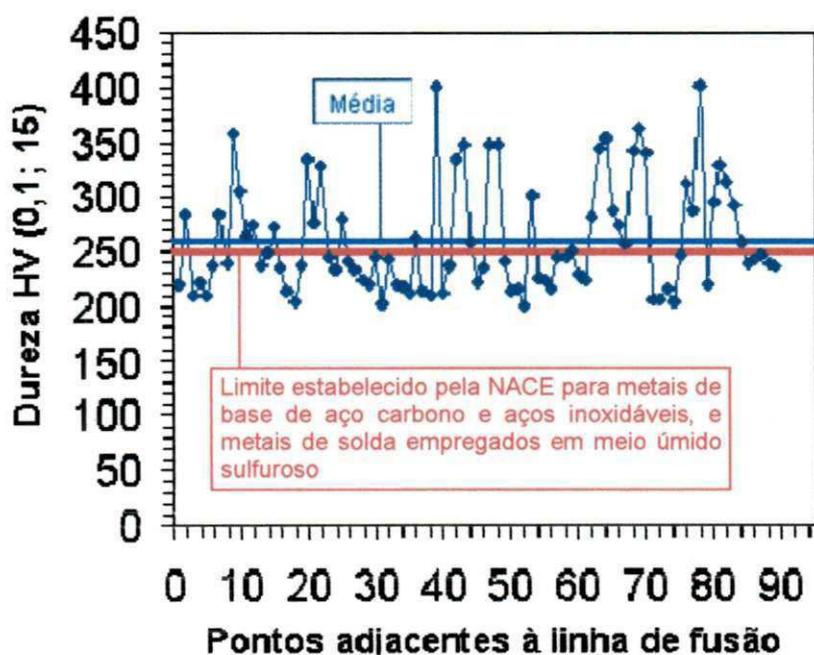


Figura 50: Gradiente da dureza ao longo da interface MS/substrato para CP3-RDA (1170kJ/m).

Tabela 13: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para uma energia de 1170kJ/m (CP2-RDA e CP3-RDA).

Impressões adjacentes à de linha de fusão – LF				
Nível de dureza	H = 1170kJ/m CP2-RDA		H = 1170kJ/m CP3-RDA	
	Nº de impressões	Percentual	Nº de impressões	Percentual
Dureza acima de 200HV	77	92,77%	89	100,00%
Dureza acima de 250HV	27	43,37%	38	42,70%
Dureza acima de 300HV	20	24,10%	19	21,35%
Dureza acima de 350HV	8	9,64%	5	5,62%
Dureza acima de 400HV	0	0,00%	2	2,25%
Total de impressões	83		89	

Verifica-se, a partir das Figuras 47, 48, 49, 50 e da Tabela 14 que o nível de dureza na interface MS/substrato foi menor para a energia de soldagem menor (CP2-RDA e CP3-RDA). Este resultado está coerente com aqueles obtidos para a diluição, já que esta energia de 1170kJ/m proporcionou valores menores para a diluição e, conseqüentemente, reduzindo a quantidade de zonas de dureza elevada.

Este aumento no nível de dureza (principalmente acima de 300HV) é um indicativo de que houve um aumento na formação de zonas de elevada dureza ao longo da interface MS/substrato, quando a energia de soldagem foi incrementada de 360kJ/m. Embora nenhum método quantitativo tenha sido apresentado, Kejelin *et al.* (2008) também concluíram que para uma energia de soldagem mais elevada, maior será a formação de zonas de dureza elevada. Assim, a metodologia adotada neste trabalho torna-se uma alternativa para quantificar indiretamente – através de microdureza – a formação de zonas de elevada dureza em interfaces MS/substrato.

Tabela 14: Nível médio de dureza nas interfaces MS/substrato para o processo MIG-RDA

	CP1-RDA 1530kJ/m; 170A; LL; $6,67 \times 10^{-3}$ m/s;	CP2-RDA 1170kJ/m; 130A; $6,67 \times 10^{-3}$ m/s; Tandem	CP3-RDA 1170kJ/m; 170A; $8,67 \times 10^{-3}$ m/s; Tandem	CP4-RDA 1530kJ/m; 170A; $6,67 \times 10^{-3}$ m/s; Tandem
Média (HV)	287,6	261,7	260,3	275,6
Desvio (HV)	48,8	53,3	49,8	53,9

4.3.3 Tenacidade ao Impacto (Charpy)

Os CPs para o ensaio Charpy foram usinados com o entalhe localizado na interface substrato/MS, como pode ser observado nas Figura 51 e 52.

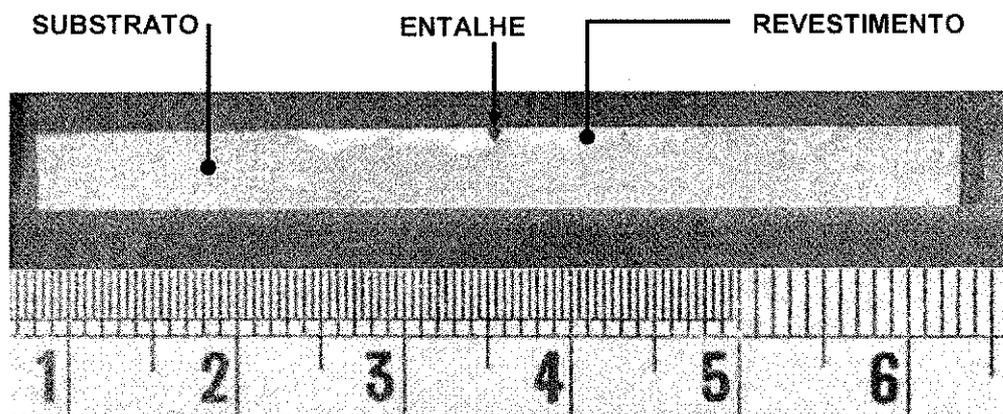


Figura 51: CP Charpy com entalhes localizados na interface substrato/MS.

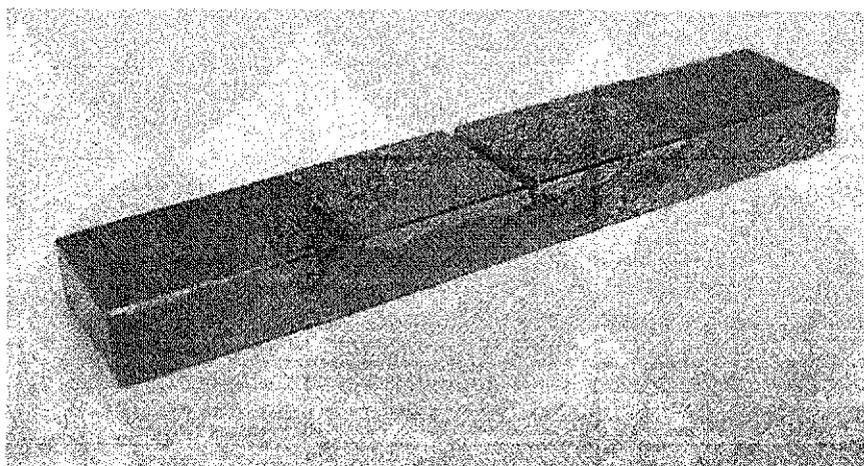


Figura 52: Corpo de prova Charpy em três dimensões.

A Figura 53 apresenta a influência da energia de soldagem sobre a energia específica Charpy, na temperatura ambiente (27°C). Já a Figura 54 apresenta a influência da energia de soldagem sobre a energia específica Charpy, na temperatura de 273K (0°C).

