

JOSÉ FRANCISCO DE CAMARGO BARROS JÚNIOR

AUMENTO DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM PARA PROCESSO DE ARCO  
SUBMERSO EM JUNTAS DE UM TUBO DE AÇO API X70

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Tomaz Manabu Hashimoto

Guaratinguetá - SP

2009

Barros Junior, José Francisco de Camargo  
B277a      Aumento da velocidade de soldagem para processo de arco submerso em juntas de um tubo de aço API X70 / José Francisco de Camargo Barros Junior. – Guaratinguetá : [s.n.], 2009  
131 f. : il.  
Bibliografia: f. 129-131  
  
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2009  
Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto  
  
1. Soldagem I. Título

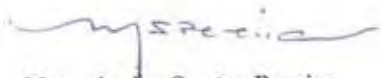
CDU 621.791

*JOSÉ FRANCISCO DE CAMARGO BARROS JÚNIOR*

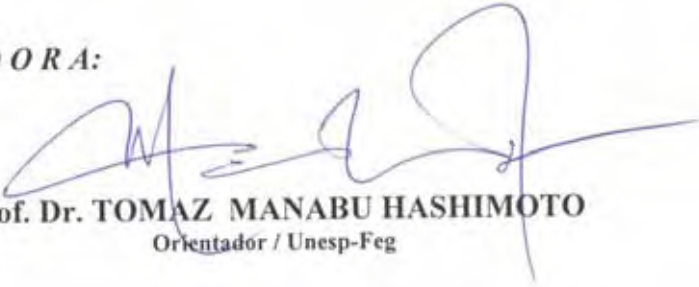
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

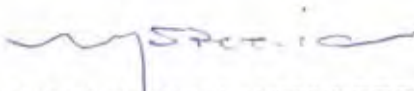
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira  
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*

  
Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO  
Orientador / Unesp-Feg

  
Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA  
Unesp-Feg

  
Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO  
FATEA - Lorena

*novembro de 2009*

## **DADOS CURRICULARES**

### **JOSÉ FRANCISCO DE CAMARGO BARROS JÚNIOR**

NASCIMENTO	21.07.1980 – SOROCABA / SP
FILIAÇÃO	José Francisco de Camargo Barros Valdicleia Siqueira de Camargo Barros
2000/2004	Curso de Graduação Faculdade de Engenharia Mecânica – FEG

“De modo especial, à minha família: avós, pais, irmãos e os amigos que me apoiaram ao longo desta caminhada, e acreditam em mim e assim me reforça a acreditar que irei conseguir vencer os desafios. Muito obrigado”.

## **AGRADECIMENTOS**

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto que jamais deixou de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

Aos meus avós Joel Siqueira e Paulo de Camargo Barros (in memoriam) e Vasni e Odete muito obrigado pelo afeto como Avós, aos meus Pais José Francisco de Camargo Barros e minha mãe Valdicleia Siqueira, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos as minhas irmãs Fabiana Siqueira e Flaviane Siqueira, ao meu sobrinho Gabriel Rivera e em especial a minha amiga Clara Pugirá, ou seja a todos pela inestimável ajuda e compreensão.

Às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar, às secretárias da pós-graduação Regina e Elisa pela dedicação e alegria no atendimento, aos técnicos Humberto Lopes Rodrigues, Domingos Hasmann Netto, Célio José de Souza, José Manoel Bernardes, Manoel F. dos Santos Filho, Wilson Roberto dos Santos, por todo apoio oferecido nos laboratórios de metalografia e de metrologia.

À TenarisConfab pela oportunidade do mestrado e ao aprendizado e aplicação desta análise na linha de produção, em particular do Engenheiro de Processo Sênior Adriano da Silva, pelos dados utilizados no estudo e principalmente pela colaboração na solução de dúvidas pertinentes aos materiais em estudo. Ainda à TenarisConfab, pela cessão dos materiais e equipamentos utilizados nos testes destrutivos e em particular na pessoa Benedito Cavalheiro, dos laboratórios de ensaios, pelo grande apoio.

À Usiminas, em particular nas pessoas dos engenheiros José Antonio e Marcos Sampaio, pelos dados utilizados no estudo.

Ao professor, Marcelo Pereira, pelo apoio e incentivo.

“Se você tem conhecimento,  
deixe os outros ascenderem suas  
velas com ele”

(Winston Churchill)

**BARROS, J. F.. Aumento da velocidade de soldagem para processo arco submerso em juntas de um tubo de aço API X70** 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

## **RESUMO**

Devido ao aumento da demanda no mercado de tubos de condução, houve a necessidade de um incremento na velocidade de soldagem na etapa interna, que possui uma defasagem em média de 10 pol./min em relação a etapa externa. Isto porque o processo trabalha com três arames na etapa interna pelo método de soldagem por arco submerso, enquanto o externo, com quatro arames. Como ação, a etapa interna foi aumentada para quatro arames a fim de equalizar a velocidade destas etapas. Porém, há a necessidade de se definir qual será a velocidade limite. Assim, neste estudo aplicado a tubos de condução, segundo a norma API 5L e grau X70, inicialmente, foi feita uma retirada de amostra de macrografia da solda para avaliar o alinhamento entre o cordão de solda interno e o externo e a sobreposição entre os cordões de solda. Posteriormente, foi realizada na porção da solda interna, os ensaios de dureza pelo método de Vickers e ensaio de impacto pelo método de Charpy, obtendo-se as curvas de transição. Com o auxílio do gráfico  $\Delta t_{8/5}$  foram definidos os limites de velocidade de soldagem para aplicar na EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem). Pode-se obter maior confiabilidade na decisão da variável velocidade de soldagem que irá contemplar na EPS e com menor quantidade de retirada de amostras, através dos limites e valores máximos e mínimos da dureza. Desta forma, a prática mostrou-se satisfatória e os resultados mostraram a faixa de velocidade para atender com segurança os limites de valores das propriedades mecânicas solicitados pela norma API 5L.

**PALAVRAS-CHAVE:** Norma API 5L, Chapas de aço conforme norma de tubo X70, EPS – Especificação do procedimento de soldagem, Velocidade de soldagem, Soldagem pelo processo de arco submerso, Propriedades Mecânicas, Macrografia e Metalografia.



BARROS, J. F.. **Increase the speed of submerged arc welding process aplicate a steel pipe API X70**, 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia - Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

### **Abstract**

Due to increased in the demand for conduction pipes in the market, there has been a necessity to increase the welding speed in the internal phase, which has an average discrepancy of 10 inches / min when compared to the external phase. It happens because the process works with three wires in the internal step method following the submerged arc welding, while the external one uses four wires. As a consequence the internal step was increased to four wires in order to equalize the speed of these steps. There are need to define what the top speed limit is. Therefore this study is applied to conduction pipes, according to API 5L grade X70 and, at first, a sample was drawn from Macrographic solder to assess the alignment between the weld and the inside and the outside overlap between the weld. This was followed by the analyses of the inside portion of weld, the hardness test method for Vickers and impact test Charpy method, obtaining the curves of transition. With the help of graphic  $\Delta t 8 / 5$  speed limits were set to apply to welding in WPS (Welding Procedure Specification). It is possible to achieve more reliability in the decision about variable welding speed that will include the WPS and the least amount of sampling through the limits and minimum and maximum hardness. Thus the practice was satisfactory and the results showed that the speed range meets the safety limits of values of the mechanical properties required by the standard API 5L.

**KEYWORDS:** Standard API 5L, Steel plates as standard pipe X70, WPS – Welding Procedure Specification, Welding speed, SAW – Submerged Arc Welding, Mechanical properties, Macrographic and Metallographic.

## SUMÁRIO

<b>1.INTRODUÇÃO.....</b>	<b>14</b>
1.1.JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA .....	15
1.2.OBJETIVO.....	16
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>17</b>
2.1 EVOLUÇÃO DOS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA .....	17
<b>2.1.1 Aço de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) .....</b>	<b>18</b>
2.2 CLASSIFICAÇÃO E APLICAÇÃO DOS AÇOS API .....	20
<b>2.2.1 Soldabilidade dos aços ao carbono e aços de baixa liga .....</b>	<b>22</b>
2.3. INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA .....	23
<b>2.3.1 Distribuição e Aplicação dos Elementos de Liga nos Aços .....</b>	<b>25</b>
2.4 ESTRUTURA DOS AÇOS RESFRIADOS LENTAMENTE.....	29
<b>2.4.1 Aspectos Cinéticos.....</b>	<b>29</b>
2.5 CURVAS TTT (Tempo, Temperatura e Transformação) .....	31
<b>2.5.1 Curva TTT para aço API 5L - X70 .....</b>	<b>32</b>
2.6 JUNTA SOLDADA.....	37
<b>2.6.1 Formação da Zona Termicamente Afetada .....</b>	<b>37</b>
<b>2.6.2 Influência do Metal Base .....</b>	<b>37</b>
<b>2.6.3 Ligas Endurecidas por Solução Sólida .....</b>	<b>38</b>
<b>2.6.4 Ligas Transformáveis.....</b>	<b>40</b>
2.7 O PROCESSO DE SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO .....	42
<b>2.7.1 Processo de Fabricação de Tubos.....</b>	<b>45</b>
<b>2.7.2 Efeitos das Variáveis do Processo de Soldagem .....</b>	<b>49</b>
<b>2.7.3 Influências dos Parâmetros Operacionais .....</b>	<b>54</b>
2.8 INFLUÊNCIA DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (FOCO NA VELOCIDADE E APORTE DE CALOR) .....	55
<b>2.8.1 Crescimento Competitivo entre Grãos .....</b>	<b>57</b>
<b>2.8.2 Formato da Poça de Fusão e sua Influência.....</b>	<b>58</b>
2.9 A ENERGIA PRODUZIDO PELA FONTE ARCO VOLTAICO .....	64
<b>2.9.1 O Arco Elétrico e o ponto de Temperatura de Pico (Tp).....</b>	<b>64</b>
<b>2.9.2 Conceitos do Fluxo de Calor na Soldagem .....</b>	<b>66</b>

<b>2.9.3 – O Ciclo Térmico de Soldagem</b> .....	69
2.10 CONCEITOS PARA A UTILIZAÇÃO DA EQUAÇÃO $\Delta t_{8/5}$ .....	74
<b>2.10.1 Simplificação da Equação de Rosenthal em Casos Tridimensionais.</b> .....	74
<b>2.10.2 Extração Bidimensional do Calor</b> .....	76
<b>2.10.3 Extração Tridimensional do Calor</b> .....	77
<b>2.10.4 Efeitos das Condições de Soldagem e Isotermas</b> .....	77
<b>2.10.5 Decisão entre os Modos de Extração de Calor</b> .....	80
<b>2.10.6 Definição do tempo de resfriamento da solda pelo método de Dorsch</b> .....	83
2.11 ENSAIOS MECÂNICOS E QUÍMICOS DOS MATERIAIS .....	84
<b>3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS</b> .....	<b>91</b>
3.1 MATERIAIS E MÉTODOS .....	91
3.2 ENSAIOS MECÂNICOS.....	94
<b>3.2.1 Análise Química</b> .....	<b>95</b>
<b>3.2.2 Ensaio Metalográfico</b> .....	<b>96</b>
<b>3.2.3 Ensaio de Tenacidade</b> .....	<b>98</b>
<b>3.2.4 Ensaio Dureza</b> .....	<b>98</b>
<b>3.2.5 Determinação da Extração de calor para a Curva <math>\Delta t_{8/5}</math></b> .....	<b>100</b>
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>103</b>
4.1 RESULTADOS DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	104
4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS METALOGRAFICOS .....	105
4.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO (METODO DE CHARPY) .....	106
4.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DE IMPACTO PARA 4 ARAMES .....	110
4.5 RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA.....	115
4.6 APLICAÇÃO DA CURVA $\Delta T_{8/5}$ PARA A COMPARAÇÃO ENTRE 3 E 4 ARAMES .....	120
<b>5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS</b> .....	<b>127</b>
<b>5.1 CONCLUSÕES</b> .....	<b>127</b>
<b>5.2 SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS</b> .....	<b>128</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>129</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Evolução dos aços para fabricação dos tubos de grandes diâmetros. ....	18
Figura 2 – Endurecimento por solução sólida a vários elementos na ferrita.....	28
Figura 3 – Microestrutura esquemática de um aço hipoeutetóide em função de sua velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico. ....	29
Figura 4 – Transformações isotérmicas e contínuas no aço eutetóide .....	31
Figura 5 – A curva TTT para um aço hipoeutetóide, API 5L X70 .....	33
Figura 6 – Microestrutura do aço X 70 com relação a região F (Ferrita) do gráfico T.T.T. Aumento (500X).....	34
Figura 7 – Microestrutura do aço X 70 com relação a região F - P (Ferrita e Perlita) do gráfico T.T.T. Aumento (1000 X).....	35
Figura 8 – Microestrutura do aço X 70 com relação ao ponto Ferrítico Martensítico do gráfico TTT. Aumento (1000 X) .....	36
Figura 9 – Representação esquemática da região da solda de uma liga endurecível por solução sólida. A ZTA é caracterizada pelo seu crescimento de grão. ....	38
Figura 10 – Influência da energia de soldagem no tamanho de grão da ZTA em aços ferríticos.....	39
Figura 11 – Formação da microestrutura da solda de um aço ARBL que atravessa o campo binário.....	40
Figura 12 - Esquema do processo de soldagem por arco submerso utilizando eletrodo sólido. ....	42
Figura 13 –Representação do processo de fabricação de tubos .....	45
Figura 14 – Equipamento Prensa “U” .....	46
Figura 15 –Equipamento Prensa “O” .....	46
Figura 16 –Soldagem da chapinha por GMAW Manual.....	47
Figura 17 –Equipamento de soldagem SAW interna com 3 arames.....	48
Figura 18 –Equipamento de soldagem SAW externo com 4 arames .....	48
Figura 19 –Equipamento de raio X .....	49

Figura 20 – Distribuição teórica de temperatura no plano $xz$ em torno da poça de fusão para (a) um metal de alta condutividade térmica .....	55
Figura 21 – Efeito da energia de soldagem na microestrutura .....	57
Figura 22 – Crescimento competitivo entre grãos.....	58
Figura 23 – Formato de uma poça de fusão elíptica para o processo de eletrodo revestido .....	59
Figura 24 – Poça de fusão em formatos de gotas para o processo de eletrodo revestido.....	60
Figura 25 – Diagrama esquemático mostrando a influência de $G$ (Gradiente), $R$ (Resfriamento) e da composição química .....	61
Figura 26 - Solda fundida de uma solda SAW (liga Fe-Mn-Al-Si-C) com subestrutura de solidificação dendrítica.....	62
Figura 27 – Esquema da distribuição de solutos nos crescimentos.....	63
Figura 28 – Efeitos de alterações na geometria do cordão de solda.....	69
Figura 29 – Representações esquemática no ciclo térmico na soldagem passe único ....	70
Figura 30 – Curvas de repartição térmica.....	71
Figura 31 – Representação espacial da distribuição de energia em aços.....	74
Figura 32 – Linhas Isotermas obtidas no processo de soldagem em ligas de alumínio...78	
Figura 33 – Isotermas para diferentes materiais: Aço Carbono, Aço Austenítico e Alumínio .....	78
Figura 34 – Isotermas calculadas para diferentes velocidades.....	79
Figura 35 – Gráfico da curva de transição de espessura de Bidimensional e Tridimensional.....	81
Figura 36 - Representação esquemática do equipamento de ensaio de impacto .....	85
Figura 37 – Representação dos entalhes (A) Charpy (B) Izod.....	86
Figura 38 – Representação do método de dureza Vickers base de pirâmide de diamante .....	87
Figura 39 – Representação da impressão resultante no teste de dureza .....	88
Figura 40 – Diagrama de impressão de acordo com o item H.1 b) .....	89

Figura 41 – Representação da amostra de macrografia do MB/Solda/ZTA .....	96
Figura 42 – Máquina “cut off” .....	97
Figura 43 – Máquina politriz.....	97
Figura 44 – Máquina do ensaio de dureza.....	99
Figura 45 – Macrografia das amostras de tubos soldados com 4 arames .....	105
Figura 46 – Energia de impacto x temperatura 3 arames com velocidade 74 pol/min ..	107
Figura 47 – Energia de impacto x temperatura 3 arames com velocidade 78 pol/min ..	108
Figura 48 – Energia de impacto x temperatura 3 arames com velocidade 82 pol/min ..	108
Figura 49 – Energia de impacto x temperatura 4 arames com velocidade 84 pol/min ..	110
Figura 50 – Energia de impacto x temperatura 4 arames com velocidade 86 pol/min ..	111
Figura 51 – Energia de impacto x temperatura 4 arames com velocidade 88 pol/min ..	112
Figura 52 – Energia de impacto x temperatura 4 arames com velocidade 90 pol/min ..	112
Figura 53 – Energia de impacto x temperatura 4 arames com velocidade 92 pol/min ..	113
Figura 54 – Gráfico dos pontos de impressão das regiões do tubo soldado com 3 arames com as 3 velocidades da EPS.....	116
Figura 55 – Gráfico dos pontos de impressão das regiões do tubo soldado com 4 arames com as 5 velocidades .....	118
Figura 56 –Curva $\Delta t_{8/5}$ para processo de soldagem SAW com 3 arames.....	123
Figura 57 –Curva $\Delta t_{8/5}$ para processo de soldagem SAW com 4 arames.....	125

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição Química dos Aços API.....	21
Tabela 2 - Propriedades Mecânicas dos Aços API.....	22
Tabela 3 - Tendências gerais de distribuição dos elementos químicos no aço. ....	26
Tabela 4 – Solubilidade em % atômica dos elementos intersticiais no ferro.....	27
Tabela 5- Correntes recomendadas para diferentes diâmetros de eletrodo.....	50
Tabela 6 – Requisitos de propriedades mecânicas para o metal de solda. ....	50
Tabela 7 – Parâmetros para a soldagem em aço carbono eletrodo 2,4 mm. ....	52
Tabela 8 - Parâmetros para a soldagem em aço carbono eletrodo 3,2 mm. ....	53
Tabela 9 - Parâmetros para a soldagem em aço carbono eletrodo 4,0 mm .....	53
Tabela 10 - Parâmetros para a soldagem em aço carbono eletrodo 4,8 mm .....	54
Tabela 11 – Rendimento térmico em função do processo de soldagem. ....	65
Tabela 12 – Intensidade da fonte de calor para diferentes processos de solda. ....	66
Tabela 13 – Rendimento térmicos para alguns processos de solda.....	68
Tabela 14 - Relação dos valores de $C_{eq}$ (CE) e a soldabilidade do material.....	90
Tabela 15 – Composição Química do fluxo. ....	92
Tabela 16 – Valores da EPS para processo de 3 arames. ....	92
Tabela 17 – Valores da EPS para processo de 4 arames. ....	93
Tabela 18 – Valores da EPS para processo de 4 arames (continuação).....	93
Tabela 19 - Composição química para 3 e 4 arames na região do tubo (metal base), solda (metal de adição) e seu $C_{eq}$ (CE).....	104
Tabela 20 – Valores de energia de impacto com 3 arames na solda interna em 3 velocidades de soldagem. ....	107
Tabela 21 - Valores de energia de impacto com 4 arames na solda interna em 5 velocidades de soldagem .....	110
Tabela 22 - Dureza e suas regiões: metal base / solda / ZTA para as 3 velocidades ....	115

Tabela 23 - Dureza e suas regiões: metal base / solda / ZTA para as 5 velocidades ....	117
Tabela 24 – Valores do tempo de resfriamento e dureza média para 3 arames. ....	123
Tabela 25 – Valores do tempo de resfriamento e dureza média para 4 arames. ....	125



## **1. INTRODUÇÃO**

Os materiais envolvidos nos dutos, como o aço, e a soldagem tem um papel fundamental neste cenário, e este último é o processo de fabricação mais empregado na montagem de tubulações. Entretanto, mesmo considerando toda a experiência já adquirida, a tecnologia de soldagem de tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de soldabilidade de novos materiais e as crescentes necessidades de aumento da produtividade.

O desafio do transporte do petróleo e seus derivados tem demandado o desenvolvimento de aços de elevada resistência, para que os tubos que formam os dutos possam resistir às elevadas pressões e agressividade do meio em que estão inseridos.

A soldabilidade dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) tornou-se de grande importância, visto que as propriedades da junta soldada são fortemente influenciadas pela microestrutura resultante dos materiais e processos envolvidos, uma vez que a solda pode representar, quando mal realizada, a falha estrutural com o comprometimento do projeto. Os tubos soldados representam uma parcela muito importante no segmento de petróleo concentrando nos Estados Unidos a maior parte dos 3,22 milhões de quilômetros de tubulações construídas com tubos soldados (FEDELE, 2002).

Na produção de tubos de aços de alta resistência de acordo com a norma API (American Petroleum Institute), há necessidade de aumentar os graus dos aços X70, X80 e X100 para poder trabalhar com paredes dos tubos cada vez mais finas e também atingir os requisitos de propriedades mecânicas na região da solda e na zona termicamente afetada (ZTA). Para isso, os estudos das características destes novos aços e os conhecimentos da metalurgia da soldagem tornam-se fatores fundamentais, permitindo a escolha de metais de adição compatíveis e a elaboração de procedimentos de soldagem adequados.

Com o aumento da procura por tubos para a construção dos dutos, os processos de fabricação também estão em constantes adaptações para elevar a produtividade, tendo como uma das opções o incremento da velocidade de soldagem através do aumento da quantidade de material à junção da solda. Desta forma deve-se alterar e analisar outros itens para poder simular e planejar as propriedades mecânicas que estão sendo obtidas após o processo de soldagem.

### 1.1.JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA

Para alinhar as necessidades do mercado a empresa necessita adequar ao novo cenário, assim devem ser considerados:

**Causa:**

- Aumento na demanda de tubos para gasodutos e oleodutos;
- Aumento na velocidade de soldagem de tubos pelo processo UOE.

**Ação:**

- Equalizar a velocidade de soldagem por arco submerso na junta interna, (Atual - 3 arames) com a junta externa (Possui - 4 arames).
- Aumentar a quantidade de arames na soldagem da junta interna de 3 arames para 4 arames na soldagem;
- Definir corretamente o limite de velocidade da EPS (Especificação do processo de Soldagem) deve conter para atender as propriedades mecânicas especificadas.
- Reduzir a quantidade de amostras de soldagem para Qualificação da EPS corretamente, tendo um critério de segurança.

## 1.2.OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo principal, aumentar a produtividade na fabricação de tubos na linha longitudinal UOE, com a utilização de mais um arame na soldagem interna do tubo, aumentando para quatro arames. Este novo método visa elevar a velocidade de soldagem na linha de fabricação equalizando com a soldagem externa que utiliza quatro arames, avaliando os limites de velocidade de soldagem que podem ser utilizados.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 EVOLUÇÃO DOS AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

Geralmente, os materiais selecionados para a construção de tubulações atendem aos requisitos das normas, como a API 5L. Essa norma classifica os diferentes tubos em subgrupos de acordo com suas propriedades mecânicas, facilitando a seleção do material adequado para cada aplicação. Em princípio, a utilização de tubos com maiores propriedades mecânicas contribui para a redução de custos totais dos projetos dos dutos. Torna-se possível selecionar menores espessuras de parede, mantendo-se a mesma pressão de serviço. Tem-se ainda a diminuição do peso dos tubos e da quantidade de solda depositada em cada junta. Adicionalmente, existe a possibilidade do dimensionamento de linhas com maiores pressões de trabalho.

Tais vantagens tem incentivado o desenvolvimento de novos aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) para a fabricação de tubos.

Até os anos 70, esses aços eram produzidos pelo processo de laminação a quente seguido de normalização, visando obter uma microestrutura composta de finas lamelas de ferrita, perlita e grãos maiores de ferrita. Os aços ARBL contêm elementos de liga, tais como: o cobre, o vanádio o níquel e o molibdênio, em concentrações combinadas, que podem alcançar níveis de até 10% em peso, possuindo maiores resistências do que os aços comuns com baixo teor de carbono. A maioria pode ter sua resistência aumentada mediante tratamentos térmicos, obtendo limites de resistência à tração superiores a 480 MPa (70.000 psi). Além disso, são dúcteis, conformáveis, podem ser usinados e em meio a atmosferas normais, os aços de alta resistência e baixa liga são mais resistentes à corrosão do que os aços comuns ao carbono (FEDELE, 2002).

Nos anos 70, este processo foi modificado para operações de conformação termo-mecânica (TM), permitindo a produção de aços X 70, com reduzidos teores de carbono, e adições de elementos nióbio e vanádio. A microestrutura passou a apresentar maior uniformidade, com grãos mais refinados de ferrita. Esta tecnologia foi aperfeiçoada nos

anos 80, com a introdução do processo de resfriamento controlado (accelerated cooling), juntamente com o conceito de laminação termo-mecânica, sendo que a evolução dos aços conforme a norma API pode ser vista na Figura 1 (FEDELE, 2002).

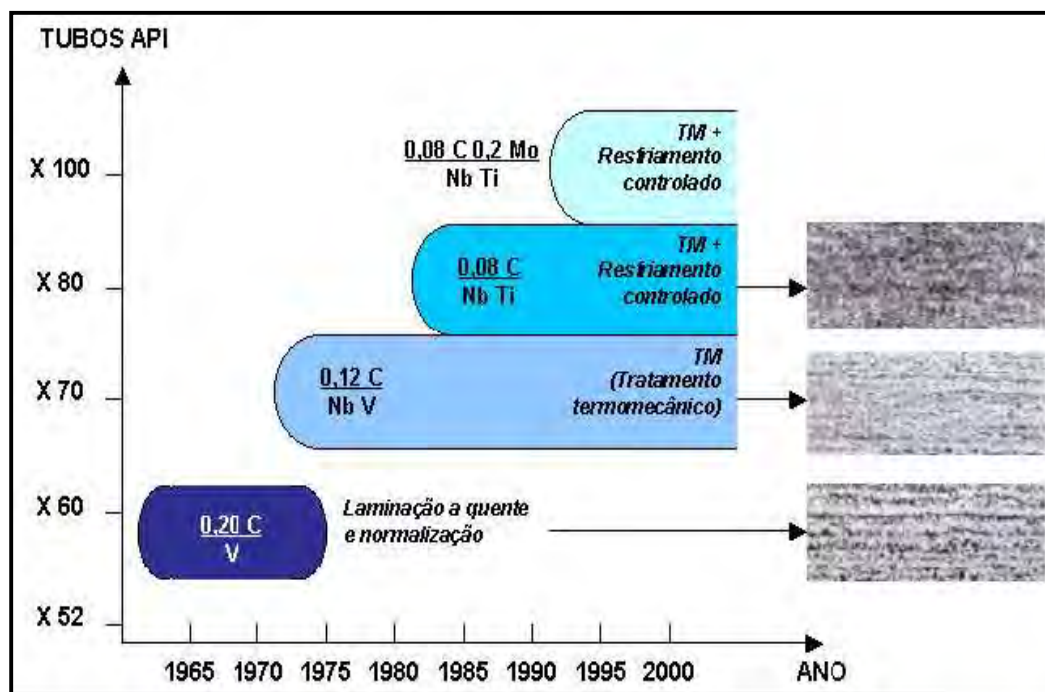


Figura 1 – Evolução dos aços para fabricação dos tubos de grandes diâmetros (FEDELE, 2002).

### 2.1.1 Aço de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os aços de alta resistência e baixa liga apresentam propriedades mecânicas superiores, combinando características como elevada resistência mecânica e tenacidade, atribuídas a fatores como composição química, controle do processo termo-mecânico de fabricação e microestrutura final. A laminação controlada, seguida por resfriamento controlado, é um dos processos mais utilizados na obtenção de aços de alta resistência e baixa liga com uma combinação desejável de resistência, soldabilidade e tenacidade e está associado com diferentes mecanismos de reforço, dentre eles o refino do grão. O refino do

tamanho do grão é a questão fundamental para otimização de propriedades nos aços de tubulação, que atribuem ao refino do tamanho de grão o foco principal da pesquisa em aços. O refino do grão ferrítico é um dos procedimentos mais utilizados para o reforço do aço, pois torna possível, concomitantemente, o aumento da tenacidade e da resistência mecânica atribuem o refino do grão ferrítico à transformação da austenita Fe ( $\gamma$ ) em ferrita Fe ( $\alpha$ ) e à recristalização dinâmica da ferrita, enquanto a otimização do refino do grão ferrítico é alcançada pela maximização da área do contorno de grão da austenita por unidade de volume (BELTRÃO, 2005). O processo de laminação controlada utilizado no refino do grão ferrítico segue as seguintes etapas:

- 1** – Deformação na região de recristalização (acima de 950°C) – nessa região, ciclos de deformação e recristalização são responsáveis pela diminuição dos grãos austeníticos;
- 2** – Deformação na região de não-recristalização (entre 950°C e 900°C) – nessa região, há formação das bandas de deslizamento, que servirão de locais para a nucleação da ferrita; além dos contornos de grãos austeníticos;
- 3** – Deformação na região Fe ( $\alpha+\gamma$ ) – nessa região, além da formação das bandas de deformação, há a ocorrência da deformação da ferrita com o desenvolvimento de subestruturas. Durante o resfriamento, a ferrita deformada muda para subgrão e a austenita não-recristalizada transforma-se em grãos ferríticos. Quanto menor o tamanho do subgrão, maior o efeito do reforço.

