



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA - CAMPUS II
PPGEM - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENG. MECÂNICA



PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE SOLDAGEM SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS
DE TUBULAÇÕES DE AÇO API 5L X60**

KLÉBER EDUARDO SIQUEIRA SOUZA

CAMPINA GRANDE - PB

MAIO - 2003

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

**Influência do processo de soldagem sobre as
propriedades mecânicas de juntas soldadas
de tubulações de aço API 5L X60**

Aluno: **Kléber Eduardo Siqueira Souza**
Orientador: **Theóphilo Moura Maciel**

Campina Grande, Maio de 2003.

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

Influência do processo de soldagem sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de tubulações de aço API 5L X60

Aluno: **Kléber Eduardo Siqueira Souza**
Orientador: **Theóphilo Moura Maciel**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

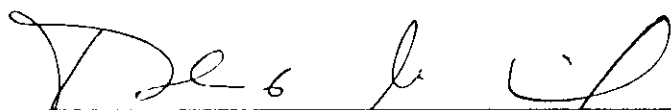
Campina Grande, Maio de 2003.
PB - Brasil

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

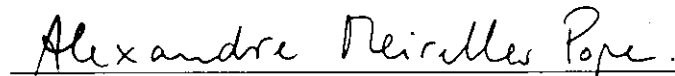
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Influência do Processo de Soldagem Sobre
as Propriedades Mecânicas de Juntas
Soldadas de Tubulações de Aço API 5L X60**

Dissertação Aprovada em 06 de Maio de 2003



Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, Presidente
UFCG/CCT/DEM



Prof. Dr. Alexandre Meirelles Pope
PETROBRÁS/CENPES



Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos
UFCG/CCT/DEM

Campina Grande, Maio de 2003.
PB, Brasil

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho àquelas pessoas que sempre estiveram do meu lado participando dos momentos difíceis, dando-me apoio e sempre me incentivando para a melhoria de minha formação profissional e pessoal, dos quais participaram desta grande conquista os meus pais: Alcidésio Sales de Souza e Terezinha de Jesus Siqueira Souza, a minha família e também a minha noiva: Laíse Kilma Silva de Lima.

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter me dado forças e por estar sempre ao meu lado ajudando-me nos momentos mais difíceis, não me deixando desanimar e acreditando que tudo poderia ser concretizado com esforço, dedicação e acima de tudo amor no que se faz.

Ao Prof. Dr. Theóphilo Moura Maciel por estar sempre me orientando e dando-me total apoio, sempre ter creditado de forma intensa e segura a sua mais pura e valorosa orientação, o qual de outra forma não seria possível a realização deste trabalho.

Ao CENPES/PETROBRAS pela doação da tubulação de aço API para a realização da pesquisa.

A ANP/PRH-25 (Programa de Recursos Humanos da Agência Nacional de Petróleo), pela bolsa de pesquisa e pela taxa de bancada que permitiu entre outros a compra de significativos materiais de consumo, diárias e outras disponibilidades que me ajudaram durante a realização deste trabalho.

A ESAB S/A Indústria e Comércio pelas análises químicas do Metal de Solda e de Base, além de ter cedido os consumíveis de soldagem; e a LINCOLN por ter cedido os consumíveis de soldagem.

A Escola Técnica Federal da Paraíba pela atenção e apoio concedido durante a os ensaios dos corpos de prova Charpy.

A aluna de doutorado da Universidade Federal de Campina Grande – UFCG, Maria Cléa Soares de Albuquerque, pela presteza e contribuição para realização deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica pela concessão de seus laboratórios.

Ao funcionário do Laboratório de Soldagem Fernando José da Silva e aos funcionários da Oficina Mecânica: José Nilson Barbosa, Mário Gomes, pelos vários serviços prestados.

A USIMAQ/TEXAS pela confecção de alguns corpos de prova Charpy, prestando-me seus serviços com a máxima presteza e consideração.

Ao aluno de iniciação científica Cristiano Zeferino de Lima pelo apoio e ajuda nos trabalhos experimentais que se estendeu por várias etapas deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Mosaniel do Departamento de Engenharia Agrícola por ter cedido gentilmente o Nitrogênio Líquido, necessário para os ensaios de alguns corpos de prova Charpy.

Aos Professores João Baptista da Costa Agra de Melo e Manassés da Costa Agra de Mello pela orientações sempre presentes e participativas no manuseio dos equipamentos do Laboratório de Metalografia.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica.

A secretária do curso de Mestrado em Engenharia Mecânica, Márcia Quirino pela sua paciência e dedicação.

SUMÁRIO

1.0 INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos do trabalho	4
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 Aços API	5
2.1.1 Histórico do desenvolvimento de aços feitos para tubulação com costura	6
2.1.2 Capacidade operacional	7
2.1.3 Composição química	11
2.1.4 Propriedades mecânicas	12
2.2 Microestrutura de metais de solda de aços ferríticos	13
2.3 Influência da composição química na microestrutura do metal de solda	16
2.4 Processos de soldagem	19
2.4.1 Principais processos de soldagem ao arco elétrico utilizados	
2.4.1.1 Processo de soldagem com eletrodo revestido (SAER)	22

2.4.1.2 Processo de soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa usando o arame nú como consumível (MIG/MAG)	24
2.4.1.3 Processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular (SAT)	27
2.5 Ensaio de dureza	29
2.5.1 Dureza vickers	29
2.5.1.1 Tipos de microdureza	32
2.6 Ensaio de impacto	34
2.6.1 O teste de ensaio charpy	35
2.6.2 Corpos de prova especificados	37
2.6.3 Classificação das fraturas	38
2.5.1.1 Fratura frágil e dúctil	39
3.0 MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	41
3.1 Material	41
3.2 Procedimentos experimentais	42
3.2.1 Corte e usinagem do tubo	42
3.2.2 Soldagem da chapas cortadas	43
3.2.1.1 Parâmetros de soldagem utilizados	45
3.2.3 Análise da composição química	47
3.2.4 Ensaio de microdureza	48
3.2.5 Ensaio de metalográficos	51

3.2.6 Ensaio de impacto charpy	52
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES	55
4.1 Resultados de microdureza	55
4.2 Resultados da análise microestrutural	65
4.3 Resultados de energia de impacto	70
5.0 CONCLUSÕES E SUGESTÕES	78
5.1 Conclusões	78
5.1 Sugestões para trabalhos futuros	80
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	81
APÊNDICE I – TABELAS E PERFIS DE DUREZA DAS MÉDIAS DAS 3 LINHAS PARA CADA PROCESSO DE SOLDAGEM DESDE A ZTA ATÉ O MS.	87
APÊNDICE II – TABELAS COM VALORES DAS MÉDIAS GERAIS DAS 3 LINHAS DESDE O METAL BASE ATÉ O MS.	99
APÊNDICE III - TABELA COM VALORES GERAIS DE ENERGIA DE IMPACTO CHARPY PARA TODAS AS CONDIÇÕES DE TEMPERATURA E PARA TODOS PROCESSOS DE SOLDAGEM.	102

RESUMO

SOUZA, Kleber Eduardo Siqueira, *Influência do processo de soldagem sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de tubulações de aço API 5L X60*, Campina Grande, Pos-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, 2003, 103 p. Dissertação (Mestrado).

Em estruturas marítimas Offshore e terrestres Onshore, o transporte do petróleo e gás é normalmente realizado por dutos de aços API 5L X60, X65 e X70. Por causa do baixo custo do processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido (SAER), utiliza-se bastante este processo na soldagem transversal destas tubulações. Neste trabalho foi avaliada a influência dos percentuais dos diferentes tipos de microconstituintes de metais de solda de juntas soldadas de tubulações de aço API 5L X60 obtidas por diferentes processos de soldagem sobre a sua dureza e resistência ao impacto. Para tanto, corpos de prova de metais de solda obtidos pelo processo (SAER) e por processos semiautomatizados com arame tubular (SAT) com proteção de CO₂ e autoprottegido, pelo processo MAG com proteção de CO₂ e de CO₂ + Ar e pelo processo MIG com proteção de argônio, foram submetidos a ensaios de impacto Charpy a diferentes temperaturas, a ensaios de microdureza e a análise microestrutural quantitativa. Os metais de adição utilizados para cada processo foram os eletrodos AWS E 7010G e AWS E 7018 no processo SAER, o arame AWS E 71T1-1 no processo SAT, o arame AWS ER 70S-6 no processo MAG e o arame E 71T1-11 para o processo SAT Autoprottegido. Os resultados obtidos indicaram variações significativas nos valores de microdureza dos metais de solda obtidos pelos diferentes processos de soldagem com os diferentes metais de adição, oriundas das variações microestruturais, provocadas, por sua vez, pelas diferentes energias de soldagem dos processos e pelos diferentes percentuais de elementos de liga presentes em cada metal de solda. Variações estas que refletiram bastante nos resultados dos ensaios de impacto realizados sob condições diferentes de temperatura. Os metais de solda que obtiveram melhores valores de resistência ao impacto foram aqueles obtidos pelos processos SAER- E 7018, MAG com proteção gasosa de CO₂ e mistura, SAT com proteção de CO₂, enquanto os metais de solda obtidos pelos processos SAT autoprottegido, MIG e SAER – E 7010G apresentaram os piores resultados.

Palavras chave:

Metal de solda, Processo de soldagem, Aço API 5L X60, Microestrutura, Energia de impacto.

ABSTRACT

SOUZA, Kleber Eduardo Siqueira, *Influência do processo de soldagem sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de tubulações de aço API 5L X60*, Campina Grande, Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, 2003, 103 p. Dissertação (Mestrado).

In structures Offshore and Onshores, the gas and oil transport normally is accomplished by pipelines API 5L X60, X65 e X70. Because of its low cost the Shielded Metal Arc (SMA) welding, process is widely used for transversal welding. In this work the percentile of the different types of weld metal micro constituents originated from different welding process of the mechanical properties of API 5L X60 pipeline welded joints was evaluated. For this, weld metals specimen obtained by SMA, Flux Cored Arc (FCA) with protection of CO₂ and MAG self protected, Gas Metal Arc (GMA) with protection of inert gas (MIG) and active gas welding process, were submitted to impact Charpy in different temperatures to hardness tests and to quantitative metallographic analyses. As filler metals AWS E 7010G and AWS E 7018 for SMA, AWS E 71 T-1 for FCA protected with CO₂ and AWS E 71T1-11 for FCA protected without and AWS ER 70S-6 for SMA were used. The results obtained indicated significant variations in the values of micro hardness and impact resistance of the weld metals obtained by different welding process, resultant from different percentiles of AF, PF caused by different percentiles of alloy elements and heat input in each welding process. The higher impact resistance was obtained by process SMA E 7018, MAG with CO₂ gas protection and flux cored Arc (FCA), while the weld metal obtained by FCA self protected process, MIG and SMA E 7010G showed the worst results.

Keywords:

Weld metals, Welding process, Steel API 5L X60, Microstructure, Impact energy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Relação entre resistência e diâmetro de tubos e os processos de fabricação	8
Figura 2.2	Evolução do desenvolvimento da resistência dos tubos ao longo dos anos	9
Figura 2.3	Quantidade de carbono em função do limite de escoamento	10
Figura 2.4	Requisitos necessários para a resistência de chapas laminadas à quente	10
Figura 2.5	Representação esquemática da redução de custos para uma tubulação de $4,8 \times 10^6$ m	11
Figura 2.6	Microestrutura do metal de solda	16
Figura 2.7	Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo	19
Figura 2.8	Esquema básico do funcionamento do processo de soldagem	24
Figura 2.9	Esquema básico de interligação do equipamento	24
Figura 2.10	Esquema básico do processo de soldagem MIG/MAG	25
Figura 2.11	Esquema dos equipamentos para o processo MIG/MAG	26
Figura 2.12	Equipamento básico para soldagem com arames Tubular	28
Figura 2.13	Penetrador e impressão Vickers	30
Figura 2.14	(a) Comparação do tamanho de uma impressão Knoop para Vickers para uma mesma carga aplicada, (b) Impressão Knoop em detalhes e (c) Penetrador Knoop	32
Figura 2.15	Fotografia de máquina de ensaio Charpy	34
Figura 2.16	Esquema mostrando o funcionamento, dimensões do corpo de prova Charpy com entalhe em V e seu apoio na máquina.	36
Figura 2.17	Fotografia de corpo de prova para ensaio Charpy, contendo entalhe em V	37
Figura 2.18	Corpos de prova Charpy recomendados pela ASTM e ABNT para ensaio de impacto	38
Figura 3.1	Tubo de aço API 5L X60	41
Figura 3.2	Representação gráfica de corte transversal de tubo de aço API 5L X60	42
Figura 3.3	Representação gráfica de chanfro em V realizado em tubo de aço API 5L X60	42
Figura 3.4	Fotografia de peça usinada com chanfro em V, para posterior soldagem	43
Figura 3.5	(a) Soldagem pelo processo MIG com proteção gasosa de argônio, (b) Soldagem pelo processo MAG com proteção gasosa de CO_2 , (c) Soldagem pelo processo MAG com proteção gasosa de mistura com 25% de CO_2 , (d) Soldagem pelo processo SAT sem proteção gasosa, (e) Soldagem pelo processo SAT com proteção gasosa de CO_2 e (f) Soldagem pelo processo SAT com proteção gasosa de mistura com 25% de CO_2 .	44

Figura 3.6	Foto do microdurômetro MICROHARDNESS TESTER FM-700, juntamente com entalhe do posicionamento das amostras, utilizado para os ensaios de dureza	48
Figura 3.7	Foto de ilustrativa de uma amostra indicando os pontos de ensaios de dureza	49
Figura 3.8	Posicionamento das áreas de contagem dos pontos e da área abaixo do chanfro para todos os processos de soldagem, no corpo de prova Charpy V.	50
Figura 3.9	Medidas de microdureza na ponta do entalhe do corpo de prova Charpy.	50
Figura 3.10	Microscópio óptico utilizado para realização dos ensaios metalográficos e das fotografias das microestruturas do metal de solda.	51
Figura 3.11	Acessórios e instrumentos usados para o ensaio Charpy: a) Tenaz, b) Recipiente, c) Termômetro Digital e d) Canister.	52
Figura 3.12	Geometria do corpo de prova com suas referidas medidas.	53
Figura 3.13	Fotografia de um corpo de prova Charpy	53
Figura 3.14	a) Máquina charpy e b) Corpo de prova posicionado na máquina charpy.	54
Figura 4.1	Representação gráfica dos valores de microdureza média no metal de solda para cada processo de soldagem.	56
Figura 4.2	Valores de microdureza vickers em função das energias de soldagem utilizados em cada processo de soldagem	56
Figura 4.3	Tendência de aumento do valor de microdureza proporcionado pelo aumento do CE	58
Figura 4.4	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo SATCO	59
Figura 4.5	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo MAGCO	59
Figura 4.6	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo AS18	60
Figura 4.7	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo AS10	60
Figura 4.8	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo MAGCA	61
Figura 4.9	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo MIGAR	61
Figura 4.10	Microdureza Vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo SAUT	62
Figura 4.11	Tendência de aumento do valor de microdureza abaixo do entalhe charpy proporcionado pelo aumento do CE.	64
Figura 4.12	Microestrutura do MS da região de grãos recristalizados obtidos com aumento real de 570X, pelos processos: a) AS18, b) MIGAR, c) SAUT, d) MAGCO, e) SATCO, f) MAGCA e g) AS10.	65
Figura 4.13	Microestrutura do MS da região de grãos colunares obtidos com aumento real de 570X, pelos processos: a) SAUT, b) MIGAR, c) AS18, d) SATCO, e) MAGCO, f) MAGCA e g) AS10.	66

Figura 4.14	Percentual de microconstituintes (AF, PF e FS) no MS com os respectivos valores de CE.	68
Figura 4.15	Comportamento da curva de energia de impacto para todos os processos de soldagem	71
Figura 4.16	Aspecto da fratura no metal de solda obtida a 253°K pelos processos: a) SAUT, b) MAGCA, c) MAGCO, d) SATCO, e) MIGAR, f) SA18, g) SA10 e h) MB	72
Figura 4.17	Aspecto da fratura no metal de solda obtido a 273°K pelos processos: a) SAUT, b) MAGCA, c) MAGCO, d) SATCO, e) MIGAR, f) SA18, g) SA10 e h) MB	73
Figura 4.18	Aspecto da fratura no metal de solda obtido a 298°K pelos processos: a) SAUT, b) MAGCA, c) MAGCO, d) SATCO, e) MIGAR, f) SA18, g) SA10 e h) MB	74
Figura 4.19	Comportamento dos valores de energia de impacto frente a CE e a dureza de cada processo de soldagem para a temperatura de ensaio de 253°K.	76
Figura 4.20	Comportamento dos valores de energia de impacto frente a CE e a dureza de cada processo de soldagem para a temperatura de ensaio de 273°K.	76
Figura 4.21	Comportamento dos valores de energia de impacto frente a CE e a dureza de cada processo de soldagem para a temperatura de ensaio de 25°C	77

LISTA DE TABELAS E CRONOGRAMAS

Tabela 2.1	Composição química de alguns aços API.	11
Tabela 2.2	Propriedades mecânicas de alguns aços API.	12
Tabela 2.3	Classificação dos processos de soldagem, de acordo com a fonte de energia e o tipo de proteção	20
Tabela 2.4	Ensaios de dureza	31
Tabela 3.1	Parâmetros de soldagem dos processos de soldagem utilizados.	45
Tabela 3.2	Eficiência térmica para cada processo de soldagem.	46
Tabela 3.3	Composição química do metal base e do metal de solda	47
Tabela 3.4	Composição química dos metais de adição.	48
Tabela 4.1	Médias e desvios padrões das microdurezas realizadas nas regiões da junta soldada para todos os processos de soldagem avaliado.	63
Tabela 4.2	Energia de soldagem para cada processo de soldagem com suas referidas microdurezas vickers (HV) médias para o metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA).	63
Tabela 4.3	Valores de microdureza média abaixo do chanfro charpy relacionada com o tipo de microestrutura.	64
Tabela 4.4	Valores médios do percentual de microconstituente no metal de solda para cada processo de soldagem com seu respectivo desvio padrão.	67
Tabela 4.5	Valores de energia de impacto no metal de solda para cada processo de soldagem. Valores médios de energia de impacto com seus respectivos desvios padrões.	70
Cronograma 2.1	Classificação dos processos de soldagem a partir da natureza da união	21

NOMENCLATURA

ABNT	Associação brasileira de normas técnicas
AF	Ferrita acicular
ALO	Alongamento
API	American Petroleum Institute
API 5L	Limite de escoamento do material medido na forma de tubo
Ar ₃	Ponto de transformação calculado
Ar	Argônio
ASTM	Associação americana de normas técnicas
B	Boro
CE	Carbono equivalente
CENPES	Centro de pesquisa da PETROBRAS
Cr	Cromo
Cu	Cobre
DEM	Departamento de Engenharia Mecânica
DWTT	Ensaio de queda de martelo
e	Espessura [mm]
<i>f</i>	Eficiência de transferência do arco
FS	Ferrita secundária
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FC	Agregado de ferrita-carboneto
H	Energia de soldagem [KJ/mm]
HV	Microdureza Vickers

I	Corrente de soldagem [A]
INNERSHIELD	Processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular sem proteção gasosa (autoprottegido);
IIW	International Institute of Welding
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
M	Martensita
M-A	Martensita-Austenita
MAG	Metal Active Gas (Processo de soldagem ao arco elétrico com arame nu com proteção de gás Ativo)
MAGCA	MAG com proteção gasosa de CO ₂ + Ar
MAGCO	MAG com proteção gasosa de CO ₂
MB	Metal de base
MIG	Metal Inert Gas (Processo de soldagem ao arco elétrico com arame nu com proteção de gás Inerte)
MIGAR	MIG com proteção gasosa de Ar
Mn	Manganês
Mo	Molibidênio
MS	Metal de solda
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
PETRÓBRAS	Petróleo Brasileiro S.A.
PF(G)	Ferrita primária de contorno de grão
PF(I)	Ferrita poligonal intragranular
SAER	Processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido
SAT	Processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular com proteção gasosa de CO ₂
SATCO	SAT com proteção gasosa de CO ₂
SAUT	SAT autoprottegido
Si	Silício

SA10	SAER com eletrodo revestido E 7010 G
SA18	SAER com eletrodo revestido E 7018
Ti	Titânio
UFCG	Universidade Federal de Campina Grande
V	Vanádio
V	Tensão de soldagem
	[v]
v	Velocidade de soldagem
	[m/s]
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTA GG	Zona termicamente afetada de grãos grosseiros

CAPITULO 1

1.0 INTRODUÇÃO

As tubulações para transporte de gás e petróleo estão sujeitas a diferentes condições que incluem altas pressões, elevados níveis de corrosão, altos impactos, etc., necessitando, portanto serem avaliadas sistematicamente para garantir a segurança acerca de vários problemas que venham a ocorrer, principalmente com relação ao vazamento de óleo, que proporciona a degradação do meio ambiente, induzindo a custos altíssimos para a empresa. A exploração de petróleo e de gás em estruturas offshore vem tendo um grande avanço relacionado à engenharia, a fim de obter melhores resultados. E como não poderia ser diferente, o reparo de suas estruturas tanto no mar como em dutos terrestres tem grande importância. Nestas instalações as perdas e danos ambientais têm altos custos, quando comparado com o gasto relativo à manutenção das estruturas, o qual poderia solucionar ou evitar tais problemas.

Por toda extensão da tubulação existe uma região específica para a qual é necessário uma atenção redobrada, que são as juntas soldadas. Essa região requer uma maior atenção na manutenção periódica das tubulações que transportam estes fluidos, visto que nestes locais o risco torna-se maior, devido os grandes defeitos microestruturais presentes nestas regiões, além de serem utilizados sob terrenos acidentados ou em locais de grande

profundidade e, portanto, estando mais sujeita a vazamentos causados por fatores externos e internos à estrutura, (Pankey et al ,1989; Pope, Cunha e Nóbrega, 1982).

A junta soldada é constituída de três regiões bastante importantes que são: *metal base (MB)*, região mais afastada da solda, não afetada pelo processo de soldagem; *zona termicamente afetada (ZTA)* região não fundida do metal de base, que teve sua microestrutura e/ou propriedades mecânicas alteradas pelo ciclo térmico de soldagem e pelo *metal de solda (MS)* que é a parte fundida do material que inclui parte do metal base adjacente e o metal de adição, a qual, se caracteriza por apresentar uma microestrutura completamente diferente daquela do (*MB*), (Perdigão, 1983).

As propriedades mecânicas dos metais de solda são fortemente dependentes do percentual dos diferentes tipos de microconstituintes presente nesta região da junta soldada (Ventrella, V. A.,1999; Zhang, Z. e Farrar, R. A., 1997). Estes percentuais dependem da energia de soldagem do processo e das composições químicas dos metais de base e de adição. Os principais microconstituintes da zona de grãos colunares dos metais de solda de aços ferríticos são: A Ferrita Acicular (AF) , Ferrita Primária (PF), Ferrita Secundária (FS) e a Martensita (M) (Dolby, 1986; Wainer, E., 1995).

Taxas de resfriamento muito lentas dão origem a um maior percentual de PF. Já taxas intermediárias podem originar percentuais maiores de AF e FS, enquanto que a Martensita é formada sob altas taxas de resfriamento, em metais de solda com alto teor de carbono e de elementos de liga. A Ferrita Primária tem a característica de possuir baixa dureza, não apresentando resistência à propagação de trincas. Já a Martensita que apresenta baixa capacidade de acomodar tensões e deformações, tem geralmente alto valor de dureza e é normalmente indesejada no metal de solda, proporcionando baixa tenacidade e o risco de fraturas frágeis na junta soldada. Outro constituinte indesejável é a Ferrita Secundária Alinhada, pois após a nucleação da trinca não impede o seu crescimento (Ale, Jorge e Rebello, 1993; Liu, 1990).

O microconstituente mais desejável, que combina boa tenacidade e dureza intermediária, é a Ferrita Acicular. Este constituinte tem granulometria fina que dificulta a propagação da

trinca. (Maciel, 1989; Farrar & Harrison, 1987; Perdigão, 1987). Entretanto, percentuais elevados deste microconstituente, acima de 70 %, podem conduzir a uma dureza muito elevada proporcionando a diminuição nos valores de tenacidade ou de resistência ao impacto (Svenson & Gretoft, 1990).

A influência da composição química sobre o percentual destes constituintes dependerá do tipo de elemento de liga presente em maior proporção. Elementos de liga como: Mn, Si, Ni, Nb, Mo, Al, Ti, etc, podem favorecer ou não a presença de AF, dependendo do percentual que cada um tem no metal de solda.

Sendo assim, torna-se necessário avaliar as propriedades mecânicas destas diferentes regiões da junta soldada através do controle dos procedimentos e processos de soldagem e a escolha adequada do metal de adição.

As técnicas e os processos de soldagem usadas nestas tubulações, os parâmetros de soldagem, a composição química do metal base e dos consumíveis de soldagem são extremamente importantes para se obter uma solda com a microestrutura adequada, ou seja, uma solda com propriedades mecânicas melhores adaptadas para esta aplicação (Ventrella, V. A., 1999).

O processo de soldagem comumente utilizado para soldas transversais dos dutos é o processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido. Entretanto a utilização de processos semi-automáticos como: MIG/MAG e o SAT, podem proporcionar vantagens no que diz respeito não só a uma maior taxa de deposição de metal, reduzindo o tempo de soldagem e conseqüentemente o custo deste processo, como uma solda com melhores propriedades mecânicas.

A otimização dos procedimentos, materiais de adição e a escolha adequada do processo de soldagem possibilitará permitir uma maior tolerância à presença de defeitos, reduzindo assim o risco de acidentes e a redução de custos para a empresa.

1.1 Objetivos do trabalho

Objetivo Geral

- Avaliar o efeito dos procedimentos de soldagem, sobre as propriedades mecânicas de metais de solda de juntas soldadas de tubos de aço *API 5L X60*, utilizados no transporte de petróleo e gás.

Objetivo Específico

- Avaliar o efeito da composição química sobre a resistência ao impacto e sobre a microestrutura nos metais de solda obtidos por:
 - ✓ Diferentes metais de adição;
 - ✓ Diferentes processos de soldagem.

CAPITULO 2

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços API

Nos últimos trinta anos, tubulações para transporte de energia na forma de hidrocarbonetos pressurizados têm se tornado um dos maiores contribuidores para a saúde econômica do mundo. Ao longo deste tempo, a demanda por tubulações de maiores diâmetros operando sob altas pressões trouxe a necessidade do desenvolvimento de aços de alta resistência, boa soldabilidade, resistência à corrosão etc.. Áreas correlatas também tiveram um grande desenvolvimento, tais como os revestimentos anticorrosivos aplicados e automação dos métodos de inspeção não destrutiva.

A especificação mais referenciada na área de tubulação é a API 5L, formulada pelo Instituto de Petróleo Americano (American Petroleum Institute - API). Simplificadamente, a classificação dos tubos API-5L é baseada no limite de escoamento do material medido na forma de tubo, por exemplo, se o grau é X-70 isto significa que o tubo tem 70 ksi de limite de escoamento. Contudo, requisitos como composição química, tenacidade, controle

dimensional e etc. também fazem parte da classificação para aceitação do tubo como sendo um API (Specification for Line Pipe, 1995).

2.1.1 Histórico do desenvolvimento de aços feitos para tubulação com costura

Tubulação é uma estrutura conceitualmente simples, porém requer uma alta tecnologia desde o seu projeto, passando pela fabricação do aço e do tubo, transporte, até a construção e operação da linha.

O desenvolvimento tecnológico das tubulações foi o resultado do aumento da demanda de energia através do transporte de óleo e/ou gás sob condições cada vez mais severas, sendo que grande ênfase desse desenvolvimento tecnológico decorreu na década de 70 com a crise do petróleo, fazendo com que os países desenvolvidos viessem a utilizar suas reservas de energia. O Brasil teve como meta a pesquisa voltada principalmente para a obtenção de petróleo de águas profundas, na bacia de Campos. Os Estados Unidos, Canadá, Inglaterra e outros países do hemisfério norte voltaram-se para a obtenção e transporte de petróleo de regiões árticas ou de climas bem severos, que envolvem temperaturas abaixo de 273K (Costa, 1989).

A combinação de uma alta tecnologia com o aumento da demanda de energia foram refletidas no desenvolvimento das tubulações da seguinte forma (Terasaki, Hashimoto e Komizo, 1986).

- aumento da eficiência de transporte pelo uso de tubulações de maiores diâmetros;
- aumento da pressão de operação refletindo no aumento da espessura e/ou da resistência mecânica;
- aumento da tenacidade para usos no ártico;
- aumento da resistência à corrosão para transporte de óleo/gás agressivos (CO₂ e H₂S);
- aplicação de revestimentos externos para aumentar a resistência à corrosão ambiental e revestimentos internos visando diminuir o coeficiente de atrito;
- melhoria da soldabilidade, especialmente com respeito às soldas de campo.

Os requisitos vistos acima estão associados a questões econômicas e a disponibilidade de tecnologia. Comumente os dois primeiros itens são referenciados como capacidade operacional, o terceiro como medida do controle de fratura, o quarto e o quinto de fatores ambientais e o último como preocupação construcional (Jones, 1985). Esta tecnologia precisa combinar simultaneamente todos esses fatores, uma vez que há um sincronismo entre eles.

2.1.2 Capacidade operacional

Economicamente, a capacidade operacional tem por objetivos reduzir os custos de transporte pelo aumento da vazão e da pressão na tubulação. Tecnicamente, isto é refletido pelo aumento do diâmetro, pelo aumento da resistência ou pelo aumento da espessura.

O diâmetro das tubulações tem uma relação direta com a largura do material fornecido pela usina, na forma de chapas ou bobinas, e com a resistência do mesmo. Historicamente, observa-se que em 1963 os tubos fabricados pelo processo SAW tinham aproximadamente 700 mm de diâmetro, e atualmente tubulações com 1219 mm estão em operação (Cormier e Dorling, 1998). O aumento desses diâmetros foi acompanhado pelo aumento de resistência mecânica e espessura do material para tubulações com grau até X-70. Para graus superiores ao X-70 é esperada a diminuição do diâmetro e da espessura, conforme mostrado na figura 2.1 (Gray e Fazackerley, 1998). É importante notar que esta tendência, a diminuição do diâmetro e da espessura com aumento da resistência, contraria as expectativas da década de 80, onde era esperado um simultâneo aumento de diâmetro, espessura e resistência.