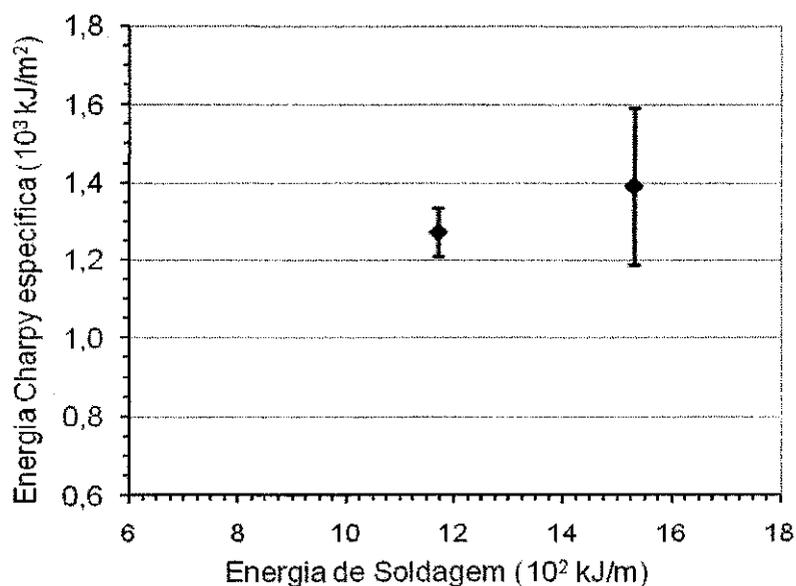


Figura 53: Energia específica Charpy para o ensaio à temperatura ambiente 300K (27°C).

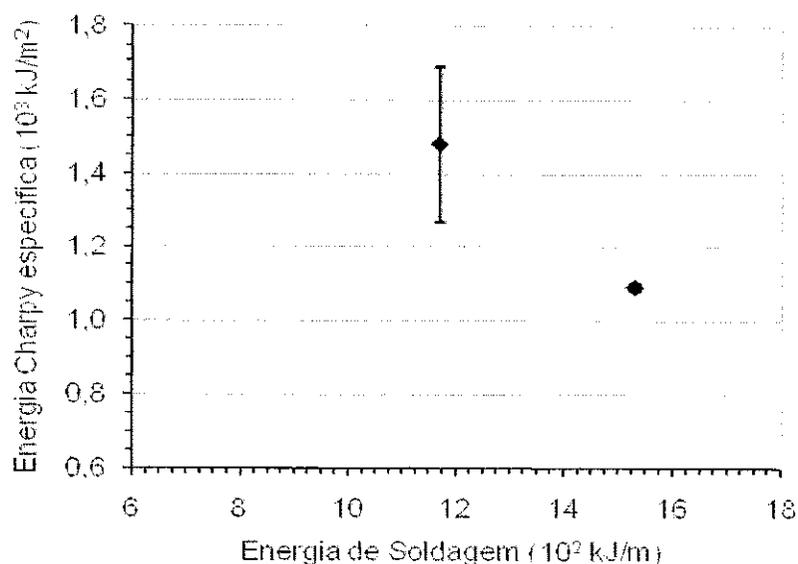


Figura 54: Energia específica Charpy para o ensaio realizado à 273K (0°C).

A Tabela 15 apresenta o resumo dos valores de energia Charpy específica para ambos os níveis de energia de soldagem e temperaturas de ensaio.

Tabela 15: Influência da energia de soldagem na energia Charpy específica

Temperatura	H=1170kJ/m		H=1530kJ/m	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
T=300K	1270kJ/m ²	± 60 kJ/m ²	1390 kJ/m ²	± 200 kJ/m ²
T=273K	1480kJ/m ²	± 210 kJ/m ²	1090 kJ/m ²	± 10 kJ/m ²

Analisando-se a Figura 53, e levando-se em conta os desvios (padrão), percebe-se que não houve influência significativa da energia de soldagem nos valores de tenacidade ao impacto, na temperatura de 300K (25°C). Por outro lado, pode ser observado na Figura 54 que a influência da energia de soldagem na tenacidade ao impacto, em T=273K (0°C), foi mais notável. Isto é, para um aumento de 360kJ/m na energia de soldagem, ocorreu uma redução de 390kJ/m² na energia Charpy específica média.

Da Tabela 15 pode ser observado que o maior valor de energia Charpy específica, no corrente trabalho, foi de 1690kJ/m^2 ($1480 + 210\text{kJ/m}^2$) em $T=273\text{K}$. Taban *et al.* (2008) alcançaram um valor de 1730kJ/m^2 utilizando corpo de prova Charpy padrão com entalhe na interface da solda resultante de uma soldagem dissimilar de um aço estrutural com 1,53%Mn com um aço inoxidável (em $T=273\text{K}$). Este valor de 1730kJ/m^2 é próximo daquele (1690kJ/m^2), embora no corrente trabalho tenha sido usado corpos de prova Charpy subespécimes.

Por outro lado, os resultados de tenacidade ao impacto podem ser relacionados com aqueles da extensão da ZTA. Observou-se que, para um aumento de $0,5 \times 10^{-3}\text{m}$ (0,5 mm) na extensão da ZTA média, ocorreu uma perda de 390kJ/m^2 na energia Charpy específica, em $T=273\text{K}$. Em geral, maiores extensões de ZTA estão associadas a grãos grosseiros maiores e, conseqüentemente, menores tenacidades ao impacto na interface substrato/MS (BARNHOUSE e LIPPOLD, 1998; TABAN *et al.*, 2008).

4.4 Revestimentos Aplicados pelo Processo MIG Manual com Adição de Arame Frio (MIG-MAF)

4.4.1 Metalografia

A Figura 55 apresenta as macrografias dos CPs revestido pelo processo MIG-MAF. Inicialmente, foram projetadas duas condições de soldagem para o processo MIG-MAF, isto é, duas velocidades de alimentação de arame frio (v_f), $40 \times 10^{-3}\text{ m/s}$ e $25 \times 10^{-3}\text{ m/s}$, sendo duas canaletas para cada velocidade v_f . No entanto, como pode ser verificado no Anexo B, não houve um controle rigoroso na energia de soldagem para cada canaleta. Logo, resolveu-se adotar cada canaleta (CP revestido) como sendo uma condição de soldagem do processo MIG-MAF. Assim, a Figura 55 apresenta as macrografias para as condições CP1-MAF, CP2-MAF, CP3-MAF e CP4-MAF.

Quanto à qualidade dos revestimentos obtidos pelo processo MIG-MAF, verificou-se que a mesma foi inferior àquela apresentada pelo processo MIG-RDA. Isto pode ser comprovado através da Figura 56. Além de existir defeitos de soldagem entre os cordões de solda, foi possível encontrar falta de fusão na parte inferior de certos cordões de solda (Figura 56 e 57), independente das condições de soldagem do processo MIG-MAF. Estes defeitos de soldagem servem como concentradores de tensão e reduzem a tenacidade do revestimento, podendo contribuir para o destacamento do cordão de solda (revestimento).