Segundo Costa Neto (1989) a adição de pequenos teores de nióbio, vanádio e titânio ao aço para laminação controlada é outra forma de se efetuar o refino do grão. Esses elementos formam microconstituintes que atuam como fixadores do contorno de grão austenítico, impedindo seu crescimento durante o processo de laminação à quente com a formação de carbonitretos e, posteriormente, aumentando a resistência mecânica do aço devido ao endurecimento por precipitação. O autor menciona que o Nb (C, N) é o fixador de contorno de grão mais efetivo, seguido pelo Ti (C, N) e V (C, N), respectivamente. O endurecimento por precipitação de um aço para dutos, em que a presença de carbonitretos de nióbio e vanádio, dispersos na matriz ferrítica, promove

aumento na densidade de discordâncias, devido ao bloqueio de seu movimento, resultando no aumento da resistência mecânica do aço.

A obtenção das propriedades mecânicas nos aços ARBL é dada em função da temperatura de laminação e da maneira como as microadições de Nb, V ou Ti formam carbeto, nitreto e carbonitreto. Diante do exposto, pode ser verificado que a microestrutura do aço desempenha um papel fundamental nas suas propriedades mecânicas, relevantes ao comportamento do duto (BELTRÃO, 2005).

## 2.2 CLASSIFICAÇÃO E APLICAÇÃO DOS AÇOS API

Primeiramente, é importante ressaltar que API trata-se de uma norma denominada como, American Petroleum Institute, a qual se enquadra os aços que são utilizados para a fabricação de oleodutos e gasodutos. Existem duas normas API que são largamente utilizadas: a API 5L (Line pipes Onshore e Offshore) e a API 5CT (Tubing e Casing). Estas, por sua vez, descrevem especificações de tubos. O aço, independente da sua qualidade, tem aplicação na fabricação de componentes de tubulação, de modo bastante amplo:

- tubos: com costura, sem costura;
- forjados: flanges/ conexões/ partes de válvulas;
- fundidos: partes de válvulas (corpo/tampa);
- conformados: conexões para solda de topo.

O aço é o material mais utilizado nas construções de tubulações, seja para condução de fluidos agressivos ou não. Dependendo da solicitação, emprega-se a qualidade mais adequada ao fluido. Especificamente, será abordada toda a caracterização referente ao tubo. Os tubos são condutos fechados, geralmente de seção circular, destinados principalmente ao transporte de fluidos (líquidos ou gasosos), materiais pastosos, fluidos com sólidos em suspensão, etc.

Os aços API são largamente usados na fabricação de tubos, sejam eles soldados

(com costura), ou sem soldagem (sem costura). Existem formas diferentes de processamento para tubos soldados, como por exemplo, a SAWL – Soldagem Longitudinal ao Arco Submerso (Foco do estudo) e ERW – Soldagem por Resistência Elétrica. Os aços API possuem uma nomenclatura específica, como também uma composição química e propriedades mecânicas específicas para cada grau. A Tabela 1 descreve os graus que pertencem à norma API, bem como suas respectivas composições químicas.

Tabela 1 – Composição Química dos Aços API. (Norma API 5L Ed.44)

<i>Grau</i>	<i>%C máx.</i>	<i>%Mn máx.</i>	<i>%P máx.</i>	<i>%S máx.</i>	<i>%Ti máx.</i>
A	0.22	0.90	0.030	0.030	-
B	0.26	1.20	0.030	0.030	0.04
X42	0.26	1.30	0.030	0.030	0.04
X46, X52, X56	0.26	1.40	0.030	0.030	0.04
X60	0.26	1.40	0.030	0.030	0.04
X65	0.26	1.45	0.030	0.030	0.06
X70	0.26	1.65	0.030	0.030	0.06

Os graus cuja nomenclatura possui números referem-se ao limite de escoamento mínimo que os tubos devem atingir (X70 = 70.000 psi). As propriedades mecânicas de cada grau, são descritas conforme a Tabela 2.



Tabela 2 – Propriedades Mecânicas dos Aços API (Norma API 5L Ed.44)

<i>Grau</i>	<i>LE mínimo MPa (ksi)</i>	<i>LR mínimo MPa (ksi)</i>
A25	172 (25)	310 (45)
A	207 (30)	331 (48)
B	241 (35)	414 (60)
X42	290 (42)	414 (60)
X46	317 (46)	434 (63)
X52	359 (52)	455 (66)
X56	386 (56)	490 (71)
X60	414 (60)	517 (75)
X65	448 (65)	531 (77)
X70	483 (70)	565 (82)

Além dos graus descritos na Tabela 2, hoje já são comercializados os graus, X80, X90 e X100.

### 2.2.1 Soldabilidade dos aços ao carbono e aços de baixa liga

Aços ao carbono de baixa liga são mais frequentemente soldados que quaisquer outros materiais devido a sua larga aplicação e boa soldabilidade. Essa versatilidade é decorrente principalmente das características metalúrgicas do material. As características incluem a habilidade de sofrer transformações de fase que possibilitam a oportunidade para endurecimento e fortalecimento, através de transformações martensíticas e bainíticas ou mecanismos de precipitação, tendo ainda a habilidade de ser prontamente ligado com grande variedade de outros elementos. A soldabilidade deve ser inicialmente dividida dentro de duas classes gerais: soldabilidade na fabricação e soldabilidade em serviço (MODENESI, 2001).

Um importante aspecto da soldabilidade em serviço é a comparação das propriedades da zona afetada termicamente com as da zona não afetada do metal base. A soldabilidade em serviço de um aço particular pode ser aceitável para uma aplicação em que a corrosão é um importante fator, sendo a tenacidade um fator secundário. Entretanto, o mesmo aço pode ser inaceitável para uma aplicação em que a tenacidade seja muito mais importante.

A soldabilidade envolve o efeito do ciclo térmico de soldagem nas propriedades da zona afetada termicamente. Esta determina freqüentemente a faixa de aportes de calor aceitáveis para um aço. Baixos aportes de calor podem acarretar baixas tenacidades com microestruturais indesejáveis, bem como problemas associados com trincamento a frio. Altos aportes de calor podem acarretar microestruturas grosseiras com baixa tenacidade e baixa resistência.

O aporte de calor isoladamente não controla a microestrutura resultante e as propriedades da zona afetada termicamente, mas o ciclo térmico introduzido controla a microestrutura e propriedades resultantes. Portanto, o aporte de calor e a espessura devem ser considerados.

### 2.3. INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA

A influência da composição química, presença de precipitados e da velocidade de resfriamento na formação dos diferentes constituintes é descrita abaixo. Em geral, a presença de um elemento de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita, favorecendo a ocorrência desta transformação a uma temperatura mais baixa, ou mesmo suprimindo-o, para uma velocidade de resfriamento suficientemente elevada. Diferentes elementos podem, entretanto, afetar de forma diferente detalhes da reação de decomposição da austenita.

A seguir, de forma resumida, é descrita a influência de cada elemento químico na microestrutura da Zona Fundida e Zona Termicamente Afetada (MODENESI, 2001):

- **Carbono:** é o mais importante elemento em termos de influência na microestrutura da solda dos aços. Teores elevados deste elemento não são usualmente utilizados, para assim evitar a formação de martensita maclada. Em geral, o seu teor fica entre 0,05% e 0,15%. Nesta faixa o carbono controla principalmente a quantidade de carbonetos formados, mas também favorece a formação de ferrita acicular em lugar de ferrita primária de contorno de grão.

- **Manganês:** promove um refinamento da microestrutura. Com teor até cerca de 1,5% leva a formação de ferrita acicular em lugar de ferrita primária do contorno de grão e de placas laterais de ferrita.

- **Silício:** é o principal desoxidante do metal de solda, sendo, neste aspecto, cerca de quatro vezes mais efetivo que o Manganês. Não é muito efetivo para promover a formação de ferrita acicular, favorecendo mais estrutura de placas laterais.

- **Níquel:** influencia a microestrutura da forma similar, mas menos intensa que o Manganês, favorecendo o refinamento da estrutura e a formação de ferrita acicular. Em termos de propriedades mecânicas, o Níquel tem um importante efeito benéfico na tenacidade da solda.

- **Molibdênio e Cromo:** estabilizam a ferrita e aumentam a temperabilidade fortemente. Tendem a reduzir a quantidade de ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e principalmente de bainita superior.

Segundo Modenesi (2001) o trabalho com soldagem a arco submerso indica a formação de diferentes morfologias de ferrita influenciadas pela presença e característica das inclusões e, desta forma, pelo teor de oxigênio na solda. Assim as placas laterais de ferrita são mais comuns em soldas com teor de oxigênio entre 250 e 450 ppm, pois caso haja teores baixos de oxigênio, favorece a formação de estruturas bainíticas. Tendo estes valores de teor de Oxigênio como uma referência orientativa, pois dependem da velocidade de resfriamento da solda, da sua composição química, e o tipo de fluxo utilizado, sendo que o último afeta a quantidade, o tamanho e a composição química das

inclusões formadas. As inclusões podem afetar a formação da microestrutura de diversas formas, por exemplo, fornecendo sítios para a nucleação intragranular ou limitado ao crescimento dos grãos de austenita, pelo ancoramento de seus contornos.

- **Vanádio:** É um formador de carbonetos (forma VC) e tem a ação benéfica nas propriedades mecânicas de aços tratados termicamente, especialmente na presença de outros elementos como, por exemplo, o cobalto e o boro. Estes carbonetos precipitam durante o revenimento na faixa de 500 a 600°C podendo desta forma induzir o endurecimento secundário. O vanádio mesmo em pequenas quantidades aumenta a tenacidade, pois tem o efeito de reduzir o tamanho de grão, e para valores acima de 1% confere alta resistência ao desgaste especialmente para aços rápidos (aços ferramentas)

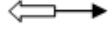
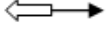

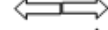
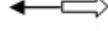
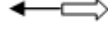
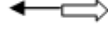
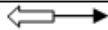
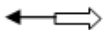

- **Tungstênio:** forma carbonetos WC e W<sub>2</sub>C, mas na presença do ferro forma Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C ou Fe<sub>4</sub>W<sub>2</sub>C. Quando em solução o tungstênio retarda a transformação austenita/ferrita, assim ele refina o tamanho de grão e produz menor tendência a descarbonetação.

### 2.3.1 Distribuição e Aplicação dos Elementos de Liga nos Aços

A distribuição dos elementos nos aços dependerá de sua tendência inerente de participar de uma solução sólida, ou de formar um composto, uma fase intermediária ou mesmo uma inclusão não metálica.

Para que um elemento se distribua em uma ou mais fases é necessário que haja tempo suficiente para sua difusão seja na fase líquida ou sólida. Esta distribuição depende também da presença e da concentração de outros elementos. Deste modo, somente tendências gerais de distribuição dos diversos elementos de liga no aço podem ser mostradas, conforme Tabela 3, e estas podem ser tomadas como uma aproximação geral do comportamento destes elementos no aço.

Tabela 3 – Tendências gerais de distribuição dos elementos químicos no aço (VAN VLACK, 1984).

<i>Elementos</i>	<i>Em solução sólida na ferrita</i>	<i>Combinados em carbonetos</i>	<i>Em inclusões não metálicas</i>
Níquel	Ni	-	-
Silício	Si	-	-
Alumínio	Al	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Zircônio	Zr	-	ZrO <sub>2</sub>
Manganês	Mn 	Mn	MnS, MnO
Cromo	Cr 	Cr	Cr <sub>x</sub> O <sub>y</sub>
Tungstênio	W 	W	-
Molibdênio	Mo 	Mo	-
Vanádio	V 	V	V <sub>x</sub> O <sub>y</sub>
Titânio	Ti 	Ti	Ti <sub>x</sub> O <sub>y</sub>
Nióbio	Nb 	-	-
Fósforo	P	-	-
Enxofre	S	-	(Mn. Fe)S ZrS
Legenda:		Maior afinidade química para formar carbonetos	
		Menor afinidade química para formar carbonetos	
		Semelhante afinidade química para formar carbonetos	

Os átomos de carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro possuem raios atômicos pequenos em relação ao ferro e formam com este solução sólida do tipo intersticial. A solubilidade destes elementos é limitada pela grande distorção que provocam na rede cristalina, em alguns casos, pela sua afinidade química com o ferro ou outro elemento de liga (Tabela 4). Carbono e nitrogênio são os elementos que apresentam as maiores solubilidades. A baixa solubilidade do oxigênio se deve à sua tendência de formar óxidos mais estáveis do que a solução sólida. O hidrogênio tem forte tendência a permanecer na forma molecular (H<sub>2</sub>), apresentando solubilidade muito baixa no ferro. O boro, por sua vez, é um elemento que tem um raio atômico grande para se posicionar em um interstício e pequeno para ocupar uma posição substitucional, tendo uma solubilidade no ferro é muito baixa.

Tabela 4 – Solubilidade em % atômica dos elementos intersticiais no ferro  $\alpha$  e no ferro  $\gamma$  (VAN VLACK, 1984).

Elementos	Raio Atômico (Å)	Fe - $\alpha$		Fe - $\gamma$	
		Solubilidade Máxima (%)	Temperatura (T °C)	Solubilidade Máxima (%)	Temperatura (T °C)
Carbono (C)	0,77	0,095	727	8,7	1148
Nitrogênio (N)	0,72	0,40	590	10,30	650
Oxigênio (O)	0,60	$0,7 - 1,3 \times 10^{-4}$	906	Indeterminada	Indeterminada
Hidrogênio (H)	0,46	$1 - 2 \times 10^{-2}$	905	$5 \times 10^{-2}$	1400
Boro (B)	0,98	0,02	915	Indeterminada	Indeterminada

Os elementos metálicos cromo, níquel, manganês e outros possuem raios atômicos próximos do raio do ferro, podendo substituir átomos deste na sua rede cristalina, formando soluções substitucionais. A solubilidade destes elementos depende da estrutura cristalina do ferro, da temperatura e da presença de outros elementos. Elementos como Cr e Si possuem grande solubilidade no ferro  $\alpha$ , enquanto que o níquel se dissolve bem no ferro  $\gamma$ . A solubilidade de um elemento qualquer tende geralmente a aumentar com a temperatura. Alguns elementos podem formar (ou tentar formar) outras fases ou compostos em certas faixas de temperatura. Compostos intermediários e fases ordenadas podem se formar em certos aços ligados em função de seu modo de obtenção, causando alterações em suas propriedades, como um aumento de dureza, como pode ser visto na Figura 2.

A presença de elementos em solução sólida tende a aumentar a dureza e resistência mecânica de uma fase (endurecimento por solução sólida), pois nos aços estruturais utilizados comumente, o aumento de resistência mecânica por solução sólida é pequeno frente a outros mecanismos como o refino da estrutura ou a formação de fases mais duras.

Quando a afinidade do elemento de liga pelo carbono for superior à do ferro, carbonetos diferentes da cementita podem ser formados. Estes podem influenciar o comportamento do aço, melhorando, por exemplo, a sua resistência mecânica a alta temperatura ou sua resistência à abrasão. Obviamente, estas e outras propriedades do aço

são afetadas pela quantidade, composição, forma e dimensões dos carbonetos. O níquel, silício e alumínio têm menor afinidade pelo carbono que o ferro. Por outro lado manganês, cromo, molibdênio, tungstênio, tântalo, vanádio, titânio e nióbio possuem maior afinidade, aumentando do manganês para o nióbio.

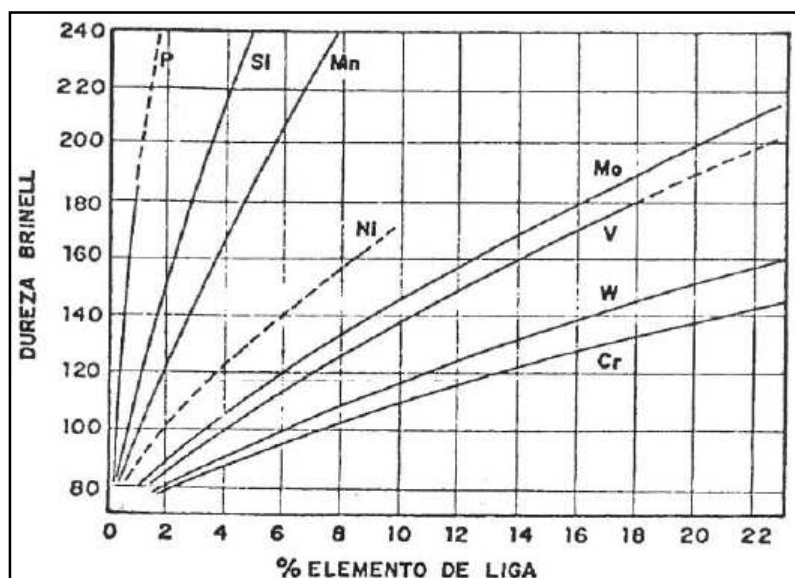


Figura 2 - Endurecimento por solução sólida a vários elementos na ferrita (CHIAVERINI, 1984).

Com exceção do manganês, que é capaz de se combinar na cementita, os demais elementos formadores de carboneto se dissolvem somente em pequena quantidade nesta e tendem a formar outros tipos de carbonetos. Os aços podem conter ainda uma pequena quantidade de material não metálico, distribuído na forma de partículas pequenas e dispersas (inclusões). Estas, em um material comercial, são normalmente partículas de certos minerais tais como óxidos complexos, silicatos e sulfetos, que se formam nas etapas finais do processamento do aço líquido, como resultado da diminuição da solubilidade de diversas impurezas com a redução da temperatura e a solidificação do aço. Dispersões muito finas de inclusões não metálicas, assim como dispersões finas de nitretos de alumínio, podem reduzir o crescimento excessivo de grãos que tende a ocorrer quando o aço é aquecido a temperaturas muito elevadas (acima de 1000°C, por exemplo).

## 2.4 ESTRUTURA DOS AÇOS RESFRIADOS LENTAMENTE

### 2.4.1 Aspectos Cinéticos

O estudo do diagrama de equilíbrio Fe-C fornece informações básicas sobre as transformações no estado sólido que podem ocorrer em um aço (em particular a transformação da austenita no resfriamento, que é a de maior interesse prático). Entretanto, estas transformações valem estritamente para condições de equilíbrio, isto é, para velocidades de resfriamento suficientemente baixas. À medida que estas velocidades se tornam maiores, a morfologia e as dimensões dos grãos das fases formadas (Fe- $\alpha$  e carboneto) se modificam e, eventualmente, a sua formação pode ser suprimida, de acordo com os princípios gerais da cinética.

Segundo Marques (2001), a variação do limite de escoamento e a energia absorvida no impacto de um aço eutetóide assim como o teor de oxigênio, conforme (Figura 3), pode ser associada com as alterações que ocorrem em sua microestrutura. Com velocidade de resfriamento extremamente baixa, a transformação eutetóide ocorre após super-resfriamento pequeno e em condição próxima do equilíbrio.

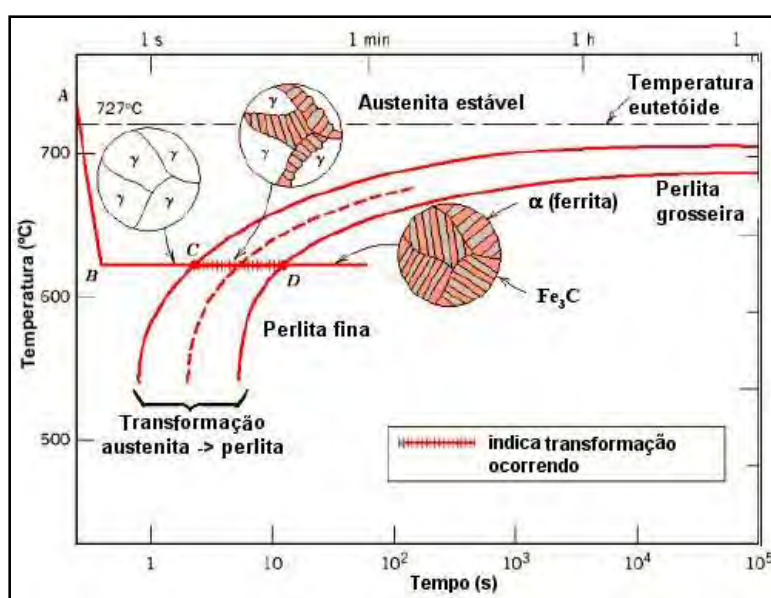


Figura 3 – Microestrutura esquemática de um aço hipoeutetóide em função de sua velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico. (Adaptado CALLISTER, 2001)



A microestrutura resultante é grossa, constituída de uma matriz ferrítica com partículas de carboneto. Este constituinte, esferoidita, torna o aço macio e pouco resistente. Com velocidade de resfriamento ligeiramente superior, perlita grosseira é formada. A transformação se inicia a temperaturas cada vez menores e, como resultado da maior taxa de nucleação e a menor velocidade de difusão do carbono, a microestrutura se torna cada vez mais fina. Este refino da estrutura endurece e aumenta o limite de escoamento do aço. Finalmente, quando a velocidade de resfriamento atinge valor suficientemente elevado, a austenita é super-resfriada violentamente sem que ocorra a sua transformação em ferrita e carboneto. Esta transformação fica suprimida e uma nova fase (martensita) pode ser formada. A martensita é uma fase metaestável, não prevista pelo diagrama de equilíbrio Fe-C e se forma por um curto movimento simultâneo de grupos de átomos (isto é, por deformação localizada), devido à enorme instabilidade da austenita. Esta fase tem uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (semelhante à estrutura CCC, mas com uma de suas arestas maior que as outras duas), uma morfologia de lâminas ou agulhas, quando observada ao microscópio metalográfico, e é o constituinte de maior dureza dos aços comuns. Devido às suas características, a transformação martensítica ocorre instantaneamente (até uma certa extensão) abaixo de uma temperatura típica (temperatura de início de formação de martensita,  $M_i$ ), que depende da composição

Desta forma a transformação da austenita pode ser acompanhada pela análise metalográfica de amostras resfriadas rapidamente, após seguirem a forma desejada de resfriamento por diferentes períodos de tempo, ou através da medida de variações, com o tempo, de propriedades físicas (ou outras características) dependentes da estrutura do aço, como por exemplo, a liberação de calor (análise térmica), a resistividade elétrica, etc.

## 2.5 CURVAS TTT (Tempo, Temperatura e Transformação)

Um aço resfriado muito lentamente a partir do campo austenítico apresentará, à temperatura ambiente, uma ou mais fases ferrita, perlita e cementita, dependendo de seu teor de carbono. Porém, se o resfriamento do aço a partir da região austenítica for muito rápido (por exemplo, resfriando-se diretamente em água), aparecerão outros constituintes meta estáveis, como a bainita e a martensita, que não são previstos no diagrama de fases ferro-cementita. Para acompanhar a formação desses constituintes utilizam-se curvas T.T.T. (Temperatura, Tempo e Transformação), que estabelecem a temperatura e o tempo em que ocorre uma determinada transformação. Cada curva T.T.T. é específica para determinado aço de composição conhecida.

Na Figura 4 que representa uma curva T.T.T., nas ordenadas encontram-se as temperaturas de aquecimento, sendo que as temperaturas máximas de interesse vão até a região da austenita ( $\text{Fe } \gamma\text{-C.F.C.}$ ), que em geral é a estrutura de partida dos tratamentos térmicos, e nas abscissas correspondem os tempos decorridos para a transformação na austenita, em escala logarítmica. Neste contexto associam-se as estruturas formadas no aço em questão, em função da velocidade de resfriamento.

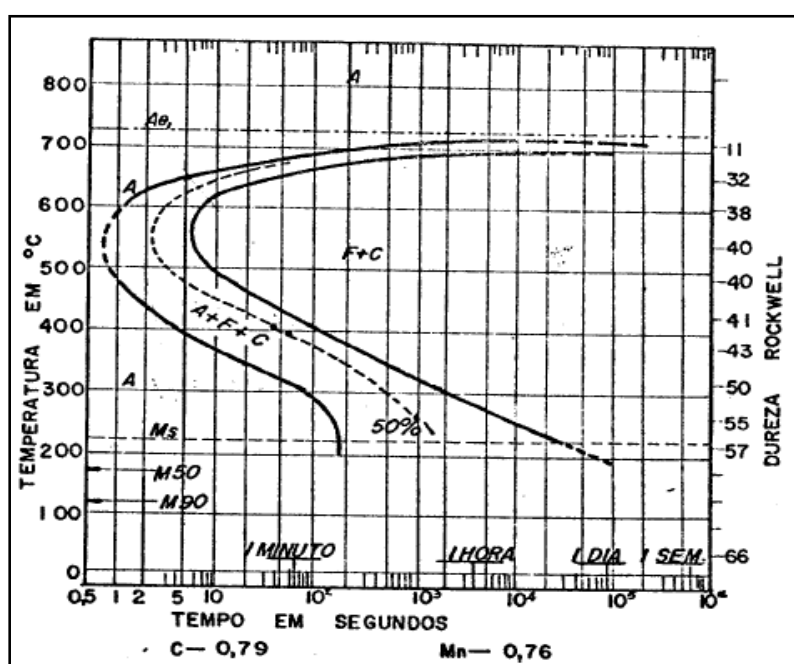


Figura 4 – Transformações isotérmicas e contínuas no aço eutetóide (MARQUES, 2004).

A transformação da austenita em outro constituinte pode ocorrer por difusão, cisalhamento ou uma mistura dos dois mecanismos. O processo de difusão é lento, envolvendo a movimentação e rearranjo dos átomos para formar uma nova fase, enquanto que o processo de cisalhamento é praticamente instantâneo, envolvendo apenas a deformação da rede cristalina.

Existem vários fatores que afetam as curvas T.T.T. como:

- Quanto maior o teor de carbono e de elementos de liga no aço (com exceção do Co) mais para a direita se deslocam as curvas,
- Quanto maior o tamanho de grão da austenita antes do resfriamento mais para a direita se deslocam as curvas facilitando a têmpera. As transformações iniciam nos contornos de grão. No entanto, o aumento do tamanho de grão prejudica as propriedades do aço.
- Quanto mais homogênea a austenita (sem partículas de carboneto impurezas etc...) mais para a direita se deslocam as curvas T.T.T.. Em geral quanto mais alta a temperatura de aquecimento e quanto maior o tempo de permanência mais homogênea a austenita.

### **2.5.1 Curva TTT para aço API 5L - X70**

Existem diagramas que fornecem as fases e constituintes formados em um aço, em função de suas condições de resfriamento a partir do campo austenítico. Estes diagramas podem ser baseados em transformações a temperatura constante (após o material ser resfriado rapidamente a partir do campo austenítico até a temperatura de interesse), conhecidos como diagramas TTT (Tempo, Temperatura e Transformação) ou em transformações desenvolvidas durante um resfriamento contínuo, diagramas TRC (Transformação em Resfriamento Contínuo). Estes diagramas são experimentais, obtidos a partir de amostras de um dado aço, que são aquecidos até uma temperatura no campo austenítico e que, após permanecerem nesta temperatura por certo tempo, são resfriados de acordo com o tipo de diagrama. A Figura 5 apresenta um diagrama TTT de um aço

hipoeutetóide API 5L X70. Este diagrama é marcado pela presença de curvas, que indicam o início (curvas mais a esquerda) e o final da transformação da austenita.

Para este estudo de caso considera-se o aço na Zona de Fusão (ZF), acima da temperatura de fusão de 1500°C, e Zona Termicamente Afetada (ZTA), acima da temperatura de 900°C, acima da temperatura de austenitização do aço. Mantendo na região do tubo as características oriundas da usina, apenas com tensões residuais devido ao processo de conformação a frio que não será abordado neste estudo. Para as figuras apresentadas no gráfico TTT, pois esta representa a ZTA, sendo uma estrutura com características microestruturais Ferrítico-Perliticas, com presença de Ferrita – Bainita dependendo do teor de Mn e V contidos no aço (RATNAPULI, 2003).