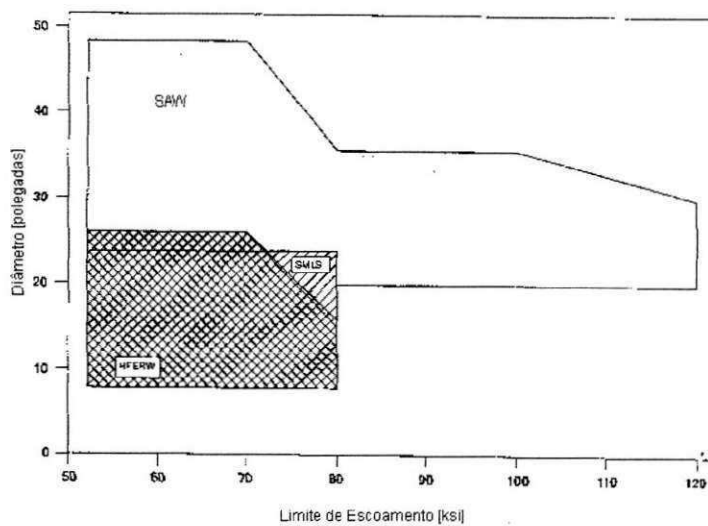


Figura 2.1 - Relação entre resistência e diâmetro de tubos e os processos de fabricação. Fonte: Gray and Fazackerley (1998).

A resistência das tubulações tem seu histórico ligado ao desenvolvimento dos aços, tal que até 1958 aços normalizados de alto carbono eram utilizados para fabricação dos graus X-42, X-46 e X-52. Em 1959, um grau X-52 com baixo teor de carbono foi produzido pelo processo de laminação a quente, resultando no aumento da tenacidade e soldabilidade. Até 1975, tubulações foram fabricadas por aços normalizados ou tratados termomecanicamente, observando-se que a redução de carbono, introdução de microligantes e desenvolvimento de tratamentos termomecânicos apontavam o caminho a ser seguido. Conforme mostrado na figura 2.2, o desenvolvimento de graus até o X-80 foi feito em pequenos incrementos, a partir deste grau há uma abrupta elevação no nível de resistência.

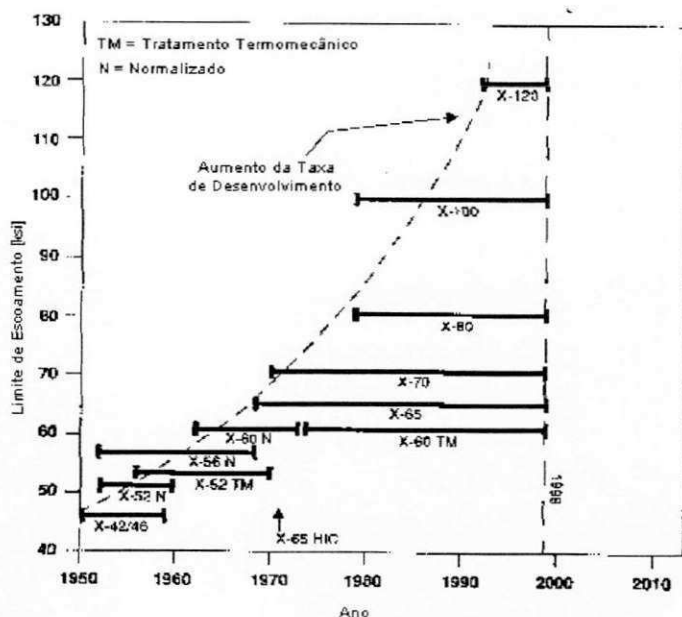


Figura 2.2 - Evolução do desenvolvimento da resistência dos tubos ao longo dos anos. Fonte: Gray and Fazackerley (1998).

A eminente necessidade de melhorar a soldabilidade resultou na redução do nível de carbono, tal como mostrado na figura 2.3, onde se observa que a diferença entre o teor máximo e mínimo vem sendo reduzida conforme maiores graus são utilizados e que o teor máximo de carbono para graus acima de X-75 é de 0,05%.

Para manter-se a resistência com a redução do nível de carbono foi necessária a introdução de microligantes combinados ao processamento termomecânico, resultando em diferentes mecanismos de endurecimento, tais como mostrados na figura 2.4. Desta figura fica evidente que a redução do tamanho de grão é extremamente benéfica para o aumento da resistência do material, além de aumentar a tenacidade e a soldabilidade. Para graus superiores a X-100, a utilização de aços "dual phase" trará a necessidade de desenvolvimento de tecnologias de soldagem, além da adequação do maquinário de certos fabricantes de tubos para a conformação deste material.

Analisando pelo aspecto econômico, vemos que este é um dos maiores condutores de mudanças. A figura 2.5, mostra que em tubos de maior resistência é possível ter-se maior pressão e um menor diâmetro, o que diminui o custo tanto com material como com solda.

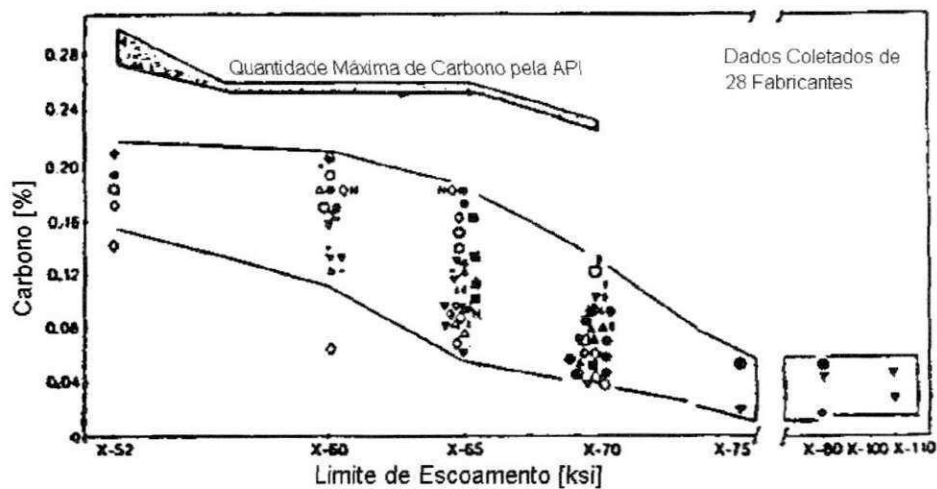


Figura 2.3 - Quantidade de carbono em função do limite de escoamento.

Fonte: Jones (1985).

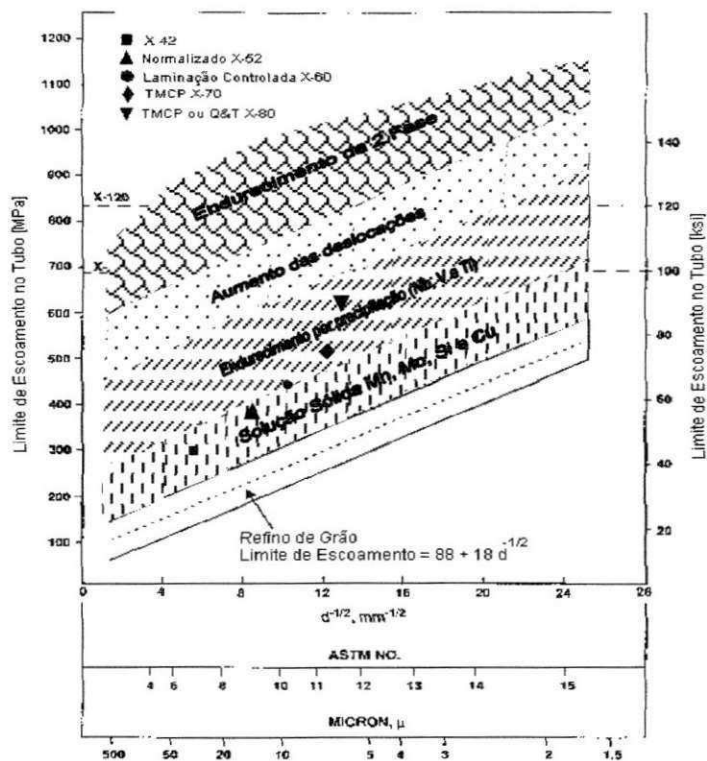


Figura 2.4 - Requisitos necessários para a resistência de chapas laminadas à quente. Fonte: Gray and Fazackerley (1998)

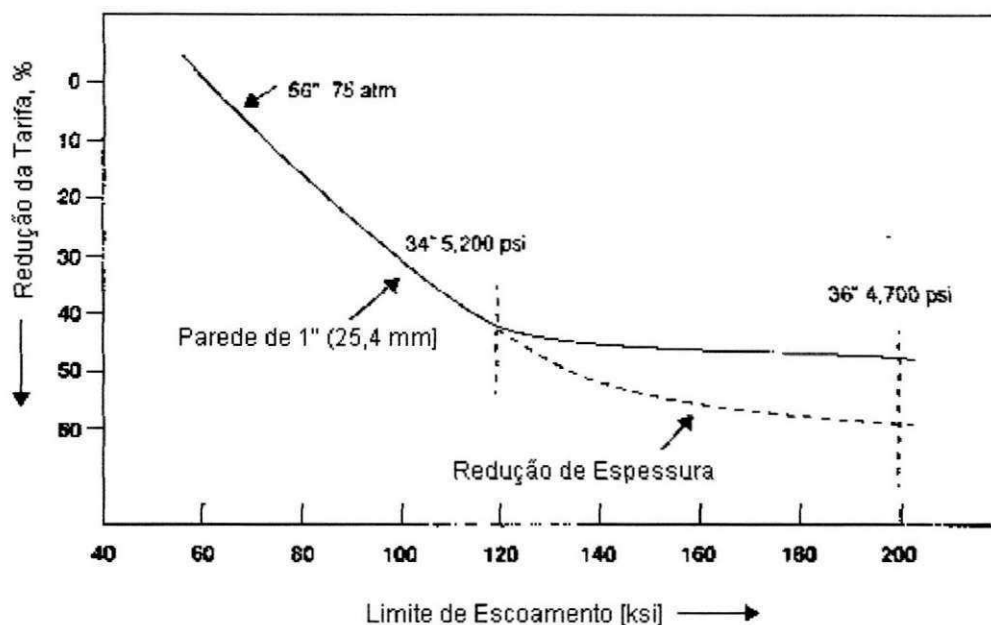


Figura 2.5 - Representação esquemática da redução de custos para uma tubulação de $4,8 \times 10^6$ m. Fonte: Gray and Fazackerley (1998).

2.1.3 Composição química

A composição química de alguns aços API é mostrada na Tabela 2.1, abaixo:

Tabela 2.1 – Composição química de alguns aços API.

Grau	Espessura (mm)	Composição Química (%)										
		C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cu	Ni
X 52	15,88	0,15	1,10	0,25	0,017	0,008	0,032	0,030	-	-	-	-
X 60	19,05	0,14	1,30	0,22	0,018	0,006	0,035	0,030	0,060	-	-	-
X 60	20,62	0,10	0,91	0,20	0,020	0,003	0,034	0,030	0,043	0,022	0,31	0,15
X 65	9,53	0,11	1,40	0,25	0,018	0,005	0,029	0,030	0,040	0,030	-	-
X 70	17,70	0,10	1,58	0,29	0,019	0,005	0,034	0,047	0,063	0,038	-	-

Fonte: Telles (1993)

2.1.4 Propriedades mecânicas

A combinação de alta resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas é obtida através de laminação controlada. As placas são aquecidas a temperatura entre 1423 K e 1513 K, de acordo com as exigências de propriedades mecânicas. A microestrutura refinada é obtida através de uma seqüência de laminação adequada, tanto no estágio inicial como no estágio final, na fase de não recristalização. A deformação total nessa fase varia de 4 a 6 vezes a espessura final do produto e a temperatura final é mantida próxima, ou ligeiramente abaixo do ponto de transformação A_{r3} calculado. Dessa forma, consegue-se obter excelentes combinações de resistência e tenacidade conforme pode ser observado na Tabela 2.2. (Telles, 1993).

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas de alguns aços API.

Grau	Espes. (mm)	Propriedades Mecânicas											
		Chapa						Tubo					
		LE MPa	LR MPa	ALO %	LE/LR %	CE _v (-20°C) J/cm ²	DWTT (-20°C) %	LE MPa	LR MPa	ALO %	LE/LR %	CE _v (-20°C) J/cm ²	DWTT (-20°C) %
X 52	15,88	420	540	40	78	75	100	425	550	38	77	76	100
X 60	19,05	510	610	37	84	90	100	485	630	38	77	110	100
X 60	20,62	490	570	41	86	180	100	470	580	36	81	185	100
X 65	9,53	570	640	33	89	110	100	510	650	29	78	112	100
X 70	17,70	580	650	35	89	115	100	-	-	-	-	-	-

Fonte: Telles, 1993.

LE – Limite de Escoamento;

LR – Limite de Resistência;

ALO – Alongamento;

CE_v – Carbono Equivalente;

DWTT – Ensaio de queda de martelo.

2.2 Microestrutura de metais de solda de aços ferríticos

Durante a decomposição da austenita pode-se formar várias microestruturas nos metais de solda ferríticos, já que as mesmas se formam em função das diferentes taxas de resfriamento e teores de elementos de liga do metal de solda. A nomenclatura mais aceita internacionalmente para identificação desses microconstituintes é proposta pelo documento (1533-88 do II W), onde os constituintes são observados através de microscopia ótica. Segundo este documento os metais ferríticos classificam-se em:

a. Ferrita Primária de Contorno de grão – PF(G)

É o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita, sendo o constituinte de mais fácil identificação do metal de solda devido a seu aspecto claro e liso. Ela adota a forma de veios, delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia, e portanto conferindo-lhe uma forma alongada, figura 2.6. A sua formação deve-se a taxas de resfriamento muito lenta e geralmente não é encontrada em metais de solda de aços de alta resistência, pois o elevado teor de elementos de liga desses aços retarda tanto a nucleação quanto as reações de crescimento difusional que ocorrem no contorno de grão da austenita (Perdigão, 1987; Ventrella, 1999). Esse constituinte se caracteriza pela granulometria grosseira e baixo limite de resistência. Quando junta de outros constituintes de maior resistência, a PF concentra maior deformação conduzindo a iniciação de trinca por clivagem, sendo portanto, indesejável nos metais de solda (Horii & Ohkita, 1992).

b. Ferrita Poligonal Intragranular – PF(I)

Aparece normalmente na forma de grãos de ferrita, geralmente poligonais, encontrados no interior dos grãos da austenita prévia, mas que apresentem dimensões superiores ao triplo da largura média das ripas dos constituintes AF (Ferrita Acicular) ou FS (Ferrita Secundária), que os circundem, visto na figura 2.6 (Perdigão, 1987; Ventrella, 1999).

c. Ferrita Acicular – AF

É um constituinte que se apresenta na forma de grãos extremamente finos de ferrita não paralelas, com diâmetros variando de 1 a 3 μm , separadas por contornos de alto ângulo, e nucleiam-se no interior do grão da austenita prévia sob taxas de resfriamento mais elevadas do que a ferrita primária (Perdigão, 1987; Abson & Ducan, 1988; Ventrella, 1999). Pode incluir ainda ripas isoladas de elevada razão de aspecto. Aparentemente as placas nucleiam-se em inclusões. Vários autores comprovam que a morfologia de AF juntamente com sua alta densidade de discordância lhe confere uma combinação de alta resistência mecânica e alta tenacidade (Svensson & Grefott, 1990; Horii & Ohkita, 1992). Apesar dos efeitos benéficos da presença de AF no metal de solda, percentuais muito elevados deste constituinte podem provocar uma queda da tenacidade, atribuída a um excessivo endurecimento da matriz ferrítica (Farrar, 1987; Jorge, 1993).

d. Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A)

É um constituinte formado por grãos grosseiros e paralelos que crescem ao longo de um plano bem definido, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas. Quando se observar somente duas ripas, estas só devem ser classificadas como FS se a sua relação comprimento largura for superior 4/1. Caso contrário o constituinte deverá ser classificado como AF ou PF. A FS por não possuir contornos de alto ângulo, não oferece resistência à propagação de trincas por clivagem, reduzindo a tenacidade do metal de solda. A nucleação da FS(A) ocorre no contorno de grão, ou dentro do grão austenítico. A figura 2.6, ilustra este tipo de constituinte (Perdigão, 1987; Ventrella, 1999).

e. Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FS(NA)

O mecanismo de formação e as características mecânicas do FS(NA) são os mesmos da FS(A). A diferença é que o FS(NA) não se apresenta em forma paralela como o FS(A). Este constituinte apresenta-se aleatoriamente entre os outros constituintes. (Perdigão, 1987; Horii & Ohkita, 1992; Abson & Ducan, 1988).

f. Agregado de Ferrita-Carboneto – FC

É um constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita, apresentando uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto. O agregado ferrita carboneto é um constituinte de aparência escura, pois apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por microscopia ótica. A presença de carbonetos propicia sítios para nucleação de trincas por clivagem, reduzindo a tenacidade do metal de solda (Costa et al., 1993; Salvador et al., 1995).

g. Martensita - M

Este constituinte forma-se sob altas taxas de resfriamento. Esta condição gera uma distorção na rede cristalina da austenita, causada pelo excesso de carbono em solução sólida, o que proporciona características de elevada dureza e resistência, com baixa tenacidade, sendo portanto, indesejável em metais de solda de aços de alta resistência. Dependendo do teor de C pode-se ter a “martensita em ripas” ou a “martensita maclada”. A martensita em ripas forma-se por um mecanismo de deslizamento, sendo encontrada em aços com teor de C menor do que 0,5% (peso). A martensita maclada é encontrada em aços com teor de C acima de 0,8% (peso). (Perdigão, 1987; Abson & Ducan, 1988).

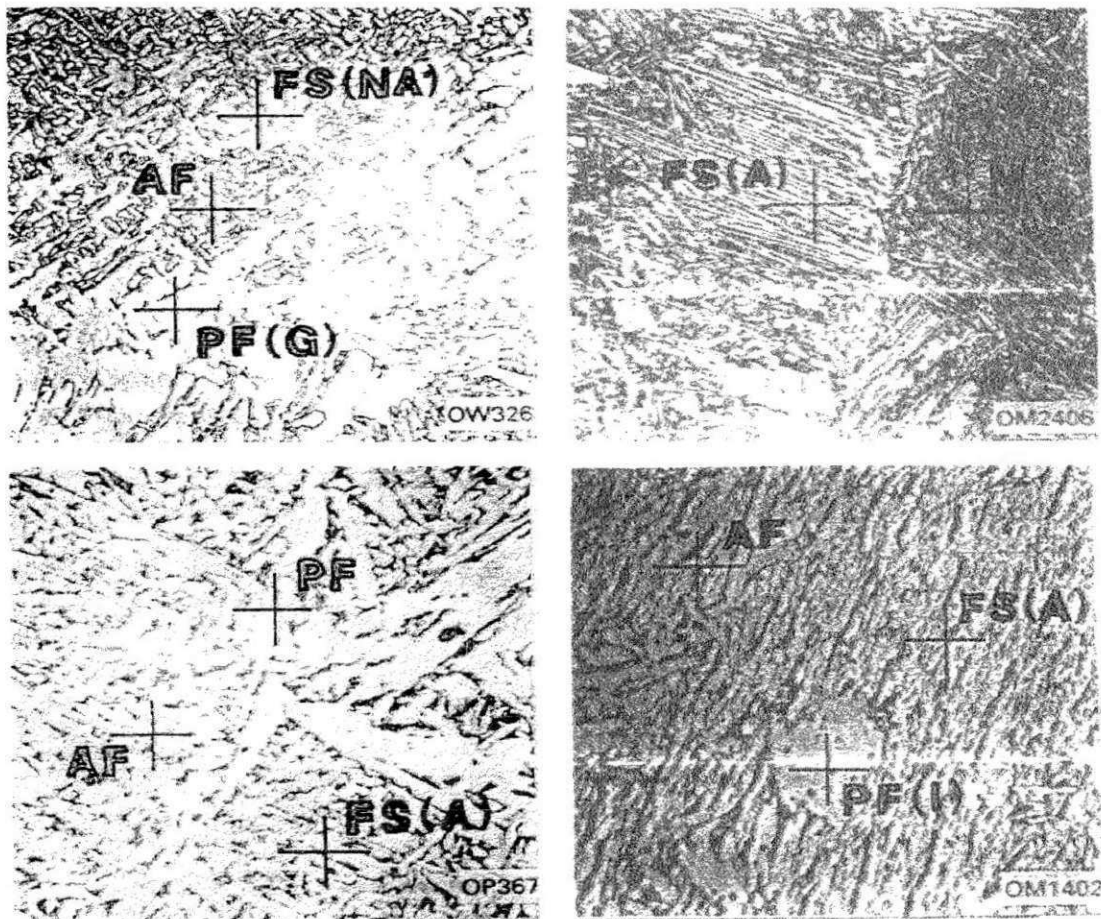


Figura 2.6 – Microestruturas do metal de solda: AF - ferrita acicular, PF - ferrita primária de contorno de grão PF(G) e Intragranular (I), FSA – FSNA – ferrita secundária alinhada e não alinhada. Fonte: Perdigão (1987).

2.3 Influência da composição química na microestrutura do metal de solda

Para se obter um metal de solda com propriedades melhoradas, é necessário que se tenha um conhecimento aprofundado relativo à composição química e a sua relação com a microestrutura do metal de solda. Além do percentual de carbono elementos de liga como o silício, manganês, oxigênio, nióbio, molibdênio, titânio, níquel, etc; têm uma influência significativa no que se refere à microestrutura final do metal de solda.

A necessidade de se obter altos valores de tenacidade no MS implica em maximizar a proporção de AF, que se forma em temperaturas intermediárias (Ferrante, 1989).

Um dos elementos que ampliam a quantidade do microconstituente AF é o manganês. Evans (1980) mostrou que em trabalhos mais completos envolvendo este elemento, o intervalo de 1,4-1,8% Mn resulta nas melhores propriedades de impacto. Em outros trabalhos Svensson e Gretoft (1990), informaram que as melhores propriedades de tenacidade ao impacto são encontradas com uma combinação de 0,07% C e 1,4% Mn. De modo geral o Mn refina a microestrutura quando acima de 1,2% mas inicia a atuar como endurecedor em solução sólida a partir de 1,8%. Neste intervalo ótimo, varia com o tipo de processo, energia de soldagem e com a presença de outros elementos químicos com os quais possa interagir (Evans, 1980). É interessante observar que para o MS com teores de Mn indo de 0,5 a 2,0% , a proporção de AF aumenta continuamente cedendo lugar à microestrutura composta por martensita e bainita para níveis pouco acima de 2,0% (Evans, 1980; Grong, Sievert and Edwards, 1986).

A influência do Si é também bastante complexa, sendo habitual analisá-la em conjunto com o Mn. Ferrante, Bordigdon e Silvestre (1986) em outros trabalhos, apontam 1,5% Mn e 0,3% Si como combinação ótima em termos de energia de impacto. A influência do Si, estudada em recentes trabalhos publicados de Evans (1986), indica que uma faixa de 0,2 a 0,95% aumenta a formação de ferrita acicular (AF), especialmente quando o nível de Mn esta em torno de 1%. Foi também observado por Evans (1986) que teores de Si acima de 0,5% estavam associados a um aumento na proporção de microconstituintes martensita-austenita (M-A), enquanto a de AF não era alterada. De modo geral vários pesquisadores como Ito & Nakanishi (1976), Evans (1986) e Hannerz (1980) determinaram a faixa de 0,15- 0,5% como o teor ótimo de Si e reconheceram a interdependência entre aquele e a proporção de Mn.

Outros elementos que influenciam na formação de ferrita acicular são o Nióbio e o Molibidênio. Microadições de Nb são benéficos às propriedades do aço, entretanto o mesmo não pode sempre ser afirmado com respeito à junta soldada.

Um primeiro modelo explicativo do efeito do Nb foi elaborado por Galard & Kirkwood (1975). Compõe-se de três pontos: (a) aumento da temperabilidade e conseqüente aumento da proporção de AF e da tenacidade; (b) promoção de micro-fases tipo M-A, prejudiciais à tenacidade e (c) precipitação de Nb (C,N), também danosa. Por outro lado, Levine & Hill (1976), concluíram que o Nb favorece a formação de placas de ferrita Widmanstätten. De modo geral é possível concluir que altos teores de Nb e elevada energia de soldagem configuram uma situação favorável à precipitação de Nb (C,N) e ferrita tipo Widmanstätten, ambas prejudiciais à tenacidade.

O percentual de molibdênio aparece pelo retardamento da reação da ferrita poligonal e favorece a formação de estruturas bainíticas (Farrar & Harrison, 1987). A adição de molibdênio acima de 0,5% aumenta a quantidade de AF (Yoshio & Stout, 1979; Garland & Kirkwood, 1975). Isto é claramente demonstrado por Novaes Gomes (1985) no qual diz que para alguns níveis de 1,2% de Mn a adição de 0,15% Mo aumenta o percentual de AF de 45% para 85% ao mesmo tempo em que há um refinamento do tamanho da ferrita acicular. Quando o percentual de Mn diminui para 0,8% a AF não muda porém aparece a formação de FS.

Em estudos realizados por Heisterkamp, Gray & Stuart (1979) e Gray & Stuart (1981) comprovou-se que o uso de arames que contém Mo e particularmente Ti e B propiciam no MS a formação de uma proporção adequada de AF e alta tenacidade, minimizando assim o efeito do negativo do Nb na microestrutura. É possível afirmar que a presença de Ti e B propicia a formação de AF mesmo para altos teores de Nb.

O titânio apresenta um forte efeito sobre o metal de solda, sendo que alguns ppm já são suficientes para alterar tanto a microestrutura quanto às propriedades do metal de solda. Evans (1992), observou que as melhores propriedades de impacto foram obtidas com teores de titânio entre 30 ppm e 200 ppm. Tanto a dureza quanto às propriedades de tração aumentaram com o aumento do teor de Ti.

Estudos realizados por Zhang & Farrar (1997) que relatam a influência do Mn e Ni sobre a microestrutura do metal de solda, observada através de microscopia óptica, mostra a significativa influência destes constituintes. Para um índice de 1,6% Mn com um aumento substancial de Ni de 0 a 1%, observou-se um aumento considerável de ferrita acicular. Quando o percentual de Ni aumentava para 2,5% houve um aparecimento de 6% de martensita na microestrutura associada com o decréscimo da ferrita de contorno de grão. Para maiores adições de Ni, especialmente quando o percentual for maior que 3,5%, ocorre uma considerável redução nos contornos de grãos de ferrita e ferrita secundária (FS) e um aumento da ferrita acicular.

2.4 Processos de soldagem

Uma definição geral do que seria soldagem é um processo que se realiza entre duas partes metálicas afim de uní-las. A soldagem é um processo de união usado para obter a coalescência localizada de metais e não metais, produzidos por um aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição.

A figura 2.7 mostra a evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo.

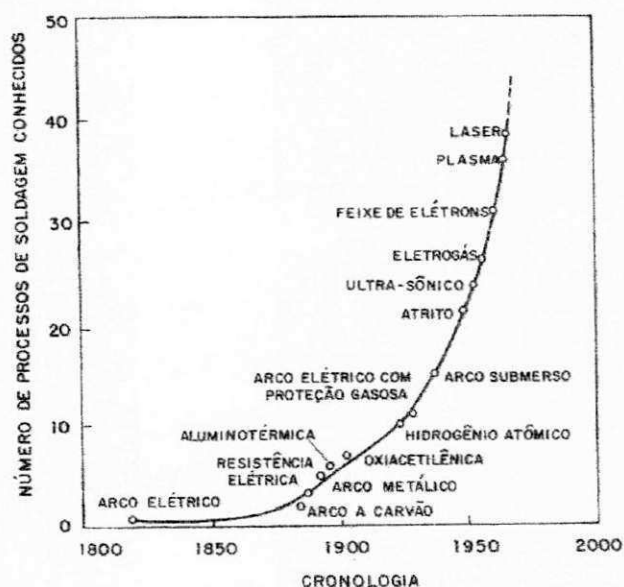


Figura 2.7 – Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo.

Os processos de soldagem têm grandes aplicações na indústria mecânica, e segundo Houldecroft (1979) cada processo de soldagem deve preencher os determinados requisitos:

- Gerar uma quantidade de energia capaz de unir dois materiais, similares ou não;
- Remover as contaminações das superfícies a serem unidas;
- Evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem;
- Propiciar o controle da metalurgia da soldagem, para que a solda alcance as propriedades desejadas.

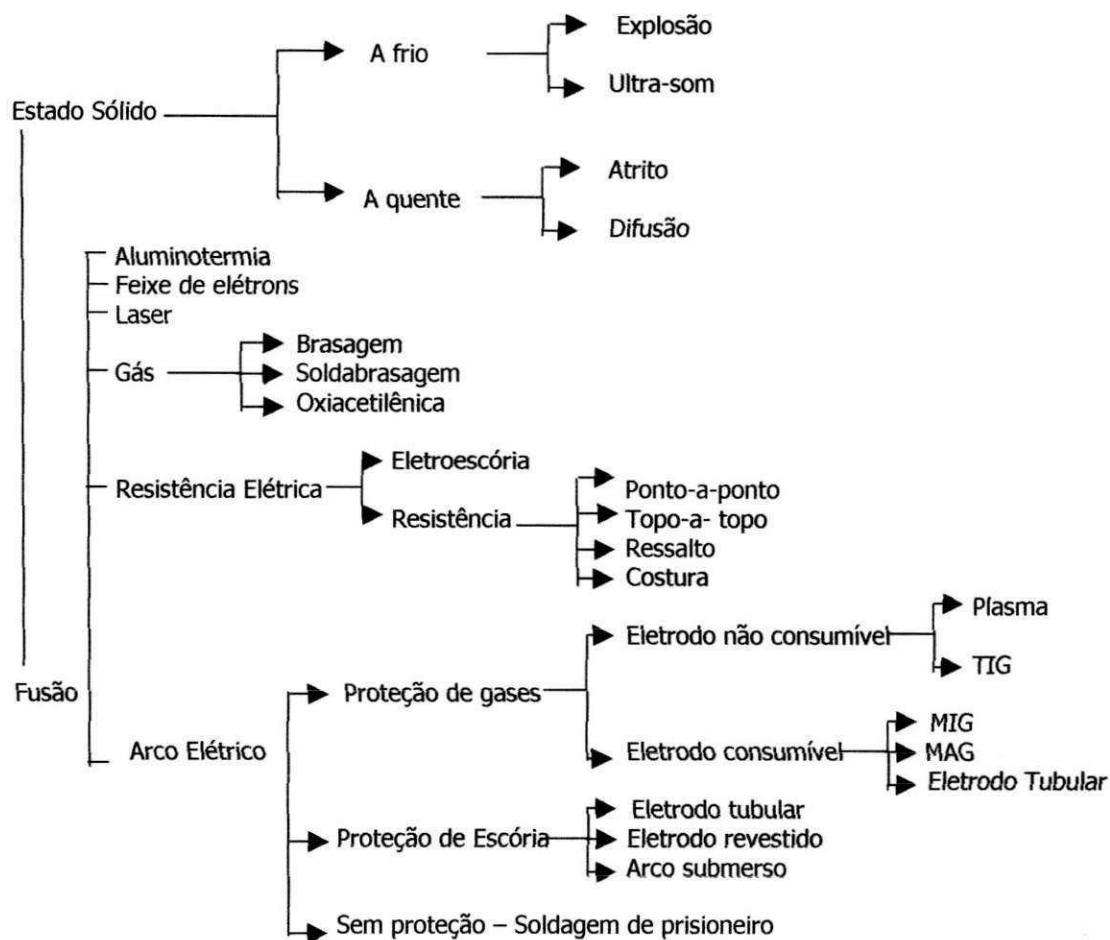
A tabela 2.3, mostra a classificação dos processos de soldagem, de acordo com a fonte de energia e o tipo de proteção.