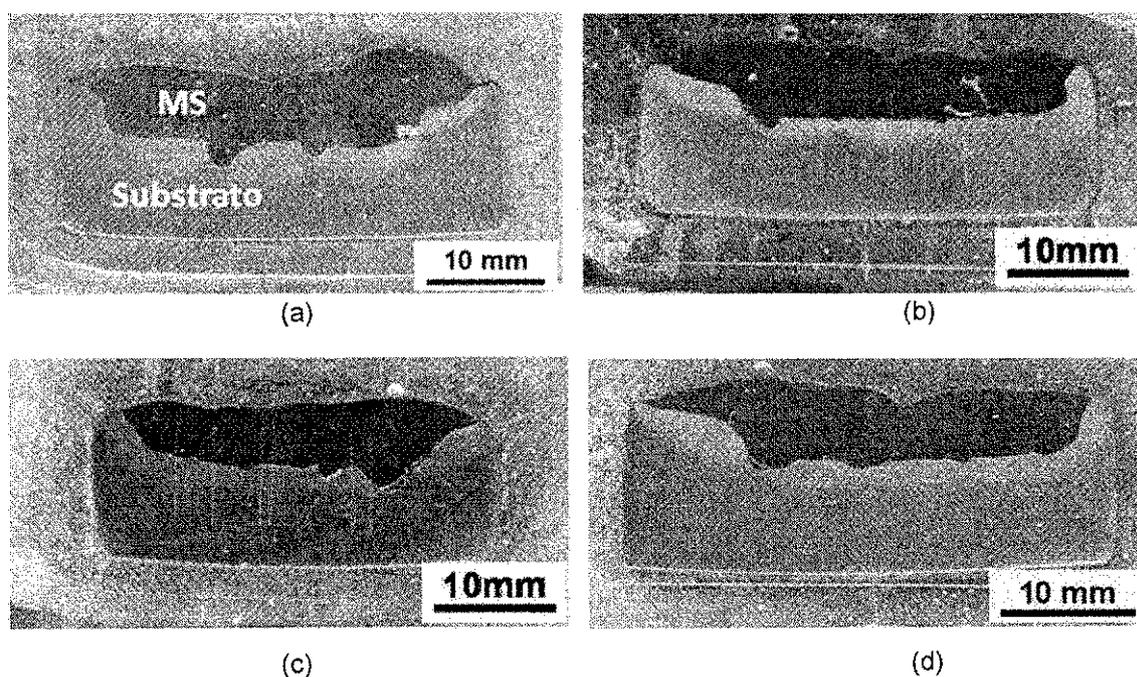


Figura 55: Macrografia dos CPs revestidos pelo processo MIG-MAF. (a) CP1- MAF, (b) CP2- MAF, (c) CP3- MAF e (d) CP4- MAF. Ataque: nital (1,5%). Ataque nital (1,5%).

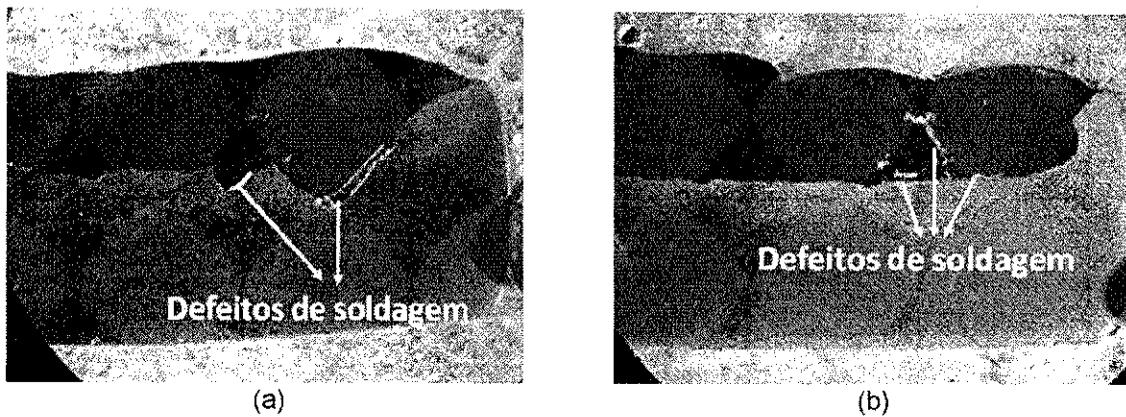


Figura 56: Defeitos de soldagem para o processo MIG-MAF. Ampliação: 8x. Ataque nital (1,5%).

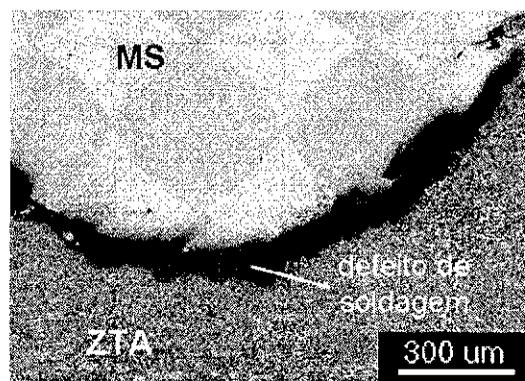


Figura 57: Micrografia de uma falta de fusão na parte inferior do cordão de solda. Ampliação: 50x. Ataque: nital (1,5%).

A Tabela 16 expõe os valores de diluição para cada condição de soldagem do processo MIG-MAF. Verifica-se que não houve uma relação clara dos valores de diluição com a v_f ou com a energia de soldagem média. No entanto, as condições que apresentaram os maiores valores de diluição (CP1-MAF e CP3-MAF) foram aquelas que mostraram maiores descontinuidades na interface MS/substrato. Isto é, nota-se a partir da Figura 55a (CP1-MAF) e da Figura 55c (CP3-MAF) que houve variações bruscas na interface, onde o MS penetrou o substrato abruptamente, justificando os valores mais elevados de diluição. Este fenômeno pode estar associado a problemas de “stickout” durante o processo de soldagem, ou seja, variações na distância entre a ponta do

eletrodo e a superfície do substrato devido o processo MIG-MAF ter sido manual. Já os CPs obtidos pelo processo MIG-RDA apresentaram uma regularidade na interface MS/substrato (Figura 33), porém este processo foi robotizado.

Tabela 16: Influência das condições de soldagem do processo MIG-MAF na diluição.

	Diluição (%)	V_f (m/s)	H média (kJ/m)
CP1-MAF	13,64	40×10^{-3}	1622±420
CP2-MAF	4,21	40×10^{-3}	1631±430
CP3-MAF	12,55	25×10^{-3}	1554±60
CP4-MAF	5,96	25×10^{-3}	1442±80

A Tabela 17 mostra a influência dos parâmetros de soldagem na extensão da ZTA média. Em geral, para maiores energias de soldagem (H), ocorreram maiores extensões de ZTA. Comparando estes valores com aqueles obtidos com o processo MIG-RDA (Figura 35), nota-se que o processo MIG-MAF proporcionou maiores extensões de ZTA. Isto ocorreu porque maiores níveis de energia de soldagem foram empregados durante o processo MIG-MAF.

Tabela 17: Influência dos parâmetros de soldagem do processo MIG-MAF na extensão da ZTA.

	Extensão da ZTA (10^{-3} m)	Desvio (10^{-3} m)	H média (kJ/m)	V_f (m/s)
CP1-MAF	3,24	0,51	1622±420	40×10^{-3}
CP2-MAF	3,58	1,65	1631±430	40×10^{-3}
CP3-MAF	2,38	0,13	1554±60	25×10^{-3}
CP4-MAF	2,77	0,14	1442±80	25×10^{-3}

De maneira análoga ao processo MIG-RDA, também foram observadas características metalúrgicas na interface MS/substrato, tais como regiões denominadas de “praias”, “ilhas” e “penínsulas”, para todos os CPs obtidos pelo processo MIG-MAF. Estas regiões (Figura 58) são características de soldagens dissimilares. Como pode ser observado na Figura 58, os locais de maiores dureza estão localizados nos contornos destas regiões. Assim, buscar parâmetros de soldagem que minimizem a formação destas regiões irá reduzir a quantidade de zonas de elevada dureza na interface MS/substrato.

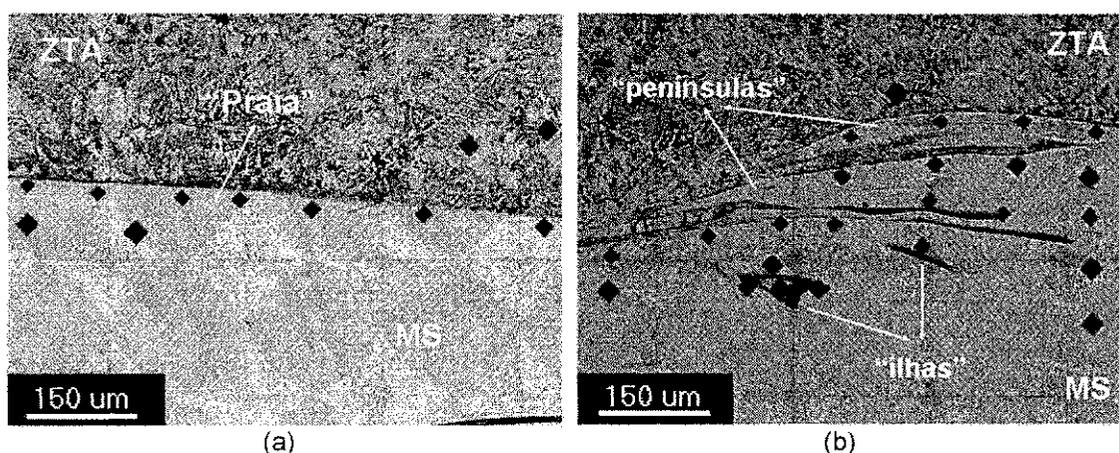


Figura 58: Morfologias de zonas localizadas na interface MS/substrato para o processo MIG-MAF. (a) “praia” e (b) “penínsulas” e “ilhas”. Ampliação: 100x. Ataque: nital (1,5%).