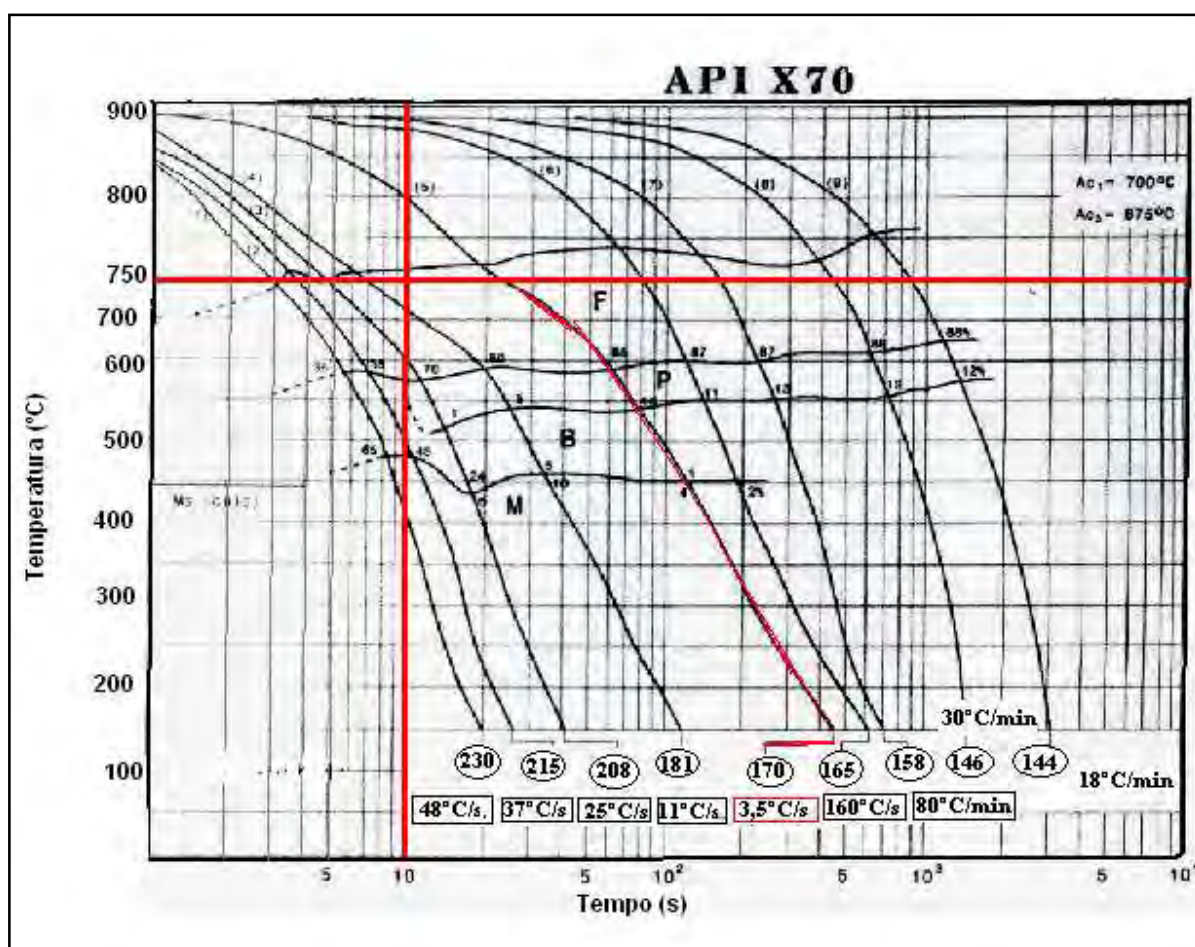


Figura 5 – A curva TTT para um aço hipoeutetóide, API 5L X70 (RATNAPULI, 2003)

Para 750°C, a austenita começa a se transformar em ferrita numa taxa de resfriamento de 3,5°C/s, após cerca de 12 segundos, tendo sua microestrutura representada na Figura 6.

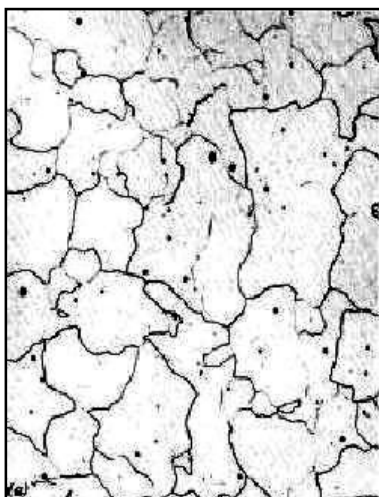


Figura 6 – Microestrutura do aço X 70 com relação a região F (Ferrita) do gráfico T.T.T. Aumento (500X) (RATNAPULI, 2003).

Após 60 segundos com a mesma taxa de resfriamento de 3,5°C/s, a formação de ferrita é interrompida e inicia-se a formação de perlita. Após cerca de 130 segundos, a transformação está terminada e a microestrutura final do material é constituída cerca de: 85% de ferrita, de 10% perlita, 1% de bainita e 4% de martensita, conforme apresenta a microestrutura na Figura 7.



Figura 7 – Microestrutura do aço X 70 com relação a região F - P (Ferrita e Perlita) do gráfico T.T.T. Aumento (1000 X) (RATNAPULI, 2003).

O tempo de transformação é mínimo (a velocidade de transformação é máxima) para uma temperatura em torno de 530°C. Acima desta temperatura, os produtos da transformação são a ferrita proeutetóide e a perlita e, para temperaturas mais baixas, aparece o constituinte conhecido como bainita. Esta, da mesma forma que a perlita, é um agregado de ferrita e carbonetos, apresentando, entretanto, algumas características próximas da martensita. Ela é formada, basicamente, por lâminas ou agulhas de ferrita com uma fina dispersão de carbonetos. Em aços carbono, as curvas de transformação da perlita e da bainita possuem regiões definidas na curva TTT, conforme apresentado anteriormente na Figura 5.

Com a maior taxa resfriamento do processo de obtenção dos aços mais ligados implica em uma maior facilidade na transformação da austenita em martensita, conforme ilustra a microestrutura na Figura 8. Outros fatores que afetam a transformação da austenita são a granulação e sua homogeneidade. Estruturas austeníticas mais grossas e

mais homogêneas, que podem resultar, por exemplo, da austenitização em temperatura excessivamente elevada e/ou por um período de tempo longo, tendem a sofrer uma transformação mais lenta.



Figura 8 – Microestrutura do aço X 70 com relação ao ponto Ferrítico Martensítico do gráfico TTT. Aumento (1000 X) (RATNAPULI, 2003)

A utilização do diagrama TTT é limitada porque este prevê as fases formadas a uma temperatura constante. Os tratamentos térmicos normalmente utilizados promovem a transformação da austenita através de resfriamento contínuo. Para a previsão das fases que serão formadas nestas condições foram desenvolvidos os diagramas TRC. Estes diagramas registram o desenvolvimento de transformações à medida que a temperatura decresce, para diferentes taxas de resfriamento, não sendo utilizado para este estudo, pois para o processo de soldagem por arco submerso não há necessidade de pré aquecimento e posteriores tratamentos térmicos (RATNAPULI, 2003).

## 2.6 JUNTA SOLDADA

### 2.6.1 Formação da Zona Termicamente Afetada

Segundo Marques (2004) a ZTA compreende as regiões do metal base cuja estrutura ou propriedades foram alteradas pelas variações de temperatura durante a soldagem. Devido às peculiaridades destas variações e ao desenvolvimento de um complexo estado de tensões e deformações, as alterações que ocorrem na ZTA podem levar a resultados indesejáveis. A formação desta região é influenciada basicamente pelas características do metal base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem.

### 2.6.2 Influência do Metal Base

Para sistematizar a discussão da formação da ZTA em função do metal base, as diferentes ligas metálicas serão agrupadas em quatro tipos básicos:

- Ligas endurecidas por solução sólida;
- Ligas transformáveis;
- Ligas endurecidas por encruamento;
- Ligas endurecíveis por precipitação.

Serão discutidos os dois primeiros tipos, foco do estudo. Assim deve-se ter em mente que esta é uma divisão simplificada e sem grande rigidez. Neste sentido, vários materiais podem pertencer a mais de uma classe e, em alguns casos, materiais que não pertençam a uma dada classe, podem ser analisados, sob alguns aspectos, dentro dessa classe. Esta classificação tem o mérito de permitir uma visão geral e sistematizada das alterações que podem ocorrer na ZTA para diferentes materiais (SANTOS, 2001).



### 2.6.3 Ligas Endurecidas por Solução Sólida

Podem ser consideradas, como pertencentes a esta classe, diversas ligas de cobre, níquel e de alumínio e, ainda, aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos de baixo teor de elementos intersticiais no estado recozido. De um modo geral, estes materiais, que não sofrem alterações microestruturais marcantes no estado sólido, são considerados, com algumas exceções, fáceis de soldar do ponto de vista da ZTA.

A principal alteração que caracteriza a ZTA destas ligas é o crescimento de grão próximo da linha de fusão (Figura 9). O tamanho final de grão nesta região dependerá da temperatura de pico ( $T_p$ ) e do tempo de permanência ( $t_c$ ), acima da temperatura na qual o crescimento de grão do metal base se torna apreciável. Para um dado metal base, o crescimento de grão será mais pronunciado quanto maior for o valor da temperatura de pico ( $T_p$ ) e do tempo de permanência ( $t_c$ ).

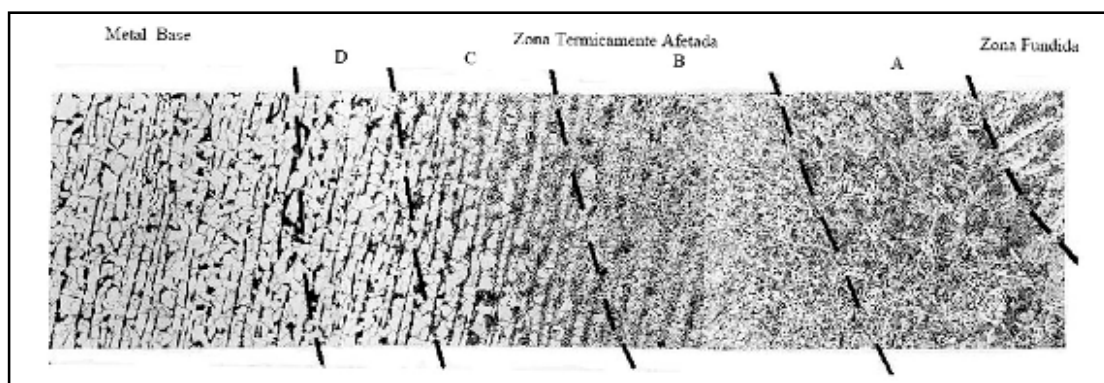


Figura 9 – Representação esquemática da região da solda de uma liga endurecível por solução sólida. A ZTA é caracterizada pelo seu crescimento de grão. (SANTOS, 2001)

Assim, o tamanho de grão final tenderá a ser maior junto à linha de fusão e será afetado por fatores do procedimento de soldagem que determinam tempo de permanência ( $t_c$ ) como a energia de soldagem, conforme apresentado na Figura 10. Em ligas de estrutura cristalina CCC, o crescimento de grão na ZTA pode causar um aumento de sua temperatura de transição dútil-frágil, medida no ensaio Charpy, e uma diminuição de sua

tenacidade à temperatura ambiente. Este efeito é particularmente importante em ligas de nióbio, zircônio e titânio e em aços inoxidáveis ferríticos. Ligas de estrutura CFC (ligas de alumínio, níquel e cobre) são, em geral, insensíveis a este problema.

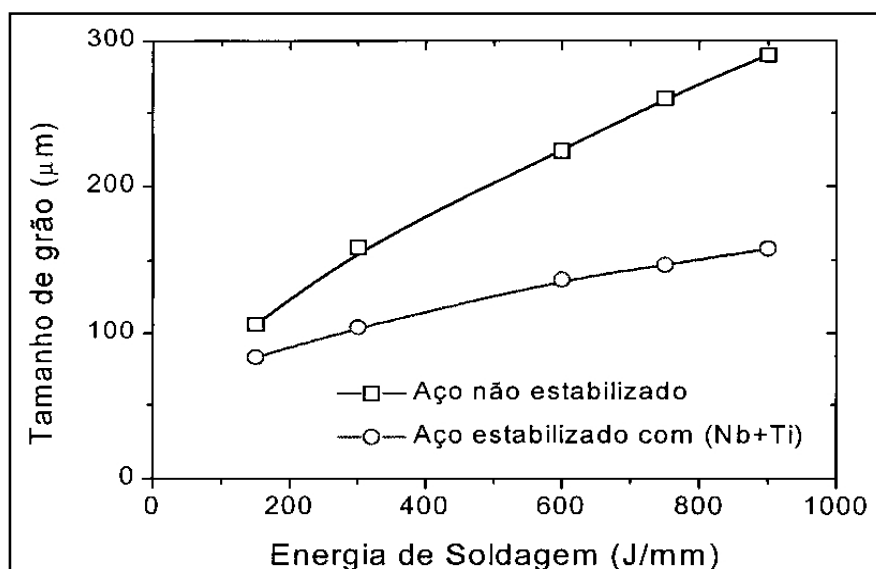


Figura 10 - Influência da energia de soldagem no tamanho de grão da ZTA em aços ferríticos (MARQUES, 2004).

Sensibilidade a problemas de corrosão na ZTA pode ocorrer em aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, nos quais carbonetos e, eventualmente, nitretos podem precipitar durante o ciclo térmico de soldagem. Os carbonetos, ricos em cromo, precipitam principalmente ao longo dos contornos de grão, causando uma redução desse elemento nestas regiões e uma redução local da resistência à corrosão. A precipitação de carbonetos ou de compostos intermetálicos, tanto inter como intragranularmente, pode também causar problemas de fragilização na ZTA de certos materiais (MARQUES, 2004).

## 2.6.4 Ligas Transformáveis

Para os aços baixo teor de carbono e baixas ligas (ARBL), a ZTA é ainda mais complexa, podendo apresentar várias regiões com diferentes constituintes. Encontram-se nesta classe, os aços carbono e os aços de baixa e média liga utilizados em estruturas soldadas. Durante a soldagem por arco submerso, o metal base é aquecido a temperaturas entre a ambiente e a de fusão do material (próxima a 1500°C). A ZF (Zona Fundida), quando a sua composição é similar ao metal base, passará por alterações similares, com uma estrutura de grãos colunares grosseiros. Caracteriza-se, a seguir, a microestrutura da região da solda dos aços inoxidáveis ferríticos separando-se estes materiais em dois grupos (MODENESI, 2004). Nos aços transformáveis: corresponde aos aços não estabilizados e cujo teor de elementos intersticiais é suficiente para causar a formação de austenita à alta temperatura. Nestes materiais, a solda (ZF e ZTA) apresentará as regiões indicadas na Figura 11:

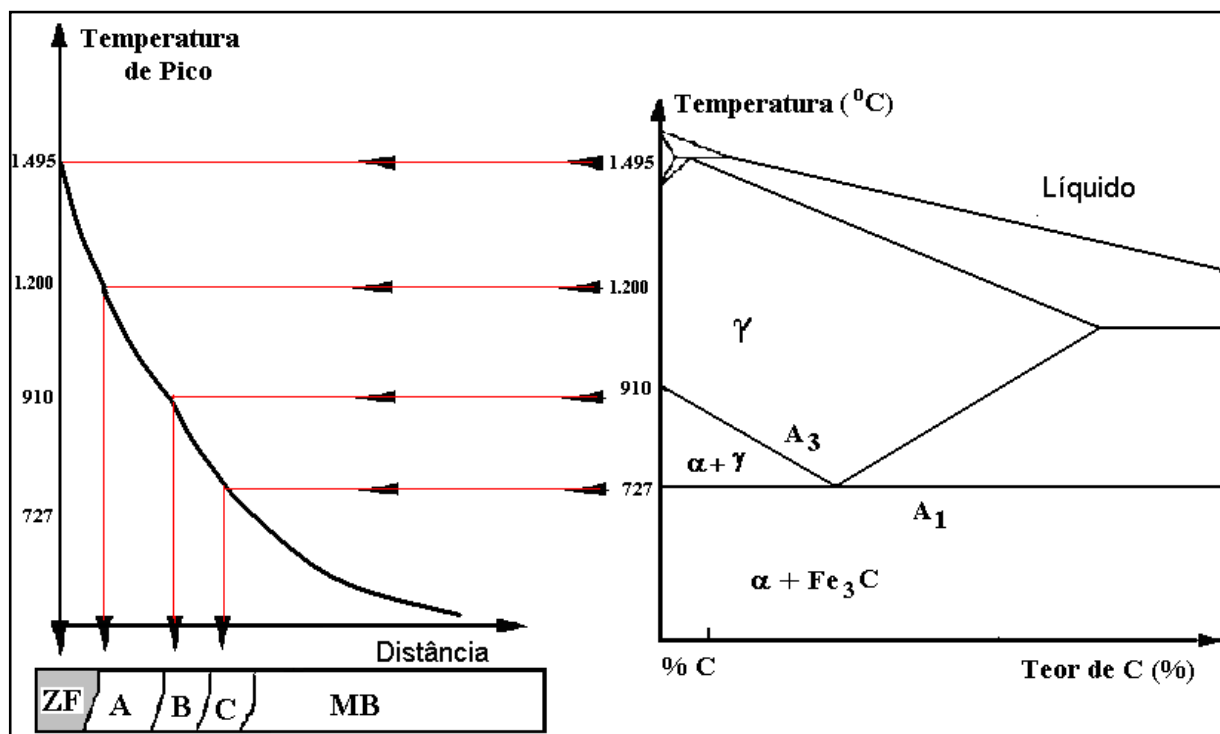


Figura 11 – Formação da microestrutura da solda de um aço ARBL que atravessa o campo binário. (MODENESI, 2004).

**Zona fundida – (ZF):** a faixa de temperatura de pico que será entre 1500 °C e 1200°C, caso a composição química da zona fundida seja igual a do metal de base, esta apresentará uma estrutura semelhante à da região de crescimento de grão, tendo, entretanto grãos colunares com a presença de ferrita acicular.

**Região de Granulação Grosseira – (A):** localizada junto à linha de fusão e submetida a temperatura até 1200°C, é caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico.

**Região de Granulação Fina – (B):** a temperatura varia entre 1200°C e a temperatura A3 (727°C). Sua estrutura apresenta granulação fina, semelhante a de um material normalizado, não sendo, em geral, uma região problemática na ZTA dos aços.

**Região Intercrítica – (C):** apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida a temperaturas de pico entre A3 e A1 (727°C a 910°C). Em alguns casos, particularmente na soldagem multipasse ou para passe único em elevadas velocidades ou energia de soldagem, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade podem se formar nesta região.

De uma maneira geral, a solda é caracterizada por uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede de martensita junto aos contornos de grão e precipitados finos de carbonetos e nitretos nos contornos e no interior dos grãos, acarretando em alterações no comportamento mecânico e no comportamento à corrosão.

## 2.7 O PROCESSO DE SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO

Neste processo, o arco elétrico gerado entre a ponta de um eletrodo nu, sólido ou tubular, e a poça de fusão é totalmente recoberto por um fluxo granular, conforme esquematizado pela Figura 12. A principal função do fluxo é formar uma escória mais leve que flutua sobre o metal depositado, formando uma camada de proteção contra a atmosfera. Adicionalmente, o fluxo fornece elementos de ligas, atua como isolante térmico elimina faíscas, luminosidade e respingos.

O processo de soldagem a arco submerso (AS) é empregado em grande escala na indústria devido à sua facilidade de operação e produtividade. Sua participação corresponde à cerca de 10% do volume de material de solda a arco elétrico.

No Brasil, este processo é utilizado na fabricação de tubos metálicos, partes de navios, perfis, vasos de pressão, trocadores de calor, caldeiras e todo tipo de equipamento pesado.

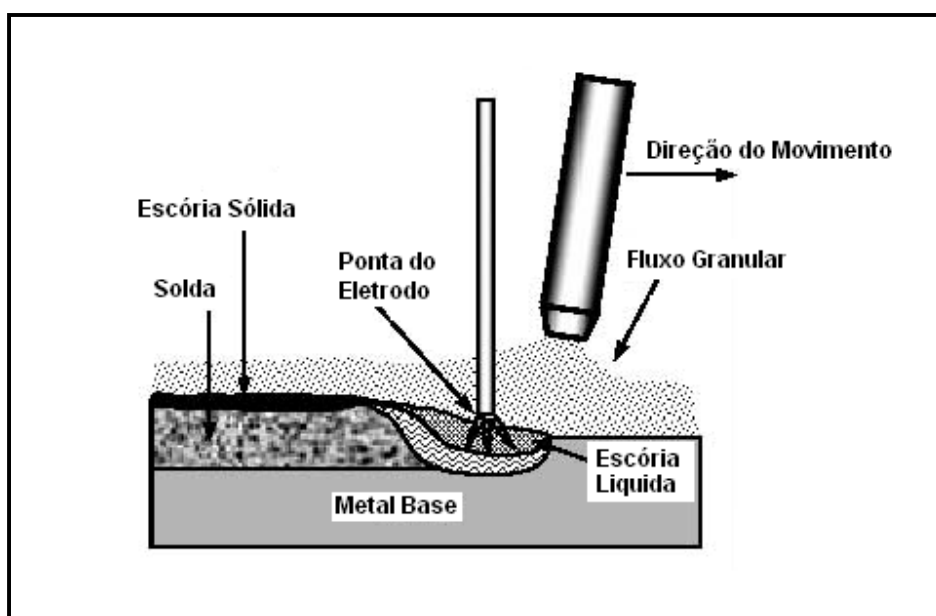


Figura 12 – Esquema do processo de soldagem por arco submerso utilizando eletrodo sólido (BRANDI, 2004).

O processo de soldagem AS, em princípio, é muito similar ao MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas), isto é, o eletrodo em forma de bobina é alimentado através de uma unidade de alimentação de eletrodo em direção à peça de trabalho. A corrente é transferida através de um bico de contato. Este processo permite o uso de eletrodos contínuos e de altas correntes. A diferença está no fato de que no processo MIG/MAG a proteção do eletrodo e da poça de solda é feita através de gás e, no caso do processo AS, a proteção é feita por um fluxo, que é alimentado separadamente. O fluxo produz uma completa cobertura do arco e da poça de fusão. Deste modo, o arco não é visível e a soldagem desenvolve-se sem respingos, luminosidade e radiação, dispensando ao operador o uso de máscara ou capacete de proteção.

O fluxo fundido cobre a solda metálica e a protege do meio ambiente durante a solidificação e, devido ao modo de alimentação do fluxo, permite soldagens apenas na posição plana ou horizontal. O fluxo deve mostrar características físico-químicas que permitam controle do acabamento e da geometria do cordão de solda. Tem, também, a função de adicionar elementos de liga no metal de solda, além de desoxidar e retirar impurezas do metal fundido através de reações químicas. Na soldagem a arco submerso, o grau de automação é grande, sendo que a alimentação do eletrodo ocorre de forma contínua, conferindo rapidez, economia e repetibilidade de resultados (SANTOS, 2001).

No processo AS tanto o fluxo quanto o eletrodo podem ser alterados a qualquer momento. Outra característica é a eficiência de deposição que se aproxima de 100%, pois não há perdas de metal por respingos. A perda de calor através do arco é baixa, devido ao efeito de isolamento térmico proporcionado pela camada de fluxo (BRANDI, 2004).

A soldagem a arco submerso convencional utiliza entre 10-20% da energia do arco disponível na fusão do metal de adição. O restante da energia é utilizado na fusão do metal base e do fluxo. Valores típicos da diluição na soldagem AS convencional estão na faixa de 50-70%, indicando disponibilidade de excesso de calor que poderia ser usado na fusão do metal de solda adicional. Portanto, a principal característica da adição de pó metálico é melhorar a eficiência de deposição, utilizando o excesso de calor disponível na poça de solda. Com a adição de pó de ferro, um material frio não fundido é adicionado à

poça de solda. Alguma energia é necessária para aquecer e fundir o pó de ferro e, portanto, o ciclo térmico do processo é alterado. Isto afeta a microestrutura e as propriedades tanto da solda metálica quanto da zona termicamente afetada. Outro modo de se aumentar a produtividade é substituindo o eletrodo sólido por tubular. O aumento é da ordem de 20% (BRANDI, 2004).

Dentro da classe dos Fluxos existem dois tipos os fluxos neutros e fluxos ativos.

As expressões, neutro e ativo, são freqüentemente utilizadas para descrever o comportamento do fluxo e geralmente referem-se ao teor de manganês e/ou de silício que será transferido do fluxo para o metal de solda (conforme Figura 12).

- **Fluxos neutros:** são definidos pelo ASME/AWS como "aqueles que não produzem alterações significativas na composição química do metal depositado como resultado de grandes mudanças na tensão do arco e, portanto, no comprimento do arco". Conseqüentemente, a resistência mecânica do depósito de solda não é significativamente alterada pela quantidade fundida de fluxo, que varia com a tensão de soldagem. O uso principal dos fluxos neutros é em soldas multipasse ou monopasse (foco do estudo). Esses fluxos apresentam maior sensibilidade à porosidade e às trincas, porém podem ser utilizados em peças com espessura acima de 25 mm.

- **Fluxos ativos:** são definidos pelo ASME/AWS como "aqueles que contêm pequenas quantidades de manganês, silício ou ambos, que são desoxidantes adicionados ao fluxo para melhorar a resistência à porosidade e a trincas causadas pelos contaminantes no metal de base ou dele provenientes". Normalmente, o uso desses fluxos fica restrito a peças com espessuras menores que 25 mm, sendo aplicável a soldas monopasse ou com poucos passes. Maiores tensões de soldagem causam aumento significativo do consumo de fluxo, aumentando os teores de manganês e/ou de silício no depósito de solda e, conseqüentemente, aumentando também sua resistência mecânica e dureza e diminuindo sua tenacidade.

### 2.7.1 Processo de Fabricação de Tubos

O processo de fabricação U-O-E utiliza como matéria - prima para a fabricação de tubos chapa de aço laminadas a quente conforme especificação API (American Petroleum Institute). A fabricação de tubos com costura, sendo esta denominação utilizada tecnicamente quando o tubo não é oriundo do processo de extrusão, mas sim de formação (Prensagem) e posterior soldagem das extremidades, conforme apresentado na Figura 13.

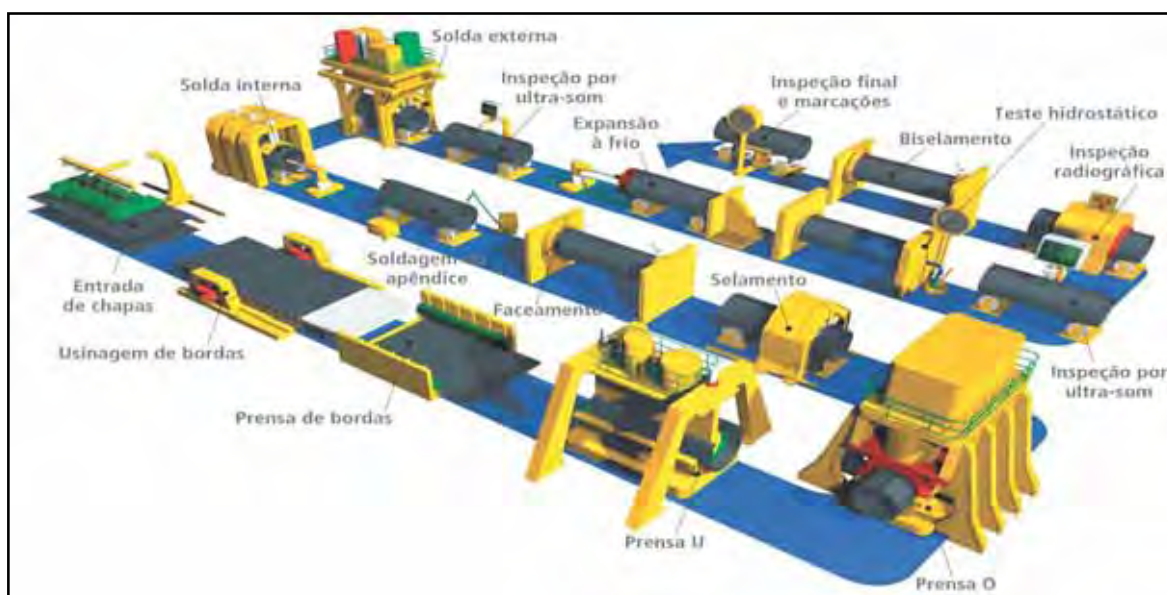


Figura 13 - Representação do Processo de Fabricação de Tubos Tipo SAW – UOE (Gentileza Tenaris Confab)

O processo inicia-se com o recebimento da chapa e de uma completa inspeção visual e dimensional antes do início do processo, em seguida a chapa tem suas bordas usinadas em uma fresadora com um conjunto de pastilhas superiores e inferiores, com objetivo de deixá-la com a largura correta para a formação do tubo e realizar os chanfros que irão receber os cordões de solda.



A próxima etapa do processo é a conformação a frio da chapa em um conjunto de prensas hidráulicas. A etapa de conformação é realizada com a passagem da chapa por três prensas distintas: a prensa de borda (pré – inclinação nas laterais da chapa), a prensa “U” e a prensa “O”, ambas em detalhe conforme Figura 14 e 15.



Figura 14 – Equipamento Prensa “U” (Gentileza Tenaris Confab)



Figura 15 – Equipamento Prensa “O” (Gentileza Tenaris Confab)

Com o tubo já formado, inicia-se o processo de soldagem. A primeira etapa do processo é a selagem do tubo, que recebe um cordão de solda a gás ativo (GMAW) sistema automático, mantendo a dimensão e a forma circular obtida no processo de prensagem. O tubo selado tem suas faces das extremidades do tubo usinadas por tornos automáticos e pelo processo de soldagem a gás ativo (GMAW) manual, recebendo as chapinhas guias de solda (Chapas apêndices) em suas extremidades no mesmo

alinhamento do chanfro interno, conforme Figura 16, tendo a finalidade de evitar que o arco elétrico inicie e termine sobre o chanfro do tubo durante a soldagem interna e externa, bem como servir de guia para o cabeçote da máquina de solda interna no final do tubo, pois, caso não se utiliza a chapinha, isso prejudicará a qualidade da solda nas extremidades do tubo, ocasionando defeitos de soldagem que deverão ser eliminados por corte de anéis.



Figura 16 – Soldagem da chapinha por GMAW manual (Gentileza Tenaris Confab)

Com as chapinhas guias soldadas, conforme Figura 16, iniciam-se os processos finais de soldagem, interno e externo, com o sistema de soldagem por arco submerso (AS), utilizando três ou quatro arames na soldagem externa e três arames na solda interna.

A Figura 17 ilustra o equipamento de solda por arco submerso na etapa de soldagem interna que trabalha com três arames e conta com um pátio de 5 máquinas, ou seja, uma máquina a mais para compensar a defasagem média de velocidade de 10 pol / min, quando comparado a etapa externa de soldagem por arco submerso (AS) que conta com quatro arames e um pátio de 4 máquinas.