Tabela 2.3 – Classificação dos processos de soldagem, de acordo com a fonte de energia e o tipo de proteção. Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1995).

Fonte de Energia		Tipo de Proteção					
		Vácuo	Gás Inerte	Gás	Fluxo (Escória)	Sem Proteção	
Mecânica					N	Explosão, Atrito e Ultra-som	
Química	Chama, plasma	N	Plasma (arco não transferido)	Oxiacetilênica			
	Reação Exotérmica	N			Aluminotermia		
Elétrica	Resistência Elétrica	N	N	N	Eletroescória	Topo-a-topo Ponto, Ressalto e Costura	
	Arco Elétrico	Eletrodo consumível	N	MIG	MAG Eletrodo tubular	Eletrodo revestido Arco submerso	Soldagem de prisioneiros
		Eletrodo não consumível	N	TIG Plasma (arco transferido)			Eletrodo de carbono
Energia Radiante	Eletromagnética		Laser		N	N	
	Partículas	Feixe de elétrons			N	N	

O cronograma 2.1, mostra a classificação dos processos de soldagem a partir da natureza da união.

Cronograma 2.1 – Classificação dos processos de soldagem a partir da natureza da união. Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1995).



Dentre todos esses processos de soldagem e de suas fontes térmicas, nos detalharemos aos processos comumente mais utilizados.

Antes de nos atermos aos processos de soldagem serão definidos alguns conceitos e características do arco elétrico, que é um dos meios mais utilizados para se realizar uma soldagem.

2.4.1 Principais processos de soldagem ao arco elétrico utilizados

2.4.1.1 Processo de soldagem com eletrodo revestido (SAER)

Este processo é o grande responsável pela expansão da soldagem e foi o primeiro a obter aceitação como método produtivo e de alta qualidade. É o processo mais utilizado apesar de não ser o mais eficiente, porém é um dos processos mais baratos e de simples manuseio sendo empregado em várias aplicações em grande escala.

A união de metais é produzida pelo calor do arco criado entre um eletrodo revestido e a peça a soldar, como pode ser observado na figura 2.8. O Consumível (eletrodo revestido) consiste num arame, chamado de “alma”, revestido com uma massa formada por diversos compostos minerais, orgânicos e compostos químicos, os quais servem como proteção para o metal fundido, para estabelecer as características operacionais do consumível e também das várias propriedades mecânicas/metalúrgicas do metal de solda.

Este processo se dá de forma manual, sendo necessário que o operador tenha habilidade para obter uma boa solda, com qualidade, etc. A operação é iniciada pelo soldador quando é estabelecido um curto-circuito entre a superfície da peça e o eletrodo, afastando-o logo em seguida e formando, assim, o arco elétrico e a poça de fusão. O processo pode ser utilizado em praticamente todas as ligas ferrosas e muitas não-ferrosas, sendo inconveniente para metais altamente reativos, ou de muito baixo ponto de fusão.

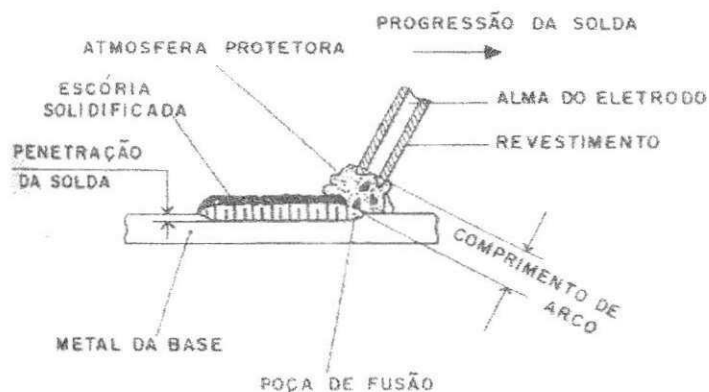


Figura 2.8 – Esquema básico do funcionamento do processo de soldagem. Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1995).

O equipamento básico para soldagem com eletrodo revestido possui uma das mais simples configurações possíveis, em comparação aos outros processos elétricos. O diagrama de interligação do equipamento é mostrado na figura 2.9.

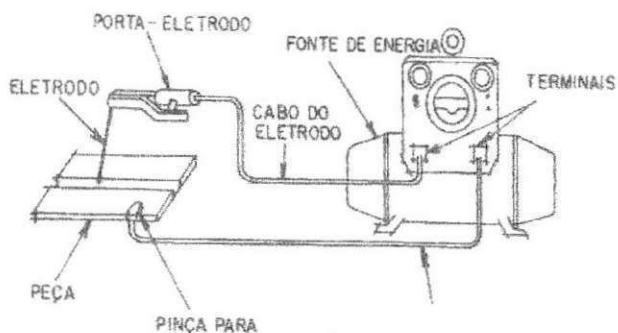


Figura 2.9 – Esquema básico de interligação do equipamento. Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1995).

2.4.1.2 Processo de soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa usando o arame nú como consumível (MIG/MAG)

Nesse processo a soldagem é realizada por um arco elétrico, estabelecido entre um arame nú continuamente alimentado e a peça a soldar. O calor funde a ponta do eletrodo e a superfície do metal base formando assim, a poça de fusão. A proteção da poça de fusão se dá de duas formas (Wainer, Brandi, e Mello, 1995):

- Para o processo (MIG) – “Metal Inert Gas” – usa-se o gás inerte que geralmente pode ser: o argônio e o hélio
- Para o processo (MAG) – “Metal Active Gas” (Proteção Gasosa Ativa) – usa-se o gás ativo, além do fluxo, que geralmente pode ser: o CO₂, argônio + CO₂, ou ainda a combinação desses dois gases.

Os dois processos diferem entre si unicamente pelo gás que utilizam, um vez que os componentes utilizados são exatamente os mesmos. A simples mudança do gás por sua vez, será responsável por uma série de alterações no comportamento das soldagens.

Estes gases, segundo sua natureza e composição, têm uma influência preponderante nas características do arco, no tipo de transferência de metal do eletrodo à peça, na velocidade de soldagem, nas perdas por projeções, na penetração e na forma externa da solda. Além disto, o gás também tem influência nas perdas de elementos químicos, na temperatura da poça de fusão, na sensibilidade a fissuração e porosidade, bem como na facilidade da execução da soldagem em diversas posições. Os gases nobres (processo MIG) são preferidos por razões metalúrgicas, enquanto o CO₂ puro, é preferido por razões econômicas.

A soldagem MIG MAG é um processo em que a união de peças metálicas é produzida pelo aquecimento destas com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo consumível sem revestimento, e a peça de trabalho. A proteção do arco e da região de solda contra a contaminação da atmosfera, é feita por um gás, ou uma mistura de gases. O processo de

soldagem MIG MAG é considerado um processo semi-automático, em que a alimentação do arame-eletrodo é feita mecanicamente através de um alimentador motorizado, ficando para o soldador a responsabilidade pela iniciação e interrupção do arco, além da condução da tocha durante a execução da soldagem.

A alimentação do arco é garantida pela contínua alimentação do arame-eletrodo, enquanto que o comprimento do arco é, em princípio, mantido aproximadamente constante pelo próprio sistema, dentro de certos limites, independente dos movimentos do soldador.

Na figura 10, observa-se o esquema básico do processo de soldagem MIG/MAG..

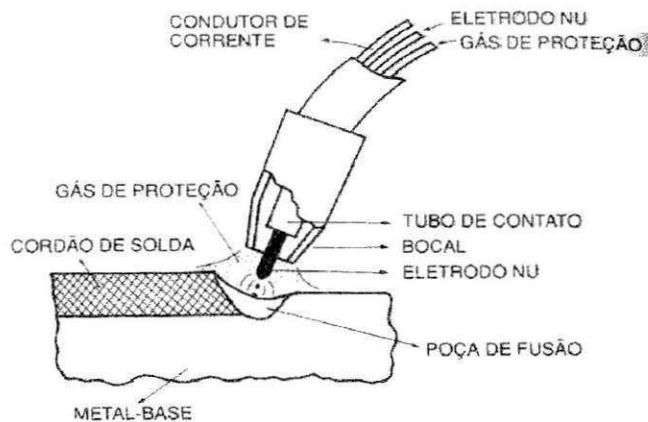


Figura 2.10 – Esquema básico do processo de soldagem MIG/MAG.

Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1995).

O equipamento básico para soldagem MIG MAG consiste de uma fonte de energia, uma tocha de soldagem com um jogo de bocais, um alimentador de arame, um sistema de controle, um par de cabos elétricos, um jogo de válvulas redutoras para o gás de proteção, canalizações para transporte do gás (água se houver), uma fonte para o gás de proteção e uma garra para fixação do cabo a peça. Estes equipamentos podem ser vistos na figura 2.11.

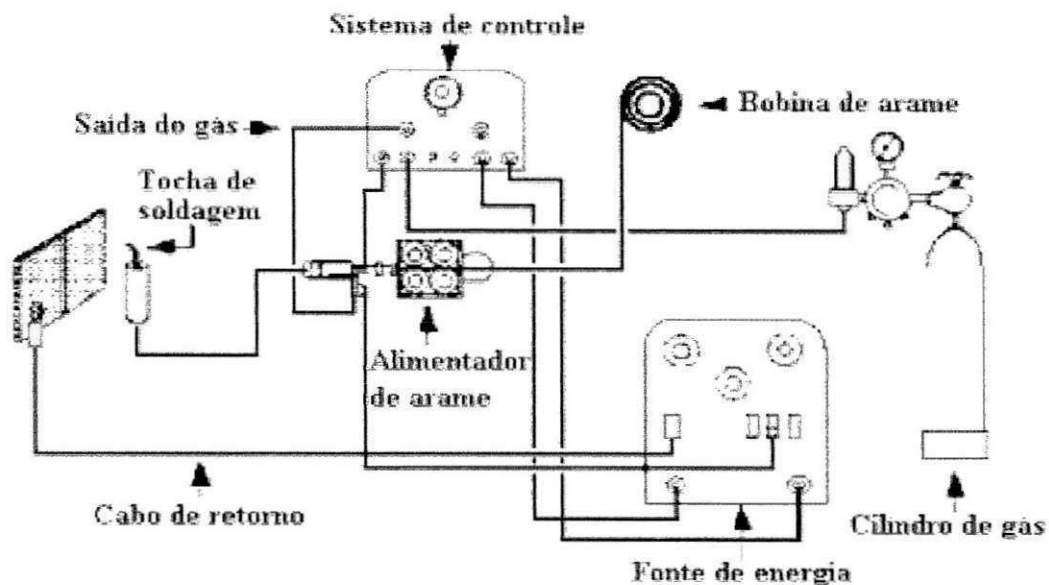


Figura 2.11 – Esquema dos equipamentos para o processo MIG/MAG.

Fonte: Wainer, Brandi, e Mello (1995).

A operação é semi-automática ou automática, podendo ainda ser soldadas as ligas ferrosas e não-ferrosas.

Vantagens

- O processo semi-automático é bastante versátil, podendo ser adaptado facilmente para soldagem automática;
- O eletrodo nu é continuamente alimentado;
- A velocidade de soldagem é elevada;
- A taxa de deposição é elevada devido a densidade de corrente alta na ponta do arame;
- Não há formação de escória e, conseqüentemente, não se perde tempo na sua remoção, nem se corre o risco de inclusão de escória na soldagem em vários passes;
- Baixo teor de hidrogênio;
- Problemas de distorção e tensões residuais diminuídos;
- Soldagem com visibilidade total da poça de fusão;
- Facilidade de execução da soldagem.

Limitações

- Maior velocidade de resfriamento, por ser um processo que proporciona uma alta taxa de deposição de material, resultando em uma alta velocidade de soldagem que aumenta a ocorrência de trincas, principalmente no caso de aços temperáveis;
- A soldagem deve ser protegida de correntes de ar;
- A soldagem é dificultada em locais de acessos difíceis;
- Grande emissão de raios ultravioleta;
- Equipamentos de soldagem mais caro e mais complexo que o do eletrodo revestido;
- Equipamento menos portátil que o processo de soldagem com eletrodo revestido.

2.4.1.3 Processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular (SAT)

O processo de soldagem por arame tubular é definido como sendo um processo de soldagem por fusão, onde o calor necessário a ligação das partes é fornecido por um arco elétrico estabelecido entre a peça e um arame alimentado continuamente. É um processo semelhante ao processo MIG/MAG, diferindo deste pelo fato de possuir um arame no formato tubular, que possui no seu interior um fluxo composto por materiais inorgânicos e metálicos que possuem várias funções, entre as quais a melhoria das características do arco elétrico, a transferência do metal de solda a proteção do banho de fusão e em alguns casos a adição de elementos de liga, além de atuar como formador de escória.

A poça de fusão produzida, é envolvida por escória e gases resultantes da decomposição do fluxo. A maior dificuldade a ser contornada, se refere à proteção que a escória líquida deve fornecer ao metal, quando esse é transferido desde o eletrodo para a poça de fusão.

Os equipamentos utilizados para soldagem com arames tubular autoprotetidos e com proteção gasosa são similares. A diferença básica reside no fato de o equipamento para soldagem com proteção gasosa possuir um sistema de envio e controle dos gases ao ponto de trabalho. A figura 2.12, mostra o equipamento básico para soldagem com arame tubular.

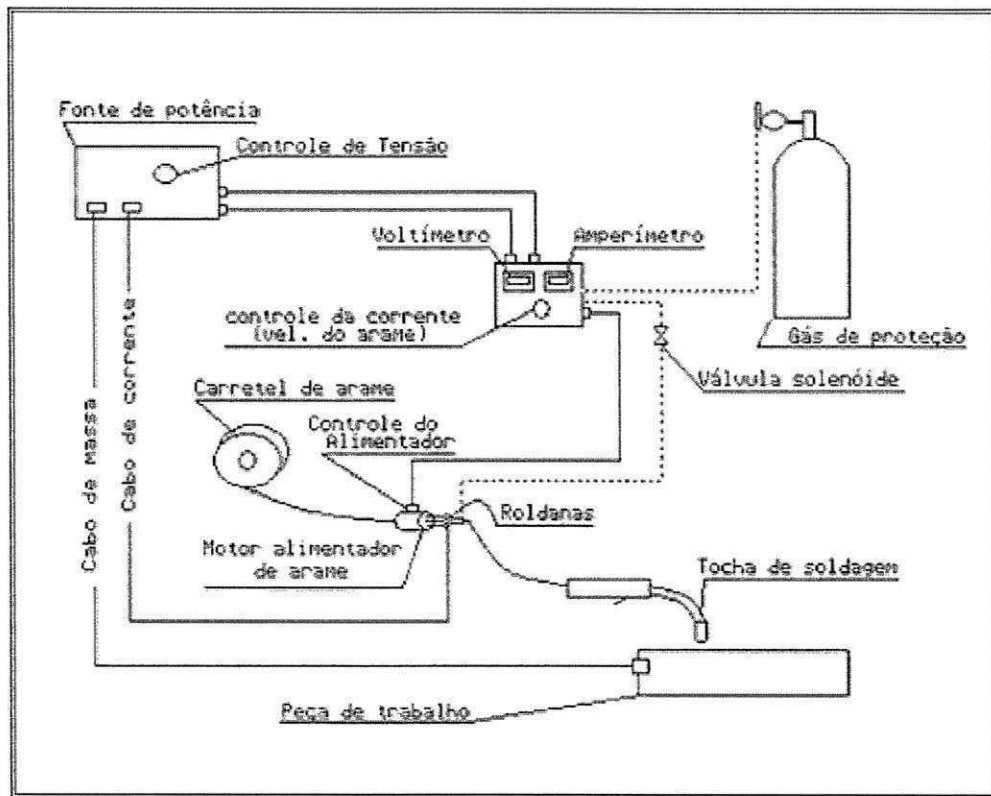


Figura 2.12- Equipamento básico para soldagem com arame tubular.

Nesse processo a soldagem pode ser realizada no modo autoprotegido, onde somente a escória e os gases produzidos pela decomposição de alguns dos seus componentes protegem o metal de solda da atmosfera. Outro modo é com a utilização de um gás adicional, geralmente CO₂ puro, ou mistura desse gás com o argônio e algumas vezes também com oxigênio sendo muito parecido com o processo MIG/MAG.

Quando comparado com os processos de soldagem MIG/MAG e eletrodo revestido, o arame tubular apresenta uma maior taxa de deposição na posição plana. A mesma razão entre a massa do metal depositado e a do eletrodo consumido, ou eficiência de deposição, se encontra geralmente entre 85 a 90 % com soldagem protegida com gás.

O arame tubular é um processo bastante versátil, podendo ser empregado em soldas de aços com espessuras desde cerca de 2 até 75 mm, ou até maiores, com velocidade de operação tão grande quanto 10 mm/s.

Como principais fatores negativos, deve ser considerada a relativa alta vazão do gás (cerca de 40 % maior que no processo MIG); o preço atual do consumível que chega até cerca de 3 (três) vezes maior que o consumível do processo MIG, além da presença de escória o que exige limpeza (Wainer, Brandi e Mello, 1995).

2.5 Ensaio de dureza

Por ser um tipo de ensaio mecânico, o ensaio de dureza está incluso entre os tipos de ensaios destrutivos, apesar de que em vários casos, ele não venha a destruir a peça. Mede-se forçando um indentador a penetrar na superfície da amostra. O indentador é geralmente uma esfera, uma pirâmide ou um cone de diamante; é feito de um material muito mais duro do que o material a ser ensaiado como: aço temperado, carboneto de tungstênio ou diamante.

Pode-se então estabelecer uma relação empírica entre a dureza e a resistência mecânica de um material metálico. O ensaio de dureza é muito mais simples do que o ensaio de tração e pode ser *não-destrutivo*. Por essas razões, o ensaio de dureza é extensivamente utilizado em controle de qualidade na indústria (Smith, 1998).

2.5.1 Dureza vickers

Como se sabe, o ensaio de dureza Vickers consiste em se aplicar, sob uma carga preestabelecida, um penetrador piramidal sobre a superfície polida do material em estudo. A impressão, assim, tem o aspecto de uma pirâmide, e o valor de dureza é calculado a partir da média das duas diagonais de sua base, que forma um losango regular. Essas diagonais são medidas através de uma ocular presente na máquina de dureza.

A magnitude da carga a ser aplicada no ensaio é função da dureza do material em estudo, gerando uma impressão regular, sem deformação e com tamanho adequado para medição. Obviamente, para um mesmo material, quanto maior o valor da carga maior será a impressão produzida. A seleção do valor de carga permite ainda a medição da dureza de fases

discretas da microestrutura, que devem ser reveladas previamente através de polimento e ataque metalográfico.

a) Vantagens e técnica de ensaio

O penetrador é uma pirâmide de diamante de base quadrada, com um ângulo de 136° entre as faces opostas. Esse ângulo produz valores de impressões semelhantes a dureza Brinell, como pode ser observado na figura 2.13. Como todas as impressões são semelhantes entre si, não importando o seu tamanho, a dureza Vickers (HV) independe da carga, isto é, o número de dureza obtido é o mesmo, qualquer que seja a carga usada para materiais homogêneos. (Souza, 1974).

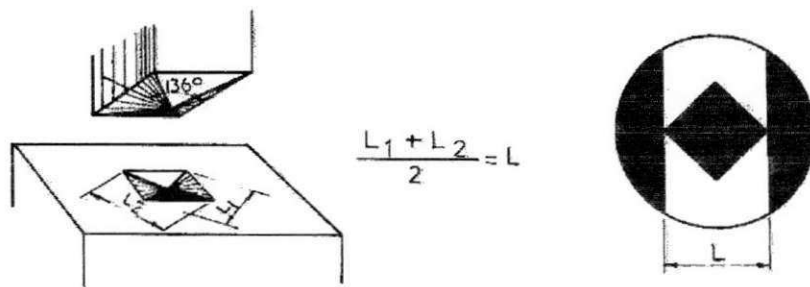
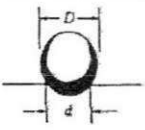

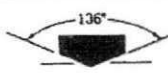



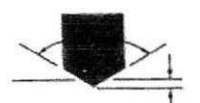







Figura 2.13 – Penetrador e impressão Vickers. Fonte: Souza (1974).

Para este tipo de dureza, a carga varia de 1 até 100 ou 120 kgf. A mudança da carga é necessária para se obter uma impressão regular, sem deformação e de tamanho compatível, a fim de medir corretamente as dimensões no visor da máquina.

A forma da impressão é um losango regular e sua expressão para cálculo de dureza está demonstrada na tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Ensaio de dureza. Fonte: Smith (1998).

Ensaio	Indentador	Forma da indentação		Carga	Fórmula do número de dureza
		Vista lateral	Vista de topo		
Brinell	Esfera de aço ou carboneto de tungstênio, com 10 mm de diâmetro			P	$NDB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
Vickers	Pirâmide de diamante			P	$NDV = \frac{1,72 P}{d_1^2}$
Microdureza Knoop	Pirâmide de diamante			P	$NDK = \frac{14,2 P}{l^2}$
Rockwell					
A C D	Cone de diamante			60 kg R_A	100-500r
				150 kg R_C	
				100 kg R_D	
B F G	Esfera de aço com 1,6 mm de diâmetro			100 kg R_B	130-500r
				60 kg R_F	
				150 kg R_G	
E	Esfera de aço, com 3,2 mm de diâmetro			100 kg R_E	

Fonte: H. W. Hayden, W. G. Moffatt e J. Wulff, "The Structure and Properties of Materials", vol.III, Wiley, 1965, p.12.

A aplicação da carga ocorre levemente na superfície plana da amostra. A mesma é mantida por cerca de 20s, depois retirada e analisada por meio de um microscópio acoplado no equipamento.

Vantagens do ensaio de dureza vickers:

- 1) Escala Contínua;
- 2) Impressões extremamente pequenas que não inutilizem a peça;
- 3) Grande precisão de medida;
- 4) Deformação nula do penetrador;
- 5) Existência de apenas uma escala;
- 6) Aplicação para toda a gama de durezas encontradas nos diversos materiais;
- 7) Aplicação em qualquer espessura de material, podendo medir durezas superficiais.

2.5.1.1 Microdureza Vickers

A microdureza Vickers envolve o mesmo procedimento prático que o ensaio Vickers, só que utiliza cargas menores que 1 kgf. A carga pode ter valores tão pequenos como 10 gf. Na microdureza, como a carga aplicada é pequena, a impressão produzida é microscópica.

a) Aplicação e tipos de microdureza

O problema da determinação das profundidades de superfície carbonetada, de têmpera, etc., além da determinação de durezas de constituintes individuais de uma microestrutura, de materiais frágeis, de peças pequeníssimas ou extremamente fina, é geralmente solucionado pelo uso da microdureza.

Quanto ao tipo de penetrador, há dois tipos de microdureza:

- 1) **Vickers** – mesma técnica da dureza vickers normal
- 2) **Knoop** – utiliza um penetrador em forma de uma pirâmide alongada, que produz uma impressão conforme mostra a tabela 2.13.

Como a impressão da dureza Knoop é menos profunda e de formato mais alongado, comparada com a Vickers (figura 2.14), é possível então ser usada na determinação de finas regiões de camadas eletrodepositadas ou endurecidas.

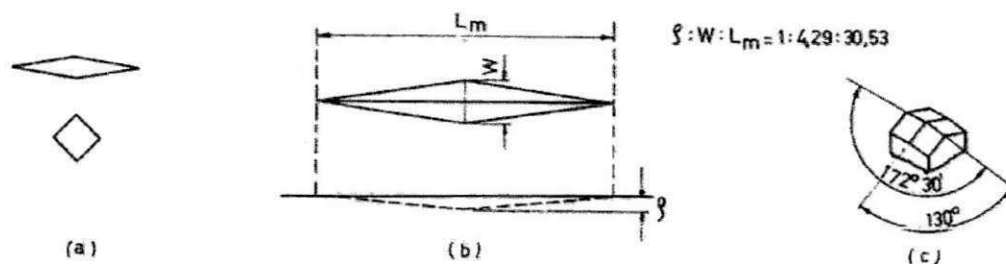


Figura 2.14 – (a) Comparação do tamanho de uma impressão Knoop e Vickers para uma mesma carga aplicada, (b) Impressão Knoop em detalhes e (c) Penetrador Knoop. Fonte: Souza (1974).

A profundidade da impressão Knoop é menor que a metade da profundidade causada pela impressão vickers com a mesma carga, sendo possível com a dureza Knoop medir a dureza de materiais extremamente frágeis como vidro ou certas tintas. A área de uma impressão Knoop é cerca de apenas 15% da área de uma impressão Vickers com a mesma carga.

b) Cuidados a serem tomados na microdureza

A preparação do corpo de prova deve ser feita metalograficamente, em vista da pequena carga a ser aplicada.

Usando-se cargas muito baixas, pode haver uma pequena recuperação elástica, além de produzirem impressões muito pequenas, que podem prejudicar a medida da diagonal maior da impressão, devido à dificuldade de se localizar as pontas da diagonal. Esses fatores provocam erros no ensaio, resultando em valores de dureza maiores que o verdadeiro.

O tempo de manutenção da carga deve ser por volta de 18s e a velocidade de aplicação de carga deve estar entre 1 a 20 μ/s ; velocidades maiores dão valores mais baixos de dureza.

A calibração da máquina de ser realizada freqüentemente, devido o erro na aplicação da carga alterar muito o valor de dureza.

O penetrador deve terminar numa ponta, caso contrário poderão ocorrer erros graves na dureza. Erros na medida das diagonais ocasionam grandes erros na medida da microdureza quanto menor é a carga usada (Souza, 1974).

2.6 Ensaio de impacto

O ensaio de impacto Charpy permite estudar os efeitos das cargas dinâmicas. Este ensaio é usado para medir a tendência de um metal se comportar de maneira frágil. É um dos métodos mais simples usados para desenvolver a curva de transição dúctil-frágil. O choque ou impacto representa um esforço de natureza dinâmica, porque a carga é aplicada repentina e bruscamente.

No impacto, não é só a força aplicada que conta. Outro fator importante é a velocidade de aplicação da força, onde associadas traduz em energia.

O ensaio de impacto consiste em medir a quantidade de energia absorvida por uma amostra do material, quando submetida à ação de um esforço de choque de valor conhecido. Na figura 2.15, podemos observar uma fotografia de uma máquina real de teste Charpy usada em laboratório.



Figura 2.15 – Fotografia de máquina de ensaio Charpy.

O corpo de prova é padronizado e provido de um entalhe para localizar a sua ruptura e produzir um estado triaxial de tensões, quando é submetido a uma flexão de impacto, produzida por um martelo pendular (Souza, 1974; Smith 1998).

O entalhe produz um estado triaxial de tensões, suficiente para provocar uma ruptura de caráter frágil, mas apesar disso, não se pode medir satisfatoriamente os componentes das tensões existentes, que podem mesmo variar conforme o metal usado ou conforme a estrutura interna a que o metal apresente. O ensaio de impacto em corpos de prova entalhados tem limitada significação e interpretação, sendo útil apenas para a comparação de materiais ensaiados nas mesmas condições.

O resultado do ensaio é apenas uma medida da energia absorvida e não fornece indicações seguras sobre o comportamento do metal ao choque em geral, o que seria possível se pudesse ensaiar uma peça inteira sob condições da prática (Souza, 1974; Smith 1998).

2.6.1 O teste de ensaio Charpy

O método mais comum para ensaiar metais é o do golpe, desferido por um peso em oscilação. A máquina correspondente é o martelo pendular. O pêndulo é levado a uma certa posição, onde adquire uma energia inicial. Ao cair, ele encontra no seu percurso o corpo de prova, que se rompe. A sua trajetória continua até certa altura, que corresponde à posição final, onde o pêndulo apresenta uma energia final, como mostra a figura 2.16. A diferença entre as energias inicial e final corresponde à energia absorvida pelo material.