4.4.2 Microdureza

A Tabela 18 apresenta as durezas médias nas regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para todas as condições de soldagem com o processo MIG-MAF. O Anexo D.1 apresenta os gráficos com o gradiente de dureza nestas regiões, para cada condição. De modo análogo ao processo MIG-RDA, novamente se comprovou que não houve variações significativas na dureza média destas regiões, quando se variou as condições de soldagem (v_f ou H). Verifica-se, a partir da Tabela 18, que o MS continua apresentando os maiores níveis de

dureza e que a dureza da ZTA-GG foi um pouco maior do que aquela da ZTA-GF.

Tabela 18: Resumo das durezas médias nas regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para os CPs revestidos pelo processo MIG-MAF.

	CP1-MAF 1622±420 kJ/m $v_f = 40 \times 10^{-3} \text{m/s}$	CP2-MAF 1631±430 kJ/m $v_f = 40 \times 10^{-3} \text{m/s}$	CP3-MAF 1554±60 kJ/m $v_f = 25 \times 10^{-3} \text{m/s}$	CP4-MAF 1442±80 kJ/m $v_f = 25 \times 10^{-3} \text{m/s}$
MS	180±6 HV	178±6 HV	180±7 HV	166±7 HV
ZTA-GG	165±7 HV	165±10 HV	161±5 HV	150±3 HV
ZTA-GF	154±4 HV	154±5 HV	155±5 HV	145±5 HV

A Tabela 19 expõe os percentuais dos valores de dureza na interface MS/interface para as condições CP1-MAF e CP2-MAF.

Os gráficos apresentando os valores de cada impressão de dureza, para todas as condições de soldagem para o processo MIG-MAF, encontram-se no Anexo D.2.

Aquelas duas condições possuem níveis médios de energia de soldagem equivalentes, logo, esperava-se que os percentuais dos valores de dureza fossem equivalentes para cada nível analisado.

No entanto, a condição CP2-MAF apresentou menores percentuais de dureza acima de 250 e 300HV, principalmente. Esta diferença ocorreu porque o CP desta condição apresentou muitas falta de fusões na interface MS/substrato (semelhante a da Figura 57). No local da interface que acontece uma falta de fusão, não ocorre diluição e, conseqüentemente, não há formação de zonas de dureza elevada no MS.

Tabela 19: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para as condições CP1-MAF e CP2-MAF.

Impressões adjacentes à de linha de fusão – LF		
Nível de dureza	$v_f = 40 \times 10^{-3} \text{m/s}$	$v_f = 40 \times 10^{-3} \text{m/s}$

	H=1622±420 kJ/m CP1-MAF		H= 1631±430 kJ/m CP2-MAF	
	Nº de impressões	Percentual	Nº de impressões	Percentual
Dureza acima de 200HV	61	81,33%	61	84,72%
Dureza acima de 250HV	37	49,33%	20	27,78%
Dureza acima de 300HV	25	33,33%	13	18,06%
Dureza acima de 350HV	12	16,00%	10	13,89%
Dureza acima de 400HV	1	1,33%	1	1,39%
Total de impressões	75		72	

A Tabela 20 mostra os percentuais das impressões de dureza na interface MS/substrato, em relação a diversos níveis, para as condições CP3-MAF e CP4-MAF. Nota-se que estas duas condições apresentaram percentuais similares para os vários níveis de dureza analisados. Comparando-se estas duas condições (CP3-MAF e CP4-MAF) com a CP1-MAF, observa-se que esta última apresentou maiores percentuais de impressões de dureza acima de 250, 300, 350 e 400HV. Isto indica que a formação de zonas de dureza elevada, principalmente aquelas que apresentam dureza acima de 300 ou 350HV, estão diretamente relacionadas ao nível de energia de soldagem imposto ao invés da velocidade de alimentação de arame frio, v_f .

Tabela 20: Percentual de valores de dureza acima de diversos níveis para as condições CP3-MAF e CP4-MAF.

Nível de dureza	Impressões adjacentes à de linha de fusão – LF			
	$v_f = 25 \times 10^{-3} \text{ m/s}$ H=1554±60 kJ/m CP3-MAF		$v_f = 25 \times 10^{-3} \text{ m/s}$ H=1442±80 kJ/m CP4-MAF	
	Nº de impressões	Percentual	Nº de impressões	Percentual
Dureza acima de 200HV	55	77,46%	63	81,82%
Dureza acima de 250HV	32	45,07%	36	46,75%
Dureza acima de 300HV	17	23,94%	19	24,68%
Dureza acima de 350HV	9	12,68%	7	9,09%
Dureza acima de 400HV	0	0,00%	0	0,00%
Total de impressões	71		77	

A Tabela 21 mostra os níveis médios de dureza na interface MS/substrato para todas as condições de soldagem com o processo MIG-MAF. Observa-se que estas médias foram, em geral, inferiores àquelas para o processo MIG-RDA (Tabela 14). Entretanto, os CPs-MAF apresentaram maiores percentuais de impressões de dureza acima de 350HV, quando comparados com os CPs-RDA. Isto também pode ser analisado a partir dos desvios-padrões das médias da Tabela 21, já que os mesmos são maiores do que aqueles apresentados no processo MIG-RDA (Tabela 14).

Tabela 21: Nível médio de dureza nas interfaces MS/substrato para o processo MIG-MAF.

	CP1-MAF 1622±420 kJ/m $v_f=40 \times 10^{-3} \text{ m/s}$	CP2-MAF 1631±430 kJ/m $v_f=40 \times 10^{-3} \text{ m/s}$	CP3-MAF 1554±60 kJ/m $v_f=25 \times 10^{-3} \text{ m/s}$	CP4-MAF 1442±80 kJ/m $v_f=25 \times 10^{-3} \text{ m/s}$
Média (HV)	265,8	246,8	253,7	257,7
Desvio (HV)	68,7	58,3	62,4	60,2

4.4.3 Tenacidade ao Impacto (Charpy)

Os ensaios de tenacidade Charpy em CPs obtidos com o processo MIG-MAF também foram conduzidos nas temperaturas ambiente e 273K (0°C). Entretanto, devido aos defeitos de soldagem presentes nestes CPs, a maioria dos corpos de prova não romperam no entalhe. A fratura ocorreu nos locais com maiores concentrações de tensões, isto é, nos defeitos de soldagem (Figura 59).

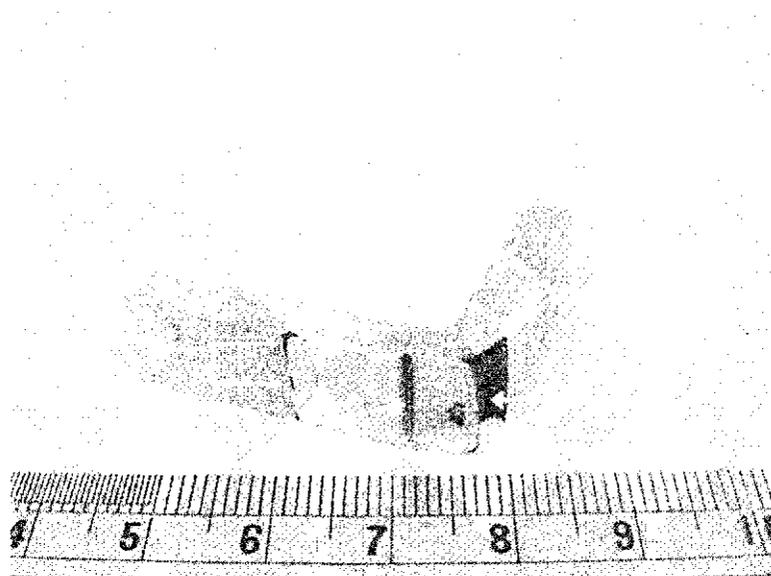


Figura 59: Corpo de prova subespécime Charpy cuja fratura ocorreu fora da ponta do entalhe.