Figura 17– Equipamento de Soldagem por arco submerso (AS) interna utilizando-se três arames (Gentileza Tenaris Confab)

A Figura 18 apresenta a máquina de soldagem externa que utiliza quatro arames, sendo que há o projeto de inserir um quarto arame na máquina de solda interna (conforme figura 17), com o objetivo de aumentar a no mínimo em 10% à velocidade de soldagem, a fim de equalizar a velocidade entre as duas máquinas, pois atualmente o pátio de máquinas possui: 5 Máquinas de solda interna e 4 Máquinas de solda externa, para equilibrar esta atual defasagem de velocidade.



Figura 18 – Equipamento de Soldagem por arco submerso (AS) externo utilizando-se quatro arames (Gentileza Tenaris Confab)

O processo final de fabricação é a expansão a frio realizada nos tubos. Tal etapa garante o ajuste dimensional, corrigindo eventuais deformações ocorridas no processo de conformação e de propriedades mecânicas do tubo devido a tensões residuais.



Figura 19 - Equipamento de raio – x (Gentileza Tenaris Confab)

Durante o trajeto da linha de produção e entre etapas de processos, há postos de inspeção visual, raio-x (Figura 19), ultrassom e partículas magnéticas, que garantem a qualidade do tubo, e etapas secundárias, como lixamento e reparo para correções no acabamento final do tubo.

### **2.7.2 Efeitos das Variáveis do Processo de Soldagem**

- **Corrente elétrica**

Esta variável determina a taxa de deposição, a profundidade de penetração da poça de solda no metal de base e a quantidade de metal de base fundido.

Segundo Modenesi (2004) mantendo-se todas as outras condições constantes, uma elevação da corrente aumenta a penetração e a taxa de deposição. Em soldas de passe simples, a corrente deve ser escolhida para proporcionar a desejada penetração, sem que haja perfuração da junta; em soldas de passes múltiplos, ela deve proporcionar a desejada

quantidade de enchimento. É importante que a corrente escolhida esteja dentro da faixa adequada para o diâmetro de eletrodo que está sendo usado, conforme Tabela 5, onde deve haver uma correta utilização desta relação entre corrente elétrica utilizada e o diâmetro do eletrodo, pois uma corrente muito elevada produz um cordão muito alto e estreito, além de gerar defeitos na solda como a mordedura; se for muito baixa, produz um arco instável.

Tabela 5 – Corrente recomendada para diferentes diâmetros de eletrodo (MODENESI, 2004)

Diâmetro de eletrodo (mm)	Corrente elétrica (A)
2,4	230 - 600
3,2	300 - 700
4,0	400 - 800
4,8	450 - 1000
6,4	600 - 1300

- **Diâmetro do eletrodo**

O equipamento para soldagem com arco submerso pode aceitar uma faixa limitada de diâmetros do eletrodo. Portanto, as necessidades de trabalho devem ser cuidadosamente avaliadas antes da aquisição do equipamento. Os eletrodos normalmente empregados em solda automática têm diâmetro entre 2,4 a 6,4 mm. As correntes adequadas aos diversos diâmetros estão na Tabela 6.

Tabela 6 – Requisitos de propriedades mecânicas para o metal de solda (AWS A 5.17-2004)

Classificação do fluxo	Resistência à tração (MPa)	Resistência ao escoamento <sup>1</sup> (MPa)	Alongamento mínimo <sup>1</sup> (%)
F6XX - EXXX	414 - 552	531	22
F7XX - EXXX	483 - 655	400	22

(1) Resistência mínima ao escoamento a 0,2% de deformação permanente e alongamento medido em comprimento padrão de 51 mm.

Mantendo todas outras condições constantes, o aumento do diâmetro do eletrodo aumenta a largura do cordão e diminui a densidade da corrente, a penetração e a taxa de deposição. Com um eletrodo mais grosso, aumenta-se a capacidade de suportar corrente, podendo-se usar maiores intensidades e obter-se taxas de deposição mais elevadas, conforme apresentado na Tabela 5, anteriormente.

- **Tipo de corrente**

A corrente contínua de polaridade reversa CCPR (+) é recomendada para a maioria dos casos na soldagem com arco submerso, onde uma rápida seqüência de deposição de passes ou penetração total são fatores importantes. Esse tipo de corrente também oferece melhor resistência à porosidade e melhor formato do cordão de solda.

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

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

Ao mudar a polaridade positiva para negativa, deve-se aumentar a tensão de cerca de 4 V sem alterar a corrente, para se obter uma forma de cordão similar.

O uso de corrente alternada, proporciona penetração e taxa de deposição intermediária entre CCPR (+) e CCPD (-) (MODENESI, 2004).

- **Tensão do arco**

Esta variável influencia a forma da seção transversal do cordão e a aparência externa da solda. Mantendo todas as outras condições constantes, o aumento da tensão conduz a:

- Cordão mais pleno e mais largo;

- Aumento do consumo de fluxo;
- Aumento da resistência à porosidade causada pela oxidação ou presença de óleos não removidos;
- Aumento do teor de liga provenientes do fluxo, o que pode constituir vantagem para elevar o teor de ligado depósito quando, em revestimento duro, usam-se fluxos ligados; ele pode também reduzir a ductilidade e aumentar a sensibilidade à trinca, especialmente em solda de passes múltiplos (MODENESI, 2004).

- **Especificação do procedimento de soldagem**

A especificação do procedimento de soldagem (EPS) é o documento que define os valores arco-voltáicos, velocidade de soldagem, tipo de junta e posicionamento do eletrodo. Representando a qualificação de um determinado aço com suas composições definidas por ensaios laboratoriais: composição química e propriedades mecânicas, obtidas na região de metal base e metal de adição (solda). As Tabelas 7, 8, 9 e 10 exemplificam este documento, comumente utilizado no âmbito industrial.

Tabela 7 – Parâmetros para soldagem de aço-carbono com arco submerso automático, usando eletrodo nu com 4,8 mm de diâmetro. Junta de topo com cobre-junta de aço. Técnica de um passe; para espessuras de chapas entre 4,8 e 12,7 mm. Posição de soldagem plana (MODENESI, 2004).

Espessura da chapa e (mm)	4,8	6,4	9,5	12,7	
Corrente (A) CCPR (+)	800	850	900	1000	
Tensão (V)	32	33	34	35	
Velocidade (cm/mim)	125	82	60	42	
Cobre-junta (mm)	Espessura	4,8	6,4	8	9,5
	Largura	20	25	25	25
Folga g (mm)	2,4	3,2	4	4,8	

Tabela 8 – Parâmetros para soldagem de aço-carbono com arco submerso automático, usando eletrodo nu com 4,8 mm de diâmetro. Junta de topo com cobre-junta de aço, técnica de dois passes; para espessuras de chapas entre 6,4 e 19 mm. Posição de soldagem plana (MODENESI, 2004).

Espessura da chapa e (mm)	6,4		9,5		12,7		16		19	
Passes	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
Corrente (A) CCPR (+)	600	750	650	800	750	850	750	850	800	900
Tensão (V)	31	33	33	35	35	36	35	36	36	37
Velocidade (cm/mim)	175		120		87		60		55	

Tabela 9– Parâmetros para soldagem de aço-carbono com arco submerso automático, com eletrodo nu. Junta de topo. Técnica de dois passes; para chapa com espessuras entre 6,4 e 25 mm. Posição de soldagem plana (MODENESI, 2004).

Espessura da chapa e (mm)	6,4		12,7		19,0		25,0	
Passes	1 <sup>o</sup> .	2 <sup>o</sup> .	1 <sup>o</sup> .	2 <sup>o</sup> .	1 <sup>o</sup> .	2 <sup>o</sup> .	1 <sup>o</sup> .	2 <sup>o</sup> .
Diâmetro do eletrodo (mm)	4,0				4,8			
Corrente (A) CCPR (+)	475	575	700	950	700	950	850	1000
Tensão (V)	29	32	35	36	35	36	35	36
Velocidade (cm/mim)	120		67		75	40	34	42
Profundidade a (mm)	-		-		3,0		10,0	
Profundidade b (mm)	-		-		10,0			



Tabela 10 – Parâmetros para soldagem de aço-carbono com arco submerso automático, usando eletrodo nu com 4,8 mm de diâmetro. Junta de topo. Técnica de três passes; para chapas com 31 e 38 mm de espessura. Posição de soldagem plana (MODENESI, 2004).

Espessura da chapa e (mm)	31,0			38,0		
Passes	1	2	3	1	2	3
Corrente (A)	850	1000	850	1000		950
Tensão (V)	35	36	35	36	36	34
Velocidade (cm/min)	34	30	22	22	25	28
Profundidade a (mm)		10,0			13,0	
Profundidade b (mm)		16			16	
Ângulo C		60°			70°	
Ângulo D		70°			90°	

### 2.7.3 Influências dos Parâmetros Operacionais

As diversas variáveis de uma operação de soldagem podem afetar o fluxo de calor na peça e, portanto os ciclos térmicos associados. A influência de algumas destas variáveis é discutida abaixo, de uma forma simplificada:

- **Condutividade Térmica da Peça:** Materiais de menor condutividade térmica dissipam o calor por condução mais lentamente, tendendo a apresentar gradientes térmicos mais abruptos no aquecimento e menores velocidade de resfriamento (Figura 20). Nestes materiais, a energia térmica é mais bem aproveitada para fusão localizada necessária à soldagem. Por outro lado, materiais de elevada condutividade térmica, como o cobre e o alumínio, dissipam rapidamente o calor, dificultando a fusão localizada, e exigindo, em geral, fontes de calor mais intensas ou, em certos casos, a utilização de pré-aquecimento para a obtenção de uma fusão adequada (SANTOS, 2004).

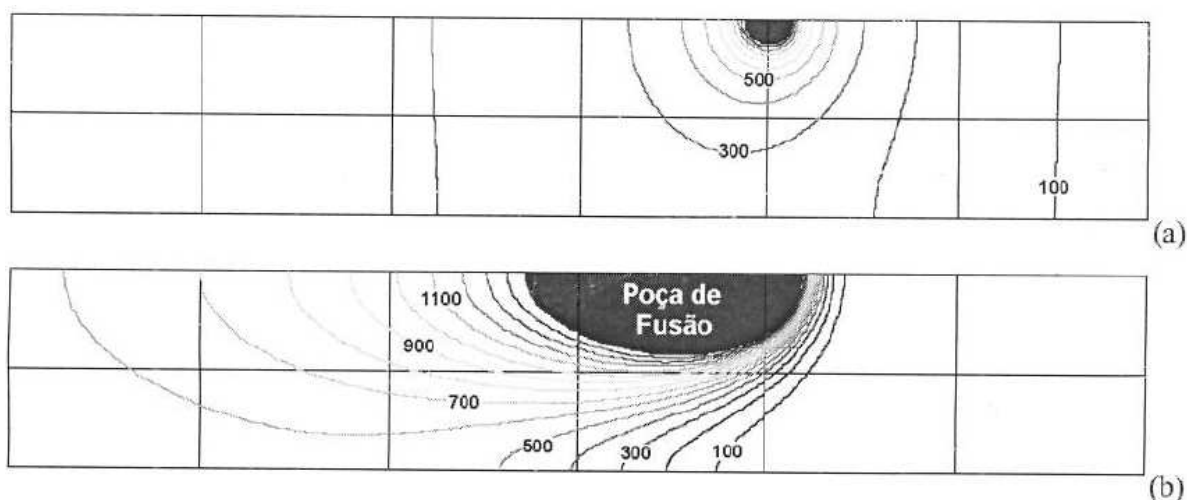


Figura 20 - Distribuição teórica de temperatura no plano  $xz$  em torno da poça de fusão para (a) um metal de alta condutividade térmica (cobre) e (b) um de baixa condutividade térmica (aço inoxidável austenítico). Espessura: 10 mm. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm (SANTOS, 2004)

- **Espessura da Junta:** Para uma mesma condição de soldagem, uma junta de maior espessura permite um escoamento mais fácil do calor por condução. Assim, quanto mais espessa a junta, mais rapidamente esta tenderá a se resfriar durante a soldagem. Para soldagem com penetração total, onde o fluxo de calor é predominantemente bidimensional, a velocidade de resfriamento no centro da chapa varia com o quadrado da espessura da junta (SANTOS, 2004).

## 2.8 INFLUÊNCIA DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (FOCO NA VELOCIDADE E APORTE DE CALOR)

Antes de serem fabricados os tubos são definidos os requisitos de composição química e propriedades mecânicas estabelecidas pela Norma API 5L e especificações técnicas enviada pelo cliente. Desta forma, deve-se estabelecer um critério para não correr o risco do não atendimento dos requisitos do cliente e conforme descrito acima as etapas

de fabricação do tubo. Para o processo de arco submerso o aumento de um arame poderá elevar a velocidade de soldagem e não alterando a largura e profundidade do cordão de solda, uma vez que o cordão aumenta a taxa de deposição do material. Desta forma poderá aumentar a velocidade de soldagem, porém apenas com os conceitos da metodologia atual para a definição dos parâmetros de soldagem e principalmente a velocidade de soldagem, não é possível definir, simular ou planejar os valores obtidos nas propriedades mecânicas finais do tubo, pois além do compromisso em melhorar a produtividade, é necessário manter o atendimento aos requisitos de fabricação, resultados de ensaios de liberação para o cliente. Assim, para a análise da utilização do 4º arame na solda interna, deve-se obter os dados dos parâmetros de soldagem para o caso de 3 arames (SANTOS, 2004).

Considerando agora o parâmetro proposto para a inserção do 4º arame, observa-se o valor da energia de soldagem. Deverá reduzir, pois de acordo com a fórmula do aporte de calor a velocidade é inversamente proporcional a energia de soldagem, de acordo com a equação 3 e apresentado na Tabela 5.

A energia de soldagem e a temperatura de pré-aquecimento são as variáveis do procedimento de soldagem que mais facilmente podem ser alteradas para se controlar o fluxo de calor em soldagem, sendo que o aumento da energia de soldagem aumenta a extensão da ZTA, pois a curva de repartição térmica torna-se mais aberta. O tempo de permanência também aumenta e a região de granulação grosseira torna-se mais extensa e tende a apresentar um maior tamanho de grão (SANTOS, 2004).

Por outro lado, a velocidade de resfriamento é reduzida e isto tem uma importância fundamental na determinação da estrutura final de ligas transformáveis, em particular, dos aços. Nestes materiais, a elevada velocidade de resfriamento que pode ocorrer na ZTA, quando a energia de soldagem é relativamente baixa, pode ser suficiente para causar a têmpera desta região, com a formação de martensita. Uma maior energia de soldagem, resultando em menores velocidades de resfriamento, pode levar à formação na ZTA de produtos com menor dureza, de acordo com a Figura 21 (a) e (b). A temperatura de pré-aquecimento tem um efeito semelhante à energia de soldagem, sendo efetiva na

redução da velocidade de resfriamento. Esta característica é importante na soldagem dos aços estruturais, para a prevenção da formação de trincas na ZTA.



Figura 21 – Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço estrutural de baixo carbono 0,4%C. (a)  $H = 10$  kJ/mm, microestrutura: martensita e bainita e (b)  $H = 25$  kJ/mm, microestrutura: bainita (500X) (SANTOS, 2004).

### 2.8.1 Crescimento Competitivo entre Grãos

Para Santos (2004) a solidificação da poça de fusão é caracterizada por um crescimento competitivo entre grãos similar ao que ocorre na região colunar de peças fundidas. Além disso, condições favoráveis para uma transição para o crescimento equiaxial não ocorrem, em geral, em soldagem. Como resultado a estrutura de solidificação da ZF é determinada principalmente, pelo processo de crescimento competitivo entre os grãos colunares o qual tem uma grande importância nas propriedades finais desta região. O crescimento competitivo decorre como já discutido, da tendência dos cristais crescerem preferencialmente, durante a solidificação, segundo certas direções cristalinas. Assim, os grãos melhor orientados em relação à direção de extração de calor e tendem a crescer à frente dos demais grãos, bloqueando-os e impedindo o seu crescimento, como mostra a Figura 22. A direção de extração de calor corresponde à normal à frente de solidificação em cada ponto desta.

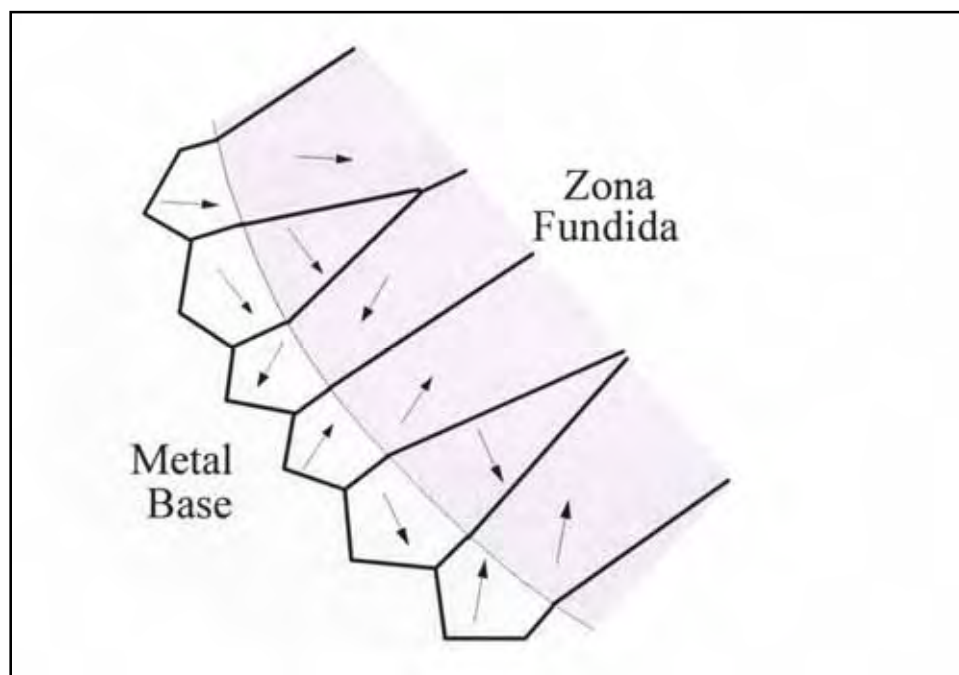


Figura 22 – Crescimento competitivo entre grãos (SANTOS, 2004).

### 2.8.2 Formato da Poça de Fusão e sua Influência

O formato da poça de fusão influencia diretamente a estrutura de solidificação da zona fundida (MARQUES, 2004), e que mudanças neste formato, devidas, por exemplo, as variações nos parâmetros de soldagem, podem alterar esta estrutura. Dois formatos básicos para a poça são observados na soldagem com processos mecanizados:

- **Poça de fusão elíptica:** é caracterizada de baixas velocidades de soldagem (Figura 23). Neste caso, a orientação da frente de solidificação muda progressivamente da linha de fusão até o centro do cordão como resultado, nenhum grão encontrará sempre condições ótimas para o seu crescimento e um número maior de grãos terá condições de permanecer durante a solidificação.



Figura 23 – Formato de uma poça de fusão elíptica para o processo de eletrodo revestido (SANTOS, 2004)

- **Poça de fusão em gota:** ocorre para valores maiores da velocidade de soldagem. A frente de solidificação tem uma orientação relativamente constante em relação à direção de soldagem, o que favorece o crescimento, desde a linha de fusão até o centro da solda, somente dos grãos inicialmente melhor orientados (Figura 24). A solidificação se desenvolve como duas paredes, uma de cada lado do cordão, que se deslocam e se encontram no meio deste.



Figura 24 – Poça de fusão em formatos de gotas para o processo de eletrodo revestido. (SANTOS, 2004).

Como a velocidade de solidificação varia ao longo da frente de solidificação da poça, o parâmetro de solidificação também varia diminuindo das bordas para o centro do cordão e aumentando a chance de crescimento dendrítico, conforme apresentado na Figura 24.

Experimentalmente, verifica-se que a maioria das soldas apresenta uma subestrutura celular, celular-dendrítica ou uma mistura de ambas. Estruturas colunar-dendrítica ou plana são mais raramente observadas, esta última somente na linha de fusão e em materiais de elevada pureza (SANTOS, 2004).

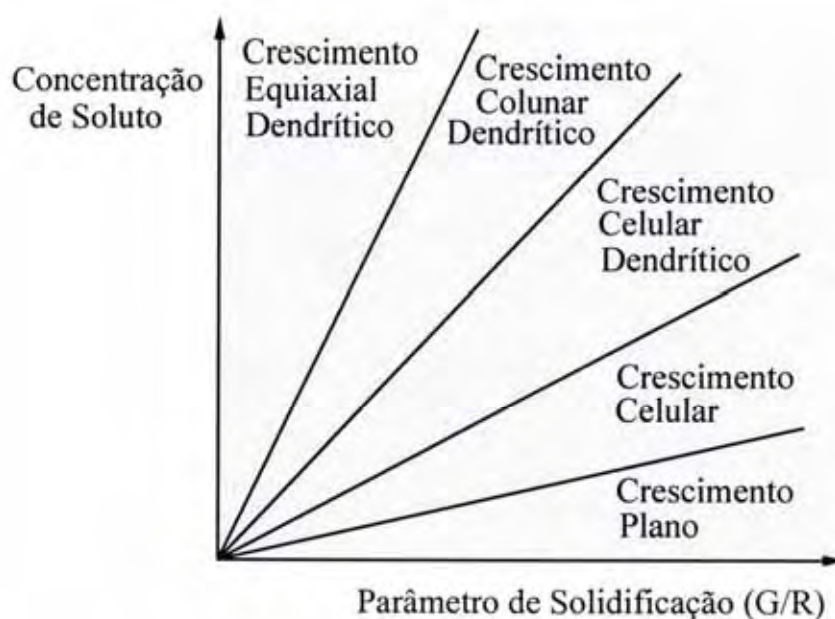


Figura 25 – Diagrama esquemático mostrando a influência de G (Gradiente), R (Resfriamento) e da composição química na forma da interface de solidificação. (MODENESI, 2001).

Desta forma, a formação de subestruturas de solidificação relacionadas com interfaces não planas é favorecida por variações suaves de temperatura, ou seja, pequenos gradientes térmicos e pelo enriquecimento do líquido-líquido em solutos adjacente à interface sólido como exemplificado na Figura 25. Este, contudo, tende a crescer com a energia de soldagem, uma vez que a velocidade de resfriamento é reduzida. Da mesma forma que em fundição, a solidificação da poça de fusão ocorre com alterações locais de composição química (segregação). Esta pode causar variações de propriedades mecânicas ao longo do material e, em casos mais graves, problemas de fissuração.



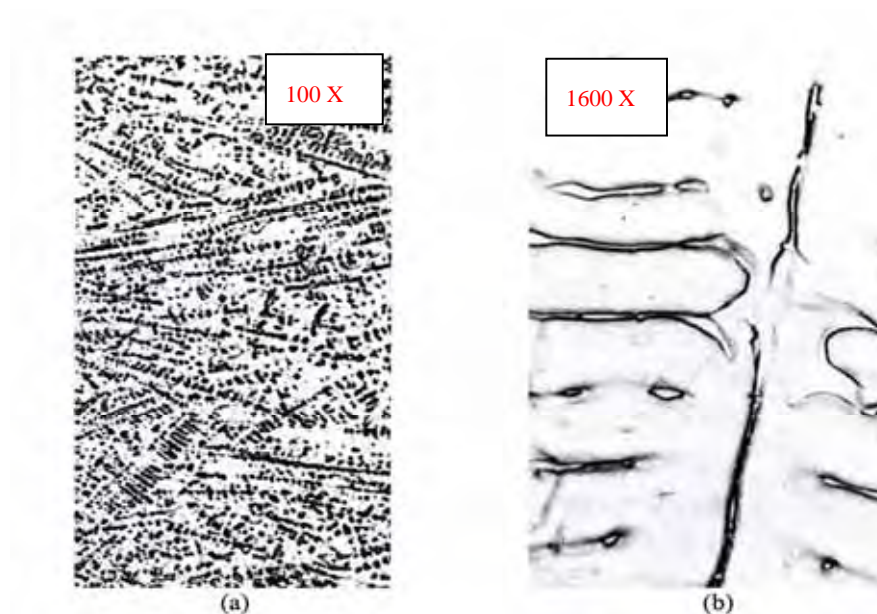


Figura 26 – Solda fundida de uma solda SAW (liga Fe-Mn-Al-Si-C) com subestrutura de solidificação dendrítica. (MODENESI, 2004)

Para Modenesi (2004), em soldagem, as formas mais comuns de segregação, são:

- **Segregação intercelular e interdendrítica:** este tipo de segregação ocorre dentro dos grãos com certa periodicidade que depende do espaçamento intercelular ou interdendrítico. O seu mecanismo é o mesmo que ocorre em fundição e/ou lingotamento. Para todos os casos a segregação é mais pronunciada quando a solidificação for dendrítico (Figura 26).

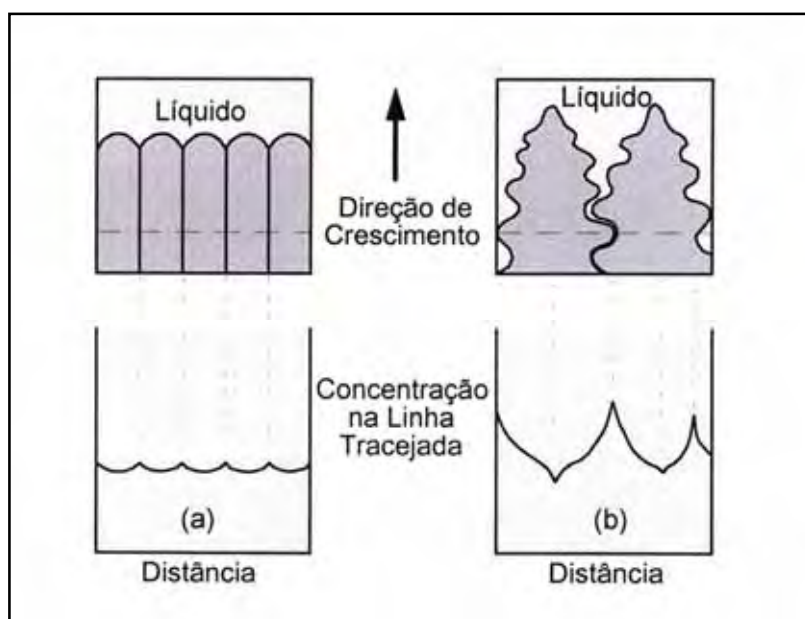


Figura 27 – Esquema da distribuição de solutos nos crescimentos: (a) celular e (b) dendríticos (MODENESI, 2004).

- **Segregação em contornos de grão:** esta forma de segregação é mais intensa do que a anterior e ocorre entre os grãos que solidificam.
- **Segregação central:** esta segregação ocorre no centro do cordão, podendo ser particularmente intensa quando resulta do encontro de duas frentes de solidificação, como ocorre em uma poça de fusão em gota (Figura 27).
- **Segregação na cratera:** a solidificação final do cordão ocorre em sua cratera de uma forma similar ao que acontece em uma pequena peça fundida, com uma região de segregação final e, às vezes, com a formação de um pequeno “rechupe” (vazio formado pela contração associada com a solidificação das últimas porções de líquido).
- **Bandeamento transversal:** esta forma de segregação é característica da soldagem, sendo observada em processos tanto manual como automático, com ou sem metal de adição. O bandeamento transversal é formado por regiões sucessivas ao longo do cordão, enriquecidas e empobrecidas em soluto e parece associado com ondulações periódicas na superfície da solda, observadas mesmo quando processos automáticos são utilizados. Esta forma de segregação é associada com um deslocamento intermitente da frente de

solidificação devido á necessidade de evolução periódica de calor latente, a variações periódicas da fonte de energia e a pulsação da poça de fusão (MODENESI, 2004).

## 2.9 A ENERGIA PRODUZIDO PELA FONTE ARCO VOLTAICO

### 2.9.1 O Arco Elétrico e o ponto de Temperatura de Pico (Tp)

Segundo Machado (2000), para a soldagem ao arco elétrico considera-se que o calor necessário para formar o cordão é, essencialmente, produzido por uma “fonte ideal” com potencia  $q$ , a qual se desloca ao longo de um eixo de referencia (X), com velocidade constante e, portanto, energia fornecida por unidade de comprimento fixa. Além disto, as demais possíveis fontes/sumidouros de calor (reações endotérmicas ou exotérmicas, resistência elétrica, etc..) são geralmente desprezíveis frente ao calor gerado pelo arco elétrico. Observa-se, porém, que as análises mais refinadas do problema, realizadas por complexos métodos computacionais, podem e têm levado em consideração estas questões adicionais. Entretanto, para as aplicações usuais da tecnologia da soldagem, é suficientemente preciso o cálculo da potência gerada no arco (W ou J/s) através da seguinte relação apresentada na equação (1):

$$q = \eta UI \dots\dots\dots(1)$$

onde U (Volt) é a tensão e I (Amperes) a intensidade da corrente de soldagem, enquanto  $\eta$  (adimensional, variando entre 0 a 1) é o rendimento térmico do processo naquelas condições específicas. Assim, o ultimo fator indica a proporção da potência total gerada que é transferida para a peça soldada.

Os rendimentos térmicos dos principais processos de soldagem são cada vez mais refinados e exatos métodos de medição, assim os valores encontrados mais atuais e que serão adotados estão na Tabela 11. Os mesmos devem ser empregados com cautela e

somente como orientação geral, pois diversos fatores podem alterar substancialmente os rendimentos térmicos ali expressos. Por este motivo, geralmente não é fornecido o  $\eta$  nos trabalhos publicados, ou seja, é mencionada somente a “potência nominal” de soldagem. (CHRISTENSEN, 1995 ).