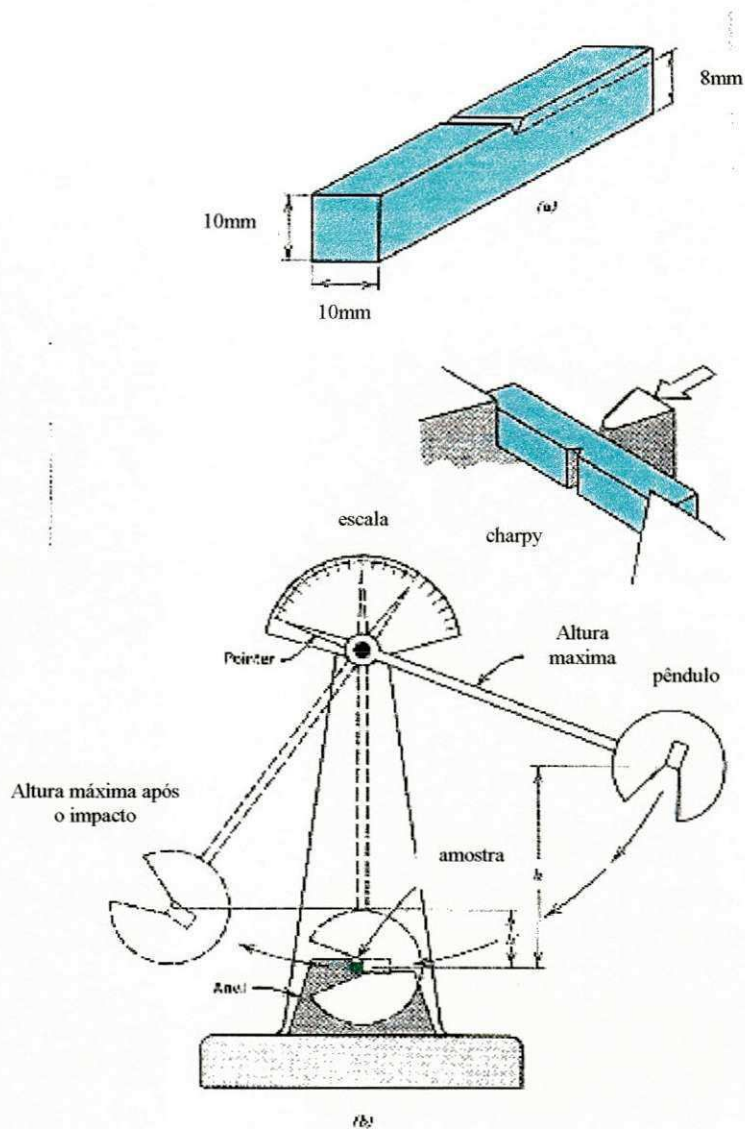


Figura 2.16 – Esquema mostrando o funcionamento, dimensões do corpo de prova Charpy com entalhe em V e seu apoio na máquina. Fonte: Smith (1998).

Quanto menor for a altura atingida pelo martelo, mais energia o corpo de prova absorve. Essa energia é lida diretamente na máquina de ensaio.

A região entalhada é submetida a um estado triaxial de tensões, que depende das dimensões do corpo de prova e do entalhe. A tensão transversal na base do entalhe depende da relação entre a largura na parte entalhada do corpo de prova e do raio do entalhe (figuras 2.16 e 2.17); quanto maior for essa relação, maior será a tensão transversal. Por isso, esse ensaio não fornece um valor quantitativo da tenacidade do metal, porque ele representa apenas a tenacidade para um dado estado de tensões causado pela geometria do entalhe usado.



Figura 2.17 – Fotografia de corpo de prova para ensaio Charpy, contendo entalhe em V.

A energia medida é um valor relativo e comparativo entre dois ou mais resultados, se esses forem obtidos nas mesmas condições de ensaio, isto é, mesma temperatura, mesmo tipo de entalhe e mesma máquina.

2.6.3 Corpos de prova especificados

Os corpos de provas entalhados são especificados pela norma americana E-23-96 da ASTM. Estes corpos de prova Charpy podem ser divididos em três tipos, conforme a forma de seu entalhe, sendo dos tipos A, B e C, tendo todos uma seção quadrada de 10mm de lado e um comprimento de 55mm. O entalhe é feito no meio do corpos de prova e no tipo A, tem uma forma de um V, no tipo B, a forma de uma fechadura e no tipo C, a forma de um U invertido.

Em geral, os entalhes do tipo A (mais agudos e profundos), são usados para mostrar a diferença de energias absorvidas nos ensaios de metais de caráter mais dúcteis ou com velocidades menores de ensaio, pois, daí, têm-se condições mais propícias para causar uma ruptura com tendência a ter caráter frágil, pelo aumento da tensão radial (normal à raiz do entalhe) em relação à tensão transversal de cisalhamento. A figura 2.18, mostra o desenho dos corpos de prova (Souza, 1974).

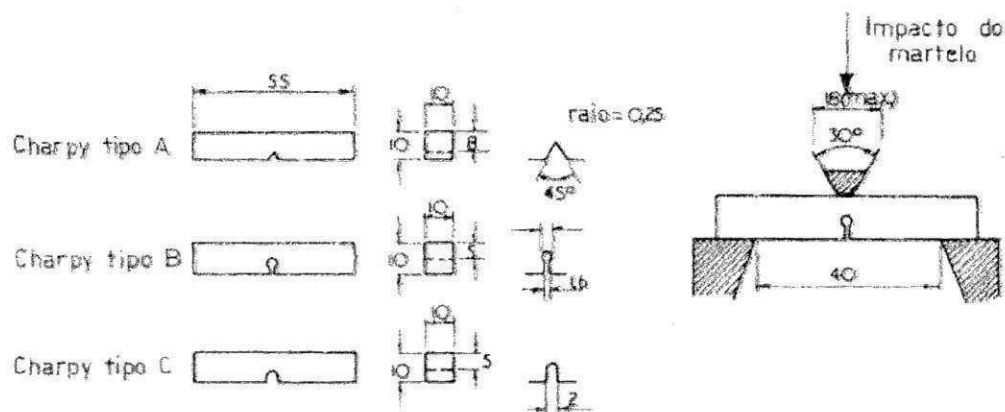


Figura 2.18 – Corpos de prova charpy recomendados pela ASTM e ABNT para ensaio de impacto. Fonte: Souza (1974).

2.6.3 Classificação das fraturas

Macroscopicamente a fratura de uma amostra pode ser classificada em dúctil ou fibrosa e frágil ou cristalina, conforme seja grande ou pequena a intensidade de deformação plástica que acompanha a fratura. A fratura pode tomar duas direções dentro do cristal: ou ela se propaga entre os grãos do metal policristalino, chamada fratura intragranular, ou ela se propaga através dos grãos, chamada fratura transgranular (Souza, 1982).

Segundo Souza (1982), os mecanismos de fratura são analisados através da microscopia eletrônica de varredura podendo apresentar:

- Fratura plástica – onde estão incluídas as fraturas por deformação plástica ininterrupta e a fratura por formação e coalescência de microcavidades;
- Fratura por clivagem – onde a separação se dá pelo avanço simultâneo de várias trincas em planos cristalográficos paralelos;
- Fratura por quase-clivagem – onde a diferença da anterior só pode ser distinguida pro fenômenos microscópicos que acontecem na superfície da fratura;
- Fratura por fadiga.

2.6.3.1 Fraturas frágil e dúctil

As fraturas frágeis caracterizam-se pelo aspecto cristalino e as fraturas dúcteis apresentam aparência fibrosa. Os materiais frágeis rompem-se sem nenhuma deformação plástica, de forma brusca. Por isso, esses materiais não podem ser utilizados em aplicações nas quais sejam comuns esforços bruscos, como em eixos de máquinas, bielas, etc.

Um metal muito endurecido normalmente exibe uma zona plástica muito pequena ou nula, com pequena deformação plástica (Souza, 1982).

Para estas aplicações são desejáveis materiais que tenham capacidade de absorver energia e dissipá-la, para que a ruptura não aconteça, ou seja, materiais que apresentem tenacidade adequada.

Esta propriedade está relacionada com a fase plástica dos materiais e por isso se utilizam as ligas metálicas dúcteis neste tipo de aplicação. Essa fratura advém em consequência de um cisalhamento prolongado nos planos de escorregamento do cristal.

Porém, mesmo utilizando-se ligas dúcteis, com resistência suficiente para suportar uma determinada aplicação, verificou-se na prática que um material dúctil pode romper-se de forma frágil (Souza, 1982).

Um material normalmente dúctil pode romper-se sem deformação plástica apreciável, ou seja, de maneira frágil, quando tais condições forem constatadas:

- Velocidade de aplicação da carga suficientemente alta;
- Trinca ou entalhe no material;
- Temperatura de uso do material suficientemente baixa.

Alguns materiais são mais afetados pela alta velocidade do choque, apresentando uma maior sensibilidade à esta variável.

Uma trinca promove concentração de tensões muito elevadas, o que faz com que a maior parte da energia produzida pela ação do golpe seja concentrada numa região localizada da peça, com a conseqüente formação da fratura frágil. A existência de uma trinca, por menor que seja, muda substancialmente o comportamento do material dúctil.

Esta característica do material dúctil, de comportar-se como frágil devido a trinca, é freqüentemente chamada de sensibilidade ao entalhe (Souza, 1982).

CAPITULO 3

MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 Material

O material utilizado para o desenvolvimento deste trabalho consistiu de um tubo de aço API 5L X60, cedido pelo CENPES (PETROBRAS), utilizada em transporte de petróleo.

A tubulação contém as seguintes dimensões: diâmetro $\phi = 20''$ (508 mm) e espessura $e = 11/16''$ (17.5 mm). A figura 3.1, apresenta a fotografia desta tubulação especificada acima.



Figura 3.1 – Tubo de aço API 5L X60.

3.2 Procedimentos experimentais

3.2.1 Corte e usinagem do tubo

Foi realizado inicialmente o trabalho referente a cortes transversais (corte oxi-acetileno), deste tubo. Foram cortados um total de 05 anéis, com comprimentos que variaram de 25 a 30 cm, conforme figura 3.2.

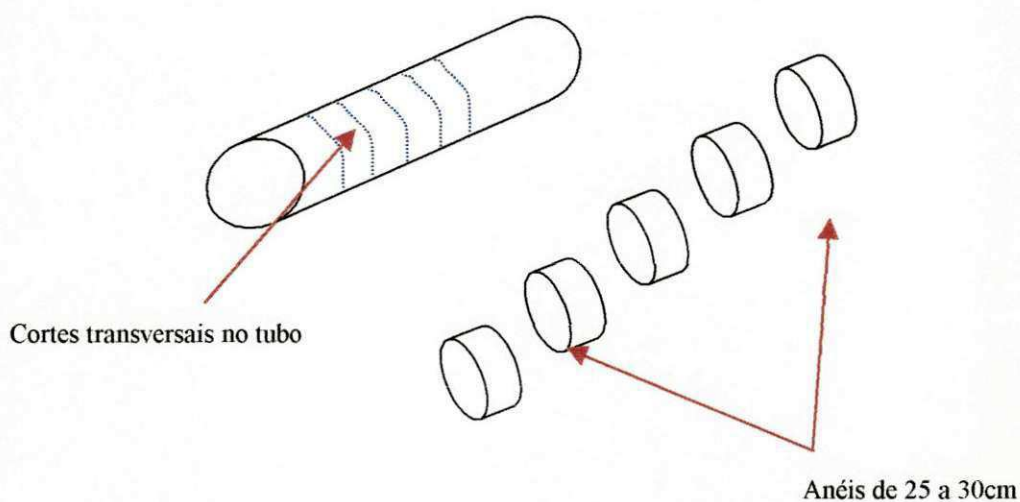


Figura 3.2 – Representação gráfica de cortes transversais no tubo de aço API 5L X60.

Logo após, os anéis foram conduzidos a oficina do DEM para serem usinados, e assim confeccionar os chanfros em V para cada peça, como mostra a figura 3.3.

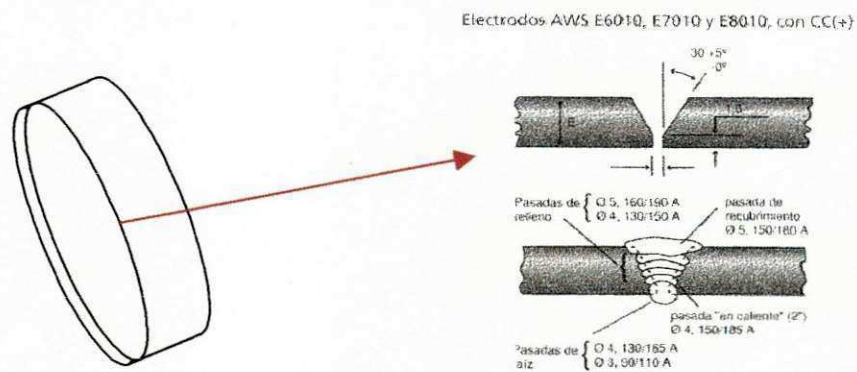


Figura 3.3 – Representação gráfica do chanfro em V realizado na tubulação de aço API 5L X60.

De posse das peças usinadas no torno da oficina, em forma de anéis e já com o chanfro em V, foram cortadas na serra pedaços de aproximadamente 40 cm dos anéis para posterior soldagem, como pode ser observado na figura 3.4.



Figura 3.4 – Fotografia de peça usinada com chanfro em V, para posterior soldagem.

Após todo esse processo de corte e usinagem do tubo em estudo, foram realizadas as soldagens por diferentes processos de soldagem. Posteriormente as peças foram reusinadas a fim de se confeccionar os corpos de prova e amostras para serem analisados a composição química do metal de solda e de base e ainda a realização de ensaios mecânicos como: os ensaios de dureza Vickers, ensaios metalográficos e ensaios de impacto Charpy.

3.2.2 Soldagem das seções de tubos cortadas

As soldas foram executadas com três passes de enchimento além do passe de raiz.

Os processos de soldagem utilizados foram: ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER), ao Arco Elétrico com Arame Tubular (SAT) com e sem proteção gasosa de CO₂, ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa Ativa (MAG) com proteção de CO₂ e mistura de 25% de CO₂ + Ar (Argônio) e o processo ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa Inerte (MIG) utilizando argônio puro como gás de proteção.

Foram utilizados os seguintes metais de adição por processo de soldagem: Processo (SAER) – Eletrodos AWS E 7010G e AWS E 7018, com $\phi = 3,2$ mm; Processo (SAT) com proteção gasosa – Arame AWS E 71T1-1, com $\phi = 1,2$ mm, Processo (MAG) – Arame AWS ER 70S-6 com $\phi = 1,2$ mm e o Processo (SAT) sem proteção gasosa – Arame autoprottegido AWS E 71T-11 ou ASME E 4801T-11 com $\phi = 1,1$ mm. Todos os passes de raiz das amostras foram realizados pelo processo SAER, com eletrodo revestido celulósico AWS E 7010 G, devido à alta penetração deste consumível. A figura 3.5 ilustra as seções dos tubos soldadas pelos diferentes processos de soldagem.

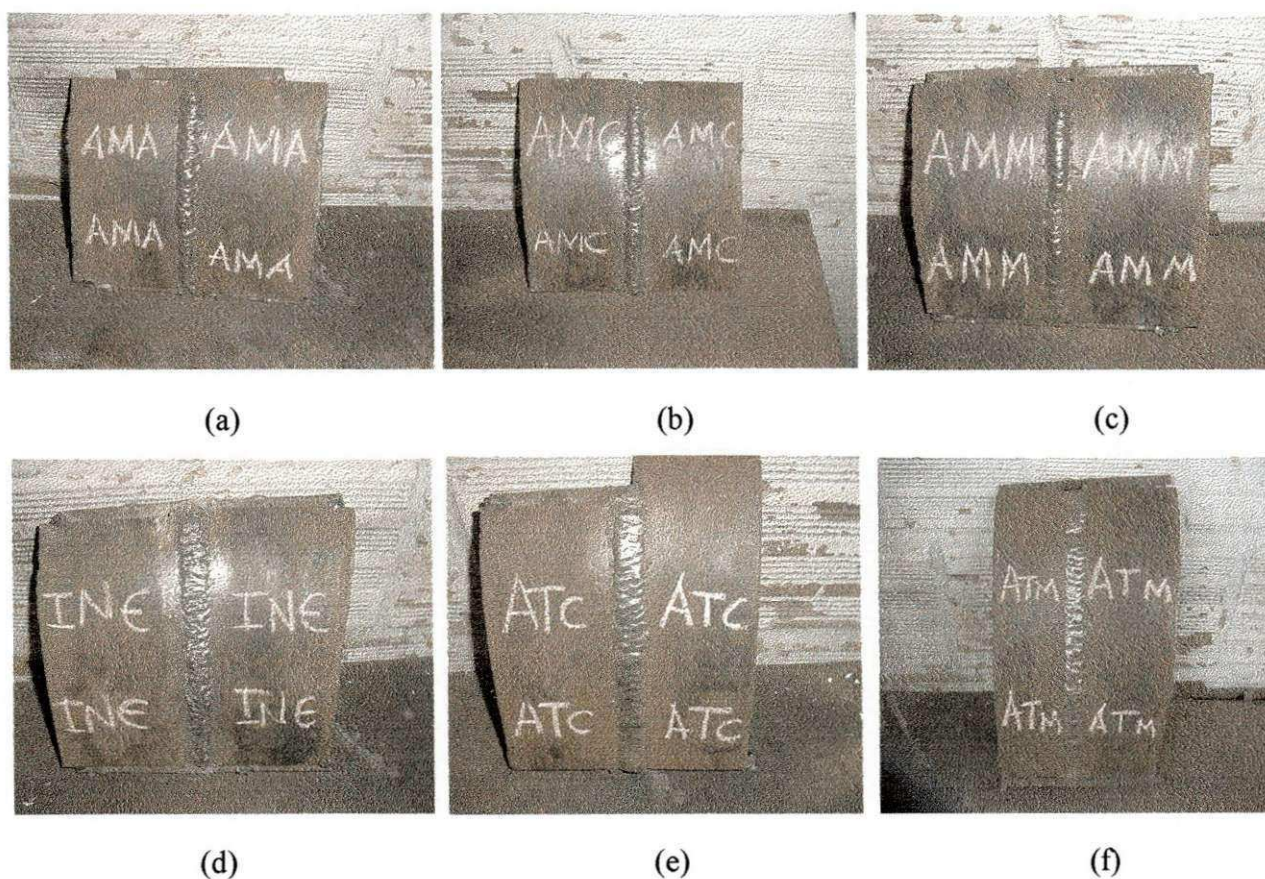


Figura 3.5 – (a) Junta soldada para o processo MIG com proteção gasosa de argônio, (b) Junta soldada para o processo MAG com proteção gasosa de CO_2 , (c) Junta soldada para o processo MAG com proteção gasosa de mistura com 25% de CO_2 , (d) Junta soldada para o processo SAT sem proteção gasosa, (e) Junta soldada para o processo SAT com proteção gasosa de CO_2 e (f) Junta soldada para o processo SAT com proteção gasosa de mistura com 25% de CO_2 .

3.2.2.1 - Parâmetros de soldagem utilizados

A energia de soldagem utilizada no passe de raiz, para todos os processos de soldagens estudados, obtiveram resultados que variaram em torno de $1,80 \pm 0,44$ KJ/mm. A tabela 3.1 apresenta, em média, os valores de corrente e tensão de soldagem, velocidade e energia de soldagem utilizados para cada processo de soldagem. Estes dados foram colhidos através de um programa, o qual está interligado ao computador e a fonte de soldagem que fornecia e armazenava estes parâmetros de soldagem a cada 0,5 segundos durante a execução da solda. A soldagem foi realizada de forma ascendente com um ângulo de inclinação de $\pm 10^\circ$. A grande variedade nos valores de velocidade de soldagem ocorre em função dos valores de corrente de soldagem mais adequados para cada processo. Estes valores de corrente de soldagem seguem as características intrínsecas de cada processo e também do diâmetro do arame utilizado, conduzindo a uma significativa variação nos valores de energia de soldagem (H), que foi calculado através da Equação (3.1).

Tabela 3.1 – Parâmetros de soldagem dos processos de soldagem utilizados.

PROCESSO DE SOLDAGEM	Corrente I (A)	Tensão V (v)	Velocidade v (mm/s)	Energia H (KJ/mm)
SA10	76,50	27,20	0,58	2,88
SA18	92,30	22,30	0,69	2,49
MIGAR	196,90	22,20	2,12	1,44
MAGCO	144,50	24,80	1,61	1,91
MAGCA	148,70	24,30	1,60	1,81
SATCO	150,20	21,70	1,72	1,64
SAUT	160,40	18,70	1,25	1,92

OBS.: Todos os valores acima citados e expostos na tabela 3.1, são medidas médias dos 3 (três) passes de soldagem (enchimento), para cada processo de soldagem.

Para cálculo do Aporte de Calor utilizou-se a expressão:

$$H = \frac{f.V.I}{v} \quad [\text{kJ/mm}] \quad (3.1)$$

Onde: f – Eficiência de transferência do arco;
 V – Tensão de soldagem (V);
 I – Corrente de soldagem (A);
 v – Velocidade de soldagem (mm/s).

Os valores de f utilizados para cada processo de soldagem estão apresentados na tabela 3.2 e foram tomados como referencia os valores indicados por Grong. (1994).

Tabela 3.2 – Eficiência térmica para cada processo de soldagem.

Processos de Soldagem						
	SATCO	MAGCO	MAGCA	MIGAR	SAER	SAUT
f	0,85	0,85	0,80	0,70	0,80	0,80

Fonte: Grong (1994)

3.2.3 Análise da composição química

As composições químicas do metal de base e dos metais de solda, com os respectivos valores de carbono equivalente (CE), estão apresentadas na tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Composição química do metal base e dos metais de solda.

Composição Química	C	S	P	Mn	Si	Ni	V	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	Al	CE
Metal Base (MB)														
MB	0,130	0,009	0,013	1,400	0,310	----	0,049	----	0,007	----	0,042	0,011	0,016	0,425
Metal de Solda (MS)														
(MIGAR)	0,047	0,012	0,016	1,850	0,780	0,024	0,027	0,008	0,030	0,009	0,018	0,062	0,064	0,498
(SA10)	0,083	0,010	0,012	0,920	0,360	0,450	0,013	0,010	0,016	0,270	0,009	0,018	0,058	0,386
(SA18)	0,057	0,010	0,025	1,660	0,560	0,047	0,015	0,074	0,036	0,012	0,009	0,014	0,067	0,453
(MAGCA)	0,061	0,012	0,013	1,320	0,780	0,018	0,013	----	0,200	0,008	0,010	0,009	0,055	0,430
(MAGCO)	0,057	0,011	0,012	1,340	0,710	0,047	0,023	----	0,120	0,029	0,023	0,039	0,039	0,420
(SAUT)	0,092	0,008	0,012	2,120	0,220	1,060	0,005	----	0,009	0,024	0,022	0,010	0,240	0,559
(SATCO)	0,063	0,012	0,012	1,130	0,500	0,120	0,014	----	0,022	0,110	0,013	0,052	0,023	0,369

Fonte : Laboratórios da ESAB S/A Indústria 2002, contagem - MG.

Os metais obtidos pelos diferentes processos de soldagem foram codificados da seguinte forma:

- MAG com CO₂ + Ar – **MAGCA**
- MIG com Ar – **MIGAR**
- SAT autoprottegido – **SAUT**
- SAER com E 7010 G – **SA10**
- MAG com CO₂ - **MAGCO**
- SAT com CO₂ – **SATCO**
- SAER com E 7018 – **SA18**

As análises químicas foram realizadas pela ESAB, através da análise por *Espectrofotômetro de Emissão Ótica e Espectrofotômetro de Absorção Atômica*. As composições químicas dos metais de adição estão relacionadas na tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Composição química dos metais de adição.

Composição Química	C	Mn	Si	Ni	Mo	P	Al
AWS E 7010 G	0.12	0.40	0.10	0.40	0.30	-	-
AWS E 7018	0.07	1.00	0.50	-	-	-	-
AWS E 71T1 - 1	0.06	1.40	0.70	-	-	-	-
AWS ER 70S - G	0.10	1.50	0.90	-	-	-	-
AWS E 71T-11	0.21	0.62	0.17	-	-	0.06	1.5

Fonte: ESAB e LINCOLN (Catálogos)

Para o cálculo do valor do CE, utilizou-se a expressão proposta pelo International Institute of Welding (IIW), apresentada através da Equação (3.2):

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Si}{6} \quad (3.2)$$

Logo após a realização das soldas, pelos diferentes processos, e coletados os dados de parâmetros de soldagem, as seções dos tubos foram levadas à oficina do DEM para serem usinadas e retiradas de corpos de prova para as análises microestruturais, medidas de dureza e para os ensaios de impacto Charpy.

3.2.4 Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados no laboratório de metalografia do DEM/ UFCG, com o equipamento MICROHARDNESS TESTER FM-700, com uma carga de 500 gf, ilustrado na figura 3.6.

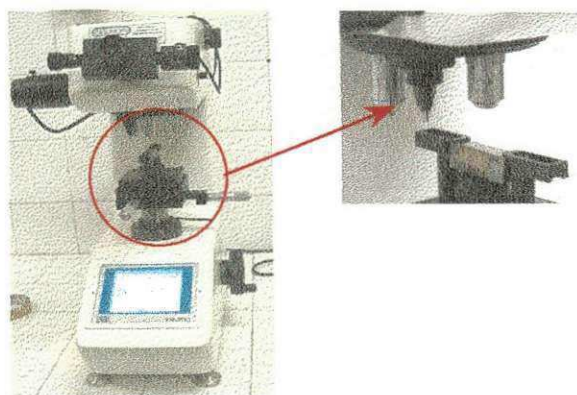


Figura 3.6 – Foto do microdurômetro MICROHARDNESS TESTER FM-700, juntamente com detalhe do posicionamento das amostras, utilizado para os ensaios de dureza.

As medidas de microdureza tiveram início após o lixamento e polimento das 27 amostras, a fim de ser definido a área em que seriam realizadas as indentações. As medidas foram realizadas de acordo com a ilustração da figura 3.7, ou seja em 3 (três) linhas horizontais ao longo da extensão de toda junta soldada, obedecendo uma distância entre as indentações de 0,3 mm para ZTA, e de 1 mm para o MS. Esta técnica de se realizar microdurezas em 3 (três) linhas na região da junta soldada, foi definida a fim de se evitar medidas realizadas em pontos onde só tinham grãos colunares, e também para se obter uma distribuição de microdurezas uniformes em cada região da junta soldada.

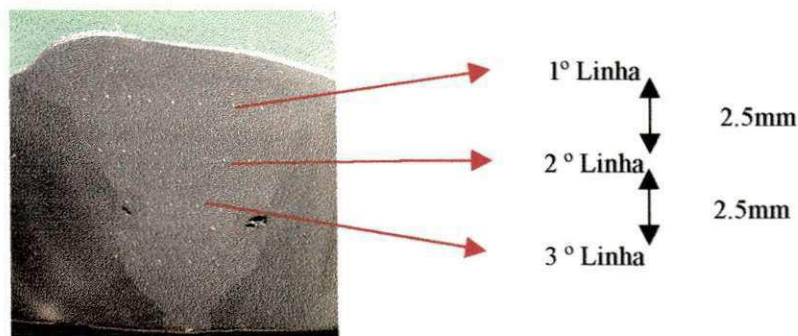


Figura 3.7 – Foto ilustrativa de uma amostra indicando os pontos de ensaios de dureza.

Foram realizados aproximadamente 30 pontos *por linha* em toda a extensão da junta soldada, totalizando aproximadamente cerca de 50 pontos de microdureza, por amostra. Especificamente, para cada processo de soldagem foram analisados 3 (três) amostras. Duas dessas amostras foram escolhidas nas extremidades do cordão de solda e uma do centro do cordão. Os entalhes dos corpos de prova para os ensaios Charpy ficaram situados na região recristalizada do metal de solda conforme ilustra a figura 3.8.

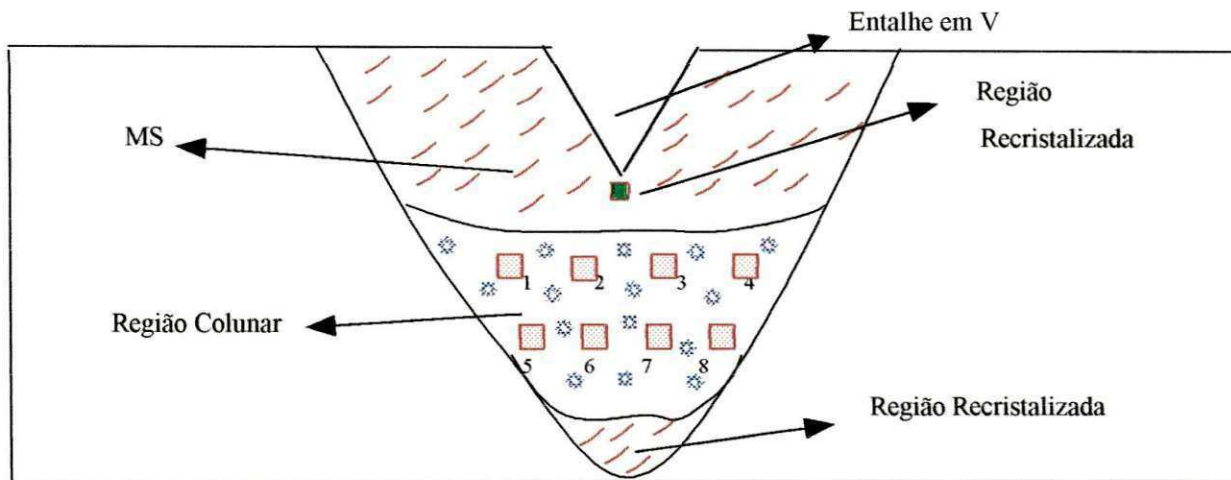


Figura 3.8 – Posicionamento das áreas de contagem dos pontos e da área abaixo do chanfro para todos os processos de soldagem, no corpo de prova Charpy V.

Em função disto foram realizadas 10 medidas de microdureza (em forma de cruz), com carga de 500 gf, abaixo do entalhe Charpy em todos os corpos de prova, obtendo-se assim um valor médio para cada metal de solda, conforme ilustrado na figura 3.9.

A distância entre cada ponto nesta condição foi de 0,5mm. Estes valores serviram para analisar melhor os resultados de impacto dos corpos de prova.

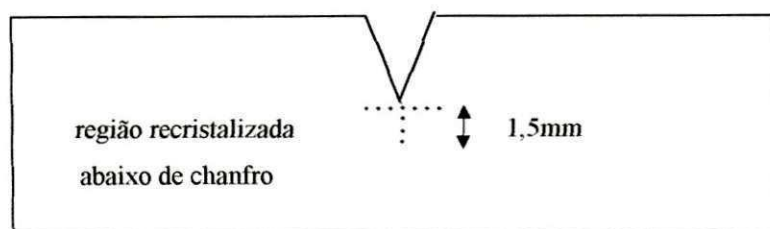


Figura 3.9 – Medidas de microdureza na ponta do entalhe do corpo de prova Charpy.

3.2.5 Ensaaios metalográficos

Os ensaios metalográficos foram realizados no laboratório de metalografia do DEM/CCT, através de microscopia óptica (Microscópio PME Olympus Tóquio), ilustrado na figura 3.10.