Apenas a condição CP3-MAF do processo MIG-MAF – na temperatura de 273K – apresentou resultados válidos para a tenacidade ao impacto (Figura 60 e Tabela 22).

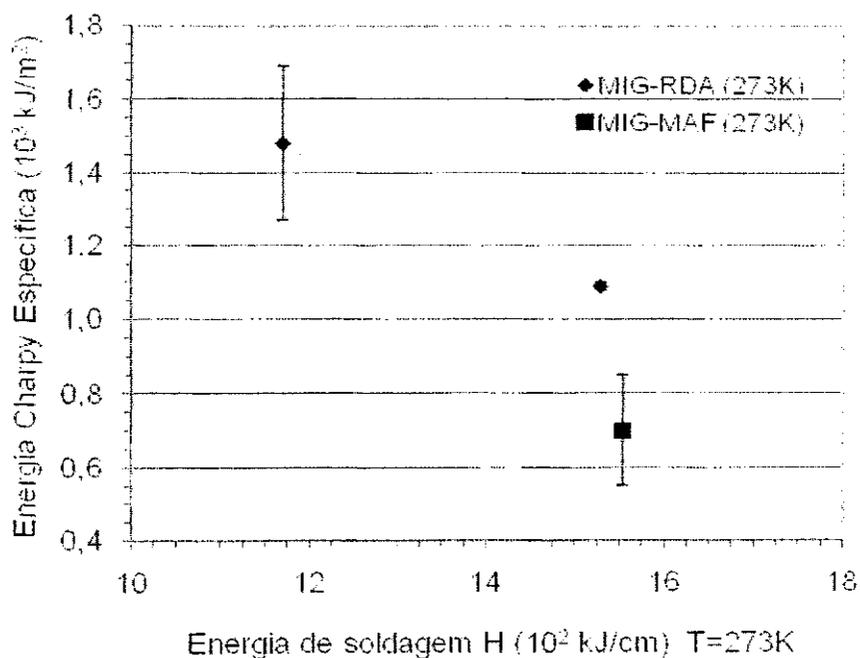


Figura 60: Tenacidade do CP3-MAF em comparação com a tenacidade dos CPs-RDA.

Tabela 22: Tenacidade ao impacto para a condição CP3-MAF a 273K (0°C).

Temperatura	CP3-MAF (H=1554± 60kJ/m)	
	Média	Desvio Padrão
T=273K	700kJ/m ²	± 150 kJ/m ²

Observa-se que a tenacidade ao impacto para o CP3-MAF foi menor quando comparada com os CPs-RDA. Isto ocorreu porque, além de apresentar mais defeitos, o CP3-MAF exibiu uma extensão de ZTA média maior, $2,38 \pm 0,13 \times (10^{-3} \text{ m})$.

Portanto, verificou-se que a qualidade inferior dos revestimentos aplicados com o processo MIG-MAF influenciou significativamente na tenacidade destes revestimentos, quando comparados com aqueles obtidos com o processo MIG-RDA.

Além disso, tanto as variações de dureza na interface MS/substrato, a extensão da ZTA quanto a tenacidade (para resultados válidos), parecem estar mais relacionados com o nível de energia de soldagem imposto do que com a velocidade de alimentação de arame frio, v_f .

5 CONCLUSÕES

Um estudo da aplicação de revestimentos de aço AISI 317L em substratos de aço ASTM A516 Gr 60, através dos processos de soldagem MIG-RDA e MIG-MAF, foi apresentado. As principais conclusões foram as seguintes:

- A extensão da ZTA e a diluição diminuíram quando a energia de soldagem foi reduzida para o processo MIG-RDA. Para uma redução de 360kJ/m na energia de soldagem, ocorreram reduções de $0,5 \times 10^{-3}$ m na extensão da ZTA e 5,6% na diluição;
- A extensão da ZTA também aumentou com a energia de soldagem média, para o processo MIG-MAF;
- O gradiente de dureza nas regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF, para ambos os processos de soldagem (MIG-RDA e MIG-MAF), não apresentou variações significativas quando os parâmetros de soldagem foram modificados;
- O nível de dureza na interface MS/substrato para o processo MIG-RDA, em termos de valores médios, foi maior que o limite estabelecido pela NACE (≤ 250 HV) para todas as condições de soldagem. No entanto, a dureza média nesta interface foi menor para energias de soldagem menores. Logo, uma redução nesta energia promoveu uma redução razoável no nível de dureza na interface MS/substrato;

- O percentual de impressões de dureza, na interface MS/substrato, acima de 350HV foi maior para o processo MIG-MAF, quando comparado com o processo MIG-RDA;
- Foi apresentada uma alternativa para quantificar indiretamente, via microdureza, a quantidade de zonas de dureza elevada na interface substrato/MS (acima de 300 HV). Verificou-se que a quantidade destas zonas foi maior para energias de soldagem mais elevadas;
- A influência da energia de soldagem na tenacidade ao impacto foi mais notável na temperatura de 273K (0°C). Um aumento de $0,5 \times 10^{-3} \text{m}$ na extensão da ZTA implicou num decréscimo de 390kJ/m^2 na energia Charpy específica, para revestimentos obtidos com o processo MIG-RDA;
- A tenacidade ao impacto para a condição CP3-MAF foi menor quando comparada com todos os CPs-RDA;
- O processo MIG-RDA proporcionou revestimentos com qualidades superiores àqueles obtidos com o processo MIG-MAF.

6 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

- Avaliar o nível de diluição e de microdureza variando a espessura e a composição química do substrato, variando a temperatura de pré-aquecimento, temperatura de interpasse e a composição química de ligas à base de Ni como metal de adição;

- Avaliar a influência do nível de diluição sobre o percentual de Fe na superfície do revestimento.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACESITA, Fabricante de Aços. **Apostila sobre Soldagem de Aço Inoxidável**. Disponível em < <http://www.acesita.com.br>>. Acesso: 2003.

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>. Acesso em: 25 ago. 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). A 240/A 240M – 00a: **Standard Specification for Heat-Resisting Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels**. United States, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). A516/516M: **Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate – and Lower-Temperature Service**. United States, 2004a.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). E 1820 – 01: **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**. United States, 2001.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). E 23-02: **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. United States, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). 8M-04: **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]**. United States, 2004b.

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

AVERY, R. E.. Pay attention to dissimilar-metal welds. **Chemical Engineering Progress**, New York, v. 87, n. 5, p.70-75, 1991.

BARNHOUSE, E. J.; LIPPOLD, J. C. Microstructure/Property Relationship in Dissimilar Welds Between Duplex Stainless Steels and Carbon Steels. **Welding Journal**, vol. 77, n. 12, p. 477-487, 1998.

BÖHLER WELDING GROUP. **Aceros Inoxidables**. Disponível em: <http://www.bohlerweldinggroup.com.ar/spanish/50_ESN_HTML.htm>. Acesso em: 27 out. 2008.

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

DOODY, T.. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, Vol. 71, n. 3, pgs. 55-60, 1992.

FORTES, C.. **Soldagem MIG/MAG**. Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf>. Acesso em: 20 nov. 2007.

GODREJ. **High Pressure Shell & Tube Heat Exchanger**. Disponível em: <<http://www.godrej.com/GodrejNew/GodrejHome/OurCompanies/GNB/IndustriaIIndustria/ProcessEquipment/Products/HeatExchangers/OilGas/GasGasHeatExGasGasH.htm>>. Acesso em: 10 out. 2008.

GOOCH, T. G.. Corrosion behavior of welded stainless steel. **Welding Journal**, Miami, v. 75, n. 5, p.135-154, 1996.