Tabela 11 – Rendimento térmico em função do processo de soldagem (CHRISTENSEN, 1995 ).

<b>Processo</b>	<b>Rendimento (<math>\eta</math>)</b>	<b>Varição (+/-)</b>
SAW	0,9	0,09
Eletrodo Revestido	0,75	0,1
Laser	0,005	0,70
MIG/MAG	0,75	0,1
TIG	0,35	0,15

Desta forma, sendo  $v$  a velocidade de soldagem (mm/s), a quantidade de calor fornecida por unidade de comprimento do cordão de solda, ou simplesmente “energia de soldagem”, é dada pela equação (2) (MACHADO, 2000)

$$E = \frac{q}{v} = \eta \frac{UI}{v} \dots\dots\dots(2)$$

Assim a energia de soldagem é inversamente proporcional á taxa de resfriamento (como será visto), e a mesma permite comparações entre juntas produzidas sob as mais diversas condições e/ou processos. Assim sendo, este é o mais acessível instrumento disponível para a previsão, tanto dos aspectos “práticos” da soldagem, quanto daqueles relacionados com as propriedades mecânico/metalúrgicas da junta soldada.

De acordo com a ASME seção IX (2004), fica considerado o conceito de Energia de Soldagem ou também denominado Aporte de calor, pois a maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizada pela utilização de uma fonte de calor intensa e localizada. Esta energia concentrada pode gerar, em pequenas regiões, temperaturas

elevadas, altos gradientes térmicos, variações bruscas de temperatura e extensas variações de microestrutura e propriedades em um pequeno volume de material. Assim na soldagem a arco elétrico o aporte de calor (energia de soldagem), é definido como o calor cedido á junta soldada por unidade de comprimento e é calculada pela equação (3) (ASME Seção IX, 2004):

$$\text{Energia de Soldagem (Kj/mm)} = 0,06 \times \frac{\text{Tensão (V)} \times \text{Corrente (A)}}{\text{Velocidade de Soldagem (mm/min)}} \dots\dots\dots(3)$$

### 2.9.2 Conceitos do Fluxo de Calor na Soldagem

Na maioria dos processos de soldagem, a junta precisa ser aquecida até uma temperatura adequada. Na soldagem por fusão, particularmente, trabalha-se com fontes de calor (o arco elétrico ou uma chama, por exemplo) de elevada temperatura (1.000 a 20.000<sup>0</sup>C), concentradas (superfície de contato com a junta de poucos milímetros quadrados) e, portanto, de elevada intensidade (tabela 12), as quais, ao serem deslocadas ao longo da juntam, resultam na formação da solda pela fusão e solidificação da junta.(MACHADO, 2000)

Tabela 12 – Intensidade da fonte de calor para diferentes processos de soldagem (MACHADO, 2000)

<b>Processo de Soldagem</b>	<b>Intensidade da Fonte (GW / m<sup>2</sup> )</b>
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,005 - 0,5
Processo MIG/MAG (GMAW)	0,005 - 0,5
Soldagem Plasma (PAW)	0,005 - 50
Feixe de Eletrons / Laser (EBW/LBW)	50 - 5000

Obs: 1 GW = 1x10<sup>9</sup> W

Esta transferência de calor da fonte para a junta causa alterações de temperatura na solda e nas regiões adjacentes do metal de base, que dependem da forma com que o calor é difundido para o restante do material sendo soldado.

Por sua vez, estas variações de temperatura causam, além da fusão e solidificação do cordão de solda, variações dimensionais e alterações microestruturais localizadas que podem resultar em efeitos indesejáveis, tais como:

- Tensões residuais e distorção;
- Deterioração de propriedades mecânicas (ductilidade, tenacidade, resistência mecânica, etc.);
- Formação de trincas de a (a) e (b);
- Deterioração de propriedades físicas, químicas, etc.

Conforme já mostrado na equação (3), o cálculo do aporte de calor pelo método indicado na ASME seção IX (2004) em condições práticas, a intensidade de uma fonte de calor em soldagem não pode ser facilmente medida. Um parâmetro alternativo, de uso mais comum, é a **Energia de Soldagem**, ou **Aporte Térmico ( $H$ )** calculada pela equação (4), que é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta. (CHRISTENSEN, 1995 )

$$H = \frac{q}{L} = \frac{q/t}{L/t} = \frac{P}{v} \dots\dots\dots(4)$$

Foi considerado:  $q$  é o calor gerado pela fonte,  $L$  é o comprimento da junta,  $t$  é o tempo de soldagem,  $P$  é a potencia (energia/tempo) gerada e  $v$  é a velocidade de soldagem.  $H$  é expressa, em geral, em kJ/mm ou kJ/cm. Na soldagem a arco,  $H$  é dada pela equação (5), (CHRISTENSEN, 1995 ):

$$H = \frac{P}{v} = \frac{VI}{v} \dots\dots\dots(5)$$

onde ( $V$ ) é a tensão do arco, ( $I$ ) é a corrente do arco e ( $v$ ) Velocidade de soldagem.

Somente uma parte desta energia é transferida para a peça sendo soldada. Considerando este aspecto, pode-se definir a **Energia Líquida de Soldagem ( $H_L$ )** Conforme equação (6) (CHRISTENSEN, 1995):

$$H_L = \eta H \dots\dots\dots(6)$$

Foi considerado:  $\eta$  é o **rendimento térmico** do processo ( $\eta < 1$ ). O restante da energia,  $(1 - \eta) H$ , é a quantidade de energia por comprimento de solda que não foi transferida para a peça e representa as perdas do processo. O valor do rendimento térmico depende do processo e das condições de soldagem. A tabela 13 mostra as faixas usuais de  $\eta$  para diferentes processos de soldagem. O rendimento térmico é, em geral, medido através de métodos calorimétricos. Uma pequena discussão sobre estes métodos é apresentada por Christensen (1995).

Tabela 13 – Rendimento térmico para alguns processos de soldagem. (MACHADO, 2000)

Processo	Rendimento Térmico ( $\eta$ )
Arco Submerso (SAW)	0,85 - 0,98
MIG / MAG (GMAW)	0,75 - 0,95
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,70 - 0,90
TIG (CC-) (GTAW)	0,50 - 0,80
TIG (CC+) (GTAW)	0,20 - 0,50
Laser (LBW)	0,005 - 0,70

Segundo Marques (2004) a energia de soldagem é um parâmetro cuja medida é simples, sendo utilizado em normas e trabalhos técnicos para especificar as condições de soldagem. Contudo, sua utilização deve ser feita com alguma cautela. Nem sempre existe uma relação direta entre energia de soldagem e seus efeitos na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de deslocamento) afetam de modo diferente a intensidade do arco (Tabela 12) e o rendimento térmico do processo (Tabela 13). Assim, embora utilizando o mesmo processo e energia de soldagem, é possível obter soldas de formatos completamente diferentes pela variação individual dos parâmetros de soldagem, Figura 28.



Figura 28 – Efeitos de alterações nos parâmetros de soldagem na geometria de cordões de solda depositados com uma energia de soldagem de aproximadamente 1,8 kJ/mm (esquemático). Condições de soldagem: (a) 800A, 26V e 12mm/s e (b) 125A, 26V e 1,7mm/s. (MARQUES, 2004)

### 2.9.3 – O Ciclo Térmico de Soldagem

Segundo Santos (2004) a variação de temperatura durante a soldagem em um ponto da peça é descrita pelo seu **Ciclo Térmico de Soldagem** (Figura 29). Cada ponto é submetido a um ciclo térmico particular que depende, entre outros fatores, da localização deste ponto em relação à solda. Os principais parâmetros que descrevem o ciclo térmico são:



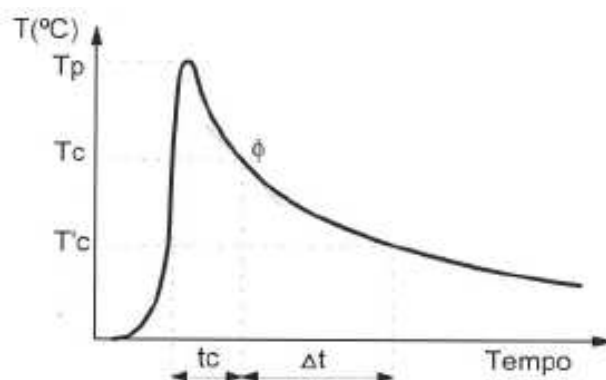


Figura 29 – Representação esquemática do ciclo térmico na soldagem em passe único (SANTOS 2004).

**Temperatura de Pico ( $T_p$ ):** é a temperatura máxima atingida em um dado ponto. A temperatura de pico indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais neste ponto. Depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades térmicas da peça, sua temperatura inicial e da distancia do ponto considerado à fonte de calor. Para a soldagem de topo, um passe com penetração total (cujo fluxo de calor é descrito pela equação (7), esta dependência pode ser estimada pela expressão abaixo (CHRISTENSEN et al, 1995 ):

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{A \rho c h y}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_0} \dots\dots\dots(7)$$

Foi considerado:  $A$  é uma constante adimensional igual a  $(2\pi)^{1/2}$  (=4,133);  $\rho$  é a densidade do material;  $c$  é o calor específico do material;  $h$  é a espessura da peça;  $y$  é a distância do ponto considerado à linha de fusão;  $T_f$  é a temperatura de fusão do material;  $T_0$  é a temperatura inicial ou pré-aquecimento;  $H_L$  é a energia líquida de soldagem e  $T_p$  é a temperatura de pico no ponto considerado a equação é demonstrada na equação (6).

**Tempo de Permanência** ( $t_c$ ) acima de um **Temperatura Crítica** ( $T_c$ ): Este parâmetro pode ser de interesse para materiais em que a dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos pode ocorrer (Figura 30).

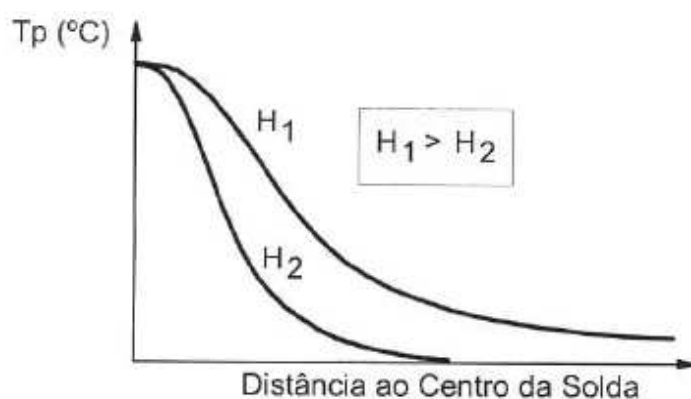


Figura 30 – Curvas de repartição térmica.  $H_1$  e  $H_2$  – energia de soldagem (MACHADO, 2000).

A Figura 30 mostra esquematicamente a variação da temperatura de pico com a distância em relação ao centro da solda (eixo y) e a energia de soldagem (MACHADO, 2000).

**Velocidade de Resfriamento ( $\Phi$ ):** Este parâmetro é importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais comuns, que podem sofrer transformações de fase durante o resfriamento. Em uma dada temperatura, a velocidade de resfriamento é dada pela inclinação da curva de ciclo térmico nesta temperatura (Figura 30).

A velocidade de resfriamento ao longo do eixo da solda (para  $y$  e  $z$  nulos) para uma fonte de calor pontual na superfície de uma chapa grossa é dada pela equação (8) (CHRISTENSEN, 1995):

$$\phi = \frac{2\pi k(T - T_0)^2}{H_L} \dots\dots\dots(8)$$

Já para chapas finas com penetração total e fluxo de calor bidimensional, tem-se através da equação (9) (CHRISTENSEN, 1995):

$$\phi = 2\pi k\rho c \left( \frac{h}{H_L} \right)^2 (T - T_0)^3 \dots\dots\dots(9)$$

Para ambas as equações acima,  $k$  é a condutividade térmica do material,  $T$  é a temperatura na qual se deseja calcular a velocidade de resfriamento e os outros símbolos têm o significado já mostrado anteriormente neste capítulo.

Assim para definir qual equação para chapa grossa ou chapa fina deve-se ter em mente o ciclo térmico, para a avaliação do estado bidimensional ou tridimensional e este inicialmente é considerado pelo gradiente encontrado através da equação (10), o qual é dado como a “**espessura relativa**” ( $\tau$ ):

$$\tau = \frac{h}{h_{crit}} = h \sqrt{\frac{\rho c(T - T_0)}{H_L}} \dots\dots\dots(10)$$

Onde

$T$  – Temperatura de interesse (°C)

$T_0$  – Temperatura ambiente ou de pré aquecimento (°C)

$H$  – Energia de soldagem (Aporte Térmico) (J/mm)

$h$  – Espessura da peça (mm)

$\rho c$  – Calor específico por volume ( $J/mm^3 \text{ } ^\circ C$ )

Desta forma os termos chapa grossa e chapa fina aqui usada não têm significado absoluto, dependendo das condições de soldagem. Assim, nem sempre é muito claro quando as equações são aplicáveis. Para isto, pode-se definir utilizar como forma de recorrência o conceito da “**espessura relativa**” ( $\tau$ ) da junta

O resultado da equação 10 definira, através do ciclo térmico de soldagem quando esta será chapa grossa (Equação 8) e para chapa fina (Equação 9) tendo se o resultado da “espessura relativa” da peça:

Para  $\tau > 0,9$  = Chapa Grossa

Para  $\tau < 0,6$ . = Chapa Fina

Para valores intermediários, a equação não se aplica, e deverá ser realizada uma análise pontual não tendo nenhum modelo como referência, assim para esta faixa de  $\tau$  “espessura relativa” entre 0,9 e 0,6 deverá ser realizada uma avaliação empírica (CHRISTENSEN, 1995 ).

Desta forma em uma liga transformável, como um aço carbono, a microestrutura final de uma solda e das regiões vizinhas depende da velocidade resfriamento na soldagem. Entretanto, esta varia continuamente com a temperatura e, para caracterizar as transformações microestruturais, ela deve se referir a uma dada temperatura. Por exemplo, a velocidade de resfriamento a  $300^\circ C$  ou  $700^\circ C$ , às vezes, usada em trabalhos relacionados com a soldagem de aços carbono e de baixa liga. Como a recristalização do material ocorre entre a temperatura durante o resfriamento entre  $800^\circ C$  a  $500^\circ C$ , sendo este tempo fundamental em que velocidade de resfriamento ocorrerá e caracterizara o estudo da curva de resfriamento  $\Delta t \ 8/5$  s (MACHADO, 2000)

## 2.10 CONCEITOS PARA A UTILIZAÇÃO DA EQUAÇÃO $\Delta t_{8/5}$

### 2.10.1 Simplificação da Equação de Rosenthal em Casos Tridimensionais.

Para melhor definir os limites de velocidade devem ser analisados os ciclos térmicos e a taxa de resfriamento no metal de solda dos aços também pode ser estimada através da relação desenvolvida, de forma simplificada, do modelo devido a Rosenthal (1941), que considera que um cordão de solda depositado sobre a superfície do sólido sofre extração de calor em todas as direções, enquanto as isotermas serão semi-cilíndricas, com os eixos nas linhas centrais (eixo x) dos cilindros imaginários, caracterizando inicialmente para um caso de transferência do calor tridimensional.

Então Rosenthal (1946) idealizou a fonte de energia como um ponto, movendo-se na superfície de um bloco semi – infinito com o sistema de coordenadas (X,Y,Z), conforme a Figura 31 movendo-se de forma bidimensional ou tridimensional.

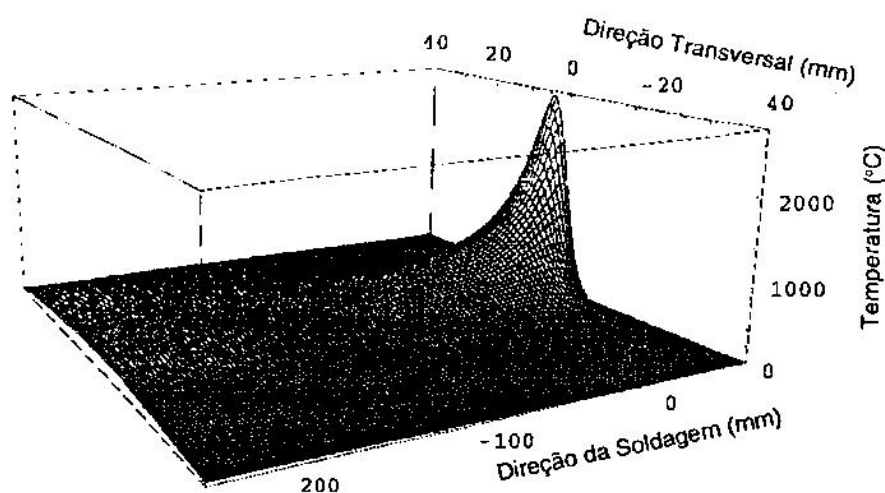


Figura 31 – Representação espacial da distribuição de energia sobre um aço (MACHADO, 2000).

Então neste contexto e para situações reais, afirmar se uma é peça fina ou espessa, é um conceito absolutamente relativo, pois isto depende do processo e das condições de soldagem, além da espessura. Por exemplo, um cordão de solda realizado por um processo de soldagem TIG sobre uma chapa de aço ao carbono com 6 mm de espessura pode produzir extração de calor de 3D (Tridimensional), enquanto que outra chapa com 200mm de espessura, soldada por Feixe de Elétrons, pode apresentar extração de calor 2D (Bidimensional) (MACHADO, 2000).

Desta forma a taxa de resfriamento no metal de solda dos aços também pode ser estimada através da seguinte relação desenvolvida empiricamente, apresentada por Dorsch (1968) como forma simplificada do modelo de Rosenthal (1946), a qual foi desenvolvida para situações em 3D (Tridimensionais):

Para situações em extração 3D (Tridimensionais), conforme modelo de Dorsch (1968) equação (11):

$$-\frac{dT}{dt} = \frac{M(T_r - T_o)^2}{E} + D \dots\dots\dots(11)$$

Foi considerado **M**, **D** e **E** são constantes na equação. Assim a equação (12) (DORSCHU, 1968) pode ser descrita:

$$-\frac{dT}{dt} = C1.(T_r - T_o)^{C2} \dots\dots\dots(12)$$

As constantes consideradas na equação (12), onde C1 e C2 são constantes mutuamente dependentes e funções do processo de soldagem, com valores obtidos empiricamente, sendo que para o processo de soldagem por arco submerso (AS), temos: C1 = 1,08 e C2 = 2,68.

### 2.10.2 Extração Bidimensional do Calor

As taxas de resfriamento provocadas pela soldagem são elevadas em certas regiões do metal base e, na maioria dos aços, as transformações de fase mais importantes ocorrem no intervalo de temperatura entre 800° C e 500° C. (DORSCHU, 1968).

Experimentalmente ou empiricamente, para uma dada condição de soldagem, constatou-se ser aproximadamente linear a taxa ou tempo de resfriamento, exatamente no citado intervalo de temperatura, desde que sejam consideradas que nas regiões do material base, os picos de temperatura tenham ultrapassado a temperatura de 900°C. Assim, a energia de soldagem é proporcional a este intervalo de tempo. Nesta situação e, através da junção das equações (8) e (10). Sendo substituído na equação (12), então o tempo de resfriamento entre 800°C e 500° C ( $\Delta t_{8/5}$ ) para transferência de calor bidimensional, pode ser deduzido pela equação (13) como (DORSCHU, 1968):

$$\Delta t_{8/5} = \left( \frac{(E/g)^2}{4\pi k \rho c} \right) \left( \frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right) \dots\dots\dots(13)$$

Foi considerado,

E = Energia de Soldagem (kJ/mm)

g = Espessura da peça (mm);

k = Condutividade térmica (W.m/K);

$\rho$  = Densidade do material (kg/m<sup>3</sup>);

c = Calor específico do material (J/kg.K);

$T_o$  = Temperatura em que a peça se encontra antes da soldagem (Temp. Ambiente) ou de Pré aquecimento.

### 2.10.3 Extração Tridimensional do Calor

Pelas mesmas razões descritas na equação anterior equivalente a esta se utilizando as equações (9) e (10). Sendo substituído na equação (12), então o tempo de resfriamento entre 800°C e 500° C ( $\Delta t_{8/5}$ ) onde será expresso pela equação (14) (DORSCHU, 1968):

$$\Delta t_{8/5} = \frac{E}{2\pi k} \left( \frac{1}{(500 - T_0)} - \frac{1}{(800 - T_0)} \right) \dots\dots\dots(14)$$

Foi considerado,

E = Energia de Soldagem (kJ/mm)

k = Condutividade térmica (W.m/K);

T<sub>0</sub> = Temperatura em que a peça se encontra antes da soldagem (Temp. Ambiente) ou de Pré aquecimento.

### 2.10.4 Efeitos das Condições de Soldagem e Isotermas

Segundo Taniguchi (2005), foram distribuídos diversos termopares em torno da poça de fusão considerando os eixos: XOY (paralelo a superfície da peça) obtém-se, num dado instante, um campo de temperatura (isotermas) conforme Figura 32. Acompanhando-se o deslocamento da fonte, as formas destas isotermas permanecem constantes. Este fato também indica quando foi alcançado o estado quase estacionário de transferência do calor, ou seja, aquele no qual  $dT/dt = 0$ , sendo este conceito de grande importância para os modelos da que mais adiante serão considerados para ao tipo de material e/ou a velocidade de soldagem.



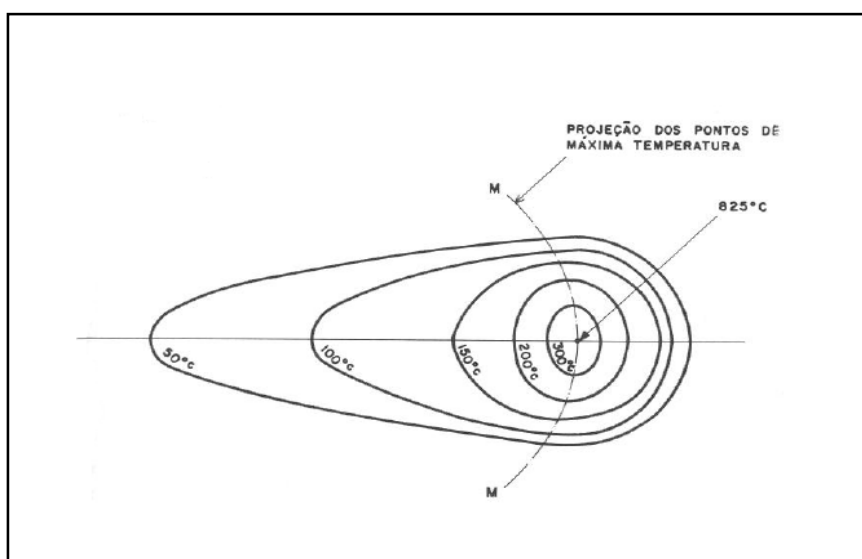


Figura 32 – Linhas Isotermas obtidas no processo de soldagem em ligas de alumínio (TANIGUCHI, 2005)

A análise destas isotermas, num dado instante de tempo, permite que sejam inseridas diversas informações relevantes para a tecnologia da soldagem. Por exemplo, na Figura 33 estão representadas isotermas (em vista superior do corpo) calculadas para idênticas condições de soldagem, porém realizada em diferentes materiais: o alumínio, aço ao carbono e aço inoxidável austenítico.

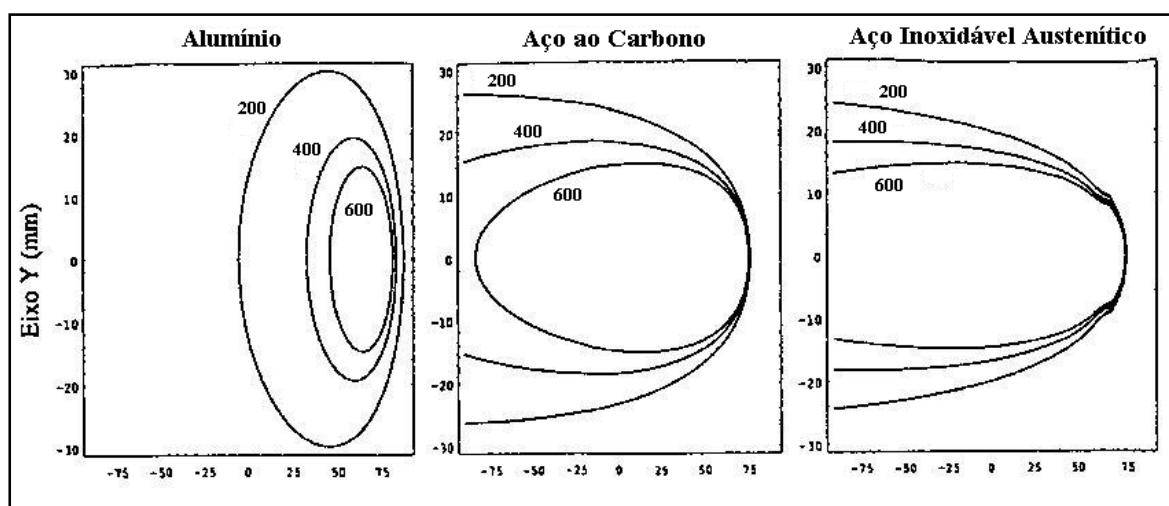
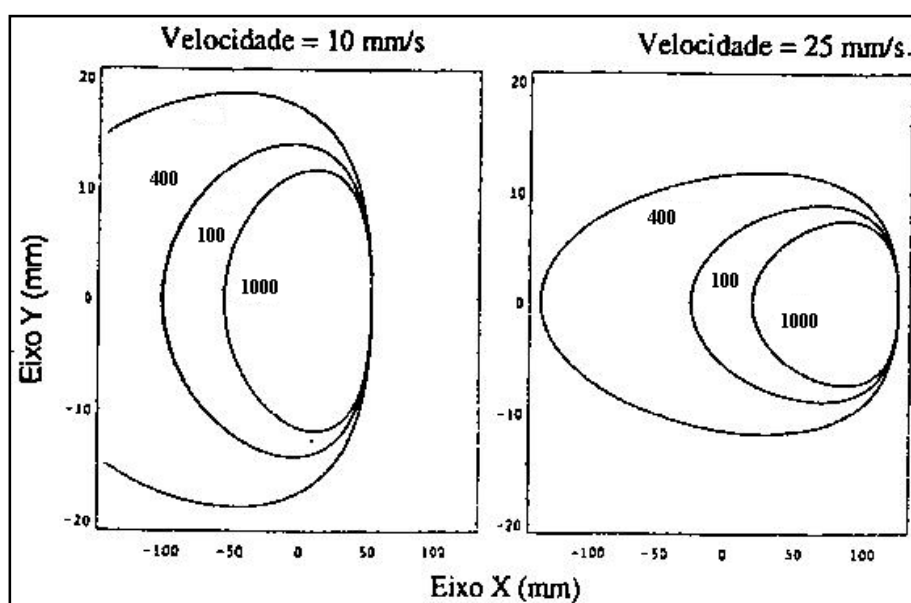


Figura 33 – Isotermas de diferentes materiais de acordo com o modelo proposto por Rosenthal. (MACHADO, 2000)

Observa-se que conforme a difusidade e a condutividade térmica decrescem nesta ordem, o mesmo ocorre com as larguras daquelas isothermas de relativamente baixa temperatura (por exemplo, compare aquelas de 200°C da Figura 33). Entretanto, talvez contrariando o senso comum, as dimensões das regiões com alta temperatura são muito maiores nos aços, do que no alumínio, por exemplo, quando comparado com a isoterma de 600°C. Isto se deve ao alumínio possuir muito alta condutividade térmica, permitindo ao calor difundir com grande intensidade, porém como este metal possui menor capacidade térmica volumétrica do que os aços, é sensivelmente reduzida a concentração do calor no contorno da fonte de energia (MACHADO, 2000).

Por sua vez, o aumento da velocidade de soldagem, ou da espessura da peça, mantendo-se todas as outras condições inalteradas, provoca notável redução da largura da isothermas, como mostrado em vista superior na Figura 34. Porém, nota-se que este procedimento é tanto mais efetivo, quanto menor for a condutividade do metal base, tendo este efeito maior nos aços ao carbono quando comparado ao alumínio. a que as isothermas de: 100° C, 400° C e 1000° C possuem também isothermas com formatos distintos. Isto se deve a condutividade térmica do material e a velocidade de dissipação do calor.



Figuras 34 – Isothermas calculadas para diferentes velocidades (MACHADO, 2000).

Assim na Figura 34 para ambas as velocidades: 10 mm/s e 25mm/s, considerando para este exemplo o mesmo tipo de material e a espessura da peça. Assim, o aumento da velocidade, provoca notável redução da largura das isothermas, como mostrado, sendo o aumento da velocidade uma efetiva técnica para se reduzir a distorção da estrutura soldada (MACHADO, 2000).

Desta forma para as figuras 33 e 34, pode-se observar que as grandes variações que ocorrem e caracterizam o ciclo térmico possui uma função direta com o tipo de material e a velocidade de soldagem.

#### **2.10.5 Decisão entre os Modos de Extração de Calor**

Como a espessura do material é uma variável direta na característica do ciclo térmico pode ser definido através da equação proposta por Dorsch (1968) pode determinar através da distribuição espacial da temperatura na peça, conforme ilustrado no item 2.10.4, deve ser considerado o calculo do ciclo térmico e também os coeficientes físicos constantes, quando os mesmos são função da temperatura.