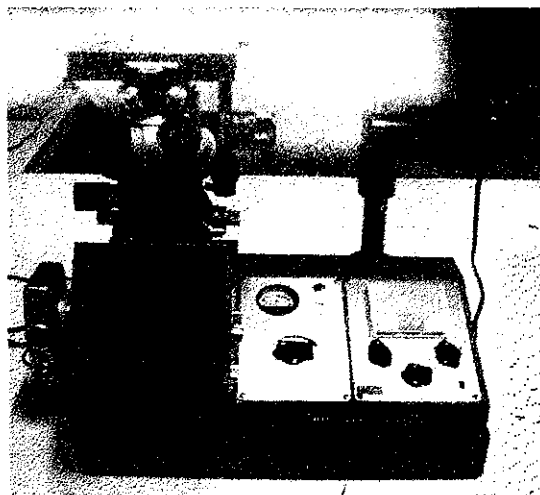


Figura 3.10 – Microscópio óptico utilizado para realização dos ensaios metalográficos e das fotografias das microestruturas do metal de solda.

Antes de analisar a microestrutura dos metais de solda, as amostras foram lixadas e polidas. Foram utilizadas lixas de granulometria 80 até a lixa 1200, e no polimento das amostras foram utilizados aluminas de que variavam a granulometria entre 0,001 a 1 μ os quais foram depositadas no feltro e assim polidas as amostras. Logo após, sofreram o ataque químico com Nital (2%) para identificação dos microconstituintes.

Para a análise microestrutural quantitativa foram analisadas 8 (oito) áreas do metal de solda na região de grão colunar, ilustrado na figura 3.8, tendo cada uma um total de 100 pontos, totalizando 800 pontos por amostra. Foram utilizadas 3 (três) amostras para cada processo de soldagem e a contagem dos microconstituintes existentes no metal de solda, realizou-se conforme o método de contagem de pontos (Pickering, 1976 e IIW). Além desta atividade, foram fotografadas as microestruturas abaixo do chanfro e de duas áreas escolhidas.

Logo após a contagem foram determinados os valores médios percentuais de cada microconstituente com os respectivos desvios padrões que são apresentados nos resultados juntamente com as fotografias das áreas selecionadas.

A área abaixo do entalhe teve uma distância vertical de 0,5 mm para todos os corpos de prova. As outras áreas, as quais foram posicionadas na região colunar, tiveram espaçamentos entre as mesmas de 2 mm.

3.2.6 Ensaios de impacto Charpy

Foram realizados, ensaios de impacto Charpy nos metais de solda a temperaturas de 253K (-20°C), 273 K(0°C) e 298 K (Temp. Amb 25°C).

Foram utilizadas no mínimo 3 (três) corpos de prova para cada metal de solda, obedecendo a norma ASTM E23-96, totalizando 95 corpos de prova.

Para a realização dos ensaios charpy foram utilizados alguns instrumentos e acessórios de extrema importância, os quais podemos citar: (figura 3.11)

- *Nitrogênio Líquido*
- *Recipiente;*
- *Canister* (Acomoda as amostras dentro do Recipiente).
- *Termopar Digital* (medição da temperatura);
- *Tenaz* (suporte para retirar a amostra do Canister);

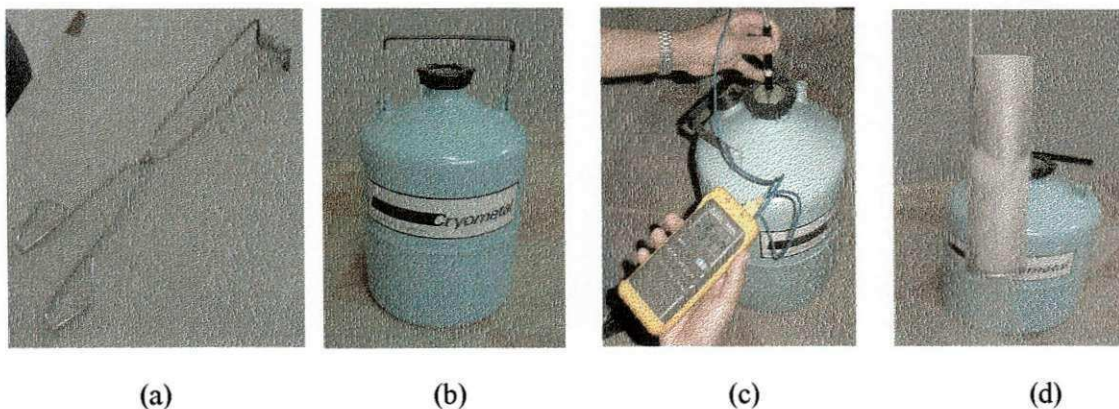


Figura 3.11 – Acessórios e instrumentos usados para o ensaio charpy: a) Tenaz, b) Recipiente, c) Termômetro Digital e d) Canister.

Os corpos de prova Charpy foram usinados de acordo com a norma E-23-96 da ASTM utilizando-se o entalhe na forma de V, conforme ilustrado nas figuras 3.12 e 3.13.

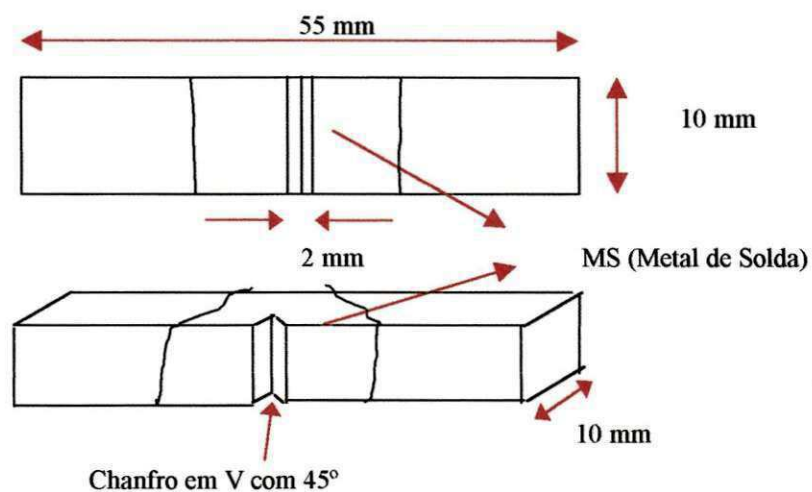


Figura 3.12 – Geometria do corpo de prova com suas respectivas medidas.



Figura 3.13 – Fotografia de um corpo de prova Charpy.

Os ensaios Charpy foram executados no CEFET-PB, utilizando-se a máquina do tipo PW 30/15W (Wolpert), ilustrada na figura 3.14 abaixo.

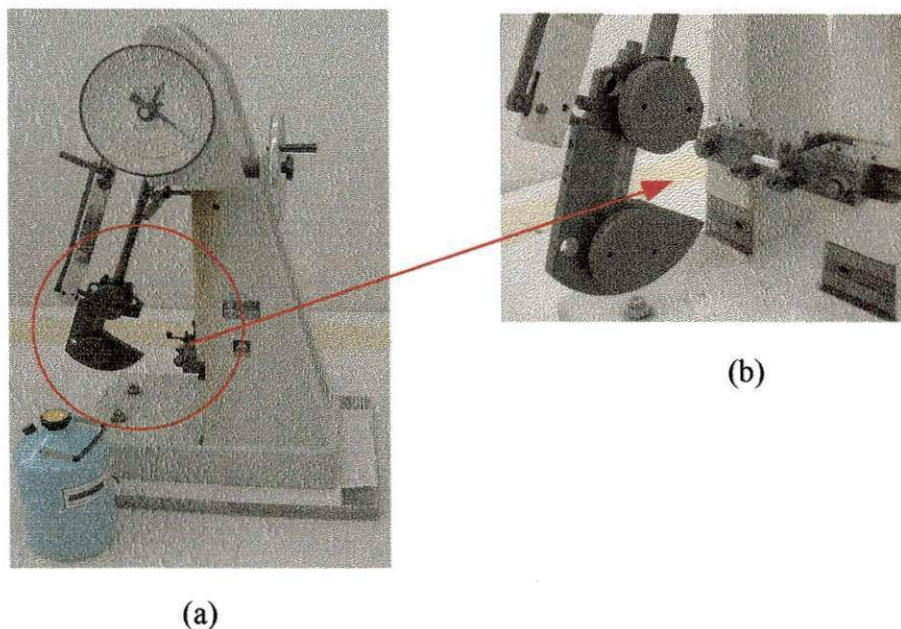


Figura 3.14 - (a) Máquina Charpy e b) Corpo de prova posicionado na máquina Charpy.

Para a realização do ensaio o martelo é posicionado a uma determinada altura com um peso de 30kg. Posiciona-se o corpo de prova na máquina e solta-se o martelo, fazendo-se a seguir a leitura no mostrador graduado da máquina. Para se realizar os ensaios nas temperaturas desejadas, a temperaturas baixas 253 K e 273 K (-20 e 0°C), os corpos de prova são colocados no canister e são mergulhados no container, que contém o nitrogênio líquido, deixando-os em contato por um determinado tempo. Por estes corpos de prova estarem em contato com o nitrogênio líquido podem ter atingido temperaturas ainda menores, mesmo o termopar tendo medido os valores indicados. Os resultados são considerados nesta pesquisa para efeito comparativo entre os resultados supostamente realizados na mesma temperatura.

Em seguida coloca-se o termopar tipo K, junto aos corpos de prova, de tal forma que este marque a temperatura dentro do container. Retirado o corpo de prova, para realização do ensaio Charpy, ele é encaminhado a posição de impacto (figura 3.14 b) e lê-se a temperatura do mesmo, chegando a temperatura desejada solta-se o martelo e então anota-se a energia absorvida.

CAPITULO 4

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Resultados de microdureza

Os resultados aqui apresentados são referentes aos ensaios de microdureza Vickers para cada processo de soldagem.

Os resultados médios da microdureza dos metais de solda obtidos por todos os processos de soldagem utilizados, com os referidos valores de energia de soldagem (H), estão ilustrados nas figuras 4.1 e 4.2. Estes valores médios de microdureza correspondem a média geral de todas as medidas de dureza nos metais de soldas das juntas soldadas, por todos os processos de soldagem.

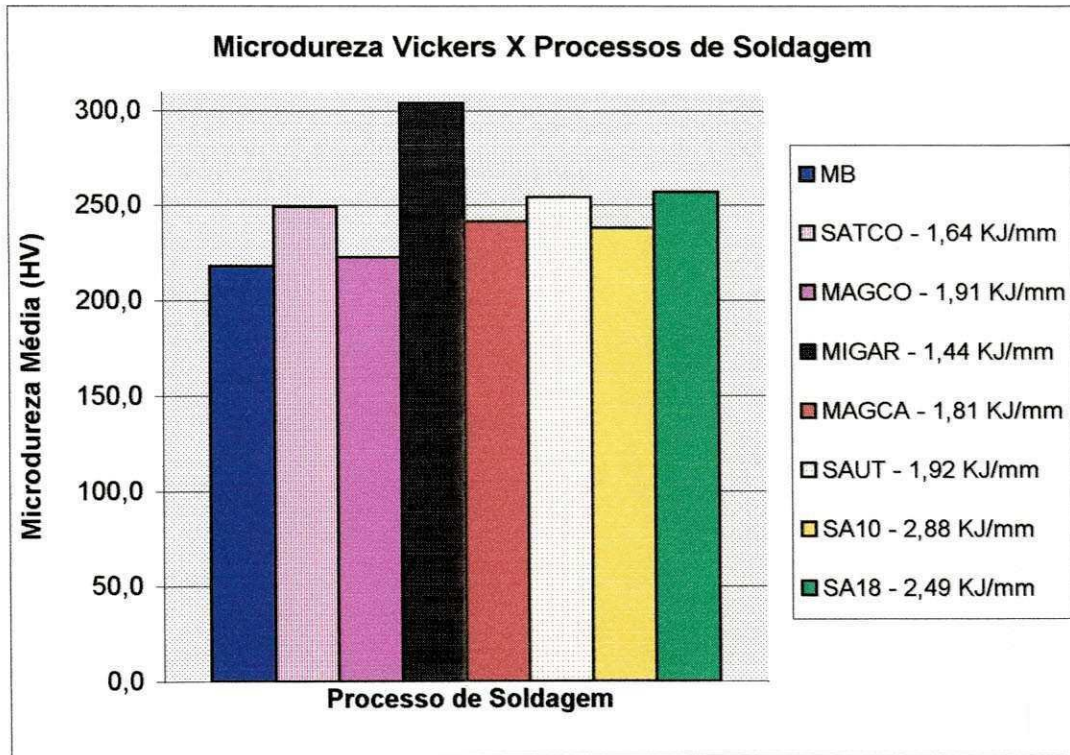


Figura 4.1 – Representação gráfica dos valores de microdureza média nos metais de solda para cada processo de soldagem.

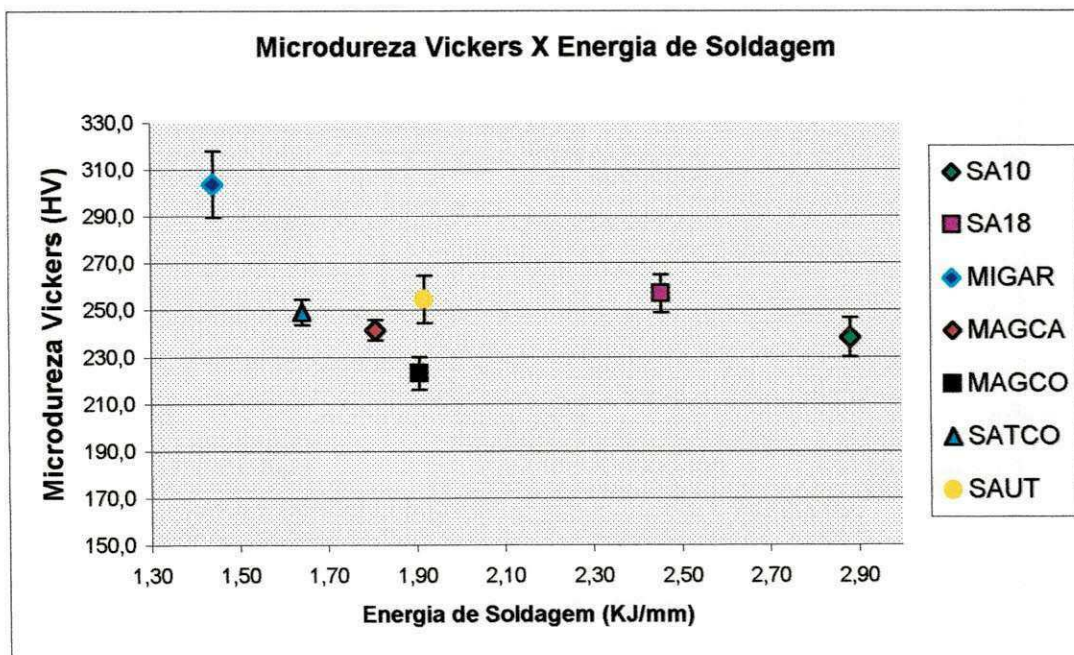


Figura 4.2 – Valores de microdureza vickers em função das energias de soldagem utilizados em cada processo de soldagem.

Observa-se que os valores médios de dureza dos metais de solda variaram muito pouco, à exceção dos metais de solda obtidos pelo processo MIG. Este resultado de valor de dureza mais elevado para este metal de solda, pode ser atribuído à menor energia de soldagem utilizada neste processo, em função da maior velocidade de soldagem utilizada quando comparado com os outros processos. Esta menor energia de soldagem proporciona uma maior velocidade de resfriamento conduzindo à formação de maiores percentuais de microconstituintes a baixas temperaturas; como bainita, ou elevado percentual de Ferrita Acicular (Ferrante, 1989; Harrison, 1979). Smith, Mcgrath, Gianetto e Orr (1989) realizaram pesquisas referentes ao efeito da energia de soldagem no metal de solda e em suas conclusões afirmaram que em geral a alta tenacidade pode ser encontrada para baixas energias de soldagem (< 2 kJ/mm) por causa do alto percentual de estruturas refinadas.

Associado a uma menor energia de soldagem, o metal de solda obtido pelo processo MIG possui um percentual bastante elevado de Mn e Si, conduzindo a um elevado valor de CE (0,498), o que pode ter contribuído para os resultados obtidos. Alguns trabalhos como os dos autores Maciel e Fachine (1986); Christensen and Simonsen (1980) chegaram a resultados parecidos. Com relação aos demais metais de solda, verifica-se que aqueles obtidos pelos processos SAUT e SA18 apresentam os segundos maiores valores de dureza. Estes MS apesar de terem sido obtidos com valores de H relativamente altos, principalmente aqueles obtidos pelo processo SA18 (2,49 kJ/mm) (figura 4.2), apresentam valores elevados de CE. O maior valor de CE encontrado foi anotado para os MS do processo de soldagem SAUT (0,559) o que pode ter contribuído para uma dureza intermediária, contudo não mostrou uma maior influência com relação a microdureza encontrada no metal de solda. Todo esse comentário pode ser melhor observado e entendido através da apresentação da figura 4.3, que mostra a relação entre dureza do metal de solda, CE e energia de soldagem.

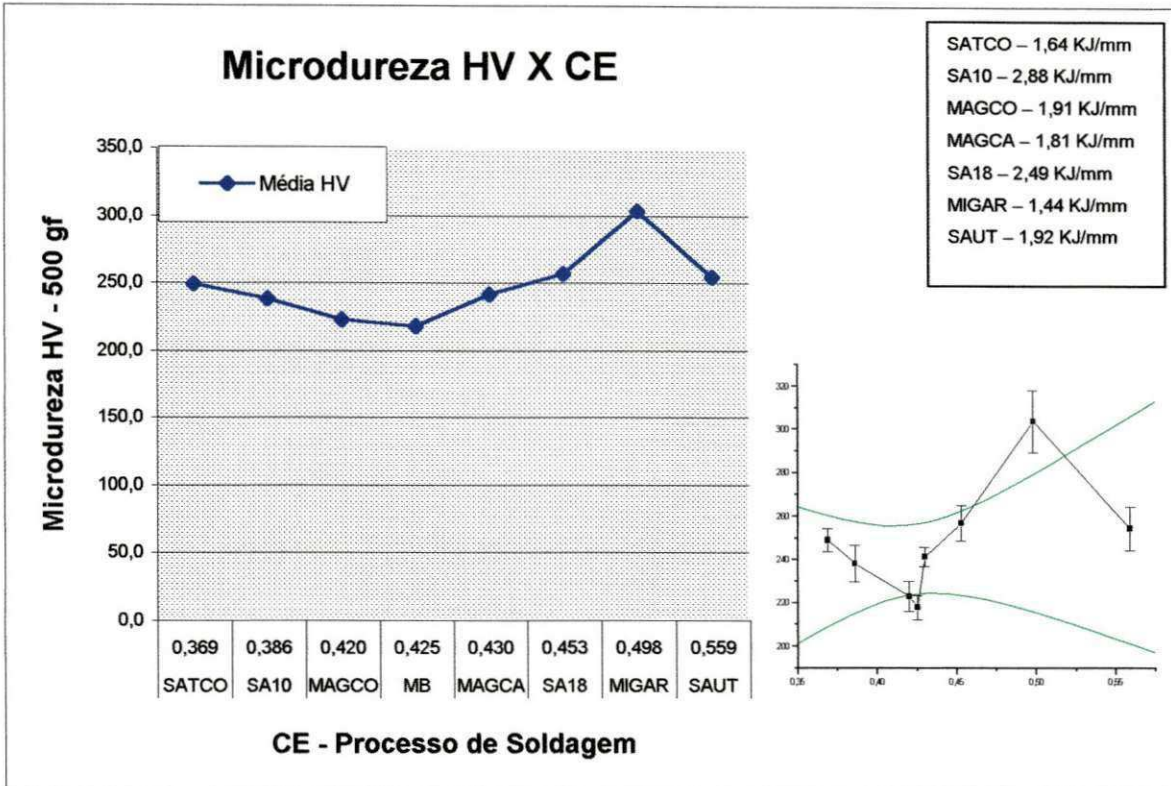


Figura 4. 5 – Tendência de aumento do valor de microdureza proporcionado pelo aumento do CE.

Observa-se através da figura 4.3, que a linha tendência teve um acríve devido à dureza no processo MIGAR ser bastante alto e levantando a curva para cima. Mas na realidade os dados de dureza no metal de solda não tiveram grandes diferenças entre os mesmos, com exceção do processo MIGAR.

As tabelas e figuras que apresentam os perfis de dureza das médias das três linhas para cada processo de soldagem desde a ZTA até o MS estão expostas no apêndice I.

As figuras 4.4 a 4.10, apresentam a média geral das três linhas desde o MB até o MS. Os valores destas médias estão dispostos e apresentados nas tabelas apêndice II.

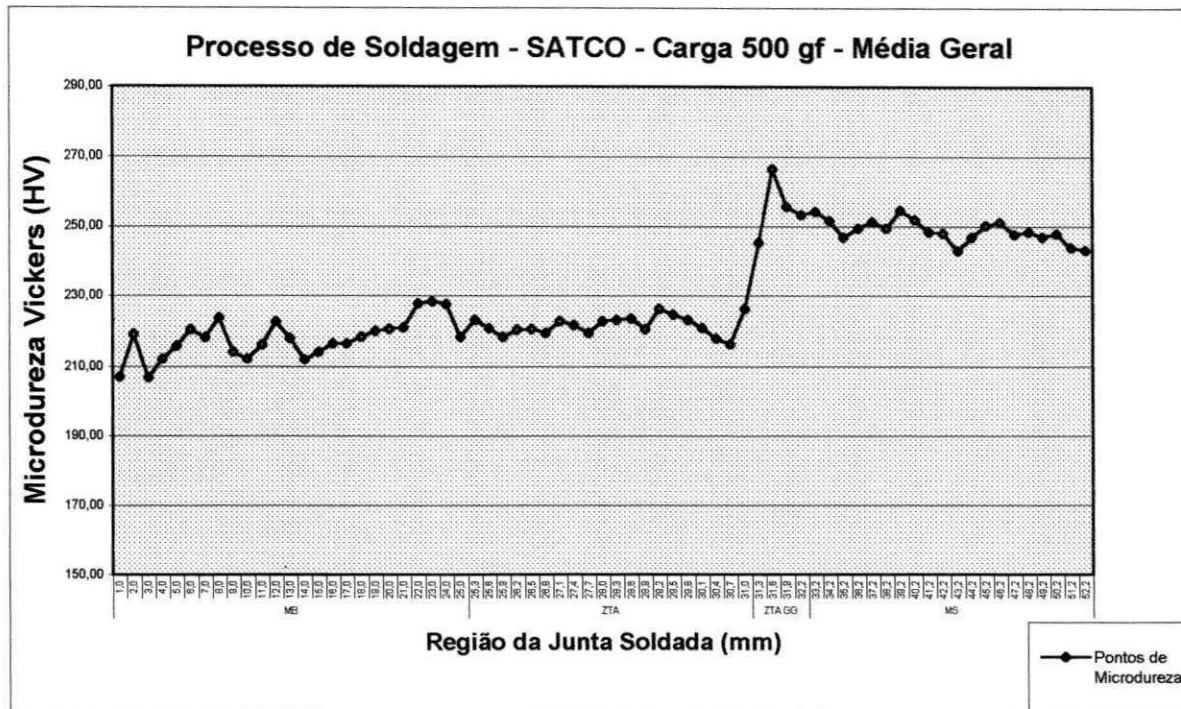


Figura 4.4 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo SATCO.

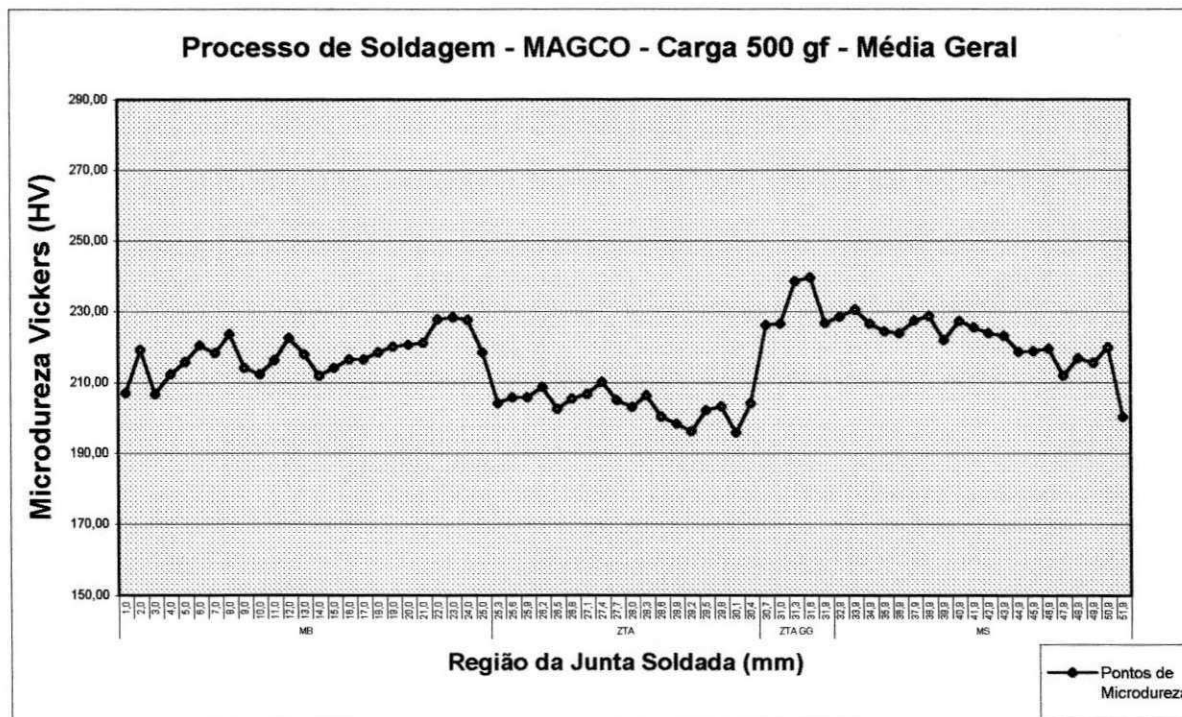


Figura 4.5 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo MAGCO.

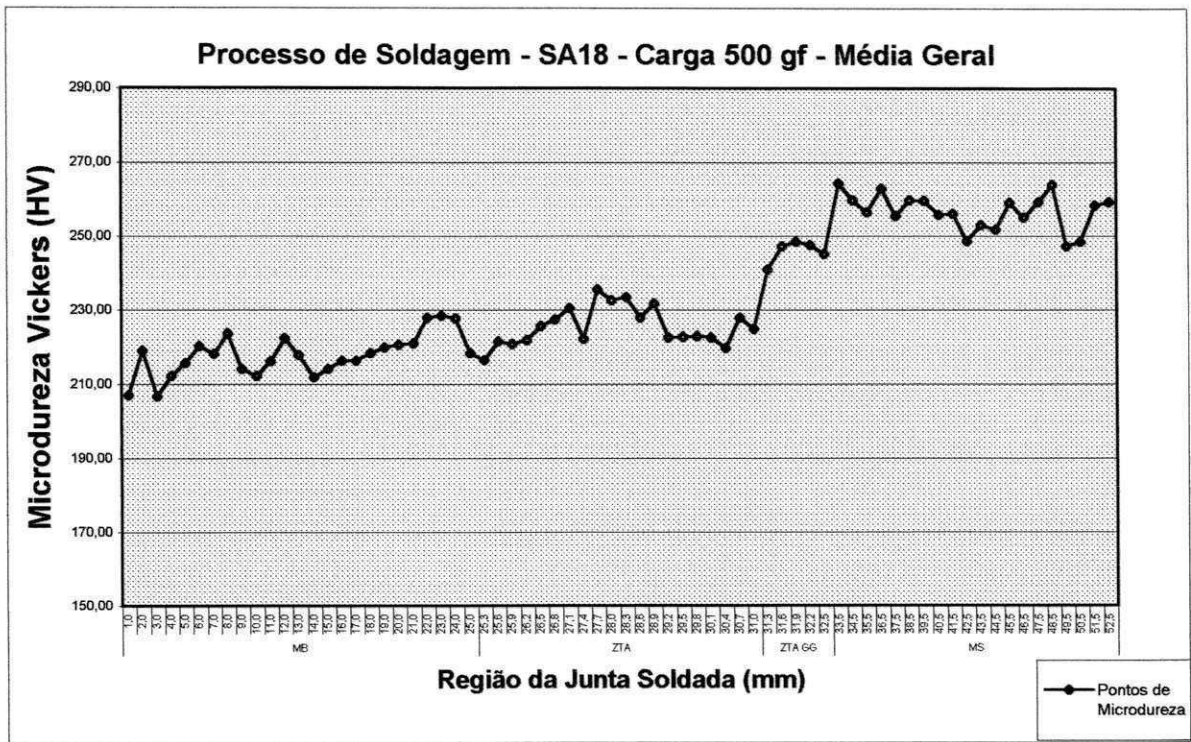


Figura 4.6 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo SA18.

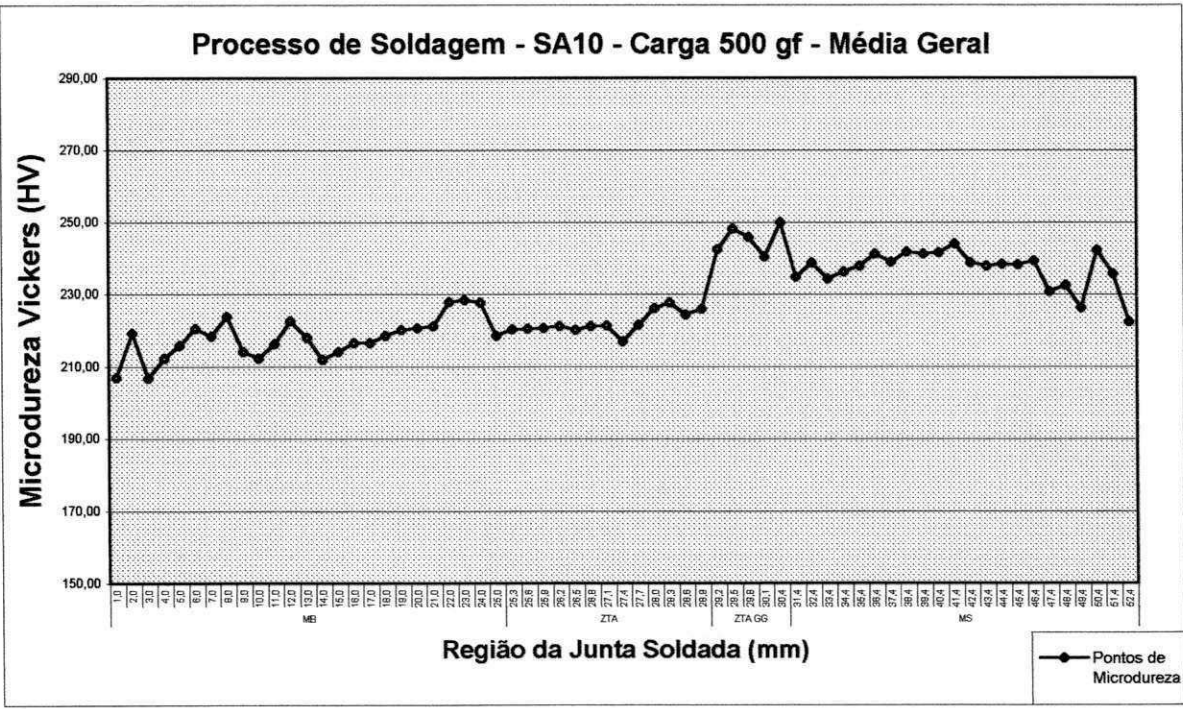


Figura 4.7 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo SA10.