JUNIOR, J. A. A. G.; NETO, M. A. M.; OLIVEIRA, R. C. B. de; ABREU, H. F. G. de; CORREIA, A. N.; SOBRAL, A. V. C., **Estudo da corrosão em aços inoxidáveis AISI 316 L e 444 utilizados na indústria petroquímica**. ABRACO-XXII Congresso Brasileiro de Corrosão, 2000.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.. **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625**. Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Acesso em: 02 fev. 2008.

KUMAR, A.; ROBERTS, S. G.; WILKINSON, A. J. Low-temperature fracture mechanisms in a spheroidised reactor pressure vessel steel. **Journal International of Fracture**. Vol. 144, p. 121-129, 2007.

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

LUNDIN, C. D.. Dissimilar Metal Welds: Transition Joints Literature Review. **Welding Journal**, Miami, v. 61, n. 2, p.58-63, 1982.

MANKINS, W.L.; LAMB, S. **Nickel and nickel alloys**, ASM Handbook vol 2; Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, 1990.

MISSORI, S.; KOERBER, C. Laser Beam Welding of Austenitic-Ferritic Transition Joints. **Welding Journal**, Miami, v. 76, n. 3, p.125-134, 1997.

MODENESI, P. J., **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**, São Paulo, SENAI-SP, 2001, 100p.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Disponível em: <www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/processo.pdf>. Acesso em: 20 out. 2007.

MORRITIS, G. Heavy oil expansions gather momentum worldwide. **Oil & Gas Journal**. USA: v.93, p.31-38, 1995.

MOTTA, M. F.; DUTRA, J. C.. MIG/MAG DUPLO ARAME COM POTENCIAIS ISOLADOS : CARACTERÍSTICAS E DESEMPENHO DO PROCESSO. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 26., 2000, Curitiba. **Anais...** . Curitiba: ABS, 2000. p. 1 - 10.

OJO, C. E.; MORAIS, O.; SCOTTI, A.. INFLUÊNCIA DA POSIÇÃO E AFASTAMENTO DA TOCHA NA GEOMETRIA DE FILETES PELO PROCESSO MIG/MAG DUPLO ARAME POTENCIAL ISOLADO. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 12., 2005, Ilha Solteira. **Anais...** . Ilha Solteira: Abcm, 2005. p. 1 - 2.

OMAR, A. A.. Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**, Miami, v. 77, n. 2, p.86-93, 1998.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C.. **AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 1996. 170 p.

PAIVA, G. J. M. **As técnicas de perda de massa e resistência elétrica da avaliação da corrosão naftênica em laboratórios e em campos**. Tese de Ms. UFRJ, 2000.

PARANHOS, R.. **Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico**. Disponível em:
<<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 26 maio 2008.

POLEGGI, Diego. **Le tecnologie di termospruzzatura applicate alla siderurgia**. Terni: ICSIM - Istituto Per La Cultura e La Storia D'impresa "franco Momigliano", 2007.

POLIDO, R. S.; GALLEGO, Juno. **ESTUDO DA MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTO DURO APLICADO NOS EQUIPAMENTOS DA INDÚSTRIA SUCROALCOOLEIRA SUJEITO AO DESGASTE ABRASIVO**. Disponível em:
<http://www.dem.feis.unesp.br/maprotec/publicado_2006/saito_cicunesp2006.pdf>. Acesso em: 30 abr. 2006.

POPE, A. M. *et al.* Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares. In: ENCONTRO TÉCNICO DE SOLDAGEM (I ENSOLD), 1, 2004, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: PETROBRAS, 2004, p.1-17

ROWE, D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds. **Welding Journal**, Miami, v. 78, n. 2, p.31-37, 1999.

SANCHES, Louise da Costa *et al.* **AVALIAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS ECONÔMICAS DO PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW COM ALIMENTAÇÃO ADICIONAL**. Disponível em:
<http://www.sbpcnet.org.br/livro/58ra/SENIOR/RESUMOS/resumo_3526.html>. Acesso em: 13 abr. 2009.

SMITH, W.F. Nickel and cobalt alloys. Structure and properties of engineering alloy, ed Mc Graw Hill, 2 ed, **Series Materials Science and Engineering Series**, 1993.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**: Fundamentos teóricos e Práticos. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 286 p.

TABAN, E.; DELEU, A.; DHOOGHE, A.; KALUC, E. Evaluation of Dissimilar Welds between Ferritic Stainless Steel Modified 12% Cr and Carbon Steel S335. **Welding Journal**, vol. 87, n. 12, p. 291-297, 2008.

USIMINAS. **Catálogo de produtos**: Chapas grossas - Caldeiras e vasos de pressão. Disponível em: <<http://www.usiminas.com.br/Secao/0,1576,1-105,00.html>>. Acesso em: 30 abr. 2008.

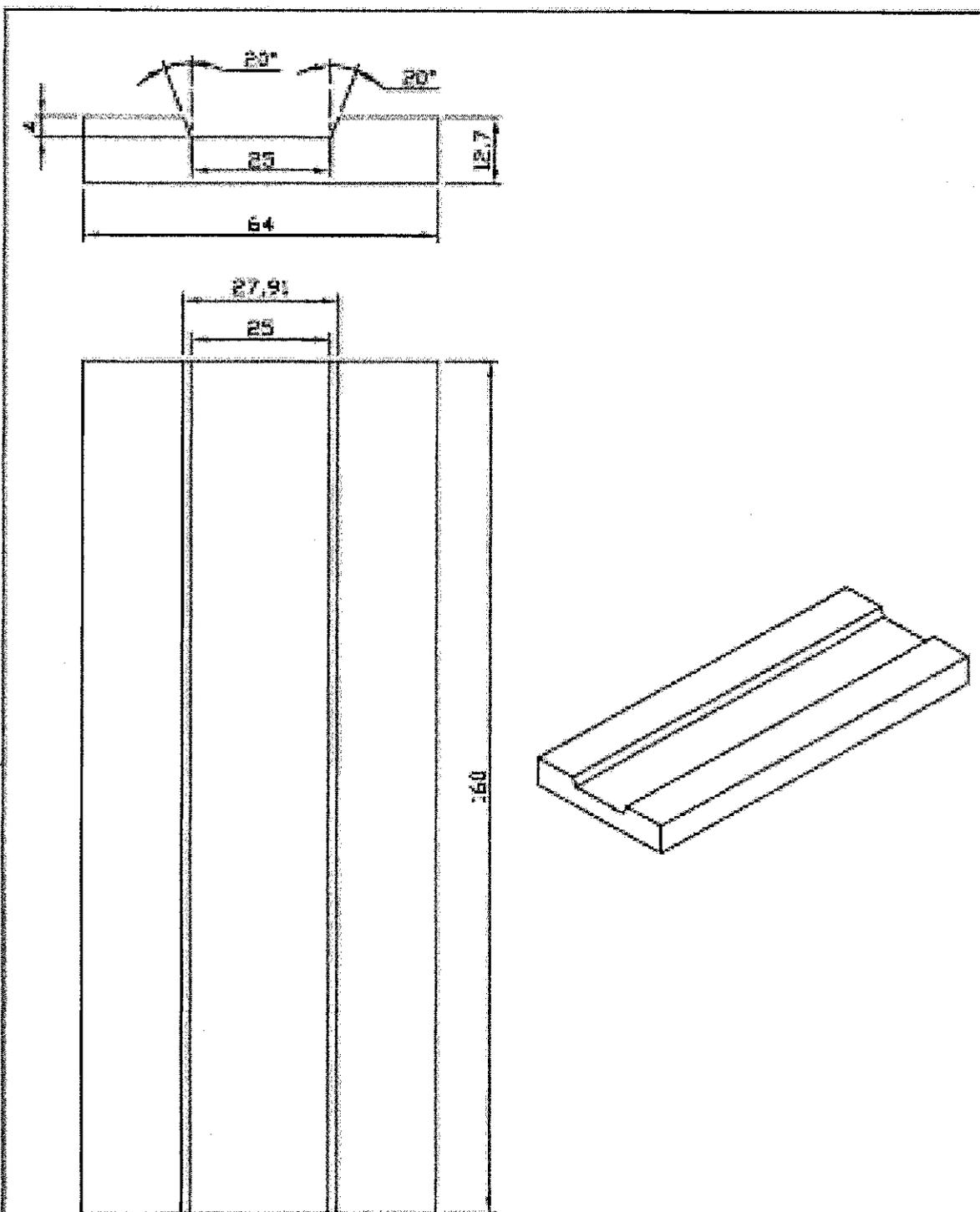
WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. D. H.. **SOLDAGEM**: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.