Adicionalmente, porém, há a questão de não saber exatamente em qual espessura da peça o regime de extração do calor bidimensional cessa de operar e inicia-se o tridimensional, mesmo sendo calculo a “espessura relativa” ( $\tau$ ) – dada pela equação (10), e pode ser verificado conforme a Figura 35 (MACHADO, 2000).

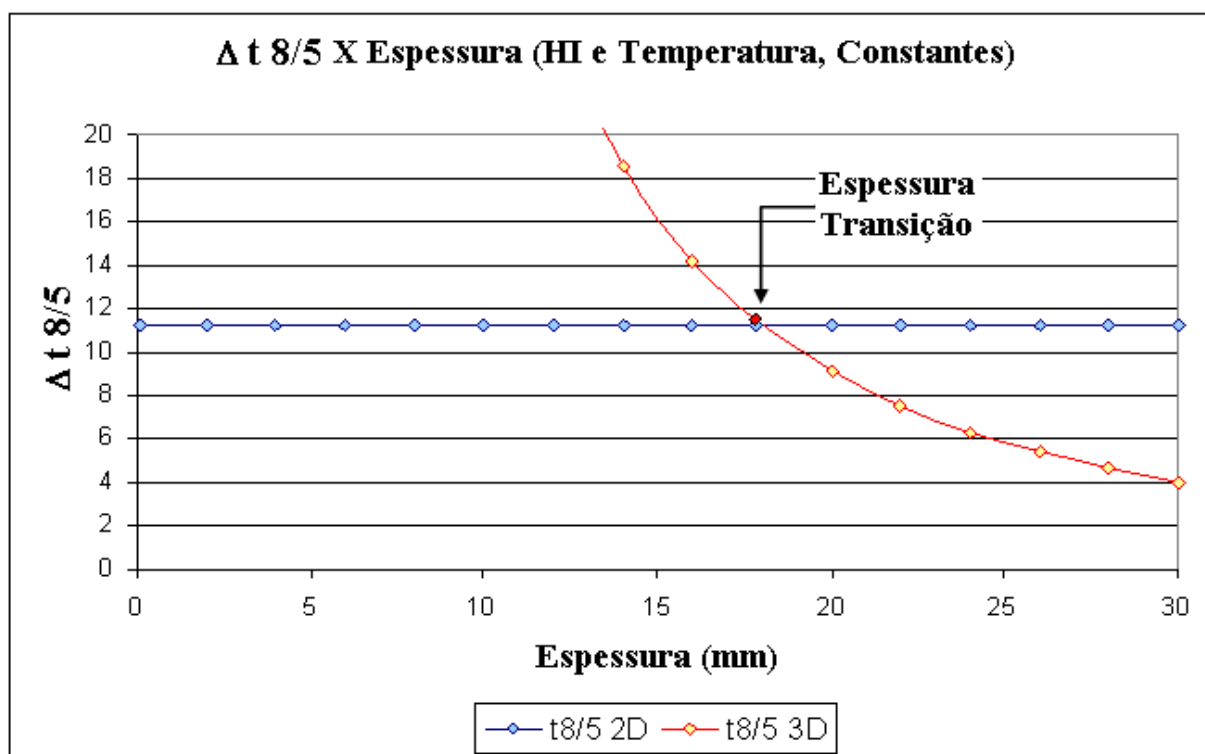


Figura 35 – Gráfico da curva de transição de espessura de Bidimensional e Tridimensional (MACHADO, 2000).

Assim para o estudo que será aplicado, será considerada uma equação através de uma solução que está disponível para auxiliar na seleção da equação de extração do calor a ser aplicada nas equações bidimensional ou tridimensional. Porém há diferentes combinações de temperaturas de pré aquecimento, energia de soldagem e espessura da peça, assim para aços baixo teor de carbono e baixa liga (ARBL) submetidos ao processo de soldagem por arco submerso (AS), através de testes experimentais com diversos modelos de transferência de calor, há um desvio de 15% quando aplicado a equação (10)

Desta forma para a definição de espessura e esta será substituída e aplicada à equação (15) para os ensaios com as variáveis do estudo e o tipo de soldagem e material, assim o cálculo da espessura relativa da peça (ERP) será (DORSCHU, 1968):

$$ERP = \frac{g^2 \rho c (Tr - To)}{E} \dots\dots\dots(15)$$

Foi considerado,

E = Energia de Soldagem (kJ/mm)

g = Espessura da peça (mm);

$\rho$  = Densidade do material (kg/m<sup>3</sup>);

c = Calor específico do material (J/kg.K);

To = Temperatura em que a peça se encontra antes da soldagem (Temp. Ambiente) ou de Pré aquecimento.

Tr = Temperatura crítica, ou aquela que se deseja conhecer a taxa de resfriamento (°C).

Nota: Tr = Tc (Ponto de Curie) nos aços deve ser substituídos pelo valor médio de 700°C, conforme apresentado na Figura 5. Sendo o calor gerado suficiente para aquecer o tubo acima dos 700°C, e este patamar é chamado de Ponto de Curie(Tc), acima de Tc, algumas propriedades eletromagnéticas do aço sofrem bruscas alterações como:

- o aço deixa de ser ferromagnético e torna-se não-magnético;
- a condutividade elétrica reduz;
- a permeabilidade magnética relativa cai para 1.

A nomenclatura ERP (Espessura Relativa da Peça),estabelece que:

ERP < 0,3 – Extração de calor é maior parte bidimensional;

ERP > 0,9 – Extração de calor é maior parte tridimensional.

0,3 ≥ ERP ≥ 0,9 – Extração de calor deverá ser definida de maneira empírica.

### **2.10.6 Definição do tempo de resfriamento da solda pelo método de Dorsch**

Para o processo de soldagem por arco submerso deverá ser considerado, a equação abaixo conforme modelo de Rosenthal (1946) adaptado por Dorsch (1968) Sendo este um exemplo de um resultado obtido em termos da curva  $\Delta t^{8/5}$ . A soldagem em aços ferríticos produz uma zona onde a microestrutura original é modificada pelo calor produzido durante a soldagem. Dependendo da microestrutura, a tenacidade e dureza também podem ser modificadas. O aumento dos grãos ou cristais na microestrutura na ZTA depende principalmente da composição química dos metais presentes na matéria prima e na curva temperatura e tempo que ocorre durante a soldagem.

O ciclo temperatura/tempo que ocorre durante a soldagem tem efeito significativo nas propriedades mecânicas na junta soldada. Este particularmente influenciado pela espessura do material, o tipo de soldagem, o aporte de calor na soldagem e temperatura de pré aquecimento.

Geralmente, o tempo de resfriamento,  $\Delta t^{8/5}$ , é escolhido para caracterizar o ciclo temperatura/tempo de uma porção da solda durante uma soldagem realizada e o tempo que demora, durante o resfriamento, para que a porção de soldagem e a ZTA passe da temperatura de 800 ° C a 500° C. Desta forma a dureza na região da ZTA diminui com o incremento do tempo de resfriamento na curva  $\Delta t^{8/5}$ .

## 2.11 ENSAIOS MECÂNICOS E QUÍMICOS DOS MATERIAIS

- Ensaio de Impacto

O comportamento dúctil-frágil dos materiais pode ser mais amplamente caracterizado por ensaios de impacto. A carga nesses ensaios é aplicada na forma de esforços por choque (dinâmicos), sendo o impacto obtido por meio da queda de uma martelada ou pêndulo, de uma altura determinada, sobre a peça a examinar. As massas utilizadas no ensaio são intercambiáveis, possuem diferentes pesos e podem cair de alturas variáveis.

O ensaio Charpy é o método mais popular. Como resultado do ensaio, obtém-se a energia absorvida pelo material até a fratura. O corpo-de-prova tem o formato de uma barra de seção transversal quadrada, na qual é usinado um entalhe em forma de V. A principal aplicação desse ensaio refere-se à caracterização do comportamento dos materiais, na transição da propriedade dúctil para frágil como função da temperatura, possibilitando a determinação da faixa de temperaturas na qual um material muda de dúctil para frágil.

O ensaio de impacto é um ensaio dinâmico empregado para análise da fratura frágil de materiais. O resultado é simplesmente representado por uma medida de energia absorvida pelo corpo-de-prova, não fornecendo indicações seguras sobre o comportamento de toda estrutura em condições de serviço. Entretanto, permite a observação de diferenças de comportamento entre materiais que não são observadas em um ensaio de tração. (SPIM, 2000).

Conforme a Figura 36, uma carga é aplicada pelo impacto de um martelo pendular, que é liberado a partir de uma posição padronizada e uma altura fixada ( $H_q$ ). Após o pêndulo ser liberado, sua ponta choca-se e fratura o corpo-de-prova no entalhe, que atua como um concentrador de tensões. O pêndulo continua seu movimento após o choque, até uma altura ( $h_r$ ) menor que a altura de liberação do pêndulo ( $H_q$ ).

A energia absorvida no impacto é determinada a partir da diferença entre  $H_q$  e  $h_r$ , ambas medidas na escalado equipamento.

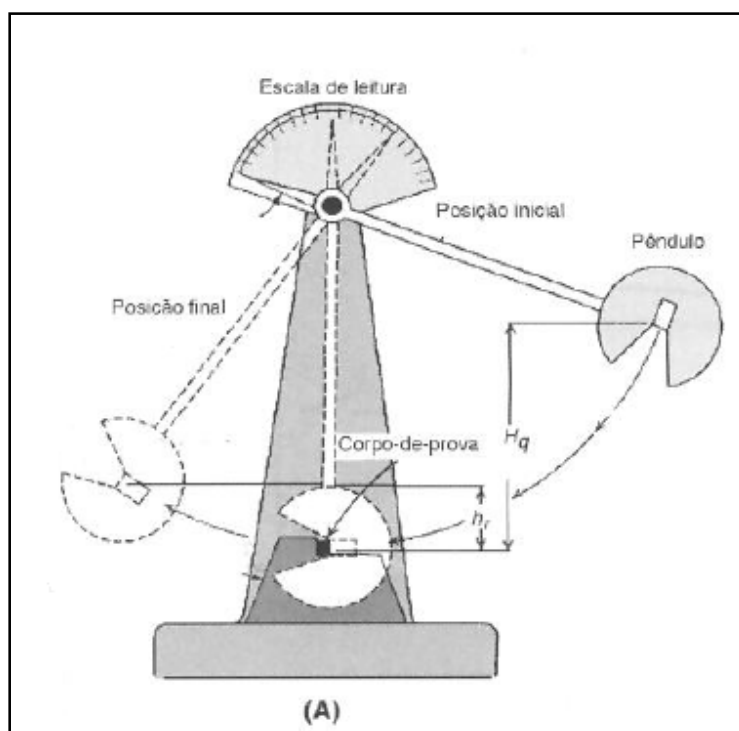


Figura 36 – Representação esquemática do equipamento de ensaio denominado de Método Charpy (SPIM, 2000).

Na Figura 37 são apresentados dois métodos de teste de impacto existentes, para a figura (A) método de Charpy (aplicado em nosso estudo) e na figura (B) método Izod.



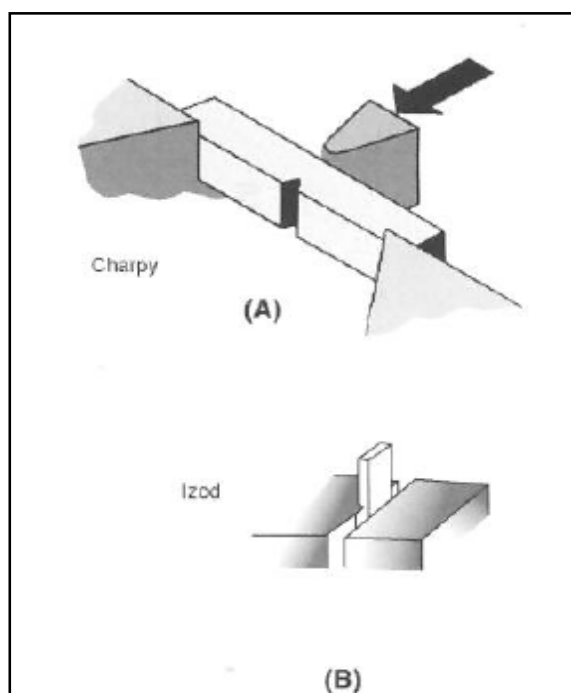


Figura 37 – Representação do entalhes na figura (A) para o método de impacto – Charpy e na figura (b) para o método de Izod (SPIM, 2000).

- Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza consiste na impressão de uma pequena marca feita na superfície da peça pela aplicação de pressão com uma ponta de penetração. A medida da dureza do material ou da dureza superficial é dada como função das características da marca de impressão e da carga aplicada em cada tipo de ensaio de dureza realizado. Para este trabalho foi aplicado o ensaio de Dureza Vickers, pois é o ensaio estabelecido na norma API. Dureza Vickers é um método de classificação da dureza dos materiais baseada num ensaio laboratorial. Neste método, é usada uma pirâmide de diamante com ângulo de diedro de  $136^\circ$  que é comprimida, com uma força arbitrária "F", contra a superfície do material. Calcula-se a área "A" da superfície impressa pela medição das suas diagonais.

A dureza Vickers HV é dada por:

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 1,845 \frac{F}{d^2} \dots\dots\dots(16)$$

Foi considerado:

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \dots\dots\dots(17)$$

O método é baseado no princípio de que as impressões provocadas pelo penetrador possuem similaridade geométrica, independentemente da carga aplicada. Assim, cargas de diversas magnitudes são aplicadas na superfície plana da amostra, dependendo da dureza a ser medida. O Número Vickers (HV) é então determinado pela razão entre a carga (kgf) e a área superficial da impressão (mm<sup>2</sup>). Por ser dependente da área a escala Vickers varia rapidamente. Nas Figuras 38 e 39 são representadas as bases da pirâmide de impressão e a impressão resultante do teste de dureza (SPIM, 2000).

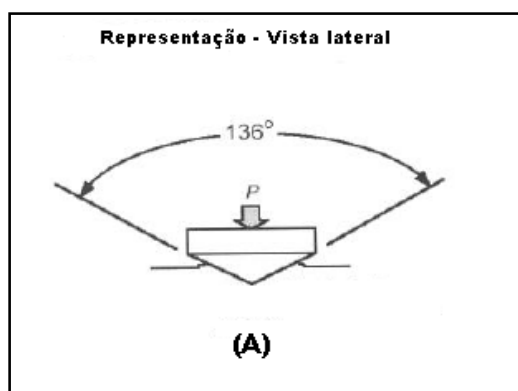


Figura 38 – Representação do método de Dureza Vickers com base de pirâmide de diamante (A) (MALISHEV, NIKOLAIEV, SHUVALOV, 1970).

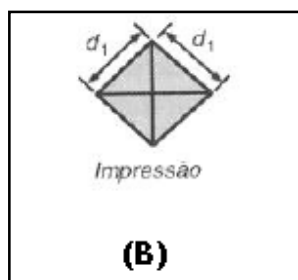


Figura 39 – Representação da impressão resultante no teste de dureza pirâmide de diamante- HV (B) (MALISHEV, NIKOLAIEV, SHUVALOV, 1970).

De acordo com a norma API 5L, 44 ° Ed, o valor da dureza que é foco em nosso estudo a dureza será dividida conforme:

- **Dureza na Região Metal base**

De acordo com o item H 7.3.3.1 da norma API 5L, 44 ° Ed, o ensaio de dureza no metal base deve ser realizando o método de Vickers de acordo com a norma ISO 06507-1 ou ASTM E 92.

- **Região de Solda e ZTA (Zona termicamente Afetada)**

Ensaio de dureza na solda e ZTA (Zona Termicamente Afetada) devem ser realizados de acordo com a norma ISO 6507-1 ou ASTM E92.

Sendo que de acordo com a norma API 5L, 44 ° Ed, para ao corpo do tubo e metal base os testes de dureza, os valores de dureza individuais obtidos excedendo valores de aceitação do cliente, podem ser considerados aceitáveis, se a média de três e máximas de seis adicionais leituras obtidas com valores próximos na mesma região, não exceder aos limites solicitados pela norma do cliente, se o valor individual obtido o limite aceitável não exceder mais do que dez unidades em HV10.

De acordo com o item H.7.3.3 a localização de dureza para tubo soldado pelo processo de arco submerso (AS) deverá incluir a seção transversal da solda. E as regiões definidas como metal base, ZTA (Zona Termicamente Afetada) e na solda, conforme Figura 40 (API 5L , 2008).

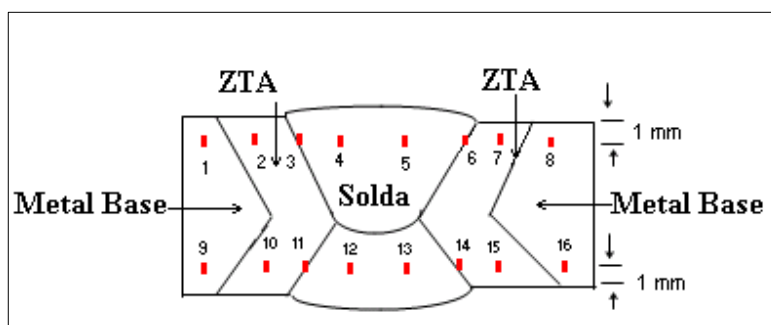


Figura 40 – Diagrama de impressão de acordo com o item H.1 b) (API 5L, 2008)

- Ensaio de Macrografia e Metalográficos

O ensaio de macrografia e metalografia deverá ser realizado e cumprir aos requisitos estabelecidos conforme a norma API 5L, 44 ° Ed, definidas nos itens 10.2.5.1 ao 10.2.5.3, onde estabelece as dimensões e as regiões das macrografias para auxiliar na visualização das regiões do metal base, solda e Zonta termicamente afetada.

As amostras para os ensaios serão retirados e usinados de acordo com a norma ASTM E3/80, que rege sobre o esquema de retirada de amostras para ensaios metalográficos.

- Análise química e da soldabilidade do aço pelo método do Carbono Equivalente

A temperabilidade de um aço carbono é determinada pelo teor de carbono e dos elementos de liga. Essa determinação é feita por equações que representam um teor de carbono equivalente, calculado a partir dos elementos de liga mais comuns e do teor de carbono chamado de carbono equivalente.. Existem diversas fórmulas para calcular o carbono equivalente; uma equação bastante empregada é a desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), sendo considerada a equação (16):

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \dots \dots \dots (16)$$

A soldabilidade de um aço carbono é determinada pelo seu teor de carbono equivalente. Quanto à soldabilidade de um aço carbono é determinada pelo seu teor de carbono equivalente. Quanto maior for o carbono equivalente, menor a probabilidade de ser obtida uma microestrutura martensíticas e, conseqüentemente, melhor soldabilidade do aço, conforme apresentado na Tabela 14.

Tabela 14 – Relação dos valores de  $C_{eq}$  e a soldabilidade do material (RATNAPULI, 2003).

$C_{eq} < 0,40$	Boa soldabilidade
$0,40 \geq C_{eq} \ 0 \leq,60$	Média soldabilidade
$C_{eq} > 0,60$	Má soldabilidade

Um carbono equivalente elevado não é indicador de que o aço não é soldável, mas sim de que são necessários cuidados cada vez maiores. Segundo a classificação da soldabilidade do aço, quanto menor o carbono equivalente melhor suas soldabilidade.

Assim, a tendência atual é reduzir cada vez mais o teor de carbono no metal de solda e aumentar o teor de elementos de liga que, apesar de terem um peso menor no carbono equivalente, endurecem o aço que comporá o metal de solda. Por outro lado, o metal de base especificado para uma determinada aplicação nem sempre pode ser substituído por um aço com teor de carbono menor e, conseqüentemente, com carbono equivalente menor. Nesse caso, devem ser adotadas práticas que evitem a trinca a frio induzida por hidrogênio, como: pré-aquecimento, consumível com baixo teor de hidrogênio, controle da temperatura interpasse, processo de soldagem que introduza pouco hidrogênio na peça, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões (RATNAPULI, 2003).

### 3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

#### 3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a análise experimental foram fabricados 8 tubos, utilizando o processo Arco Submerso (AS) – UOE, que utiliza uma linha de formação por prensagem U-O, com soldagem automática por arco submerso (AS) e posterior expansão a frio (“E”), que para a análise esta última etapa de expansão do tubo não foi realizada, tendo as amostras retiradas antes do equipamento expensor (calibração dimensional do tubo), sendo todos os critérios de avaliação de acordo com a norma API 5L.

As características das chapas utilizadas são de espessura 0,562” (14,3 mm) de aço ARBL, de acordo com a norma API 5 L X70, utilizado como metal base. Sendo que para reduzir a influência da composição química entre as amostras, foi utilizado uma mesma corrida de aço para a soldagem por arco submerso (AS) com 3 arames e com 4 arames.

Conforme apresentado na revisão bibliográfica, as propriedades mecânicas obtidas na região são oriundas do fluxo de soldagem e do arame. Assim, os elementos de liga presentes são classificados de acordo com os elementos presentes e os valores das propriedades mecânicas resultantes entre a combinação de Fluxo e Arame. Desta forma, abaixo, seguem as classificações dos consumíveis de soldagem e na Tabela 15 sua composição química.

Sendo que para os 8 tubos soldados o fluxo utilizado possui a característica neutro, ou seja, os elementos de liga inseridos na região da solda são oriundas do arame. Assim, o metal de solda é classificado conforme AWS A5.23 F8A4-EA2-A2. O fluxo de classificação: EN 760 SA AB 1 65 AC H5 AWS A 5.01 Class F 2:

Metal de solda:	AWS A 5.17	F7A4-EM12K	(with Union S 2 Si)
	<b>AWS A 5.23</b>	<b>F8A4-EA2-A2</b>	<b>(with Union S 2 Mo)</b>
	AWS A 5.23	F8A4-EA3-A3	(with Union S 4 Mo)
	AWS A 5.23	F9A4-EG-EG	(with Union S 1 Mo 1,2)

Tabela 15 – Composição química do Fluxo (BRANDI, 2004)

(%)	SiO <sub>2</sub>	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	CaF <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	MnO	K <sub>2</sub> O+	FeSi+
								Na <sub>2</sub> O	SiMn
	16-20	20-25	20-25	4-8	14-18	2-5	3-6	2-4	Max.4

Os três primeiros tubos foram soldados utilizando três arames, sendo este o processo com a EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) já qualificado na fábrica, variando somente a velocidade especificada na EPS, definida, com a velocidade média de  $78 \pm 4$  pol/min, podendo variar com a mínima de 74 pol / min e máxima de 82 pol/min. Assim, para cada tubo as velocidades utilizadas foram 74, 78 e 82 pol/min. Na Tabela 16 é mostrado os valores de acordo com a especificação dos procedimentos de soldagem utilizados.

Tabela 16 – Valores especificados dos procedimentos de soldagem para 3 arames na solda interna.

	<b>Tubo 3.1</b>			<b>Tubo 3.2</b>			<b>Tubo 3.3</b>		
	Velocidade: 74 pol/min 1.880 mm/min			Velocidade: 78 pol/min 1.980 mm/min			Velocidade: 82 pol/min 2.082 mm/min		
<b>ARAME</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>
Amperagem (A)	940	880	780	940	880	780	940	880	780
Voltagem (V)	34	38	39	34	38	39	34	38	39

Para os outros 5 tubos foram utilizados 4 arames na solda interna, variando também as velocidades de soldagem. Foram utilizadas nos tubos as velocidades de 84, 86, 88, 90 e 92 pol/min, sendo que para a última velocidade equivale ao aumento proposto de 10 % em relação a máxima velocidade de 82 pol/min já qualificada pelo processo com 3 arames. Nas tabelas 17 e 18 são mostrados os valores propostos para a EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) para 4 arames utilizados e realizar a qualificação destes valores.

Tabela 17 – Valores da especificação do procedimento de soldagem para 4 arames na solda externa. Tubos 4.1, 4.2 e 4.3.

	<b>Tubo 4.1</b>				<b>Tubo 4.2</b>				<b>Tubo 4.3</b>			
	Velocidade: 84 pol/min 2.134mm/min				Velocidade: 86 pol/min 2.184 mm/min				Velocidade: 88 pol/min 2.235 mm/min			
<b>ARAME</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>4°</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>4°</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>4°</b>
Amperagem (A)	1000	650	600	550	1000	650	600	550	1000	650	600	550
Voltagem (V)	32	34	36	38	32	34	36	38	32	34	36	38

Tabela 18 – Valores da especificação do procedimento de soldagem para 4 arames na solda externa. Tubos 4.4 e 4.5.

	<b>Tubo 4.4</b>				<b>Tubo 4.5</b>			
	Velocidade: 90 pol/min 2.286 mm/min				Velocidade: 92 pol/min 2.336 mm/min			
<b>ARAME</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>4°</b>	<b>1°</b>	<b>2°</b>	<b>3°</b>	<b>4°</b>
Amperagem (A)	1000	650	600	550	1000	650	600	550
Voltagem (V)	32	34	36	38	32	34	36	38



A metodologia aplicada para o estudo foi utilizar o processo de soldagem por arco submerso (AS), e para reduzir as influências no estudo, e focar apenas a cinética da soldagem (Velocidade de Soldagem), ao utilizar os valores da EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) foi manter as variáveis constantes como:

- Corrente (Amperagem);
- Tensão (Voltagem);
- Posição dos arames;
- Cobre Junta.

Foi variada apenas a velocidade de soldagem para cada corpo-de-prova, reduzindo assim variáveis que possam influenciar no ciclo térmico. Esta variável altera significativamente o efeito térmico do heat input (Hi) ou (Aporte de calor).

É importante destacar que para o processo de soldagem por arco submerso dispensa temperatura de pré-aquecimento e pós-tratamento térmico, e para o nosso estudo a soldagem será realizada em duas etapas interna e externa, porém em passe único.

Não havendo a preocupação com as temperaturas entre passes (a soldagem ocorre a Temp ambiente,  $T = 27\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), já que o processo permite a soldagem em passe único, não tendo a necessidade das temperaturas de soldagem dos passes intermediários para ser considerados no cálculo do ciclo térmico. Para ambos os processos, com três arames e quatro arames, será calculado o tempo de resfriamento na curva  $\Delta t_{8/5}$  tendo a finalidade de determinar o tempo de resfriamento entre  $800\text{ e }500^{\circ}\text{C}$  ( $\Delta t_{8/5}$ ), e aplicado aos limites da dureza que foram ensaiados as amostras.

### 3.2 ENSAIOS MECÂNICOS

- O foco do trabalho foi a solda interna. Por isso, para a avaliação dos ensaios mecânicos das amostras para o ensaio de dureza e tenacidade foi na região da solda interna, tendo como comparativo para a dureza a solda externa.

- Foram retiradas amostras de cada tubo para a realização dos testes mecânicos.
- Foram escolhidos os ensaios de dureza pelo método Vickers e de Impacto pelo método de Charpy.
- Os principais ensaios mecânicos solicitados pela norma API 5L , 44º Ed, e pelos clientes são os ensaios:
  - Análise Química;
  - Ensaio Metalográfico e Macrográfico;
  - Ensaio de Dureza;
  - Ensaio de Impacto.

Sendo os dois últimos, os principais ensaios mecânicos solicitados pelo cliente, pois conseguem caracterizar a resistência mecânica do material

### **3.2.1 Análise Química**

A análise química dos materiais foi obtida dos próprios certificados fornecidos pelas usinas siderúrgicas, uma vez que é garantida a origem e a rastreabilidade dos materiais pela empresa que os adquiriu, ou seja, a Tenaris Confab. Sendo realizados em seus laboratórios os ensaios químicos através de espectrômetro digital para avaliar a composição química do tubo após a sua fabricação na região do metal base (QT – Análise Química do Corpo do Tubo) uma amostra de 50 x 50 mm e da região da solda (QS – Análise Química da Solda do Tubo) uma amostra de 50 x 50 mm.

Os limites de teor de carbono e manganês, e seus elementos de ligas presentes em sua estrutura devem atender aos requisitos de acordo com a norma API 5L, 44 ° Ed, apresentadas no item 9.2 nas Tabelas 4 e 5, desta norma.

Com os dados da composição química do metal base (QT) e a solda (QS), é realizada a análise da temperabilidade do aço carbono

### 3.2.2 Ensaio Metalográfico

As amostras para os ensaios macrográficos foram retiradas aos tubos soldados na sua extremidade, e foram usinados no laboratório da Tenaris Confab de acordo com a norma ASTM E3/80 que rege sobre o esquema de retirada de amostras para ensaios macrográficos / metalográficos. As amostras utilizadas para avaliação da macrografia foram extraídas na posição transversal com dimensões de 300 x 200 mm da extremidade do tubo soldado. Uma representação esquemática é feita na Figura 41.

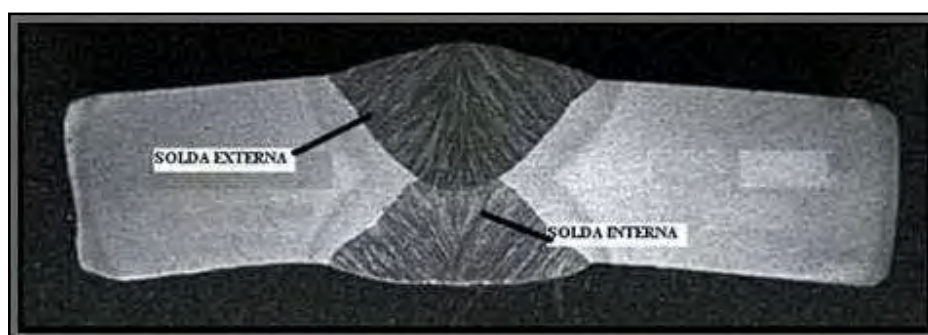


Figura 41 – Representação da amostra de macrografia da região do MB / Solda/ ZTA



Figura 42 – Máquina “Cut-off” (Gentileza Tenaris Confab)



Figura 43 – Máquina politriz (Gentileza Tenaris Confab)

Os equipamentos utilizados na preparação (seccionamento e polimento) foram uma máquina “cut-off” e uma politriz com disco rotativo, como pode ser visto nas Figuras 42 e 43. As amostras foram lixadas em uma seqüência granulométrica de 100, 200, 320, 400 e 600 e polidas em solução OPS da Struers.