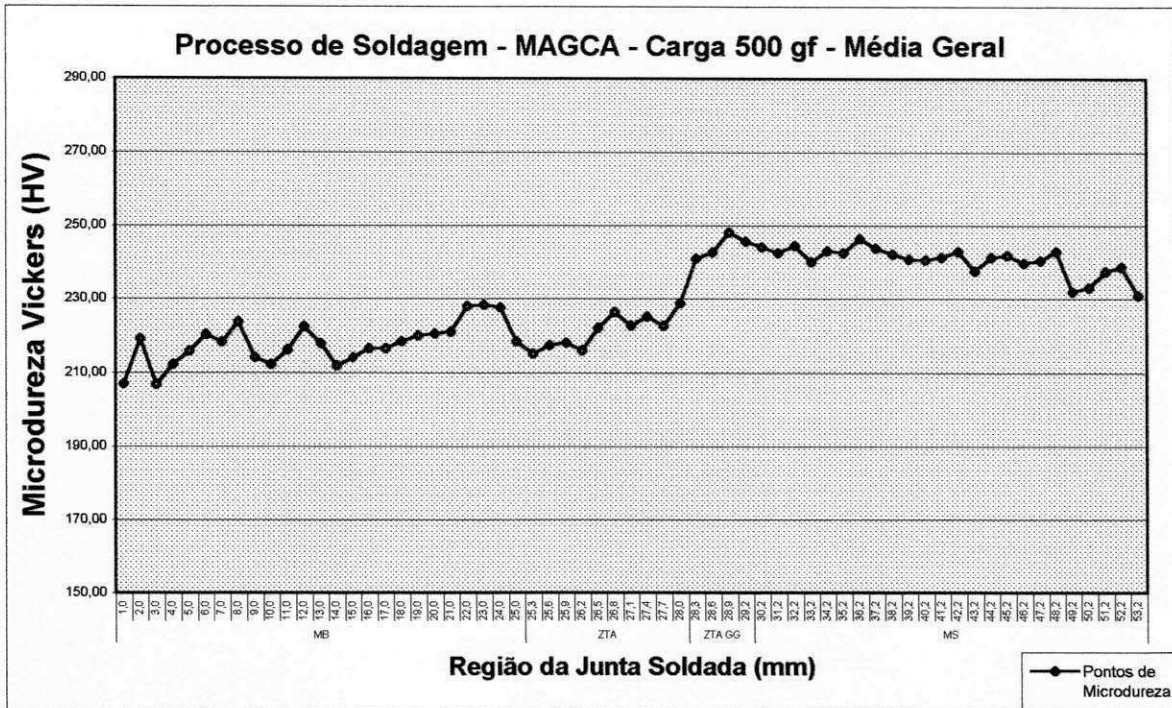


Figura 4.8 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo MAGCA.

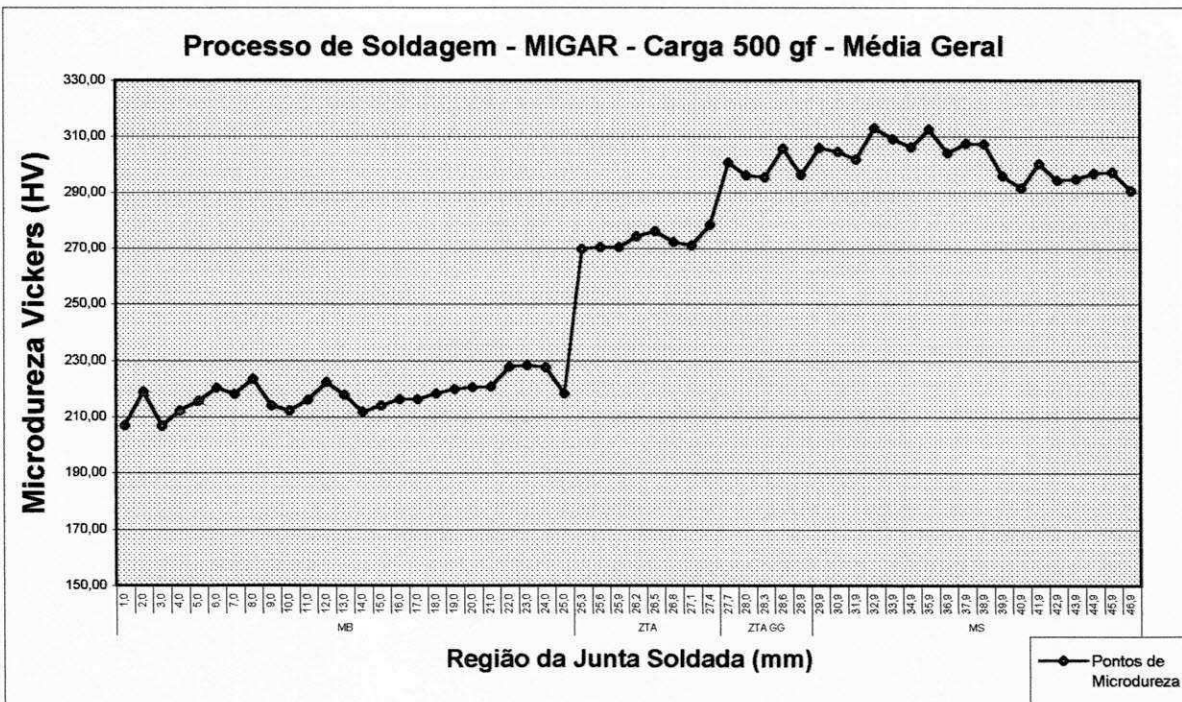


Figura 4.9 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo MIGAR.

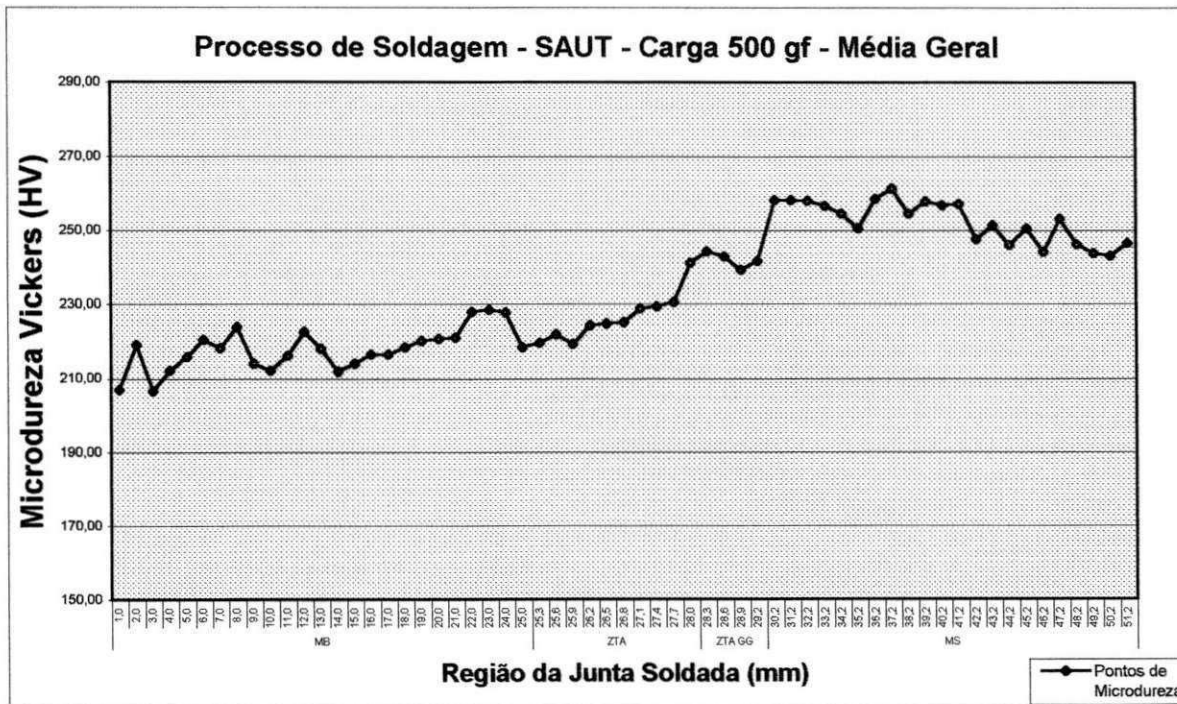


Figura 4.10 – Microdureza vickers média das 3 linhas de dureza nas regiões da junta soldada utilizando o processo SAUT.

Verifica-se que praticamente não houve alteração no perfil de dureza desde a transição do metal base (MB) para os metais de solda (MS) obtidos pelos processos MACGA, MAGCO e SA10, a exceção dos metais de solda dos processos SA18, SAUT, SATCO e MIGAR, onde pode-se verificar que existe uma variação mais pronunciada, principalmente com relação ao MS obtidos pelo processo de soldagem MIG e SAT com proteção gasosa de CO₂, pelas razões já expostas anteriormente. Os metais de solda obtidos pelos processos SAT autoprottegido (SAUT) e SA18, também apresentaram uma pequena elevação nos valores de dureza da ZTA para o MS. Este resultado pode ser atribuído aos elevados valores do CE, presentes nestes metais de solda, principalmente no MS obtido pelo processo SAUT que foi de 0,559. Autores como Maciel (1986), Pope e SchunK (1999) em seus trabalhos relataram a importância do controle do CE relacionado com a dureza no metal de solda, indicando que quanto maior o valor do carbono equivalente (CE) maior a possibilidade de se encontrar no metal de solda estruturas endurecedoras prejudiciais ao MS.

Para cada processo de soldagem as médias e desvio padrão das microdurezas Vickers estão dispostas na tabela 10, abaixo.

Tabela 4.1 – Médias e desvios padrões das microdurezas realizadas nas regiões da junta soldada para todos os processos de soldagem avaliados.

REGIÃO DA JUNTA SOLDADA	PROCESSOS DE SOLDAGEM						
	MAGCO	SATCO	MAGCA	MIGAR	SAUT	SA10	SA18
Média MS	222,94	249,05	241,30	303,81	254,39	238,16	256,87
Desvio MS	6,89	5,37	4,42	14,28	10,12	8,38	8,09
Média ZTA	203,66	221,66	220,81	272,62	224,58	221,81	225,89
Desvio ZTA	6,70	6,85	5,89	11,46	5,41	9,03	9,26
Média ZTA GG	227,32	249,45	243,63	294,94	243,25	246,61	248,12
Desvio ZTA GG	11,87	16,55	6,51	14,23	7,01	9,67	11,52
Média MB	217,94	217,94	217,94	217,94	217,94	217,94	217,94
Desvio MB	5,70	5,70	5,70	5,70	5,70	5,70	5,70

A tabela 4.2, a seguir relaciona os valores médios da Microdureza Vickers com suas referidas Energias de Soldagem para cada Processo de Soldagem no (MS) e na (ZTA).

Tabela 4.2 – Energia de soldagem para cada processo de soldagem com suas referidas microdurezas Vickers (HV) médias para o metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA).

MICRODUREZA VICKERS X ENERGIA DE SOLDAGEM					
Processo de Soldagem	Energia de Soldagem (kJ / mm)	Microdureza HV (MS)		Microdureza HV (ZTA)	
		Média	Desvio	Média	Desvio
SA10	2,882	238,16	8,38	221,81	9,03
SA18	2,454	256,87	8,09	225,89	9,26
MIGAR	1,443	303,81	14,28	272,62	11,46
MAGCA	1,808	241,30	4,42	220,81	5,89
MAGCO	1,908	222,94	6,89	203,66	6,70
SATCO	1,642	249,05	5,37	221,66	6,85
SAUT	1,919	254,39	10,12	224,58	5,41

Os valores de microdureza vickers realizados abaixo do chanfro charpy, estão apresentados na tabela 4.3 e apresentadas na figura 4.11. Verifica-se que os maiores valores de microdureza, nesta região, também ocorreu para os MS obtidos pelo processo MIG, seguidos pelos MS obtidos pelos processos SA18 e MAG, comparado com os valores de microdureza realizados anteriormente. Entretanto, estes valores poderão ser melhor esclarecidos mediante os resultados de energia de soldagem, visto que as medidas de microdureza foram realizadas abaixo do entalhe Charpy. Assim poderemos comparar o efeito associado da energia de soldagem utilizado e da composição química do MS sobre os resultados de microdureza e respectivamente do impacto Charpy.

Tabela 4.3 – Valores de microdureza média abaixo do entalhe charpy.

Processo	SA10	SA18	SATCO	MAGCO	MAGCA	MIGAR	SAUT	MB
Média (HV)	213,22	238,26	219,03	222,91	223,32	250,25	210,02	198,42
Desvio	11,23	6,90	10,65	13,45	12,39	17,22	9,24	7,76

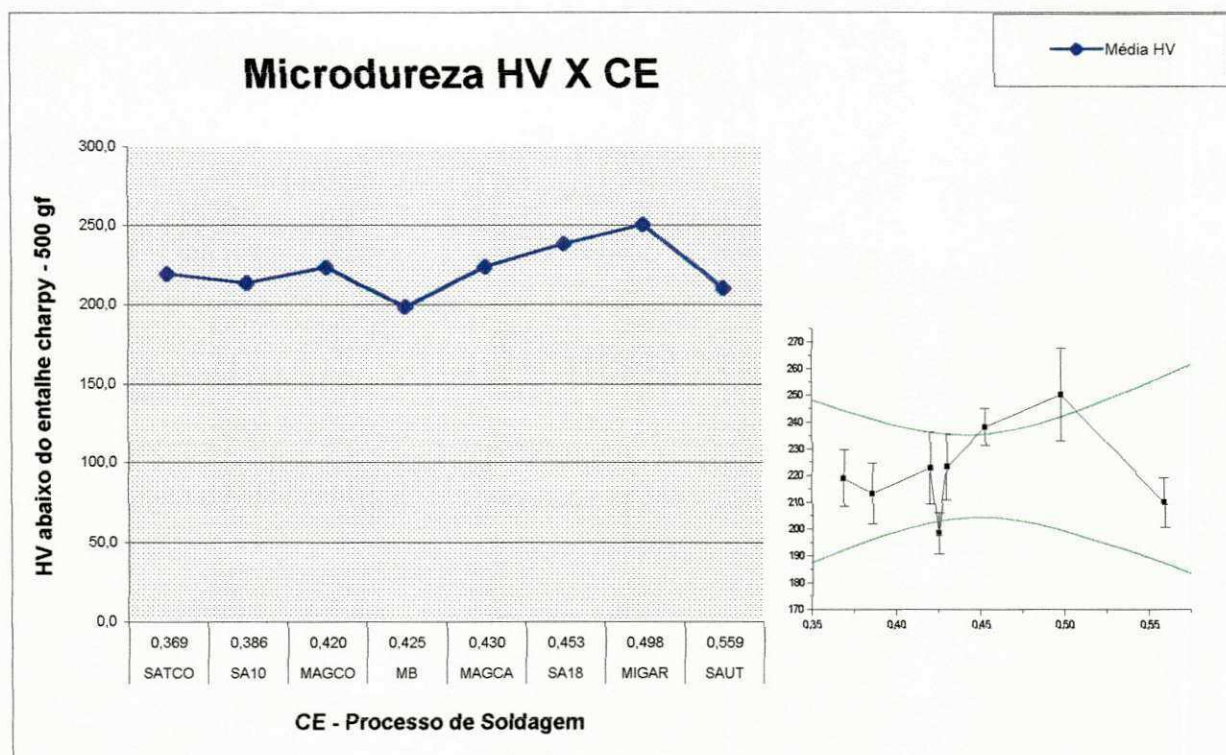


Figura 4.11 – Tendência de aumento do valor de microdureza abaixo do entalhe charpy proporcionado pelo aumento do CE.

4.2 Resultados da análise microestrutural

Foram retiradas fotografias de duas áreas do metal de solda, além de uma área abaixo do chanfro charpy. Observou-se e se comprovou que para todos os processos de soldagem analisados, a região que se definiu abaixo do chanfro Charpy foi a região recristalizada.

Verifica-se pela figura 4.12, que os MS que obtiveram os maiores % de AF e os menores % de PF foram, na ordem decrescente para a região de grãos recristalizados (observando o tamanho de grão da PF que são mais fáceis de serem visualizados), aqueles obtidos pelos processos: SA18, MIGAR, SAUT, MAGCO, SATCO, MAGCA e SA10.

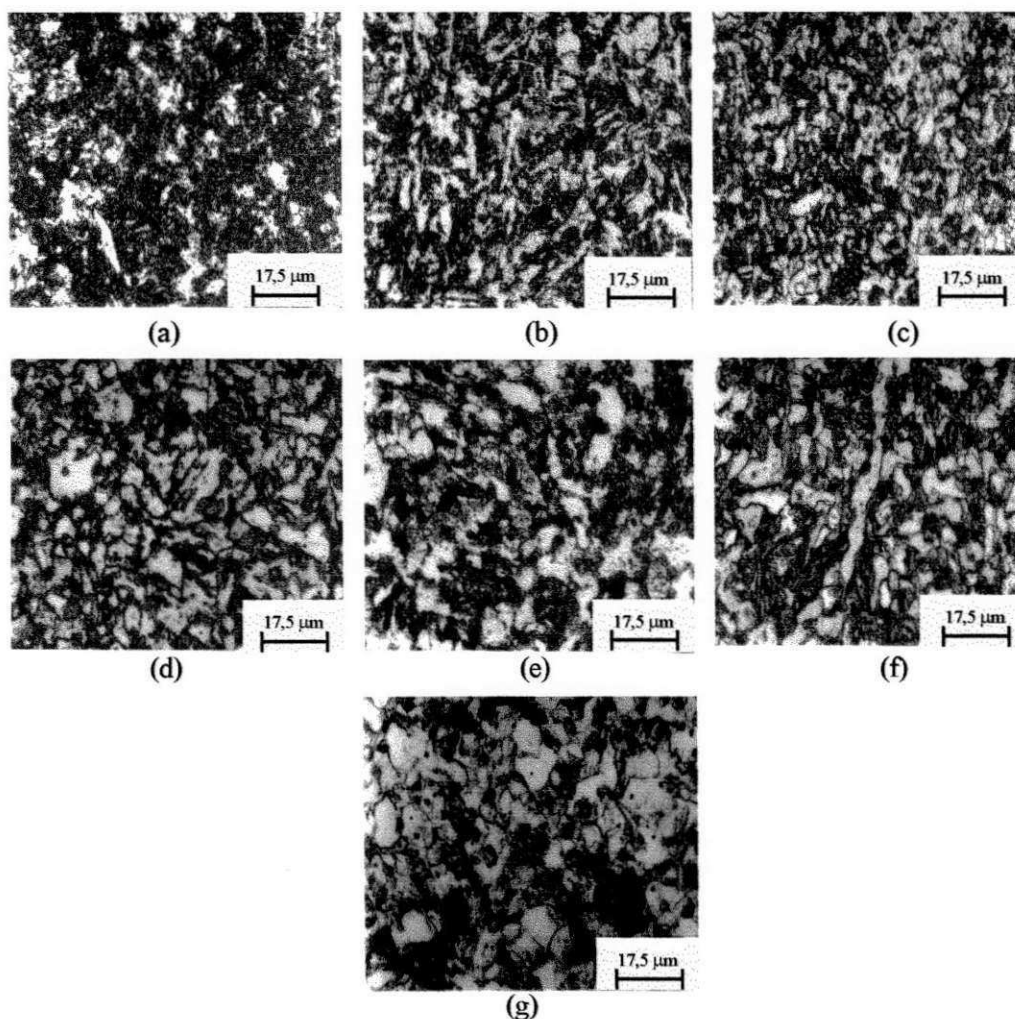


Figura 4.12 – Microestrutura do MS da região de grãos recristalizados obtidos com aumento real de 570X, pelos processos: a) SA18, b) MIGAR, c) SAUT, d) MAGCO, e) SATCO, f) MAGCA e g) SA10.

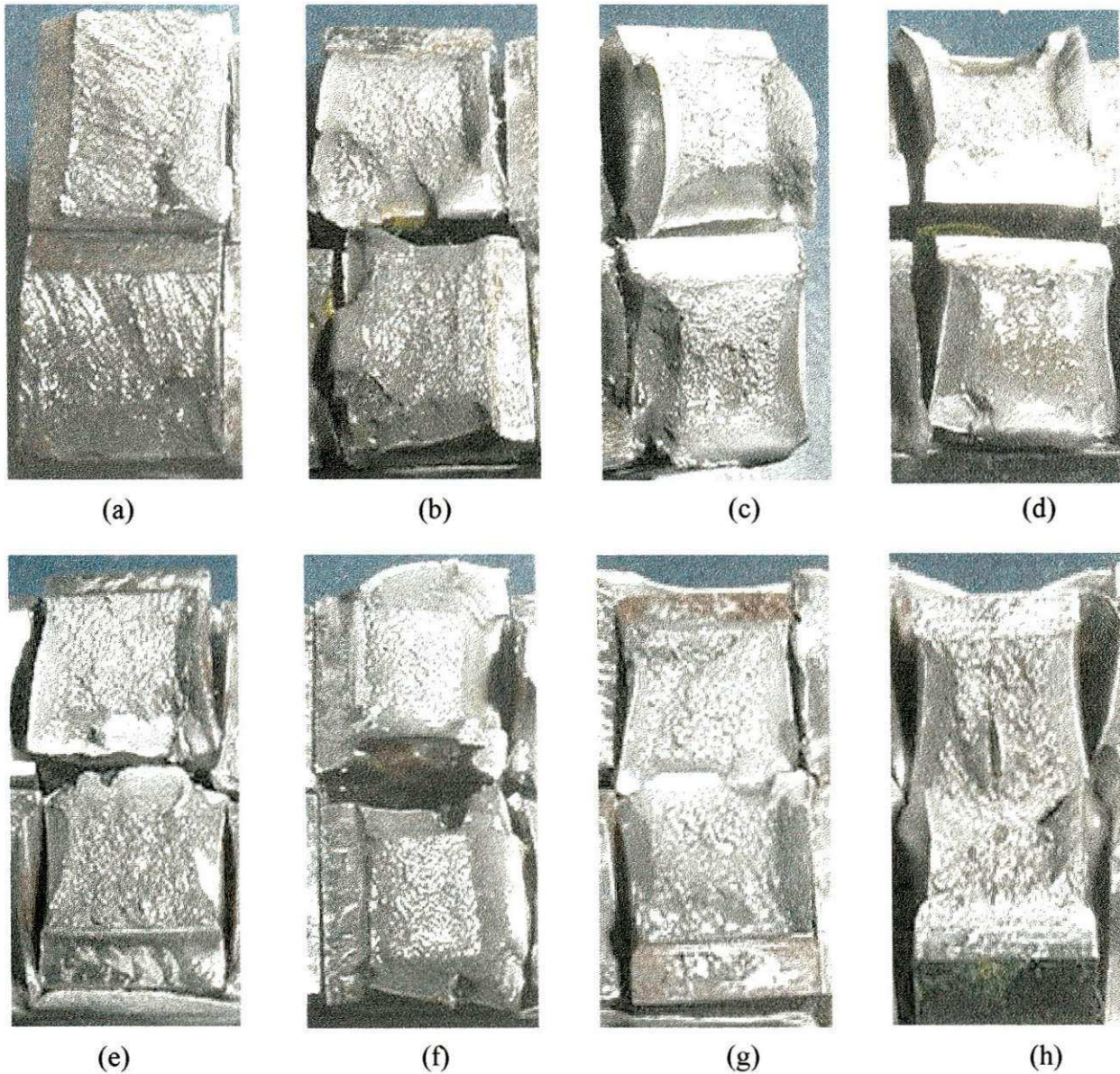


Figura 4.18 – Aspecto da fratura no metal de solda obtido a 298 K (25°C) pelos processos:
 a) SAUT, b) MAGCA, c) MAGCO, d) SATCO, e) MIGAR, f) SA18, g) SA10 e h) MB

O melhor resultado foi apresentado pelo metal de solda obtido pelo processo SATCO que obteve valores médios de 70J e 116J para temperatura de 273 K e 298 K (0° e 25°C) respectivamente.

O comportamento da energia de impacto pode ter seguido uma tendência, visto que os metais de solda obtidos pelos processos SAUT, MIGAR e SA18, observados através das fotografias das microestruturas da região recristalizada (figura 4.12) abaixo do entalhe charpy, apresentaram grãos mais refinados, tendendo a um percentual de AF grande. Isto pode ser atribuído ao um baixo valor de energia absorvida, principalmente para os MS obtidos pelo processo MIGAR e SAUT.

Os metais de solda obtidos pelo processo MIGAR apresentaram baixos valores de resistência ao impacto, o que pode ser atribuído ao elevado valor de dureza, proporcionado pelo elevado valor do valor do CE associado a baixa energia de soldagem.

As figuras 4.19, 4.20 e 4.21 apresentam os valores de energia de impacto dos metais de solda para as respectivas temperaturas de 253K, 273K e 298K (-20° , 0° e 25°C) em função dos valores do CE. Pode-se observar que para a temperatura de 253K (-20°C) não houve quase diferença nos valores de resistência ao impacto entre o MS, os quais apresentam um valor médio (14,8J) próximo do valor de resistência ao impacto do metal de base (15,7J), apesar do MS obtido pelo processo SA10 apresentar um maior valor, entretanto com elevado valor de desvio padrão (9,23J).

Observa-se também elevados desvios padrões para todos os resultados de resistência ao impacto obtidos a temperatura de 253K (-20°C). Entretanto, podemos perceber que a linha tendência para todos as condições decresce, com exceção a temperatura de 253K (-20°C), com o aumento do CE, ou seja, com o aumento do carbono equivalente a energia de impacto diminui, visto que a dureza abaixo do chanfro charpy aumenta.

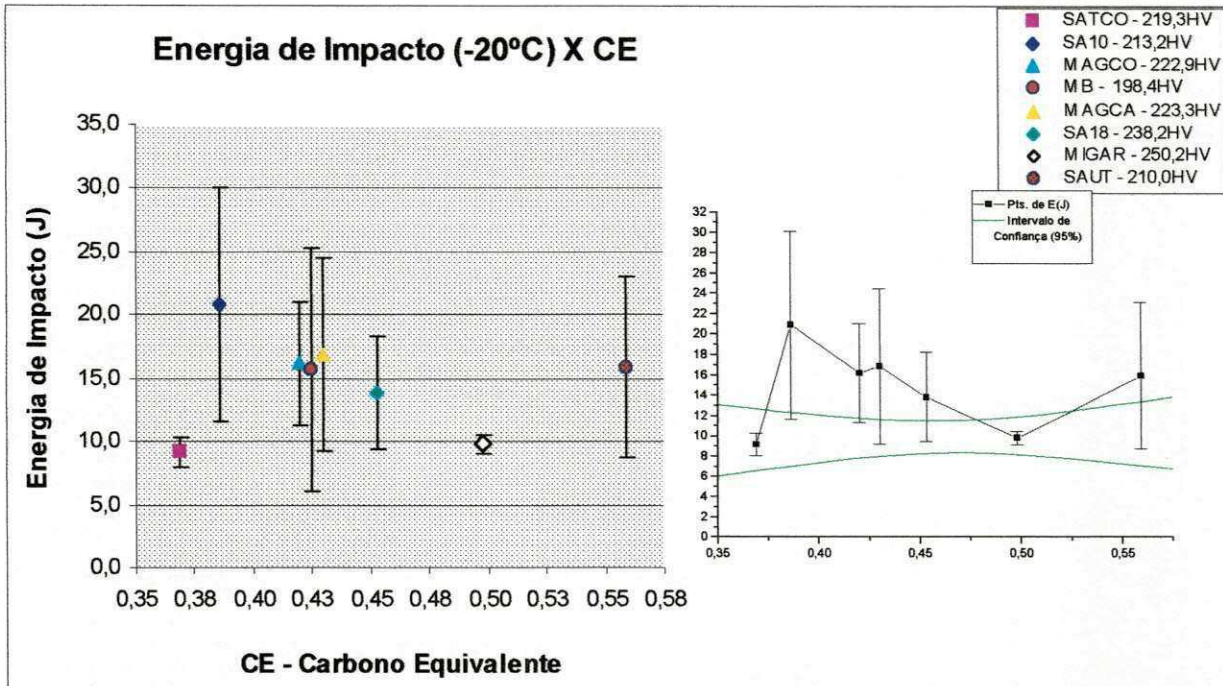


Figura 4.19 – Comportamento dos valores de energia de impacto frente a CE e a dureza de cada processo de soldagem para a temperatura de ensaio de 253 K (-20°C).