WANG, Z.; XU, B.; YE, C.. Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metals Joints. **Welding Journal**, Miami, v. 72, n. 8, p.397-402, 1993.

WHITE MARTINS. **Solda - MIG / MAG Duplo Arame**. Disponível em: <<http://www.praxair.com/sa/br/bra.nsf/AllContent/4F92E7E4C5A96550852572500061E906?OpenDocument&URLMenuBranch=3CD7CC537998DE668525712E00588117>>. Acesso em: 13 abr. 2009.

ZEEMANN, Annelise. **Diluição**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/50dda.pdf>>. Acesso em: 26 maio 2008.

ANEXO A



UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE

Projeto Auxiliado por Computador

MATERIAL : Aço A 516-60

Título: Corpo de Prova p/ revestimento por soldagem		Projetista/Desenhista: Neto e Marcos		Projeto:	
Escala: 1 : 1	Prancha: P00	Unidade: mm	Controlar:	Data: 16/04/2008	Vista:

ANEXO B

B.1 Parâmetros de Soldagem Utilizados Durante o Processo MIG Manual com Adição de Arame Frio (MIG-MAF).

Processo GMAW com arame frio aplicado à soldagem de revestimento
Arame eletrodo AWS 317L (sólido), $\Phi 1,2 \times 10^{-3} \text{m}$
Arame frio AWS 317L(Tubular), $\Phi 1,2 \times 10^{-3} \text{m}$
Gás Argônio, $V = 0,25 \times 10^{-3} \text{m}^3/\text{s}$
Posição plana

CP1-MAF – $V_e^* = 100 \times 10^{-3} \text{m/s}$, $V_f^* = 40 \times 10^{-3} \text{m/s}$

	I (A)	U (V)	Tempo (s)	Largura (10^{-3}m)	Altura (10^{-3}m)	Energia de soldagem (kJ/m)
Passe 1	213	26,6	62	10,5	2,4	2108
Passe 2	206	25,8	57	10,0	1,6	1818
Passe 3	213	25,5	43	10,5	1,7	1401
Passe 4	230	25,5	33	-	-	1161
Média						1622±422

* V_e – velocidade de Arame eletrodo, V_f – velocidade de arame frio

CP2-MAF – $V_e = 100 \times 10^{-3} \text{m/s}$, $V_f = 40 \times 10^{-3} \text{m/s}$

	I (A)	U (V)	Tempo (s)	Largura (10^{-3}m)	Altura (10^{-3}m)	Energia de soldagem (kJ/m)
Passe 1	210	27,4	61	10,8	1,7	2106
Passe 2	190	27,8	46	9,7	1,2	1521
Passe 3	203	26	40	11,5	1,0	1670
Passe 4	-	-	-	-	-	
Média						1631±430

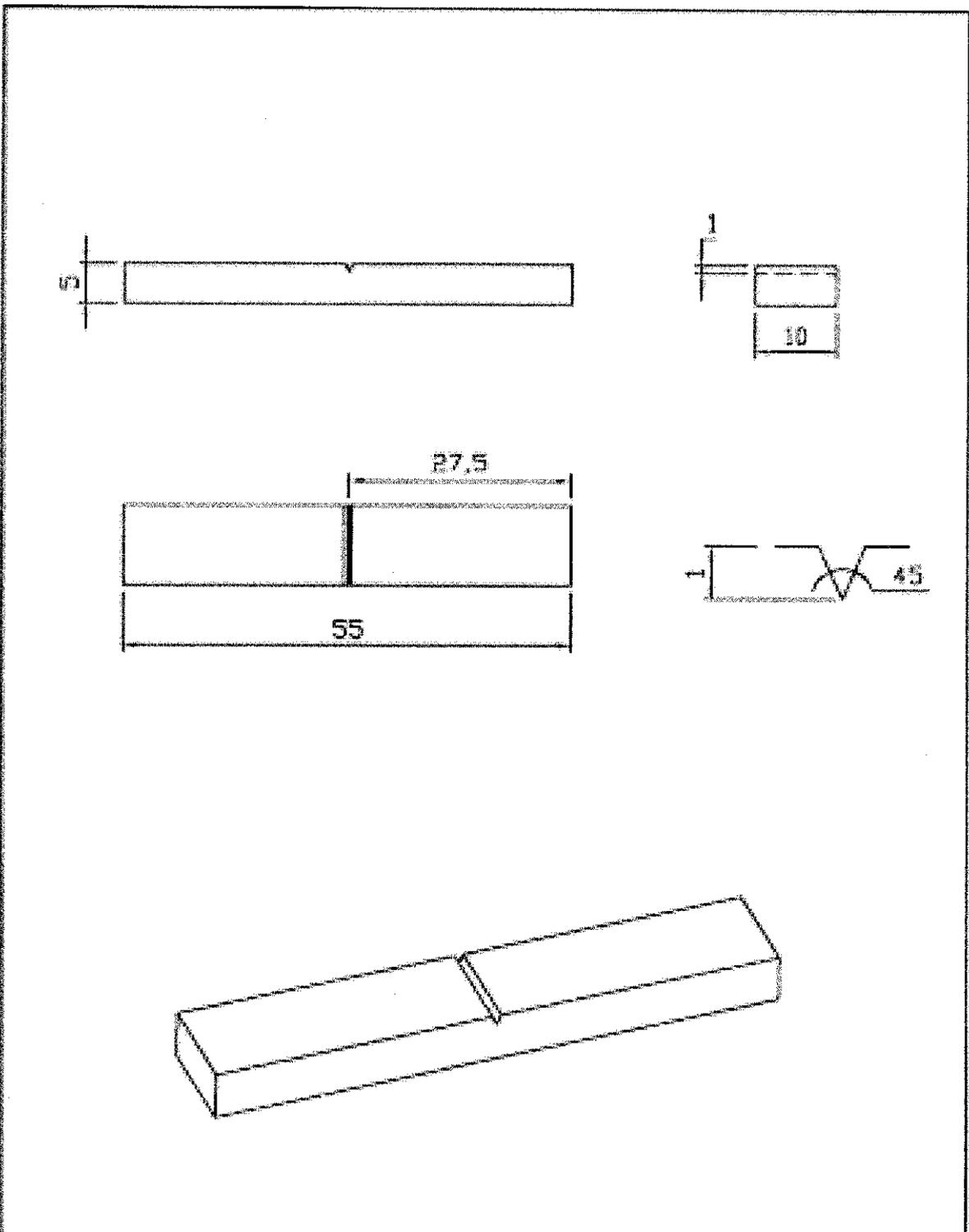
CP3-MAF – $V_e = 100 \times 10^{-3} \text{m/s}$, $V_f = 25 \times 10^{-3} \text{m/s}$

	I (A)	U (V)	Tempo (s)	Largura (10^{-3}m)	Altura (10^{-3}m)	Energia de soldagem (kJ/m)
Passe 1	215	26,5	44	9,4	5,5	1504
Passe 2	215	27	44	9,8	5,2	1533
Passe 3	220	26,5	44	9,9	5,2	1539
Passe 4	220	27	46	12,0	1,6	1639
Média						1554±60

CP4-MAF – $V_e = 100 \times 10^{-3} \text{m/s}$, $V_f = 25 \times 10^{-3} \text{m/s}$

	I (A)	U (V)	Tempo (s)	Largura (10^{-3}m)	Altura (10^{-3}m)	Energia de soldagem (kJ/m)
Passe 1	195	27	47	9,4	5,5	1485
Passe 2	195	27	44	10,4	5,3	1390
Passe 3	210	27	45	9,6	5,4	1531
Passe 4	210	27	40	12,5	1,5	1361
Média						1442±80