As amostras sofreram somente um tipo de ataque químico para revelação da microestrutura, utilizando Nital a 5% (álcool etílico com 5% de ácido nítrico). O tempo de imersão utilizado no ataque químico foi de 20 a 30 segundos, objetivando a revelação das regiões do metal base (MB), solda (S) e zona termicamente afetada (ZTA).

### **3.2.3 Ensaio de Tenacidade**

A determinação da tenacidade foi realizada usando-se o método Charpy., conforme a norma API 5L. Sendo os valores requisitados pela norma é de temperatura do corpo-de-prova do Charpy a  $T = 0^{\circ}\text{C}$ .

Para avaliar a região da solda interna a opção será realizar pelo tamanho corpo-de-prova a subsize com dimensões de 10 x 5,0 x 55 mm, desta forma analisando as três regiões: Solda, Zona Termicamente Afetada e Metal Base, na porção da solda interna, sendo acrescida ao estudo a Curva de Transição para avaliar a temperatura de fragilização do material.

### **3.2.4 Ensaio Dureza**

Os corpos-de-prova para os ensaios de dureza foram retirados dos corpos-de-prova para o ensaio de tração e foram usinados e ensaiados no laboratório da Tenaris Confab Tubos de acordo com as normas ASTM E92, que regem sobre a realização de ensaio de dureza para norma API 5L. O equipamento utilizado foi um equipamento digital SHIMADZU de modelo 2000 com uma carga constante de 100g. de dureza Vickers

escala HV10 (Figura 44). As medições foram realizadas em 16 pontos sobre uma linha reta, conforme a Figura 40 da norma API 5 L.



Figura 44 - Máquinas de ensaio de dureza (Gentileza Tenaris Confab)

Desta forma, o método para caracterizar a dureza de um material foi:

1. Determinar experimentalmente a correlação entre a dureza medida sobre diferentes condições de soldagem (para este estudo a soldagem de tubos considerando três arames e para o processo com quatro arames) analisando assim a dureza, correlacionando o Heat Input e o tempo de resfriamento entre a temperatura de 800 a 500 °C;
2. Através da máxima dureza, limitar o valor do Heat Input e conseqüentemente os limites da velocidade de soldagem;
3. Redução da quantidade de anéis de soldagem para caracterizar as propriedades mecânicas assim obtem-se valores seguros para EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) considerando apenas : o ensaio de tenacidade, o ensaio de metalografia e os resultados de dureza.

**Notas:** Os parâmetros de soldagem utilizados foram mantidos constantes para as variáveis:

- O parâmetro da corrente elétrica (A – Amperes) que é responsável pela profundidade do cordão de solda, ou seja, quanto maior a intensidade da corrente elétrica maior será a penetração no material que está sendo soldado;
- O parâmetro da Tensão elétrica (V – Voltagem) que é responsável pela abertura do cordão de solda, ou seja, quanto maior for a tensão utilizada na soldagem, maior será a largura do cordão de solda;
- O parâmetro da velocidade de soldagem (pol/min ou mm/mim) que para este estudo foi variado e o mesmo tem o efeito de alterar a geometria do cordão de solda.

### **3.2.5 Determinação da Extração de calor para a Curva $\Delta t$ 8/5**

Tendo como objetivo definir um ábaco que possa simular e assim gerar uma estimativa da dureza prevista, quando for para o processo de 3 arames ou de 4 arames e a velocidade limite para não ultrapassar as propriedades mecânicas do tubo, estabelecidos pela norma ou especificação de um cliente.

Assim, foi feito, inicialmente, o cálculo para a condição de 3 arames e de 4 arames e definir a forma de extração de calor predominante, se bidimensional ou tridimensional.

Considerando que para o cálculo da espessura relativas da peça (ERP) foi utilizada a equação (14): a nomenclatura ERP (Espessura Relativa da Peça),estabelece que:

- $ERP < 0,3$  – Extração de calor é maior parte bidimensional;
- $ERP > 0,9$  – Extração de calor é maior parte tridimensional.
- $0,3 \geq ERP \geq 0,9$  – Extração de calor deverá ser definida de maneira empírica.

Foi considerado,

$E$  = Energia de Soldagem (J/mm)

$g$  = Espessura da peça (mm);

$\rho$  = Densidade do material (kg/m<sup>3</sup>); - Definir melhor esta unidade

$c$  = Calor específico do material (J/Kg.K);

$T_0$  = Temperatura em que a peça se encontra antes da soldagem (Temp. Ambiente) ou de pré aquecimento.

$T_r$  = Temperatura crítica, ou aquela que se deseja conhecer a taxa de resfriamento (°C).

Nota:  $T_r$  nos aços deve ser substituído pelo valor médio de 700°C.

Assim para definir se a extração de calor será em sua maior parte bidimensional ou tridimensional, como destacado na revisão bibliográfica, foi considerado com pontos a mínima velocidade pelo processo de soldagem com 3 arames e a mínima velocidade pelo processo com 4 arames. Desta forma foi definido a extração de calor predominante para o estudo de caso.

- Para a menor velocidade com 3 arames na solda interna:

Velocidade = 74 pol/min = 1.880 mm/min

Energia de soldagem, conforme Eq. 3 = 3,06 kJ /mm

A temperatura ambiente, para as constantes da equação, deverá ser considerada a uma condição de 27°C ou 300 K. Assim:

$\rho$  = Densidade do material = 8.131 kg/m<sup>3</sup>

$c$  = Calor específico do material = 434 J/kg.K

$T_0$  = 27°C ou 300 K e  $T_r$  = 700°C ou 973 K ( $T_c$  - Temperatura do Ponto de Curie)

ERP 3 Arames = 0,158 < 0,3. Logo: Extração de calor Bidimensional.



- Para a menor velocidade com 4 arames na solda interna:

Velocidade = 84 pol/min = 2.134 mm/min

Energia de soldagem conforme Eq. 3 = 2,72 kJ /mm

A temperatura ambiente para as constantes da equação deverá ser considerada a uma condição de 27°C ou 300 K. Assim:

$\rho$  = Densidade do material = 8.131 kg/m<sup>3</sup>

c = Calor específico do material = 434 J/kg.K

To = 27°C ou 300 K e Tr = 700°C ou 973 K

ERP 4 Arames = 0,178 < 0,3 Logo: Extração de calor bidimensional.

**Resultado da Análise da Extração de calor:** para ambos os casos com 3 arames ou 4 arames na soldagem interna do tubo, será predominantemente uma extração de calor bidimensional.

#### 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Através da análise dos resultados da Composição Química, Tenacidade, Metalografia e Dureza, pode-se definir qual ensaio caracterizará melhor os limites de velocidade. Sendo que, para os ensaios de Composição Química, Metalografia e Tenacidade, não houve alterações significativas para os valores entre 3 e 4 arames na etapa da solda. Porém, para o resultado do ensaio de dureza obtem-se valores diferentes, assim pode-se simular e avaliar antecipadamente os valores que serão obtidos e no ensaio, utilizando como auxílio para a análise o tempo de resfriamento para a curva  $\Delta t_{8/5}$ .

Assim, a metodologia adotada mostra como a correlação experimental pode ser utilizada para simular os resultados de dureza antes de executar a soldagem, sendo proposto reduzir o número de amostras soldadas para definir os valores da Especificação do Procedimento de Soldagem (EPS), utilizando apenas 3 velocidades distintas, ou seja, 3 pontos que serão plotados e obter assim a curva  $\Delta t_{8/5}$ .

Depois podem ser realizadas uma ou duas amostras de soldagem para confirmar os valores obtidos pela simulação, em referência a dureza máxima requerida ou a fim de melhorar a curva de tendência;

Obter os resultados em forma de gráficos e em uma base de dados (tabela) pode ser útil para a utilização das informações técnicas;

Assim serão apresentados os resultados de cada ensaio realizado para a determinação da máxima velocidade de soldagem para o processo de 3 arames e de 4 arames durante a soldagem por arco submerso (AS), sendo as seguintes:

1. Composição Química
2. Metalografia
3. Tenacidade
4. Dureza
5. Curva de resfriamento x Dureza  $\Delta t_{8/5}$

#### 4.1 RESULTADOS DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Tabela 19 – Composição química para 3 e 4 arames na região do tubo (metal base) e solda (metal de adição) e seu Ceq (CE).

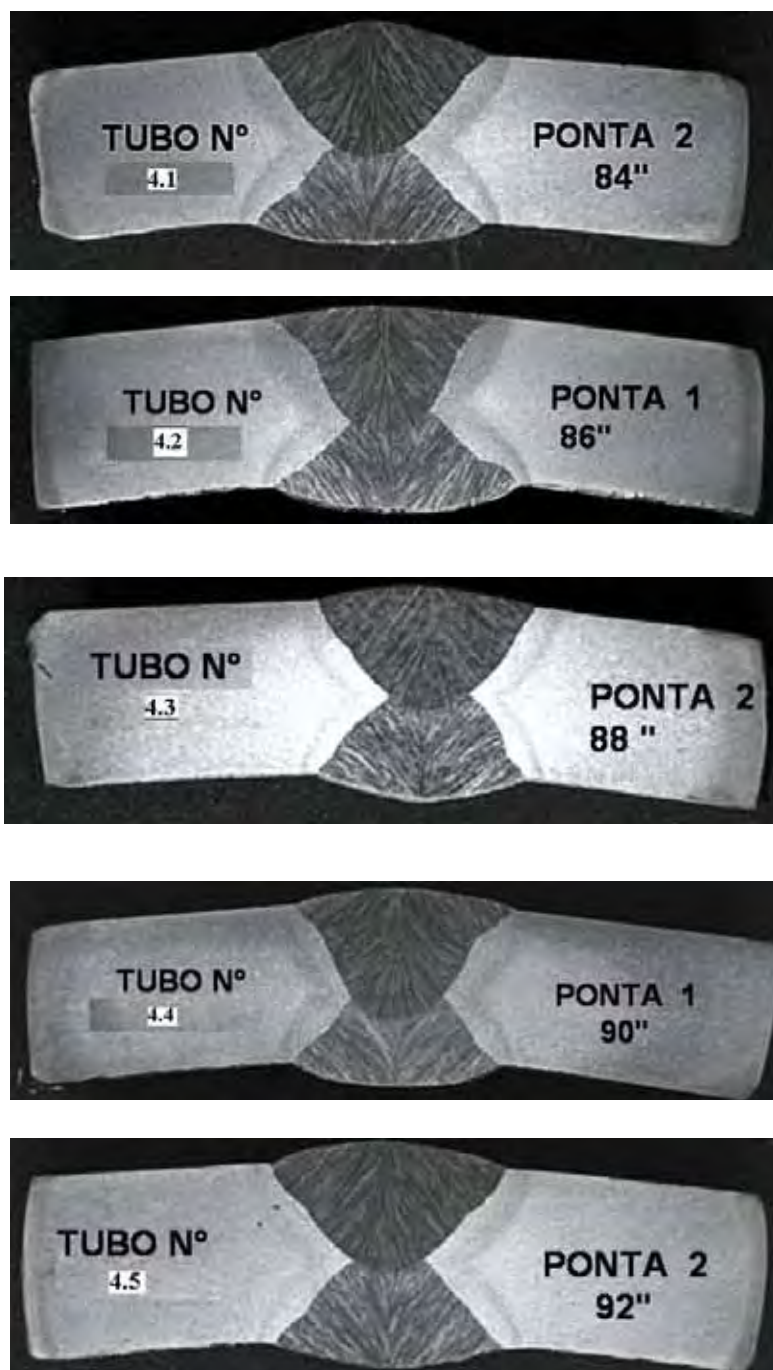
Amostra	Local	ANÁLISE QUÍMICA DOS ELEMENTOS (%)															
		C	S	N	Al	Si	P	Ti	V	Cr	Mn	Ni	Cu	Nb	Mo	B	CE
<i>Soldagem com 3 arames</i>																	
Tubo 3.1	QT	0,10	0,001	0,0040	0,029	0,17	0,012	0,013	0,037	0,021	1,55	0,013	0,007	0,049	0,002	0,0000	0,37
	QS	0,08	0,004	0,0100	0,016	0,29	0,013	0,006	0,024	0,024	1,51	0,020	0,039	0,028	0,194	0,0000	0,38
Tubo 3.2	QT	0,11	0,001	0,0045	0,043	0,19	0,019	0,013	0,033	0,020	1,54	0,012	0,007	0,050	0,002	0,0003	0,38
	QS	0,08	0,001	0,0081	0,023	0,32	0,013	0,006	0,022	0,024	1,50	0,019	0,045	0,028	0,204	0,0000	0,38
Tubo 3.3	QT	0,11	0,001	0,0056	0,034	0,19	0,015	0,014	0,031	0,015	1,57	0,012	0,007	0,050	0,001	0,0000	0,38
	QS	0,08	0,005	0,0109	0,017	0,30	0,015	0,006	0,020	0,021	1,52	0,021	0,040	0,027	0,204	0,0001	0,39
Média		0,09				0,24				0,021	1,53	0,016		0,101		0,38	
<i>Soldagem com 4 arames</i>																	
Tubo 4.1	QT	0,12	0,004	0,0048	0,023	0,31	0,014	0,017	0,034	0,021	1,55	0,013	0,006	0,047	0,002	0,0001	0,39
	QS	0,09	0,005	0,0085	0,012	0,39	0,017	0,008	0,023	0,026	1,59	0,019	0,032	0,028	0,198	0,0002	0,41
Tubo 4.2	QT	0,12	0,004	0,0051	0,023	0,31	0,015	0,017	0,034	0,020	1,55	0,013	0,006	0,048	0,002	0,0002	0,39
	QS	0,11	0,004	0,0050	0,023	0,32	0,015	0,017	0,034	0,020	1,56	0,013	0,006	0,048	0,002	0,0001	0,39
Tubo 4.3	QT	0,10	0,005	0,0092	0,013	0,38	0,017	0,008	0,023	0,025	1,59	0,019	0,030	0,028	0,192	0,0003	0,41
	QS	0,09	0,005	0,0092	0,011	0,40	0,018	0,007	0,022	0,026	1,62	0,020	0,036	0,026	0,209	0,0002	0,42
Tubo 4.4	QT	0,12	0,004	0,0051	0,023	0,31	0,015	0,017	0,034	0,020	1,55	0,013	0,006	0,047	0,002	0,0002	0,39
	QS	0,11	0,004	0,0047	0,023	0,31	0,014	0,017	0,034	0,020	1,54	0,012	0,006	0,046	0,002	0,0001	0,38
Tubo 4.5	QT	0,09	0,006	0,0092	0,012	0,38	0,018	0,008	0,023	0,026	1,59	0,019	0,031	0,028	0,196	0,0003	0,41
	QS	0,10	0,005	0,0109	0,011	0,40	0,017	0,008	0,023	0,026	1,61	0,019	0,035	0,027	0,209	0,0002	0,42
Média		0,11				0,35				0,023	1,57	0,016		0,101		0,40	
Variação 3 e 4 Arames		0,01				0,11				0,00	0,04	0,00		0,00		0,02	
Legenda: QT - Química do Tubo QS - Química da Solda CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15																	

Para a análise da composição química foi utilizado como referência o Ceq (Carbono Equivalente), que, para a Tabela 19, o valor não foi superior a 0,42.

Pode se afirmar que a composição química ao ser calculado a soldabilidade pela equação (16) que é condição direta da presença dos elementos de liga, com os valores analisados na Tabela 19 a corrida do aço utilizado e a porção da solda analisada com a Tabela 14 (faixas de Ceq para definir as soldabilidade do aço), pode-se concluir que possui boa soldabilidade, assim a composição não será um item que altere os resultados obtidos para o estudo.

## 4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS METALOGRAFICOS

Figura 45 – Macrografia das amostras de tubos soldados com 4 arames.



Através da análise das macrografias conforme a Figura 45, todas estavam alinhadas e continham a sobreposição entre o cordão de solda interno e externo. Assim os parâmetros arco voltaico (tensão e corrente) e as variações de velocidade não alteraram a

geometria básica para uma soldagem por arco submerso. Desta forma pode-se concluir que a geometria é satisfatória para atender as velocidades solicitadas de 84, 86, 88, 90 e 92 pol/min e para esta região serão retirados as amostras para os corpos-de-prova de tenacidade e dureza.

#### 4.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO (METODO DE CHARPY)

Os requisitos para o ensaio de impacto pelo método de Charpy de acordo com a Norma API 5L é:

De acordo com a norma API 5L (2008):

##### **Região do Metal Base item 9.8.2.3 (API 5L,2008)**

- Temperatura de 0°C
- Média dos cp's = 40 J
- Individual Mínimo (75% da Média) = 30 J.

##### **Região da Solda e ZTA (Zona Termicamente Afetada) item 9.8.3 (API 5L,2008)**

- Requisitos de a Temperatura de 0°C
- Média dos cp's = 27 J

Individual Mínimo (75% da Média) = 20 J

Desta forma, com o aumento de 10% na velocidade, as propriedades podem reduzir a tenacidade, porém os valores devem respeitar os requisitos acima.

Tabela 20 – Valores de energia de impacto com 3 arames em 3 velocidades de soldagem

Amostras	Velocidade (pol/min)	Temp (°C)	Energia - Metal Base (J)			X Média (J)	σ Desvio Padrão	Energia - Solda (J)			X Média (J)	σ Desvio Padrão	Energia - ZTA (J)			X Média (J)	σ Desvio Padrão
			CDP 1	CDP 2	CDP 3			CDP 1	CDP 2	CDP 3			CDP 1	CDP 2	CDP 3		
						+	-				+	-				+	-
Tubo 3.1	74	-60	30	30	32	31	1	11	12	9	11	1	14	16	16	15	1
		-40	46	53	42	47	4	23	20	20	21	1	42	36	35	38	3
		-20	55	58	58	57	1	54	53	47	51	3	43	52	41	45	4
		0	145	156	148	150	4	102	104	96	101	3	90	82	64	79	9
Tubo 3.2	78	-60	36	43	36	38	3	11	12	13	12	1	10	14	13	12	1
		-40	45	48	46	46	1	26	32	24	27	3	29	24	15	23	5
		-20	54	52	56	54	1	55	50	56	54	2	32	22	40	31	6
		0	114	120	110	115	4	110	93	92	98	7	90	100	110	100	7
Tubo 3.3	82	-60	23	40	28	30	6	18	18	10	15	3	14	18	14	15	2
		-40	50	46	56	51	4	21	23	26	23	2	32	34	14	27	8
		-20	62	56	58	59	2	50	50	54	51	2	34	40	34	36	2
		0	121	162	160	148	16	112	92	100	101	7	130	97	95	107	14

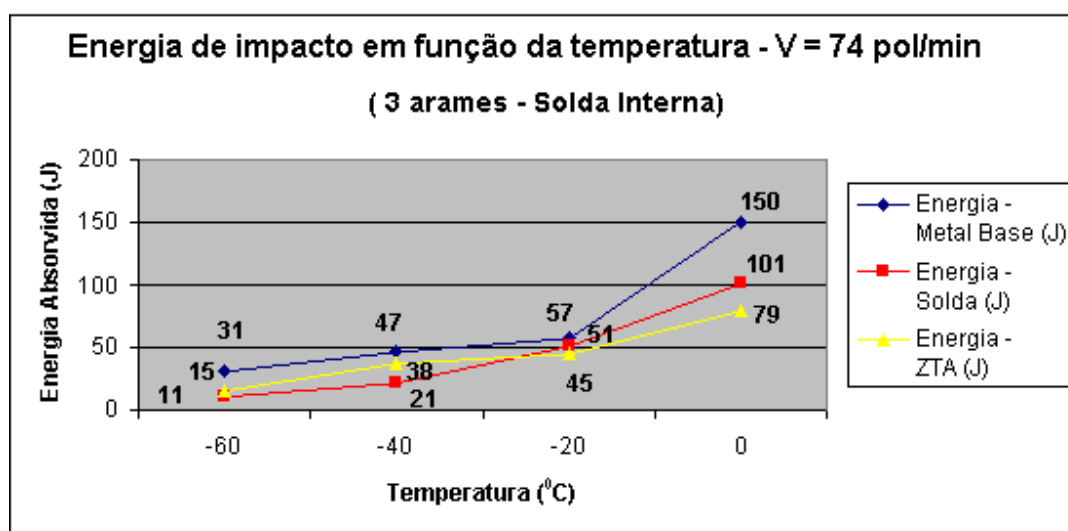


Figura 46 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 74 pol/min com o processo de 3 arames.

Comentário para velocidade de 74 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

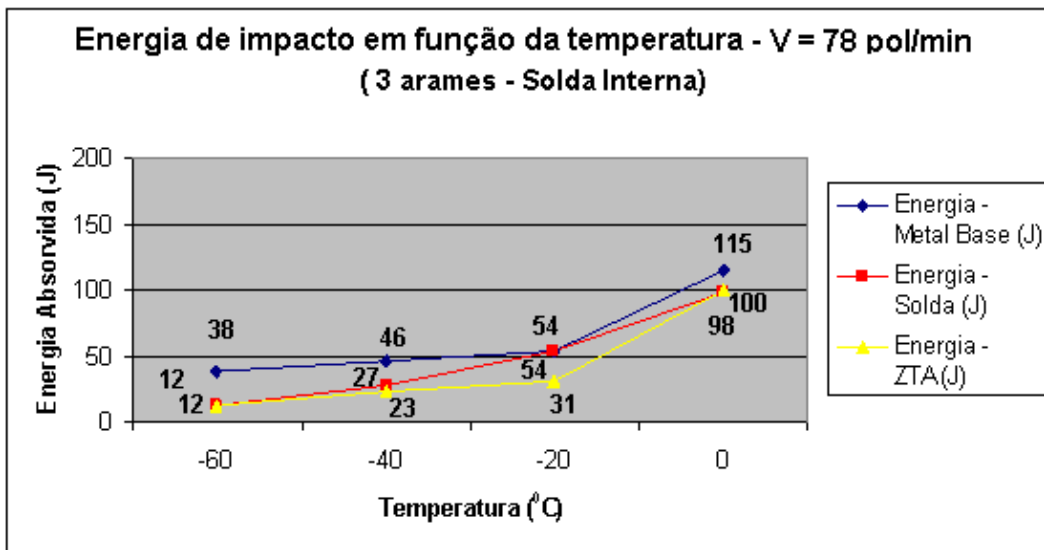


Figura 47 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 78 pol/min com o processo de 3 arames.

Comentário para velocidade de 78 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

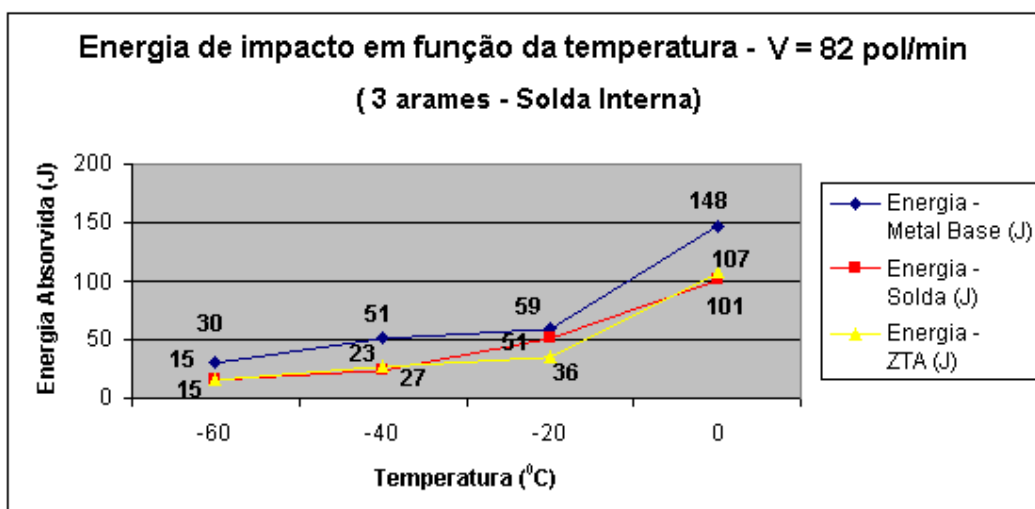


Figura 48 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 82 pol/min com o processo de 3 arames.

Comentário para velocidade de 82 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

Desta forma ao analisar a Tabela 20 os valores para as velocidades especificadas pela EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) atendem os requisitos da norma API, para a temperatura de 0°C (Conforme apresentado no início do item 4.3). Sendo que através dos gráficos da energia de impacto em função da temperatura (Figuras 46, 47 e 48), para tubos soldados com 3 arames na solda interna apresentaram uma energia média e individual que atende ao requisito da norma até a temperatura de - 20 ° C, e não atende aos requisitos quando ensaiado a temperatura abaixo de - 40°C, nas regiões do Metal Base, Solda e ZTA.



## 4.4 ANÁLISE DOS RESULTADOS DE IMPACTO PARA 4 ARAMES

Tabela 21 – Valores de energia de impacto com 4 arames em 5 velocidades de soldagem.

Amostras	Velocidade (pol/min)	Temp (°C)	Energia - Metal Base (J)			X Média (J)	σ Desvio Padrão + / -	Energia - Solda (J)			X Média (J)	σ Desvio Padrão + / -	Energia - ZTA (J)			X Média (J)	σ Desvio Padrão + / -
			CDP 1	CDP 2	CDP 3			CDP 1	CDP 2	CDP 3			CDP 1	CDP 2	CDP 3		
			Tubo 4.1	84	-60	36	41	37	38	2	16	20	15	17	2	15	17
		-40	48	42	47	46	2	24	20	22	22	1	27	18	20	22	3
		-20	50	54	52	52	1	50	52	59	54	3	32	43	22	32	7
		0	116	120	125	120	3	95	93	82	90	5	66	52	98	72	17
Tubo 4.2	86	-60	30	30	22	27	3	22	17	18	19	2	18	17	15	17	1
		-40	52	26	44	41	9	32	38	30	33	3	20	22	18	20	1
		-20	48	53	54	52	2	62	66	56	61	4	42	43	26	37	7
		0	159	157	154	157	2	116	120	119	118	1	77	55	81	74	13
Tubo 4.3	88	-60	39	44	38	40	2	16	23	14	18	3	13	15	17	15	1
		-40	46	52	46	48	2	38	24	24	29	6	18	21	22	20	1
		-20	52	54	54	53	1	50	50	57	52	3	40	54	37	44	6
		0	150	158	159	156	3	98	95	108	100	5	59	50	71	60	7
Tubo 4.4	90	-60	36	38	40	38	1	19	27	22	23	3	14	12	15	14	1
		-40	40	53	46	46	5	40	42	43	42	1	18	17	14	16	1
		-20	60	60	57	59	1	66	68	63	66	2	46	49	46	47	1
		0	132	122	116	123	6	118	120	125	121	3	132	65	112	103	24
Tubo 4.5	92	-60	36	44	46	42	4	8	13	15	12	3	13	18	11	14	3
		-40	50	46	43	46	2	26	24	27	26	1	17	18	20	18	1
		-20	53	60	56	56	2	46	64	50	53	7	43	45	35	41	4
		0	160	142	110	137	18	110	110	100	107	4	70	72	66	69	2

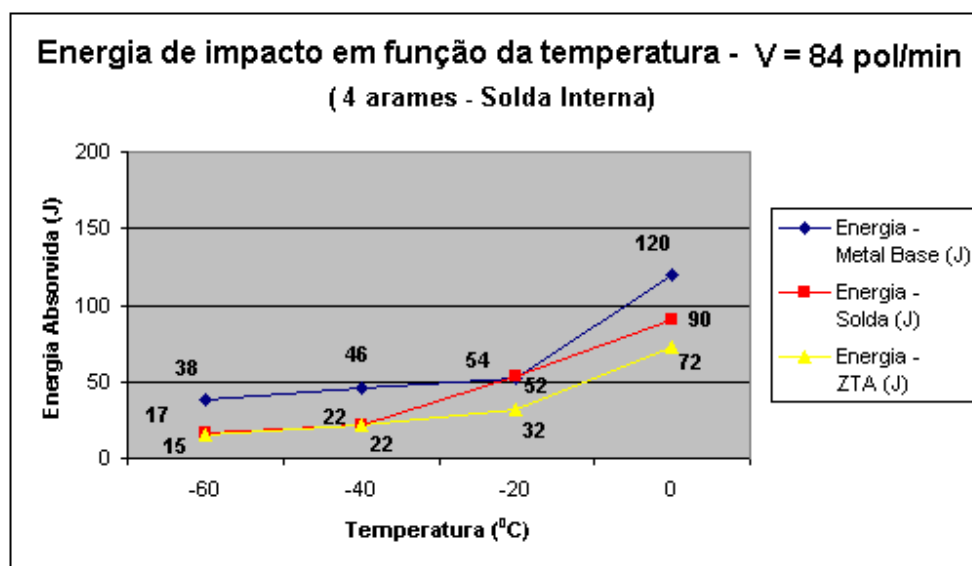


Figura 49 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 84 pol/min com o processo de 4 arames.