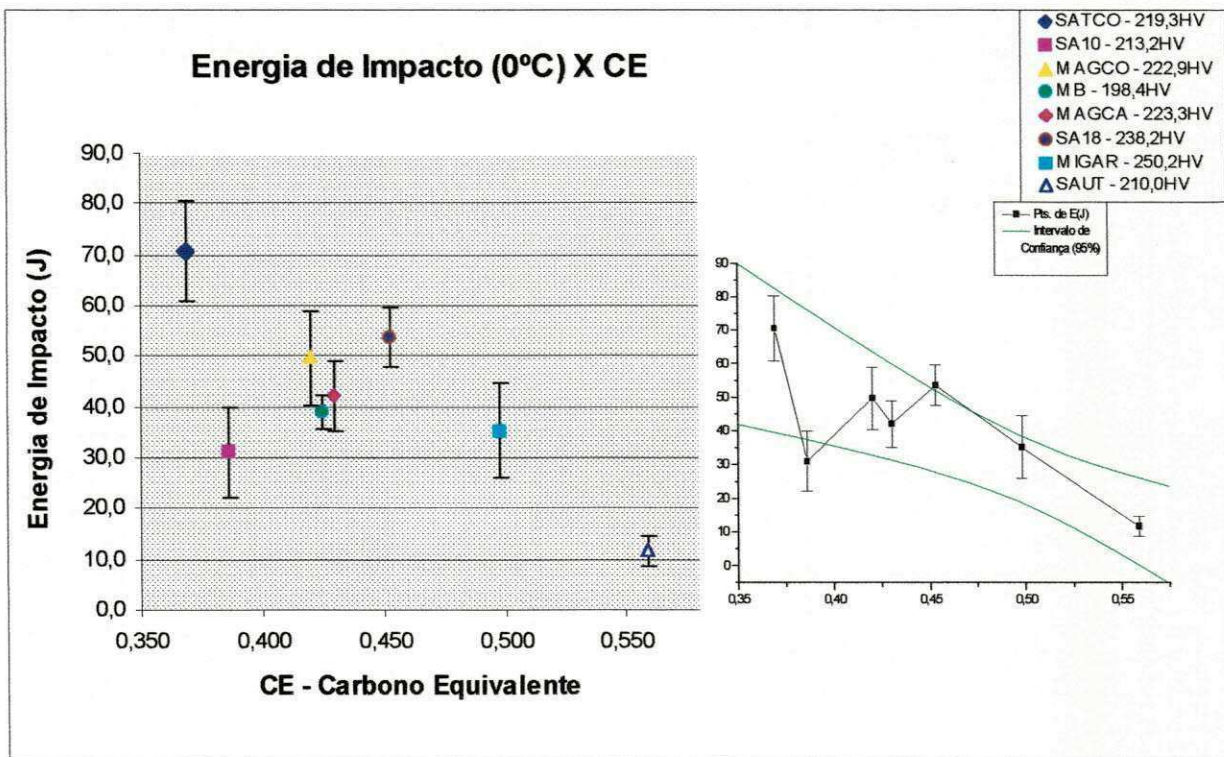


Figura 4.20 – Comportamento dos valores de energia de impacto frente a CE e a dureza de cada processo de soldagem para a temperatura de ensaio de 273 K (0°C).

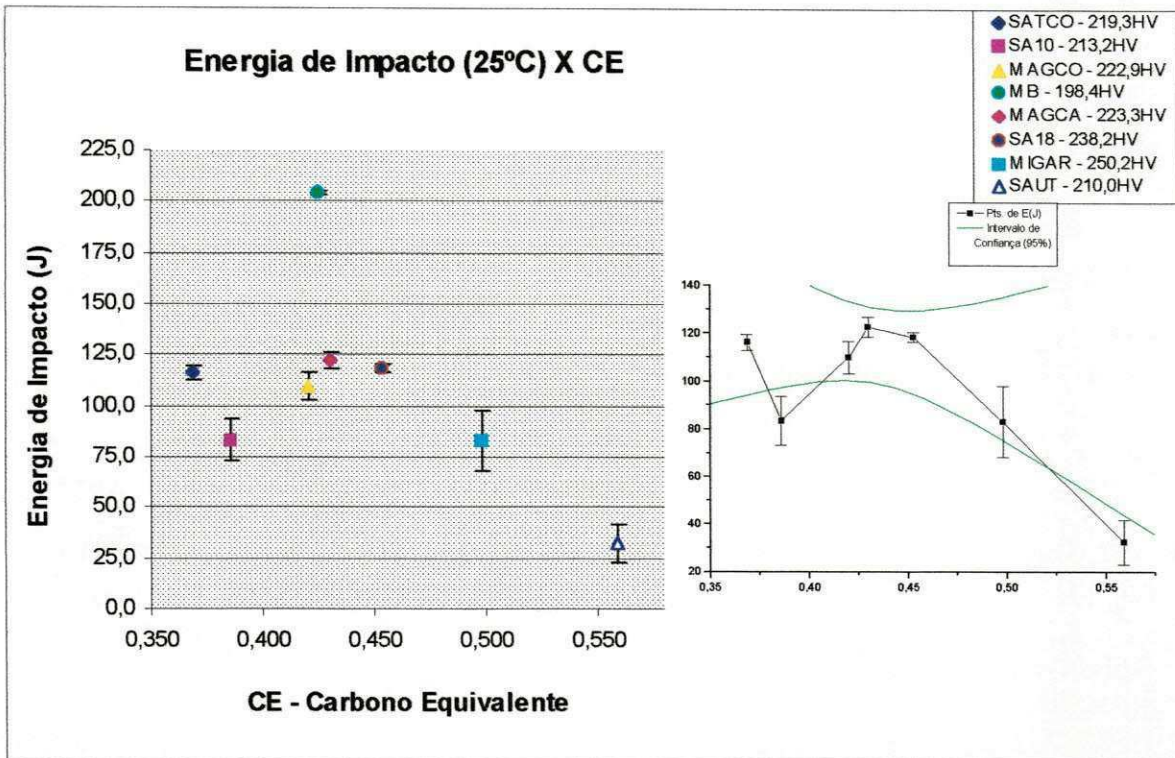


Figura 4.21 – Comportamento dos valores de energia de impacto frente a CE e a dureza de cada processo de soldagem para a temperatura de ensaio de 298 K (25°C)

CAPITULO 5

5.0 CONCLUSÕES E SUGESTÕES

5.1 Conclusões

- Os metais de solda que apresentaram os maiores valores de dureza foram os obtidos pelos processos ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa Inerte (MIG-MIGAR), obtidos com o menor valor de energia de soldagem favorecido pela alta velocidade de soldagem.
- Os percentuais de Ferrita Acicular (AF) no metal de solda variaram diretamente em função dos seus valores de carbono equivalente (CE);
- Os metais de solda que apresentaram os piores resultados de resistência ao impacto foram aqueles obtidos pelo processo ao Arco Elétrico com Arame Tubular autoprotégido (SAT-SAUT), que apresentou o maior valor de CE;
- O maior percentual de AF próximo de 60%, foi encontrado no processo ao Arco Elétrico com Arame Tubular autoprotégido (SAT-SAUT);

- Os metais de solda que apresentaram os melhores valores de resistência ao impacto foram aqueles obtidos pelos processos ao Arco Elétrico com Arame Tubular (SAT-SATCO) com proteção gasosa de CO₂ e ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER-SA18-E 7018);
- Os processos ao Arco Elétrico com Arame Tubular (SAT-SATCO) com proteção gasosa de CO₂ e ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER-SA18-E 7018) apresentaram teores de AF entre 50 e 55%;
- Os metais de solda obtidos pelo processo ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa Inerte (MIG-MIGAR), obteve um dos piores resultados de resistência ao impacto, devido ao elevado valor de dureza apresentada no metal de solda (MS), atribuído ao alto valor de CE;
- Os resultados de resistência ao impacto dos metais de solda não apresentaram diferenças significativas para os ensaios realizados a -20°C;
- Os metais de solda obtidos pelo processo Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER- SA10-E 7010) foi o que apresentou os menores valores percentuais de Ferrita Acicular (AF) (43%) e os maiores valores percentuais de Ferrita Poligonal (PF) (44,7%);
- A utilização de processos semi-automáticos nestas tubulações pode ser viável desde que se observe a adequabilidade dos parâmetros de soldagem, juntamente com a composição química e diâmetro do arame utilizado.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

- Avaliação da tenacidade à fratura (ensaio de CTOD) dos metais de solda obtidos pelos diferentes processos de soldagem.
- Avaliação da microestrutura e da tenacidade da ZTA de juntas soldadas obtidas pelos diferentes processos de soldagem.
- Avaliação das propriedades mecânicas de metais de solda utilizando diferentes tipos de aços para tubulação e diferentes processos de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALE, R. M.; JORGE, J.C.F.; REBELLO, J. M., constituintes microestruturais de soldas de aço C-Mn baixa liga. Parte 1: Conceitos básicos. **Soldagem e materiais**, v.1, n. 1, p. 2-11, 1993.

AWS D1.1-86, "Structural Welding Code Steels", American Welding Society, 1986.

Brito, V. L.O de, **Estudo da tenacidade da ZTA no aço ASTM A 537C e em tubos API 5L X 70, soldados com arco submerso**. 1999. 111 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá.

CHRISTENSEN, N. E SIMONSEN, T. Transformation behavior of weld metal, **Scand. J. Metallurg**, 10, p. 147-156, April 1981.

CHRISTENSEN, N. Transformation behaviour of carbon-manganese weld metal an international study. **International institute welding**. Doc. 11-933-80 (11-A-498-80), p. 15, 1980.

COSTA, C. A. **Estudo do comportamento à fratura da junta soldada de um tubo de aço que atende à especificação API 5L no grau X70.** 1989. Tese (Doutorado), Universidade Federal do Rio de Janeiro (COPPE/PEMM), Rio de Janeiro.

CORMIER, R. C.; DORLING, D. V. Technology management renewal at nova gas transmission.. **Proceedings of the international pipeline conference.** v. 1 - ASME, Calgary, Alberta, Canadá, June 7-11, p. 89-94, 1998.

CUNHA, L. J. G. **Solda, como, quando e porquê,** Porto Alegre, Editora D.C. Luzzatto, 2ª Edição, 1989.

DAVEY, T. G.; WIDGERY, D. J. A technique for the characterization of weld metal microstructures, **IIW Doc.** II-A-389, 1976.

DOLBY, R. E. Factors controlling weld toughness: the present position. **The welding institute research report,** p.14, 1986.

DOLBY, R. E. Guidelines for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. **Welding Journal.** 59(3), n. 7/8, p. 144-148, 1976.

EVANS, G. M. Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits. **Welding Journal.** Res. Suppl., 59(3): 67s, 1980.

EVANS, G. M. Factors affecting the microstructure and properties of all-weld-metal deposits **IIW Document.** II-A-685-86, p. 47, 1986.

EVANS, G. M. Effect of titanium on the microstructure and properties of c-mn all weld metal deposits. **Welding Journal.** 71, p. 447s-454s, 1992.

FARRAR R. A.; HARRISON P. L., Review – Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: Na overview. **Journal of materials science.** 22, p. 3812-3820, 1987.

FERRANTE, M.; BORDIGNON, P.; SYSVESTRE, M. A. **Trabalho não Publicado.**

FERRANTE, M. Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico, parte I – manganês, silício, oxigênio e nióbio. Suplemento de Pesquisa, **Soldagem & Materiais**. 1 (3), JUL/SET, 1989.

GARLAND, J. C.; KIRKWOOD, P. R. **Metal constr.** 7, p. 320, 1975.

GRAY, J.M.; FAZACKERLEY, W. J. Technical challenges and metallurgical aspects of high strength linepipe. **37th Annual conference of metallurgists**. August 16-19, 1998

GRAY, J.M.; STUART, H. Development of superior notch toughness in high dilution weldments of microalloyed steel. **Welding research council**, New York, 1981.

GRONG, O.; SIEVERT, T. A.; EDWARDS, G. R., Effects of deoxidation practice on the transformation behaviour and toughness of steel weld. **Welding journal res. suppl.**, 65 (2):279, 1986.

GRONG, O. Metallurgical modelling of welding. **The Institute of Materials**. 1994.

Guide to Thlight Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals. IIW Doc. 1533-88,1988 e IIW Doc. 1377, 1985.

HANNERZ, N. E. The influence of silicon on the mechanical properties and on the weldability of mild and high tensiles structural steels. **Literature survey and own experimental studies**. **IIW Document**, X-1169-80, 1980.

HARRISON, P. Continuous transformation diagrams for c/mn and nb beraing hsla steel weld metal. **Southampton university report**, ME79/24, Oct. 1979.

HARRISON, P.L, WATSON, M.N.; FARRAR, R.A. How niobium influences sa mild steel weld metals. **Welding and Metal Fabrication**, p. 161-169, April 1981.

HEISTERKAMP, F.; GRAY, J. M.; STUART, H. Niobium as a toughening element in pipe steels: influence on weldment properties. **International conference on pipewelding**, 2, London, p.307, 1979.

ITO, Y. & NAKANISHI, M. Study on charpy impact properties of weld metal with submerged arc welding. **The sumitomo search**. 15:42, 1976.

JONES, B. L. Pipeline steels for sour-gas transport. **Steel India**, v. 8, n. 1, p. 1-15, 1985.

LEVINE, E.& HILL, D. C. Review of the structure and properties of welds in columbium or vanadium containing high strength low alloy steels. **Welding research council report**, n. 231, 1976.

LIU, S. **Control of chemical composition and microstructure in low-carbon microalloyed steel weldments**. Welding: Theory and Practice, Elsevier Science Publishers B. V., Chapter 4, pp. 129-134, 1990.

LIU, S.; BRACARENSE A. Q. Desenvolvimento da soldagem de aços de alta resistência e baixa liga, **Soldagem & Materiais**, v. 6N2, p. 18-32, Abril 1994.

MACEDO, W. A. Aumento de produtividade em soldagem. **Soldagem e Inspeção**. Ano I-n.1, 1995.

MACIEL, T. M.; FECHINE, G. J. Influência da variação da temperatura de pré-aquecimento nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de aços ARBL. 1989

MACIEL, T. M.; FECHINE, G. J. Efeito da variação da temperatura de pré-aquecimento sobre a microestrutura e a dureza de juntas soldadas de aços ARBL. **IV CEM-NNE**, 1996.

MACIEL, T. M. **Ciclos térmicos em metais de solda de aços de alta resistência**, 1994, Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia dos Materiais), Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, São Paulo.

MACHADO, I. G. **Soldagem e técnicas convexas: processos.** Porto Alegre – RS, 1996.

NOVAES GOMES, S. I. 1985, Tese (PHD), Universidade de São Paulo (São Carlos Engineering School), Brazil,.

PANKEY, R. K, Fracture toughness – microstructure investigation of hyperbolically welded joints in offshore application. **Engineering Fracture Mechanics.** v. 34, n. 5/6, p. 1119-1129, 1989.

PERDIGÃO, S. C. Instrução para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda dos aços ferríticos, utilizando-se microscopia óptica, **XII Encontro nacional de soldagem, ABS,** pp. 211-228, 1987.

PERDIGÃO, S. C. Metalurgia física da soldagem. **Publicação didática do programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE para o curso COPPE/CEPED.** p. 8-9, Rio de Janeiro, 1983.

PICKERING, F. B. The basis of quantitative metallography, **Institute of metallurgical technicians.** Londres, Monograph n. 1, 1976.

POPE, A.M., CUNHA, P. C. R.; NÓBREGA, A. F. Fracture toughness of weld metals for brazilian offshore platforms”, **International conference on offshore welded structures, Welding Institute reprint.** Londres, 16 à 18 November 1982.

RAMPAUL, H. **Pipe welding procedures.** New York, Ed. Industrial Press Inc., 1973.

SCHUNK, C. V.; POPE, A. M. Influência do tratamento térmico na dureza de juntas soldadas de aços C e C-Mn. **XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem,** Belo Horizonte (MG), Setembro de 1999.

SMITH, W. F. **Princípios de ciência e engenharia de materiais.** Portugal, Editora McGraw-Hill, 3ª Edição, 1998.

SOUZA, S. A. DE, **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. São Paulo, Edgard Blücher, 1974.

SOUZA, S. A. DE, **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. São Paulo, Edgard Blücher, 1982.

SVENSSON, L. E.; GRETOFT B. Microstructure and impact toughness of c-mn weld metals, **Welding research supplement**, p. 454-461. 1990.

TELLES, P. C. S. **Tubulações industriais: materiais, projeto e montagem**. Rio de Janeiro, Editora LTC, 8ª Ed., 1993.

TERASAKI, F.; HASHIMOTO, T.; KOMIZO, Y. Research and development on large diameter line pipe for artic usage. **The sumitomo search**, v. 33, p. 72-85, 1986.

VENTRELLA, V. A. **Identificação microestrutural de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga**. 1999, 183 p. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia dos Materiais). São Carlos, UFSCar.

ZHANG, Z.; FARRAR, R. A. Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of c-mn-ni weld metals. **Supplement to the welding journal**. p. 183-196, May 1997.

WAINER, E.; BRANDI, S. D; MELLO, F. D. H. **Soldagem – processos e metalurgia**. São Paulo, Ed. Edgard Blücher, 1995.

WAINER, E. **Soldagem**. São Paulo, 21ª Edição Ampliada da Associação Brasileira de Soldagem – ABS, 1986.

YOSHINO, Y & STOUT, R. D. **Weld Res. Suppl.** p.58, 59s, 1979.

APÊNDICE I

Tabela I - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo SATCO.

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g							
PROCESSO DE SOLDAGEM:	SATCO			GERAL - Linhas			
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)			
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3	
ZTA	0.3	0.3	0.3	224.23	220.67		225.03
	0.6	0.6	0.6	216.90	218.80		226.57
	0.9	0.9	0.9	216.57	220.07		218.47
	1.2	1.2	1.2	222.17	220.17		218.97
	1.5	1.5	1.5	219.47	220.07		222.47
	1.8	1.8	1.8	215.50	220.40		222.60
	2.1	2.1	2.1	221.50	223.83		223.10
	2.4	2.4	2.4	217.90	221.23		226.33
	2.7	2.7	2.7	219.00	216.30		223.43
	3.0	3.0	3.0	223.27	221.10		223.97
	3.3	3.3	3.3	219.90	223.90		225.70
	3.6	3.6	3.6	221.07	224.47		225.37
	3.9	3.9	3.9	221.90	224.53		215.45
	4.2	4.2	4.2	225.57	229.17		224.30
	4.5	4.5	4.5	221.73	229.77		222.40
	4.8	4.8	4.8	229.50	239.07		200.90
	5.1	5.1	5.1	227.80	229.35		205.90
	5.4	5.4	5.4	229.30	216.10		208.50
	5.7	5.7	5.7	229.35	210.00		209.70
	6.0	6.0	6.0	243.90	216.30		218.80
ZTA GG	6.3	6.3	6.3	237.87	251.10		247.10
	6.6	6.6	6.6	288.00	258.17		253.20
	6.9	6.9	6.9	242.80	270.13		254.40
			7.2				253.30
MS	7.9	7.9	8.2	255.20	259.60		247.87
	8.9	8.9	9.2	256.57	258.23		240.40
	9.9	9.9	10.2	248.53	249.87		242.40
	10.9	10.9	11.2	251.30	255.33		242.00
	11.9	11.9	12.2	255.57	253.33		244.90
	12.9	12.9	13.2	252.83	254.20		241.23
	13.9	13.9	14.2	248.27	257.03		258.87
	14.9	14.9	15.2	245.37	256.87		253.50
	15.9	15.9	16.2	247.93	252.33		244.90
	16.9	16.9	17.2	253.80	250.20		239.90
	17.9	17.9	18.2	246.23	244.50		238.60
	18.9	18.9	19.2	250.50	250.47		239.77
	19.9	19.9	20.2	254.73	251.70		244.40
	20.9	20.9	21.2	252.00	251.17		250.37
	21.9	21.9	22.2	247.10	249.40		246.30
	22.9	22.9	23.2	248.83	243.40		252.70
	23.9	23.9	24.2	245.07	242.55		252.90
	24.9	24.9	25.2	248.13	245.45		250.05
	25.9	25.9		242.45	245.50		
	26.9			243.15			

Tabela II - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo MIGAR.

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g						
PROCESSO DE SOLDAGEM:			MIGAR		GERAL - Linhas	
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)		
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3
ZTA	0,3	0,3	0,3	265,27	264,87	279,30
	0,6	0,6	0,6	252,00	270,70	288,90
	0,9	0,9	0,9	258,03	272,73	280,40
	1,2	1,2	1,2	256,47	273,50	292,83
	1,5	1,5	1,5	259,97	278,83	289,70
	1,8	1,8	1,8	263,00	280,23	273,40
	2,1	2,1	2,1	265,67	280,90	266,65
	2,4	2,4	2,4		289,20	267,70
ZTA GG	2,7	2,7	2,7	278,60	294,67	328,60
	3,0	3,0	3,0	278,63	304,25	305,30
	3,3	3,3	3,3	283,43	295,50	307,40
	3,6	3,6		305,10	306,20	
		3,9		288,00	304,50	
MS	4,6	4,9	4,3	297,97	318,03	301,93
	5,6	5,9	5,3	288,13	312,03	313,90
	6,6	6,9	6,3	283,67	312,07	309,80
	7,6	7,9	7,3	294,17	314,87	329,80
	8,6	8,9	8,3	291,27	315,73	320,53
	9,6	9,9	9,3	290,30	308,83	319,10
	10,6	10,9	10,3	285,30	321,63	330,57
	11,6	11,9	11,3	282,87	315,97	313,47
	12,6	12,9	12,3	289,03	304,20	329,10
	13,6	13,9	13,3	286,53	313,50	322,27
	14,6	14,9	14,3	283,43	308,50	
	15,6	15,9	15,3	279,10	303,93	
	16,6	16,9	16,3	296,20	304,40	
	17,6	17,9	17,3	294,10	294,45	
	18,6	18,9		294,67		
	19,6	19,9		296,70		
	20,6			297,27		
21,6			290,70			

Tabela III - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo MAGCA

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g						
PROCESSO DE SOLDAGEM:		MAGCO		GERAL - Linhas		
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)		
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3
ZTA	0,3	0,3	0,3	196,37	203,20	212,87
	0,6	0,6	0,6	207,27	205,33	204,43
	0,9	0,9	0,9	202,40	205,87	208,83
	1,2	1,2	1,2	205,40	208,17	212,30
	1,5	1,5	1,5	203,17	192,40	211,77
	1,8	1,8	1,8	198,67	204,10	213,33
	2,1	2,1	2,1	203,93	202,97	213,20
	2,4	2,4	2,4	207,97	217,17	205,23
	2,7	2,7	2,7	203,00	212,93	198,95
	3,0	3,0	3,0	203,30	193,30	212,60
	3,3	3,3	3,3	201,05	200,20	217,40
	3,6	3,6	3,6	203,85	204,50	192,40
	3,9	3,9	3,9	200,00	197,80	197,20
	4,2	4,2	4,2	196,00	204,20	187,90
	4,5	4,5	4,5	201,00	203,10	
	4,8	4,8	4,8	207,00	199,50	
	ZTA GG	5,1	5,1		194,40	197,00
5,4		5,4		196,50	211,70	
5,7		5,7		219,17	232,63	226,77
6,0		6,0		225,30	236,00	218,65
6,3		6,3		232,95	257,20	225,60
6,6		6,6		243,75	235,60	
MS		6,9			226,90	
	7,6	7,9	5,8	228,40	219,93	237,30
	8,6	8,9	6,8	233,90	223,80	233,93
	9,6	9,9	7,8	227,47	223,20	229,03
	10,6	10,9	8,8	224,57	224,90	224,13
	11,6	11,9	9,8	217,13	228,77	225,60
	12,6	12,9	10,8	222,57	227,97	231,83
	13,6	13,9	11,8	228,37	231,80	226,13
	14,6	14,9	12,8	219,10	224,63	221,97
	15,6	15,9	13,8	225,83	231,20	225,07
	16,6	16,9	14,8	221,10	228,67	226,97
	17,6	17,9	15,8	227,97	225,33	218,20
	18,6	18,9	16,8	224,83	222,37	222,40
	19,6	19,9	17,8	223,30	213,15	219,50
	20,6	20,9	18,8	223,37	220,15	212,70
	21,6	21,9		222,74	222,55	213,10
	22,6	22,9		210,90	212,90	
23,6	23,9		216,20	217,50		
24,6	24,9		207,20	224,00		
25,6	25,9		220,00			
26,6	26,9		200,30			

Tabela IV - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo SAUT

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g						
PROCESSO DE SOLDAGEM:			SAUT	GERAL - Linhas		
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)		
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3
ZTA	0,3	0,3	0,3	208,27	222,87	228,03
	0,6	0,6	0,6	223,27	222,63	219,67
	0,9	0,9	0,9	216,90	218,40	222,63
	1,2	1,2	1,2	224,13	222,87	225,57
	1,5	1,5	1,5	227,20	224,27	222,80
	1,8	1,8	1,8	230,50	218,97	225,67
	2,1	2,1	2,1	230,90	222,87	232,43
	2,4	2,4	2,4	228,90	229,50	229,10
	2,7	2,7	2,7		229,05	231,75
	3,0	3,0	3,0	242,43	239,10	241,77
ZTA GG	3,3	3,3	3,3	246,47	235,30	250,80
	3,6	3,6	3,6	243,20	242,95	242,40
	3,9	3,9		239,20		
	4,2			241,60		
	4,5			247,93	255,53	271,07
MS	5,2	4,9	4,6	248,00	255,03	271,63
	6,2	5,9	5,6	244,07	253,33	276,90
	7,2	6,9	6,6	244,63	256,30	269,03
	8,2	7,9	7,6	239,17	251,30	273,00
	9,2	8,9	8,6	243,87	255,17	252,50
	10,2	9,9	9,6	247,83	255,33	272,37
	11,2	10,9	10,6	251,00	255,33	277,53
	12,2	11,9	11,6	249,60	250,40	263,80
	13,2	12,9	12,6	258,23	246,90	268,70
	14,2	13,9	13,6	249,80	261,53	259,15
	15,2	14,9	14,6	243,70	257,37	270,70
	16,2	15,9	15,6	247,70	247,40	
	17,2	16,9		251,73	250,95	
	18,2	17,9		239,63	252,30	
	19,2	18,9		250,50		
	20,2			244,13		
	21,2			253,20		
	22,2			246,25		
	23,2			243,75		
	24,2			243,10		
25,2			246,51			
26,2						

Tabela V - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo MAGCA.

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g						
PROCESSO DE SOLDAGEM:			MAGCA		GERAL - Linhas	
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)		
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3
ZTA	0,3	0,3	0,3	206,53	221,87	217,00
	0,6	0,6	0,6	215,00	216,40	221,03
	0,9	0,9	0,9	216,87	218,33	219,40
	1,2	1,2	1,2	215,87	224,60	207,77
	1,5	1,5	1,5	216,80	226,93	222,63
	1,8	1,8	1,8	223,93	232,75	222,33
	2,1	2,1	2,1	224,00	219,95	224,10
	2,4	2,4	2,4	225,65	226,10	223,50
	2,7	2,7	2,7			222,70
	3,0	3,0	3,0			228,80
ZTA GG	3,3	3,3	3,3	240,83	240,70	241,45
	3,6	3,6	3,6	235,25	244,23	248,55
			3,9	237,40	252,60	254,50
			4,2	245,70		
MS	4,6	4,6	5,2	252,83	242,00	237,47
	5,6	5,6	6,2	239,23	244,07	244,23
	6,6	6,6	7,2	246,73	245,67	241,00
	7,6	7,6	8,2	238,60	241,50	240,30
	8,6	8,6	9,2	245,23	241,07	243,03
	9,6	9,6	10,2	239,33	243,50	244,67
	10,6	10,6	11,2	246,30	248,73	244,03
	11,6	11,6	12,2	241,30	250,70	239,23
	12,6	12,6	13,2	243,40	241,90	241,00
	13,6	13,6	14,2	245,80	238,97	237,43
	14,6	14,6	15,2	245,13	238,90	237,97
	15,6	15,6	16,2	241,83	240,30	241,77
	16,6	16,6	17,2	247,47	239,83	241,27
	17,6	17,6	18,2	237,83	235,90	239,30
	18,6	18,6		242,23	240,50	
	19,6	19,6		243,23	240,27	
	20,6	20,6		241,10	238,40	
	21,6	21,6		243,80	237,05	
	22,6	22,6		243,80	242,00	
	23,6	23,6		236,40	227,70	
	24,6	24,6		231,35	234,60	
	25,6			237,40		
	26,6			238,65		
27,6			231,00			

Tabela VI - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo SA10.

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g						
PROCESSO DE SOLDAGEM:			SA10	GERAL - Linhas		
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)		
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3
ZTA	0.3	0.3	0.3	220.00	204.25	236.75
	0.6	0.6	0.6	221.30	212.20	227.90
	0.9	0.9	0.9	219.55	211.90	230.50
	1.2	1.2	1.2	220.35	213.10	229.95
	1.5	1.5	1.5	223.20	208.10	228.75
	1.8	1.8	1.8	221.10	210.60	231.60
	2.1	2.1	2.1	218.20	213.00	232.65
	2.4	2.4	2.4	210.05	210.85	229.85
	2.7	2.7	2.7	214.40	213.60	236.80
	3.0	3.0	3.0	222.20	218.40	238.00
	3.3	3.3	3.3	233.80	221.70	
	3.6	3.6	3.6	227.90	220.80	
	3.9	3.9	3.9	221.50	230.30	
ZTA GG	4.2	4.2	4.2	234.20	247.50	245.60
	4.5	4.5	4.5	241.90	250.30	252.65
	4.8	4.8	4.8	233.20	244.70	259.65
	5.1	5.1	5.1	232.20	239.90	248.75
			5.4			250.00
MS	6.1	6.1	6.4	223.35	234.35	247.05
	7.1	6.1	7.4	230.50	242.20	243.70
	8.1	7.1	8.4	226.35	241.20	235.30
	9.1	8.1	9.4	228.35	245.75	234.80
	10.1	9.1	10.4	235.75	241.70	236.35
	11.1	10.1	11.4	237.80	242.10	243.90
	12.1	11.1	12.4	235.40	246.65	234.70
	13.1	12.1	13.4	238.20	252.75	234.60
	14.1	13.1	14.4	228.85	253.30	241.80
	15.1	14.1	15.4	232.50	251.15	241.40
	16.1	15.1	16.4	231.90	255.05	245.25
	17.1	16.1	17.4	230.30	245.50	240.70
	18.1	17.1	18.4	231.10	244.65	
	19.1	18.1	19.4	226.55	250.10	
	20.1	19.1	20.4	226.60	249.90	
	21.1	20.1	21.4	231.05	247.60	
	22.1	21.1	22.4	230.70		
	23.1			232.55		
	24.1			226.35		
25.1			242.35			
26.1			235.70			
27.1			222.40			

Tabela VII - Valores totais das medidas de dureza na junta soldada para o processo SA18.