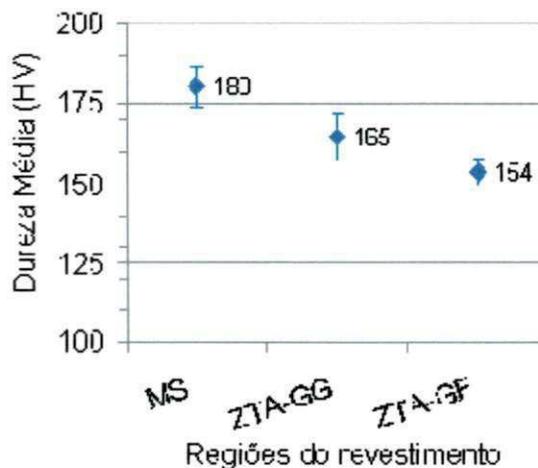
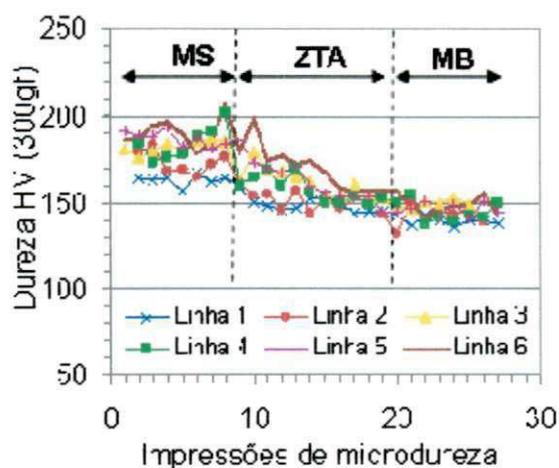
ANEXO C



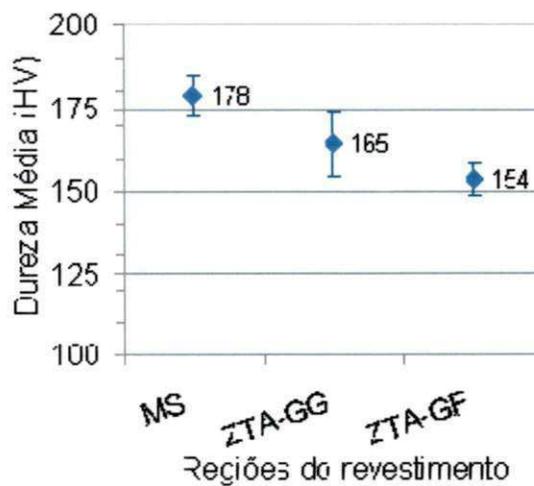
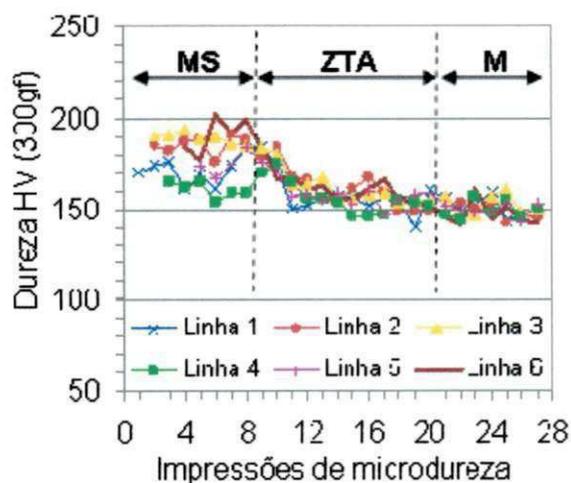
	UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE				
	Projeto Auxiliado por Computador				
	MATERIAL : Aço A 516-60				
Título: Corpo de Prova p/ Ensaio Charpy	Projetista/Desenhista: Marcos Mesquita e Wellington		Projeto: 		
Escala: 1.5:1	Prancha: P00	Unidade: mm	Controle:	Data: 08/01/2009	Visto:

ANEXO D

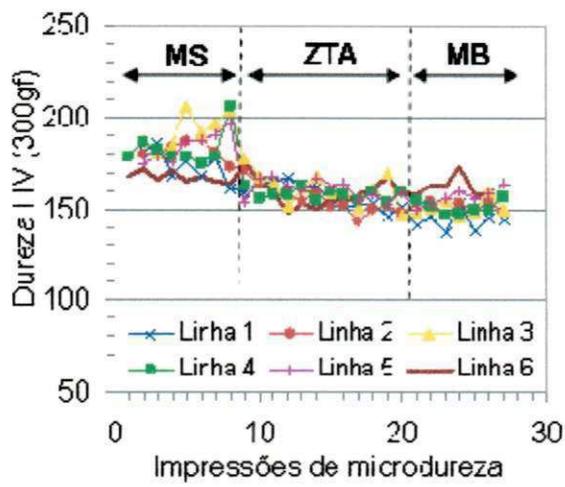
D1. Gráficos de Microdurezas nas Regiões MS, ZTA-GG e ZTA-GF para todas as Condições do Processo MIG-MAF



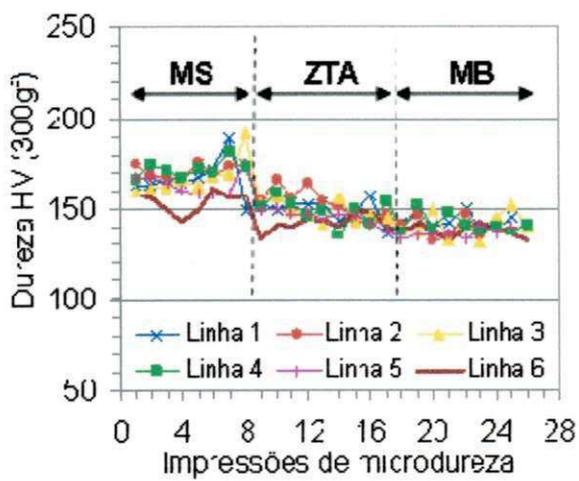
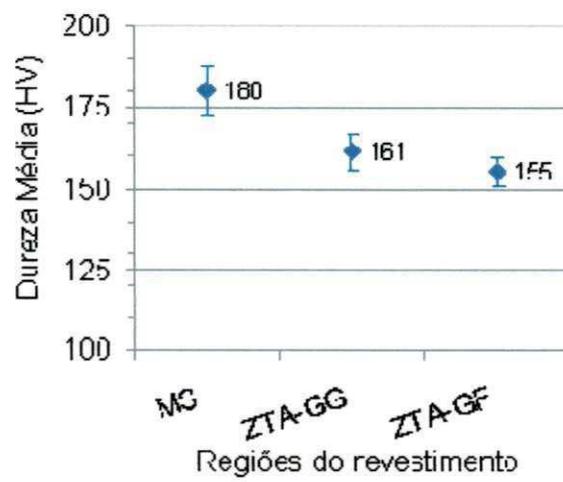
CP1-MAF



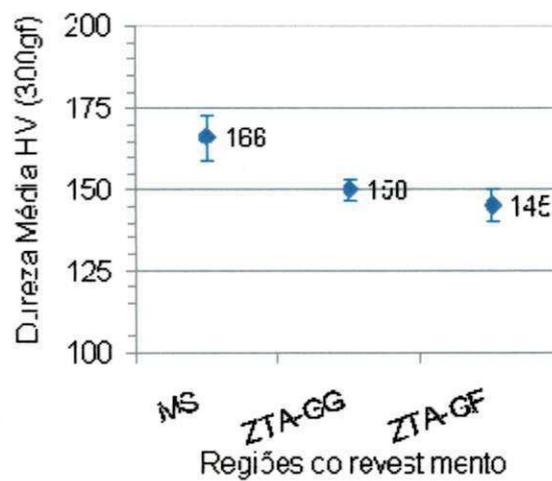
CP2-MAF



CP3-MAF



CP4-MAF



D2. Gráficos de Microdurezas nas Interfaces MS/Substrato para todas as Condições do Processo MIG-MAF