MICRODUREZA VICKERS (HV) - CARGA: 500g						
PROCESSO DE SOLDAGEM:			SA18	GERAL - Linhas		
	PONTOS (mm)			DUREZA VICKERS (HV)		
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3
ZTA	0.3	0.3	0.3	220.75	209.40	219.50
	0.6	0.6	0.6	224.65	219.85	220.40
	0.9	0.9	0.9	224.55	221.80	216.65
	1.2	1.2	1.2	228.25	215.40	222.45
	1.5	1.5	1.5	231.15	219.20	226.55
	1.8	1.8	1.8	232.40	224.30	225.30
	2.1	2.1	2.1	227.20	232.55	231.90
	2.4	2.4	2.4	226.80	205.05	235.15
	2.7	2.7	2.7	235.55	230.50	240.65
	3.0	3.0	3.0	227.40	241.05	229.30
	3.3	3.3	3.3	229.50	225.35	245.50
	3.6	3.6	3.6	233.50	208.30	241.80
	3.9	3.9	3.9	236.50	209.60	248.90
	4.2	4.2	4.2	230.55	214.70	
	4.5	4.5	4.5	231.30	214.60	
	4.8	4.8	4.8	224.80	221.40	
	5.1	5.1	5.1	221.30	224.00	
	5.4	5.4	5.4	221.50	218.50	
5.7	5.7	5.7	227.90			
6.0	6.0	6.0	225.00			
ZTA GG	6.3	6.3		232.40	244.05	246.50
	6.6	6.6		247.50	244.30	249.65
	6.9	6.9		251.60	247.40	246.20
	7.2			251.85	238.80	252.25
	7.5			235.80	242.10	257.60
MS	8.5	7.9	7.0	282.65	260.10	250.25
	9.5	8.9	8.0	251.45	264.95	262.70
	10.5	9.9	9.0	255.05	257.35	256.85
	11.5	10.9	10.0	252.35	260.10	276.00
	12.5	11.9	11.0	239.70	259.20	267.25
	13.5	12.9	12.0	262.85	250.25	265.95
	14.5	13.9	13.0	269.05	249.85	259.60
	15.5	14.9	14.0	255.95	256.00	255.20
	16.5	15.9	15.0	252.70	255.90	259.65
	17.5	16.9	16.0	241.65	243.90	260.25
	18.5	17.9	17.0	254.55	250.80	253.45
	19.5	18.9	18.0	258.35	241.60	255.30
	20.5	19.9	19.0	260.05	257.45	259.60
	21.5	20.9	20.0	258.45	245.95	260.70
	22.5	21.9	21.0	259.95	258.50	
23.5	22.9	22.0	263.85			
24.5	23.9	23.0	247.30			
25.5	24.9	24.0	248.35			
26.5	25.9		258.40			
27.5			259.20			

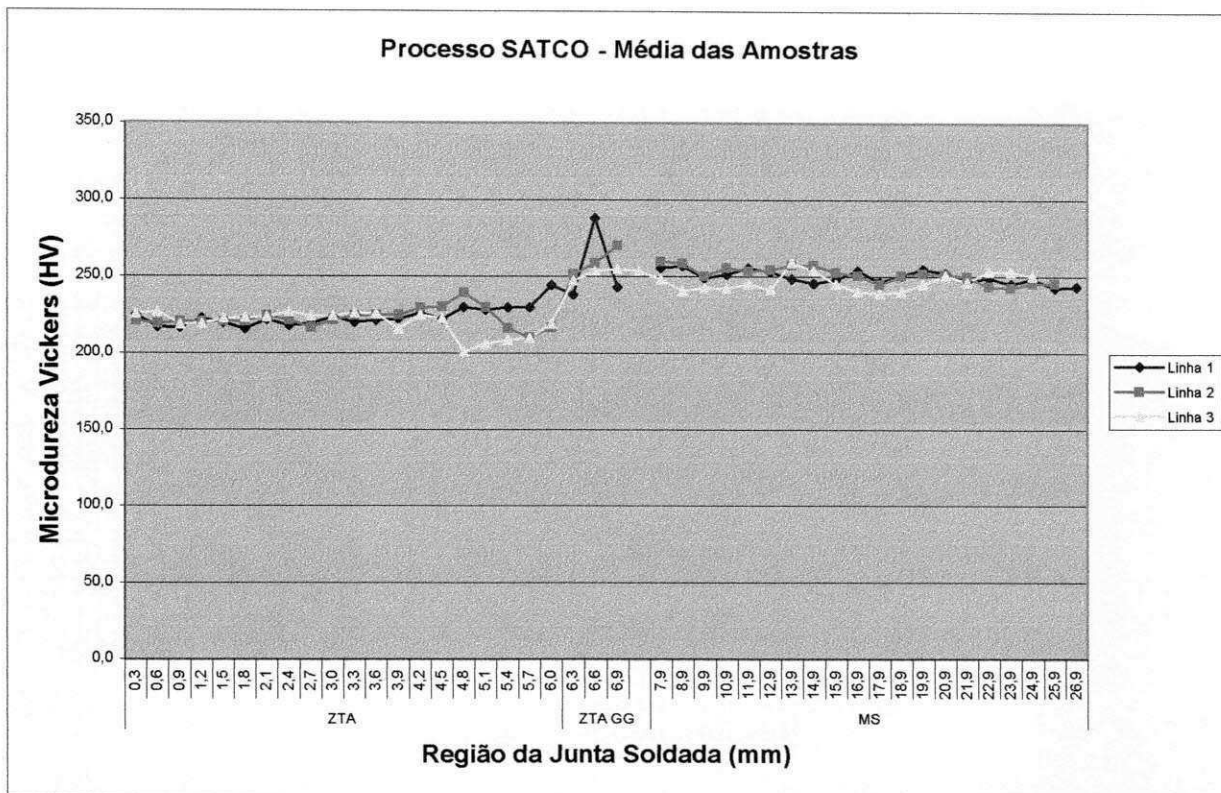


Figura I - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo SATCO.

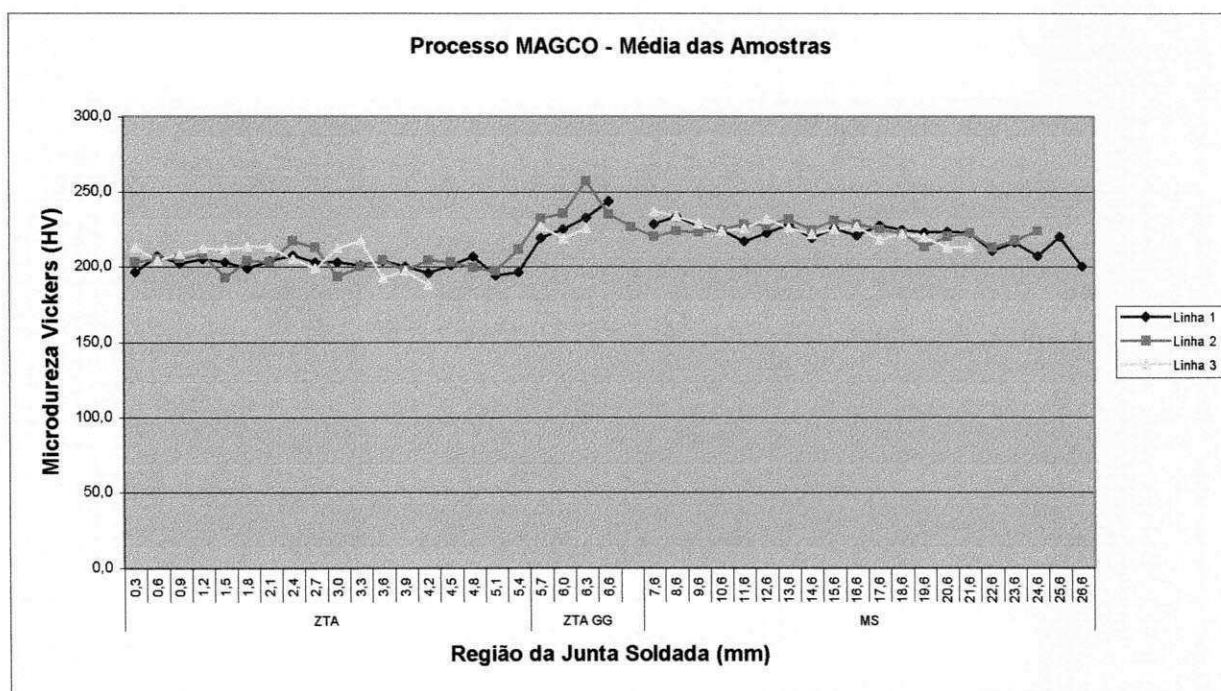


Figura II - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo MAGCO.

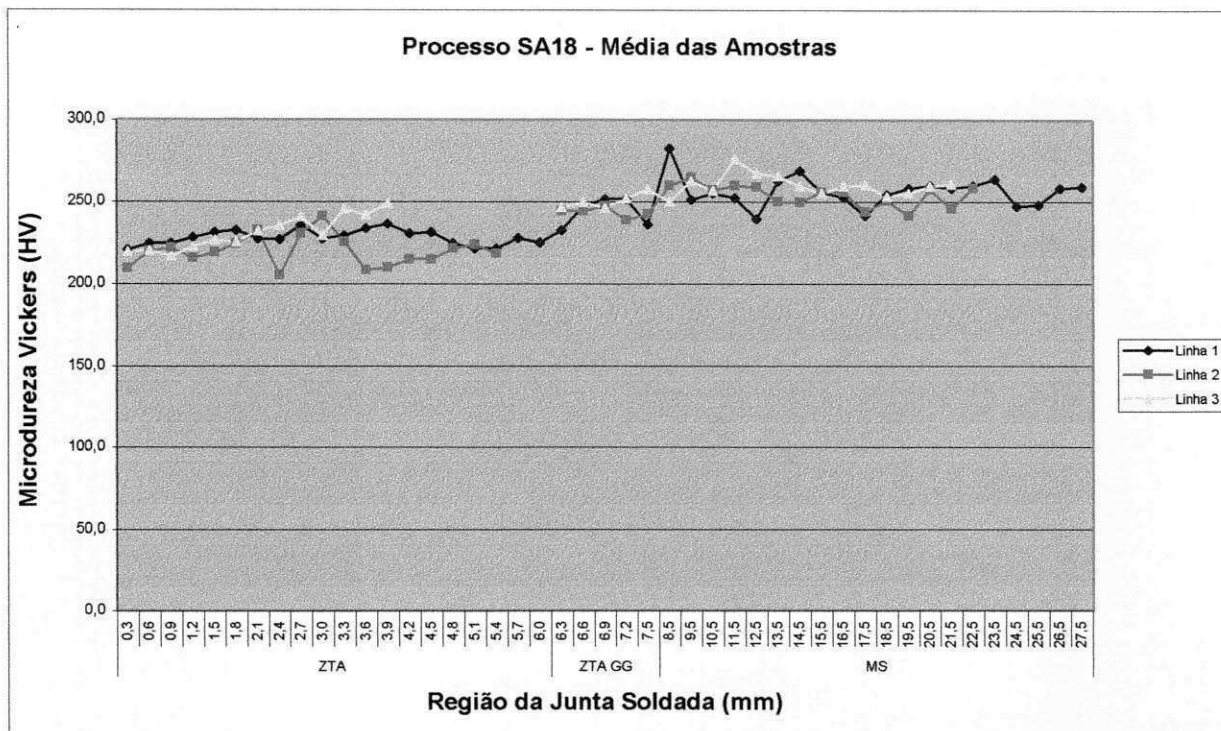


Figura III - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo SA18.

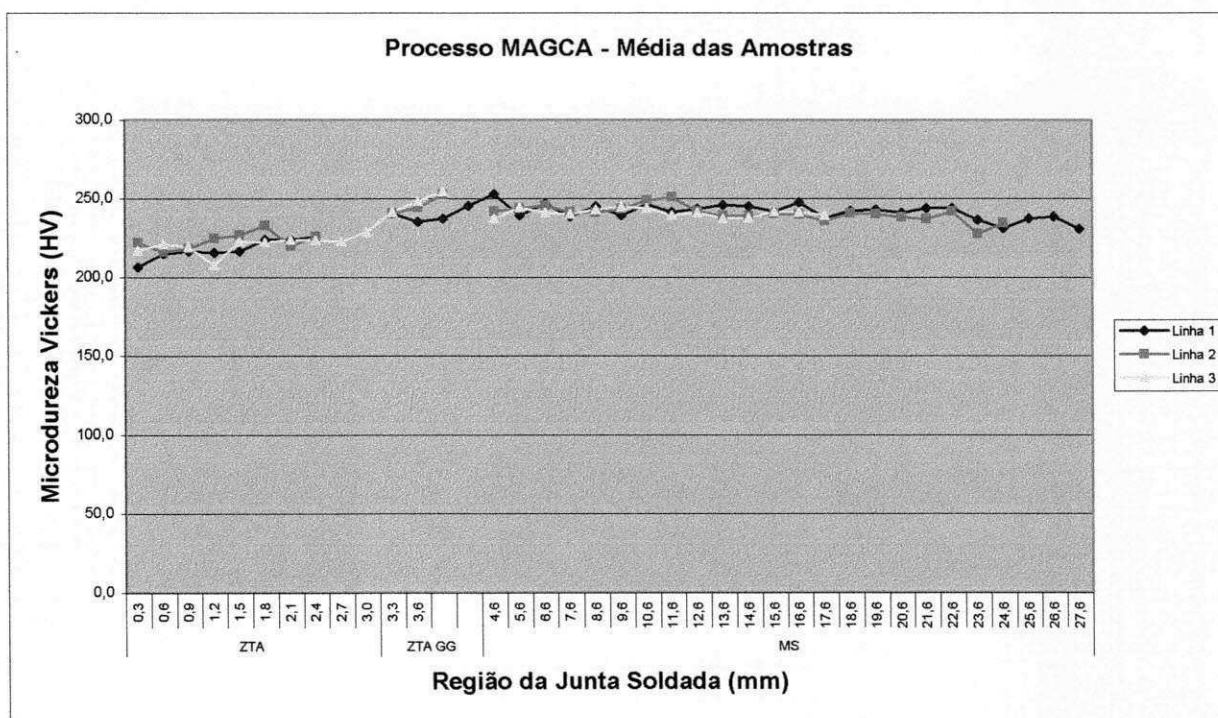


Figura IV - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo MAGCA.

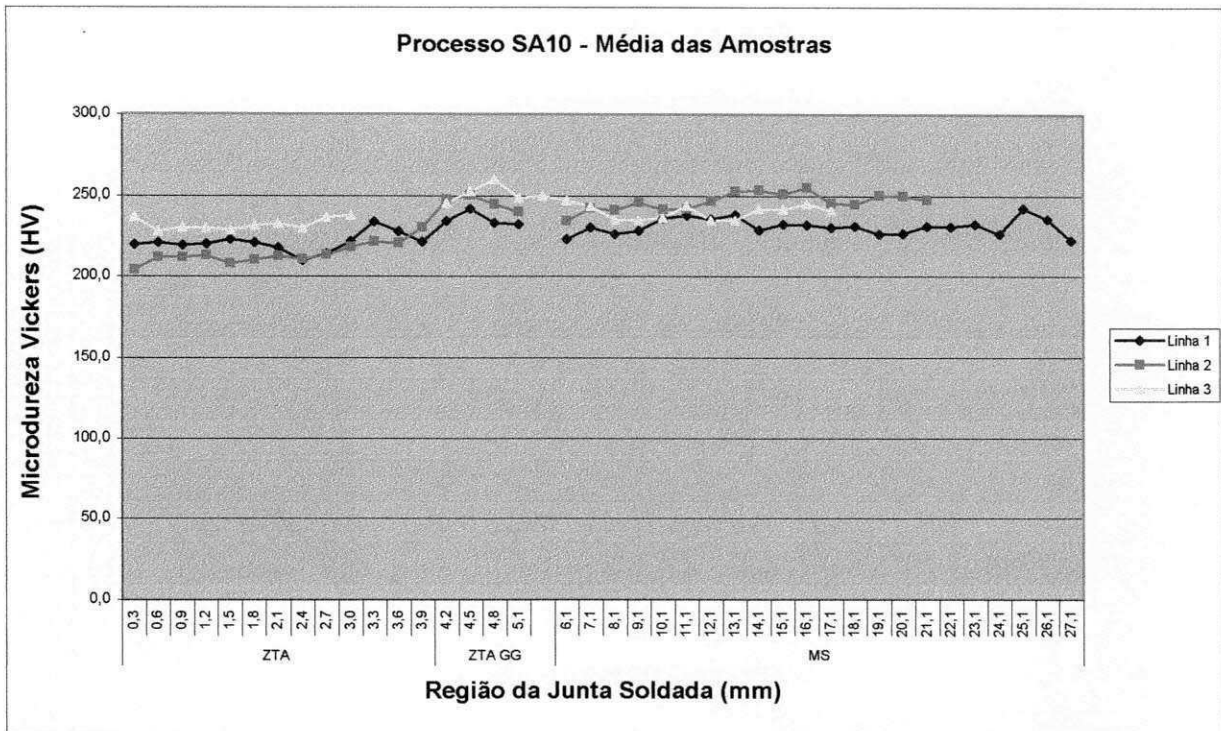


Figura V - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo SA10.

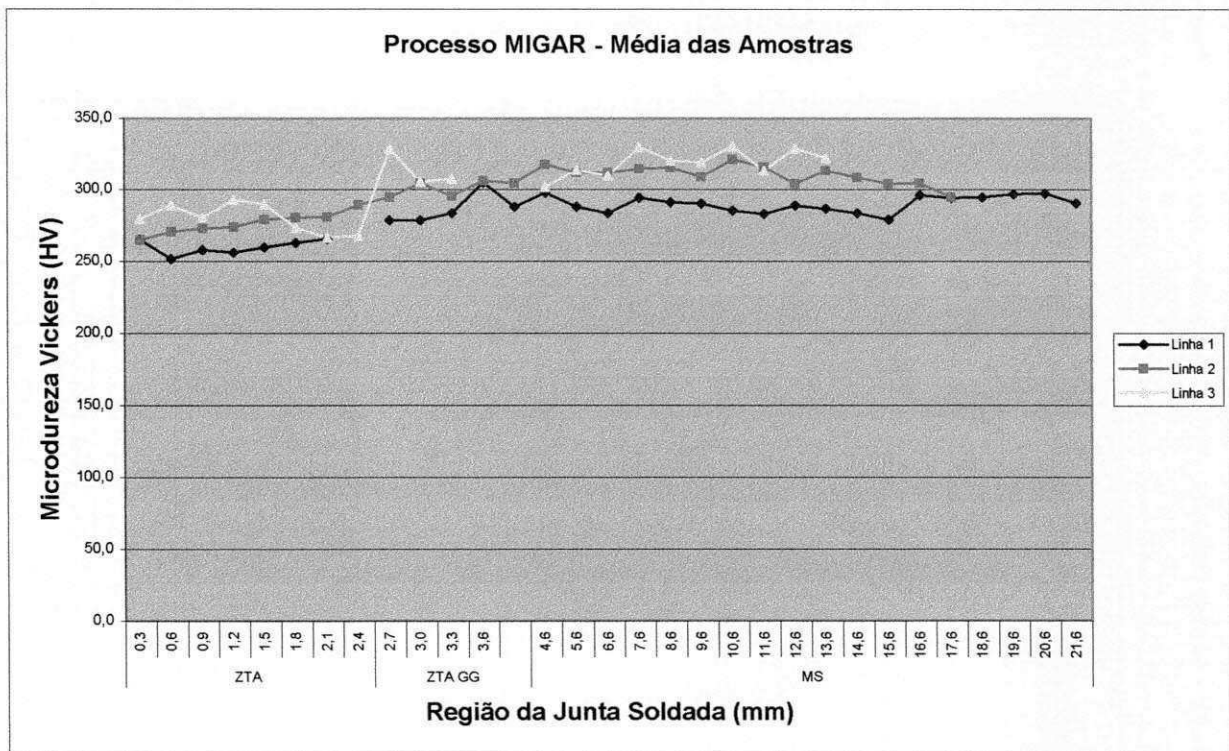


Figura VI - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo MIGAR.

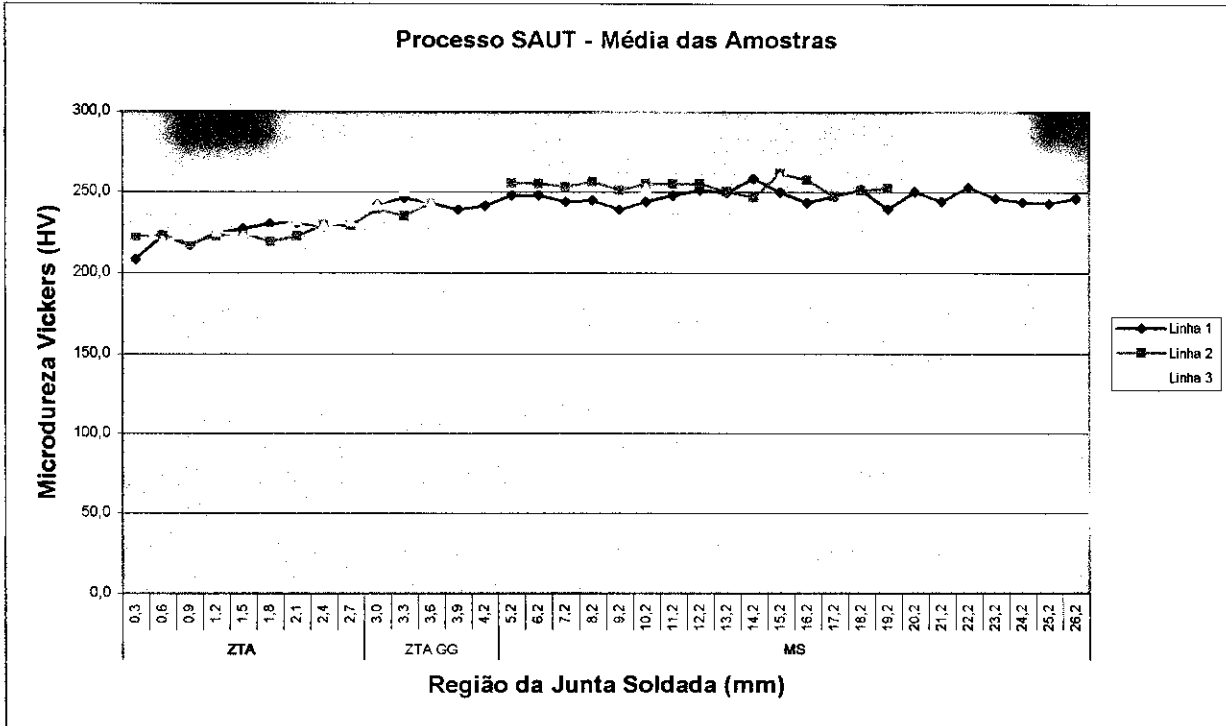


Figura VII - Representação gráfica dos valores de microdureza média nas diferentes regiões da junta soldada utilizando o processo SAUT.

APÊNDICE II

Tabela VIII - Média geral das três linhas desde o MB até o MS para os processos de soldagem utilizados.

	MAGCO			SATCO			SA18			SA10	
	Pontos	HV - M		Pontos	HV - M		Pontos	HV - M		Pontos	HV - M
ZTA	25,3	204,14	ZTA	25,3	223,31	ZTA	25,3	216,55	ZTA	25,3	220,33
	25,6	205,68		25,6	220,76		25,6	221,63		25,6	220,47
	25,9	205,70		25,9	218,37		25,9	221,00		25,9	220,65
	26,2	208,62		26,2	220,43		26,2	222,03		26,2	221,13
	26,5	202,44		26,5	220,67		26,5	225,63		26,5	220,02
	26,8	205,37		26,8	219,50		26,8	227,33		26,8	221,10
	27,1	206,70		27,1	222,81		27,1	230,55		27,1	221,28
	27,4	210,12		27,4	221,82		27,4	222,33		27,4	216,92
	27,7	204,96		27,7	219,58		27,7	235,57		27,7	221,60
	28,0	203,07		28,0	222,78		28,0	232,58		28,0	226,20
	28,3	206,22		28,3	223,17		28,3	233,45		28,3	227,75
	28,6	200,25		28,6	223,63		28,6	227,87		28,6	224,35
	28,9	198,33		28,9	220,63		28,9	231,67		28,9	225,90
	29,2	196,03		29,2	226,34		29,2	222,63		29,2	242,43
	ZTA GG	29,5		202,05	ZTA GG		29,5	224,63		ZTA GG	29,5
29,8		203,25	29,8	223,16		29,8	223,10	29,8	245,85		
30,1		195,70	30,1	221,02		30,1	222,65	30,1	240,28		
30,4		204,10	30,4	217,97		30,4	220,00	30,4	250,00		
30,7		226,19	30,7	216,35		30,7	227,90	30,7	234,92		
31,0		226,65	31,0	226,33		31,0	225,00	31,0	238,80		
31,3		238,58	31,3	245,36		31,3	240,98	31,3	234,28		
31,6		239,68	31,6	266,46		31,6	247,15	31,6	236,30		
31,9		226,90	31,9	255,78		31,9	248,40	31,9	237,93		
32,2		228,54	32,2	253,30		32,2	247,63	32,2	241,27		
MS	32,9	228,54	MS	32,2	253,30	MS	32,2	247,63	MS	32,2	241,27
	33,9	230,54		33,2	254,22		32,5	245,17		32,5	238,92
	34,9	226,57		34,2	251,73		33,5	264,33		33,5	241,85
	35,9	224,53		35,2	246,93		34,5	259,70		34,5	241,32
	36,9	223,83		36,2	249,54		35,5	256,42		35,5	241,68
	37,9	227,46		37,2	251,27		36,5	262,82		36,5	244,07
	38,9	228,77		38,2	249,42		37,5	255,38		37,5	238,83
	39,9	221,90		39,2	254,72		38,5	259,68		38,5	237,88
	40,9	227,37		40,2	251,91		39,5	259,50		39,5	238,33
	41,9	225,58		41,2	248,39		40,5	255,72		40,5	238,25
	42,9	223,83		42,2	247,97		41,5	256,08		41,5	239,33
	43,9	223,20		43,2	243,11		42,5	248,60		42,5	230,70
	44,9	218,65		44,2	246,91		43,5	252,93		43,5	232,55
	45,9	218,74		45,2	250,28		44,5	251,75		44,5	226,35
	46,9	219,46		46,2	251,18		45,5	259,03		45,5	242,35
47,9	211,90	47,2	247,60	46,5	255,03	46,5	235,70				
48,9	216,85	48,2	248,31	47,5	259,23	47,5	222,40				
49,9	215,60	49,2	246,84	48,5	263,85						
50,9	220,00	50,2	247,88	49,5	247,30						
51,9	200,30	51,2	243,98	50,5	248,35						
		52,2	243,15	51,5	258,40						
				52,5	259,20						

Tabela IX - Média geral das três linhas desde o MB até o MS para os processos de soldagem utilizados.

	MIGAR			MAGCA			SAUT	
	Pontos	HV - M		Pontos	HV - M		Pontos	HV - M
ZTA	25,3	269,81	ZTA	25,3	215,13	ZTA	25,3	219,72
	25,6	270,53		25,6	217,48		25,6	221,86
	25,9	270,39		25,9	218,20		25,9	219,31
	26,2	274,27		26,2	216,08		26,2	224,19
	26,5	276,17		26,5	222,12		26,5	224,76
	26,8	272,21		26,8	226,34		26,8	225,04
	27,1	271,07		27,1	222,68		27,1	228,73
	27,4	278,45		27,4	225,15		27,4	229,17
	27,7	300,62		27,7	222,70		27,7	230,40
	28,0	296,06		28,0	228,80		28,0	241,10
ZTA GG	28,3	295,44	ZTA GG	28,3	240,99	ZTA GG	28,3	244,19
	28,6	305,65		28,6	242,68		28,6	242,85
	28,9	296,25		28,9	248,17		28,9	239,20
	29,9	305,98		29,2	245,70		29,2	241,60
	30,9	304,69		30,2	244,10		30,2	258,18
	31,9	301,84		31,2	242,51		31,2	258,22
	32,9	312,94		32,2	244,47		32,2	258,10
	33,9	309,18		33,2	240,13		33,2	256,66
	34,9	306,08		34,2	243,11		34,2	254,49
	35,9	312,50		35,2	242,50		35,2	250,51
MS	36,9	304,10	MS	36,2	246,36	MS	36,2	258,51
	37,9	307,44		37,2	243,74		37,2	261,29
	38,9	307,43		38,2	242,10		38,2	254,60
	39,9	295,97		39,2	240,73		39,2	257,94
	40,9	291,52		40,2	240,67		40,2	256,83
	41,9	300,30		41,2	241,30		41,2	257,26
	42,9	294,28		42,2	242,86		42,2	247,55
	43,9	294,67		43,2	237,68		43,2	251,34
	44,9	296,70		44,2	241,37		44,2	245,97
	45,9	297,27		45,2	241,75		45,2	250,50
MS	46,9	290,70	MS	46,2	239,75	MS	46,2	244,13
				47,2	240,43		47,2	253,20
				48,2	242,90		48,2	246,25
				49,2	232,05		49,2	243,75
				50,2	232,98		50,2	243,10
				51,2	237,40		51,2	246,51
				52,2	238,65			
				53,2	231,00			

APÊNDICE III

Tabela X – Valores de energia de impacto no metal de solda para cada processo de soldagem.

ENERGIA DE IMPACTO CHARPY V (J)											
	MAGCA	SATCO	MAGCO		SAUT	MIGAR		SA10	SA18		MB
- 20°C	11,282	7,848	19,620	- 20°C	9,810	9,320	- 20°C	11,772	16,677	- 20°C	43,164
	13,734	9,810	12,753		20,601	9,320		27,468	8,339		76,518
	25,506	9,810	43,164		23,544	10,791		13,734	12,753		145,188
0 °C	37,278	60,822	52,974	0 °C	9,810	9,810	0 °C	33,354	19,620	0 °C	12,753
	17,658	70,632	56,898		8,829	34,335		18,149	11,772		7,848
	47,088	80,442	39,240		14,715	26,487		57,879	98,100		26,487
20 °C	125,568	119,682	105,948	20 °C	11,772	45,126	20 °C	24,525	47,088	20 °C	158,922
	119,682	117,720	108,891		31,392	76,518		27,468	58,860		127,530
	151,074	111,834	119,682		37,278	100,062		41,202	54,936		188,352
20 °C	82,404	115,758	104,967	20 °C	41,202	72,594	20 °C	88,290	119,682	20 °C	215,820
	---	---	---		19,620	107,910		94,176	90,252		153,036
	---	---	---		---	---		84,366	142,245		176,580
	---	---	---		---	---		66,708	117,720		156,960
	---	---	---		---	---		83,385	121,644		204,048
	---	---	---		---	---		---	---		173,637
	---	---	---		---	---		---	---		---

Corpos de Prova não rompidos onde alguns apresentaram delaminações.