Comentário para velocidade de 84 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

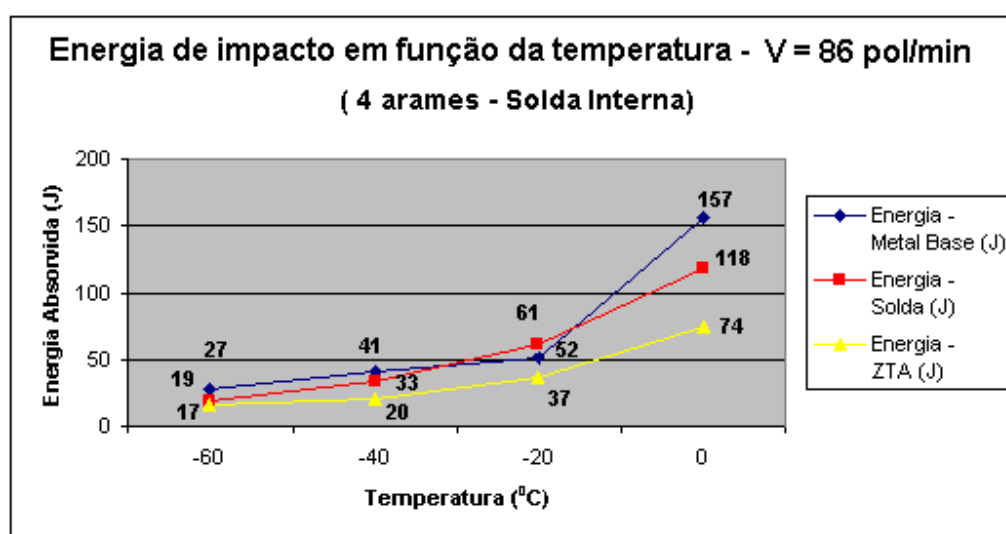


Figura 50 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 86 pol/min com o processo de 4 arames

Comentário para velocidade de 86 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

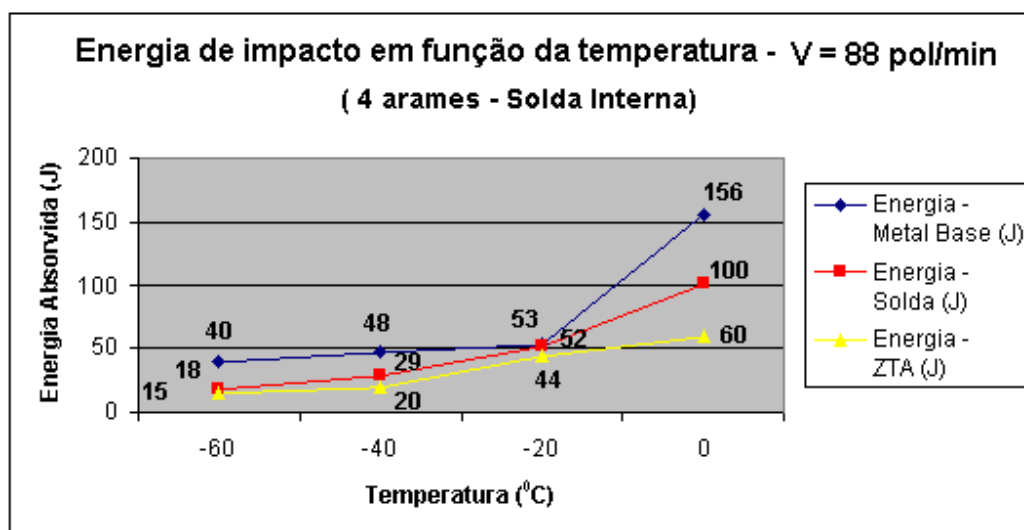


Figura 51 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 88 pol/min com o processo de 4 arames.

Comentário para velocidade de 88 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 e - 60 ° C, para esta temperatura atendendo também os valores individuais de 30 J.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

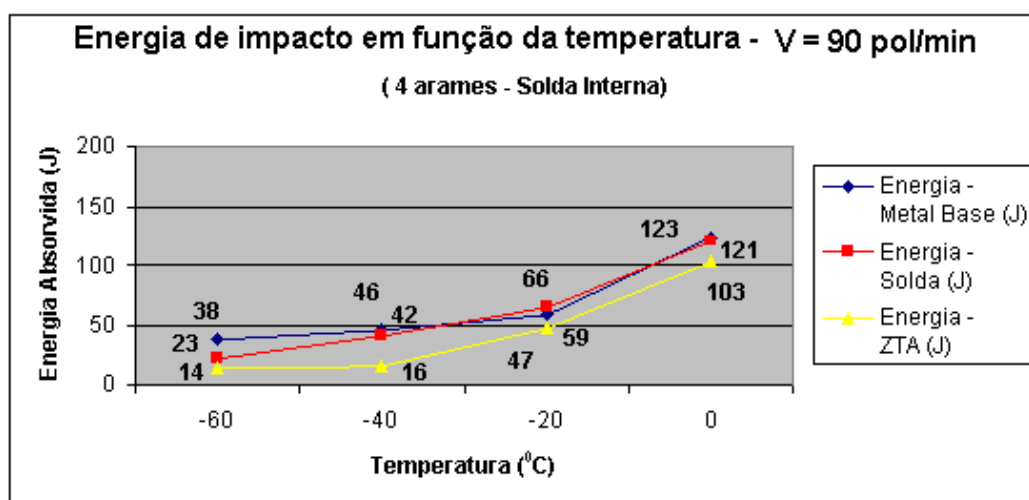


Figura 52 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 90 pol/min com o processo de 4 arames

Comentário para velocidade de 90 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

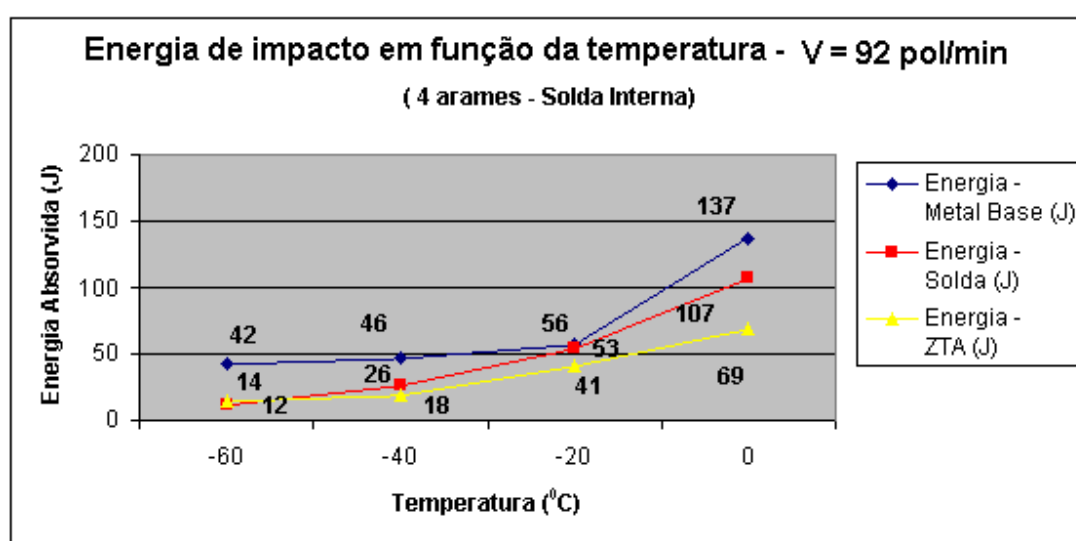


Figura 53 – Energia de impacto em função da temperatura para velocidade de soldagem de 92 pol/min com o processo de 4 arames.

Comentário para velocidade de 92 pol / min:

Para o Metal Base o valor da energia média de 40 J atende as temperaturas de 0 / - 20 / - 40 e - 60 ° C, para esta temperatura atendendo também os valores individuais de 30 J.

Para a Solda o valor da energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

Para a ZTA o valor de energia média de 27 J atende as temperaturas de 0 / - 20 ° C.

Desta forma, ao analisar a Tabela 21, os valores para as 5 velocidades utilizadas para determinar os valores da EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) para soldagem com 4 arames, atendem os requisitos da norma API, para a temperatura de 0°C (Conforme apresentado no início do item 4.3) , para todas as velocidades de 84, 86, 88, 90 e 92 pol/min para a temperatura de 0°C.

Sendo que através dos gráficos da energia de impacto em função da temperatura (Figuras 49, 50, 51, 52 e 53), para tubos soldados com 4 arames na solda interna apresentaram uma energia média e individual que atende ao requisito da norma até a temperatura de  $-20^{\circ}\text{C}$ , e não atende aos requisitos quando ensaiado a temperatura abaixo de  $-40^{\circ}\text{C}$ , nas regiões do Metal Base, Solda e ZTA. Exceto para a região do Metal base nas velocidades de 88 e 92 pol/min, porém estes valores não se estenderam aos requisitos na região da Solda e ZTA. Desta forma a EPS ao ser qualificada terá o atendimento completo da Norma, somente podendo trabalhar com faixas de temperatura de até  $-20^{\circ}\text{C}$ .

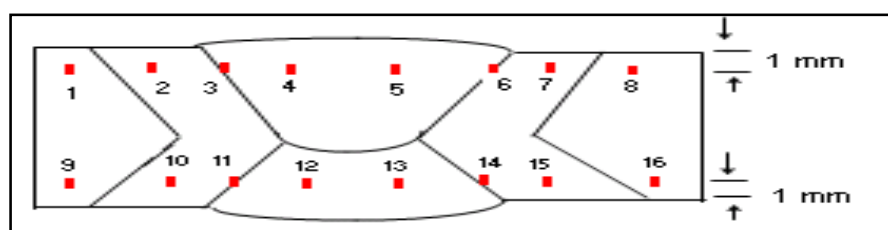
Da mesma maneira, com os pontos ensaiados de impacto com 3 arames na solda interna, não foi possível determinar a temperatura de fragilização do material para as três regiões com soldagem com 4 arames na solda interna, pois seriam necessários mais pontos (Temperaturas de ensaios) para determinar a região Dúctil-Frágil deste material.

Porém, a Norma API 5 L (2008), apenas solicita como resultado obrigatório atender os valores individuais e valores médios das amostras ensaiadas de cada corrida de Metal Base ou Metal de Adição utilizado.

#### 4.5 RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA

Conforme solicitado na Norma API 5 L (2008), foram utilizados o diagrama de impressão de acordo com o item 3.2.3 (Figura 40 – Diagrama dos pontos de impressão).

Tabela 22 – Durezas e suas regiões: metal base / Solda / ZTA para as 3 velocidades



Amostras	Velocidades Pol / min	MB	ZTA Externa		Solda Externa		ZTA Externa		MB	MB	ZTA Interna		Solda Interna		ZTA Interna		MB
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
3.1	74	201	198	212	227	223	222	200	209	212	210	209	243	244	217	202	209
3.2	78	196	210	221	223	224	217	214	209	205	206	227	252	250	242	215	206
3.3	82	203	206	207	227	228	220	206	210	216	216	230	252	250	239	212	220

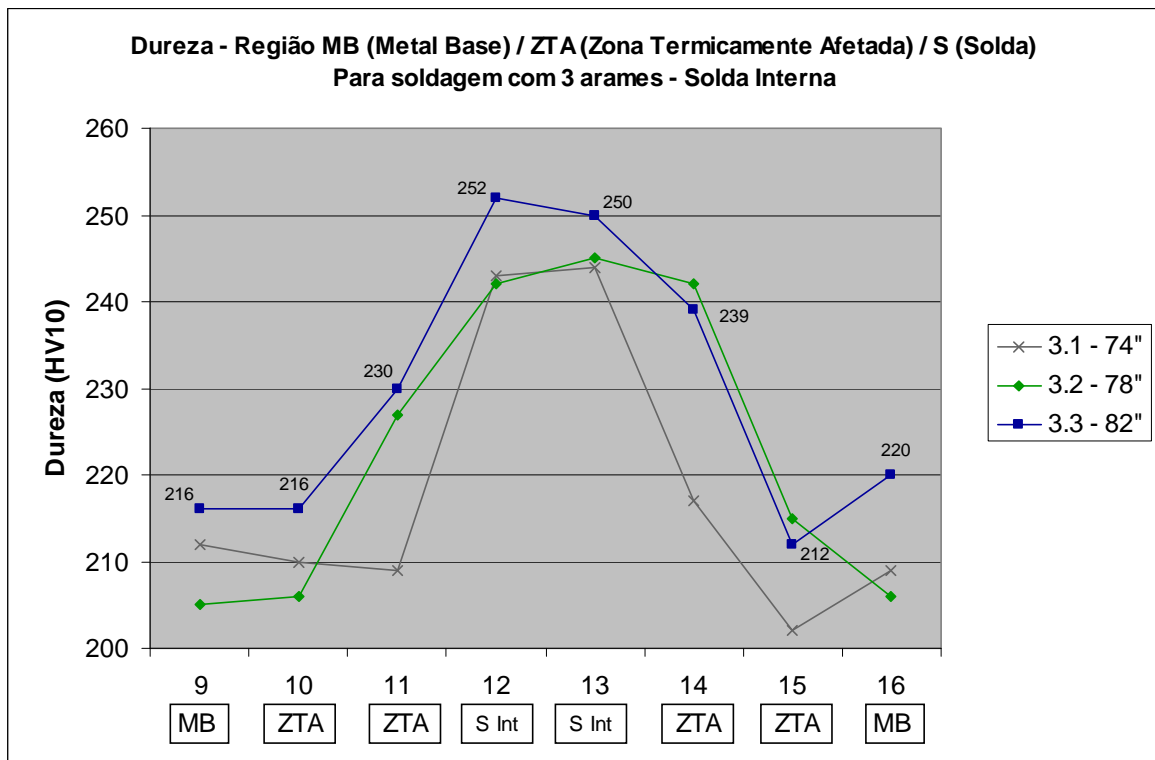
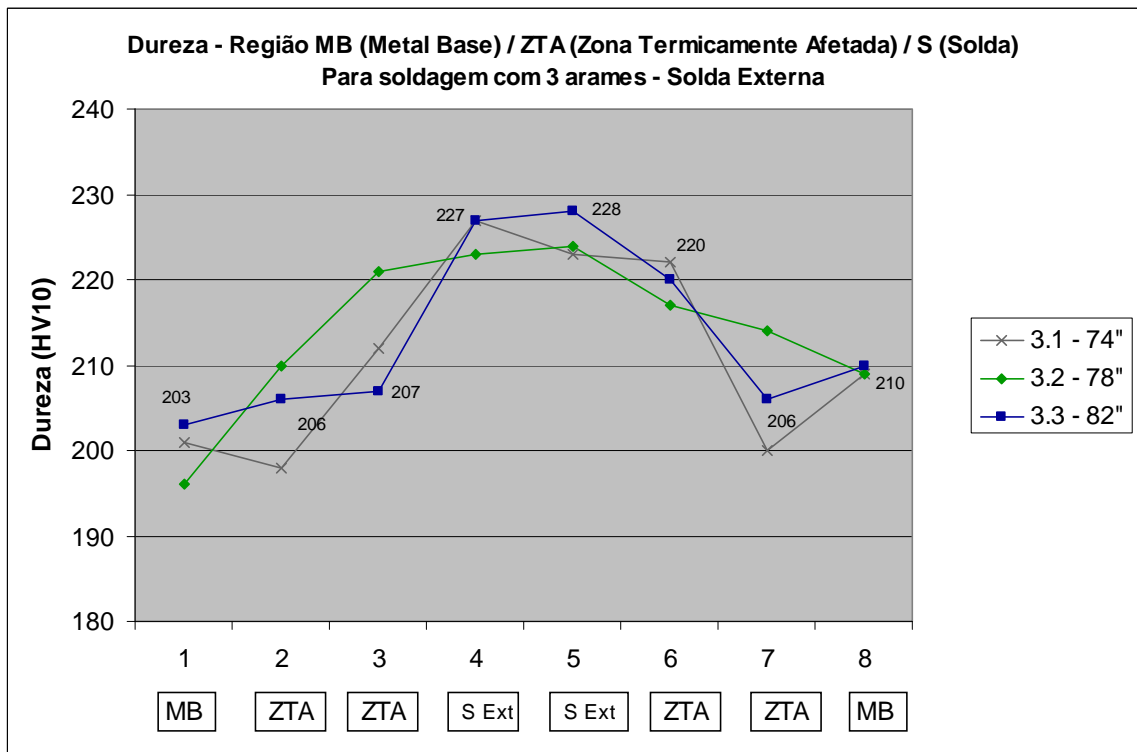
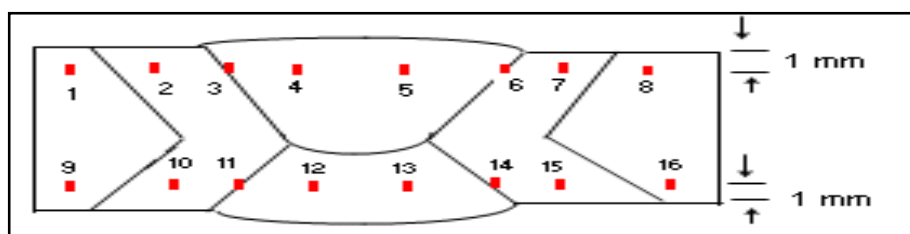


Figura 54 – Gráfico dos pontos de impressão das regiões do tubo soldado com 3 arames , com as 3 velocidades da EPS (ASTM E 92)

Conforme solicitado na Norma API 5 L (2008), serão utilizados o diagrama de impressão de acordo com o item 3.2.3 (Figura 40 – Diagrama dos pontos de impressão).

Tabela 23 – Dureza e suas regiões: metal base / solda / ZTA para as 5 velocidades



Amostras	Velocidades Pol / min	MB		ZTA Externa			Solda Externa		ZTA Externa		MB		Solda Interna		ZTA Interna		MB
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
4.1	84	209	213	213	222	230	227	222	213	216	208	218	248	245	219	210	225
4.2	86	222	210	218	225	227	213	207	209	226	213	224	245	249	237	215	223
4.3	88	213	212	217	231	234	239	230	223	216	206	236	251	245	217	214	221
4.4	90	233	221	221	237	230	226	228	218	232	226	236	260	261	232	218	225
4.5	92	203	206	223	232	237	220	210	204	218	222	239	262	258	204	211	222



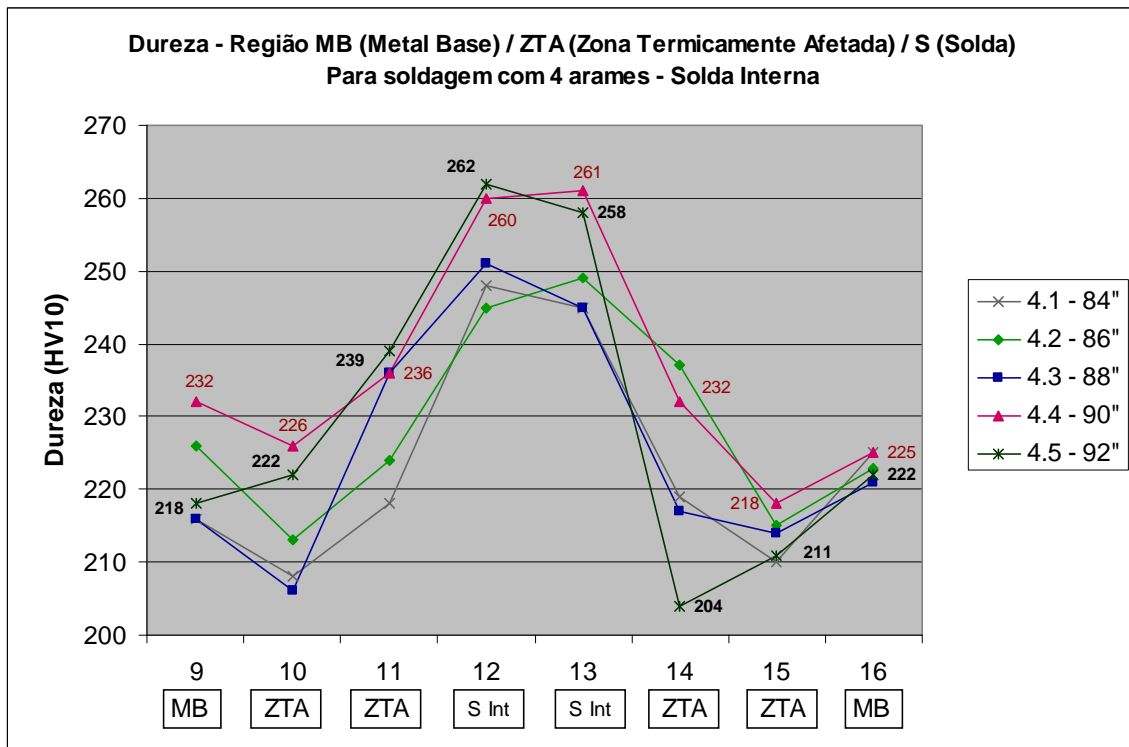
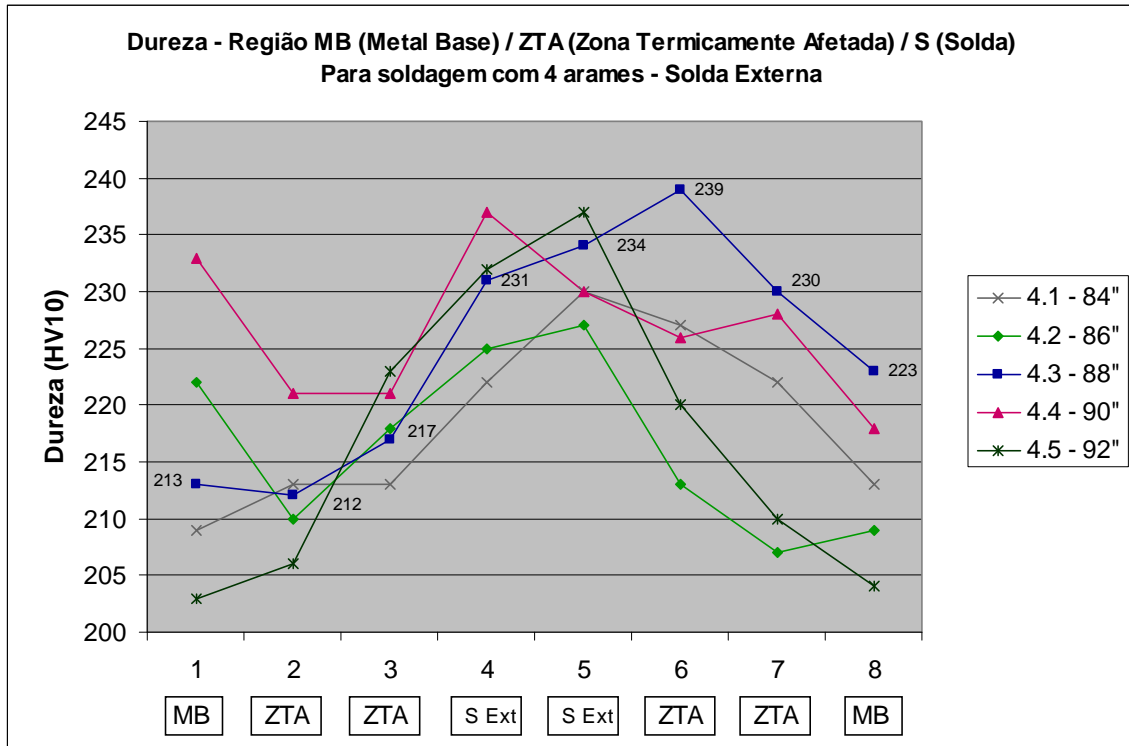


Figura 55 – Gráfico dos pontos de impressão das regiões do tubo soldado com 4 arames com as 5 velocidades (ASTM E 92)

Conforme o item H 7.3.3.1 da norma API 5L os valores considerados aceitáveis deverão ser de acordo com a solicitação do cliente, sendo que para este projeto para a região do metal base, solda e ZTA deverão ser de até 248 HV10. Porém, a norma considera que, caso antes de se realizar um novo teste, o máximo valor admissível deverá ser de 10 unidades de HV10 acima da máxima limitada pelo cliente. Tem-se então:

- Valor requisitado pelo cliente – 248 HV10
- Limite permissível pela norma API 5L – 258 HV10

Através da análise das Tabelas 22 e 23 o valor individual da dureza nas regiões da solda externa, metal base e ZTA não foram superiores a 258 HV10, porém para a região da solda interna pode ser observado uma elevação nos pontos de impressão 12 e 13 que corresponde a região da solda interna sendo:

- Para a solda interna com 3 arames nas velocidades de 82 pol / min ocorre valor individual de 250 e 252 HV10, desta forma não é recomendado pelos resultados a utilização desta velocidade para a soldagem com 3 arames, sendo satisfatório os valores para as velocidades de 74 e 78 pol/min.
- Para a solda interna com 4 arames nas velocidades de 90 e 92 pol / min os valores individuais da dureza de 260 e 261 HV10, 262 e 258 HV10 respectivamente nos pontos 12 e 13, desta forma também não é recomendado pelos resultados a utilização destas velocidades para a soldagem com 4 arames, sendo satisfatório os valores para as velocidades de 84, 86 e 88 pol / min.

Desta forma pode-se concluir que com o diagrama de impressão da dureza pelo método Vickers de acordo com a norma ASTM E 92 solicitado pela norma API 5L, foi possível determinar os limites de velocidades para ambos os processo de 3 arames na soldagem interna e 4 arames na soldagem interna. É possível este incremento, porém devendo ser cauteloso nas velocidades que serão selecionadas para compor a EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem).

Assim as durezas quando comparadas entre o processo de soldagem a Arco Submerso (AS) com 3 arames, possuem dureza menor na região da ZTA e Solda quando comparado ao de 4 arames, tendo pontos de durezas na região da solda que ultrapassaram o limite de 258 HV 10, de acordo com o conceito apresentado na revisão bibliográfica de grãos dendríticos e crescimento competitivo na ZTA.

#### 4.6 APLICAÇÃO DA CURVA $\Delta T$ 8/5 PARA A COMPARAÇÃO ENTRE 3 E 4 ARAMES

Em todas as macros para a soldagem com 4 arames (5 velocidades) pode-se confirmar o alinhamento entre os cordões externo e interno e principalmente a sobreposição do cordão de solda externo com o interno, onde este item não interfere nos resultados das propriedades mecânicas. Porém, os resultados observados nos ensaios de dureza para o processo de soldagem com 3 e 4 arames, sendo que para o último os valores nas velocidades de 90 e 92 pol/min excederam os limites especificados pelo cliente e a norma API 5 L.

Este fato confirma que as influências nas variações entre as propriedades mecânicas, estão relacionadas ao ciclo térmico e o tempo de resfriamento. Desta forma faz-se necessário, além da macrografia, tenacidade e dureza também a avaliação pelo método da curva de resfriamento  $\Delta t$  8/5.

Como os valores obtidos nos ensaios mecânicos de tenacidade não alterou entre os dois processos 3 e 4 arames na soldagem interna, optou-se então, utilizando os conceitos de ciclo térmico, temperatura de pico e condução de calor da peça, determinar os valores de velocidade na EPS, porém de uma forma direta, objetiva e principalmente segura.

Para criação dos valores de EPS para novas relações de espessura e tipo de material antes não soldadas e que não possuem histórico, será utilizado as informações

previas do ensaio de Metalografia (macro do tubo) e ensaios mecânicos de dureza, porém para o estudo foi mantido uma mesma corrida (comp. química) para reduzir a variável.

Assim para termos uma confirmação dos resultados dos ensaios de dureza e a geometria da solda através do ensaio metalográfico.

- Metalográficos
- Dureza (método Vickers – 100 kg/f)

Foi realizado a plotagem do gráfico  $\Delta t^{8/5}$ , ou seja definir através da extração de calor e o tempo de resfriamento a dureza estimada, para definir para uma dada faixa de corrente, tensão e principalmente a velocidades da EPS, e assim avaliar os resultados dos limites de velocidade para a EPS em qualificação (Gerando histórico).

Aplicando a equação (13) de Rosenthal (1941) adaptada por Dorsch (1968) para a extração de calor bidimensional:

$$\Delta t^{8/5} = \left( \frac{(E/g)^2}{4\pi k \rho c} \right) \left( \frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right)$$

Foi considerado,

E = Energia de Soldagem (J/mm) - Variável para cada velocidade;

g = Espessura da peça (mm) – 0,562” = 14,27 mm ;

K = Condutividade térmica = 41 W.m/K;

$\rho$  = Densidade do material = 8.131 kg/m<sup>3</sup>;

c = Calor específico do material = 434 J/kg.K;

T<sub>o</sub> = Temperatura em que a peça se encontra antes da soldagem (temp. ambiente) ou de pré aquecimento de 27°C ou 300 K.

As velocidades de soldagem adotadas para o processo com 3 arames foram:

Faixas de Velocidade para a EPS:

- 74 pol/min ;
- 78 pol / min;
- 82 pol /min.

Energia de soldagem conforme Eq. 3 = E:

- 3,06 kJ /mm ;
- 2,90 kJ / mm ;
- 2,76 kJ / mm

A temperatura ambiente para as constantes da equação deverá ser considerada a uma condição de 27°C ou 300 K. Assim::

$K = \text{Condutividade térmica} = 41 \text{ W.m/K};$

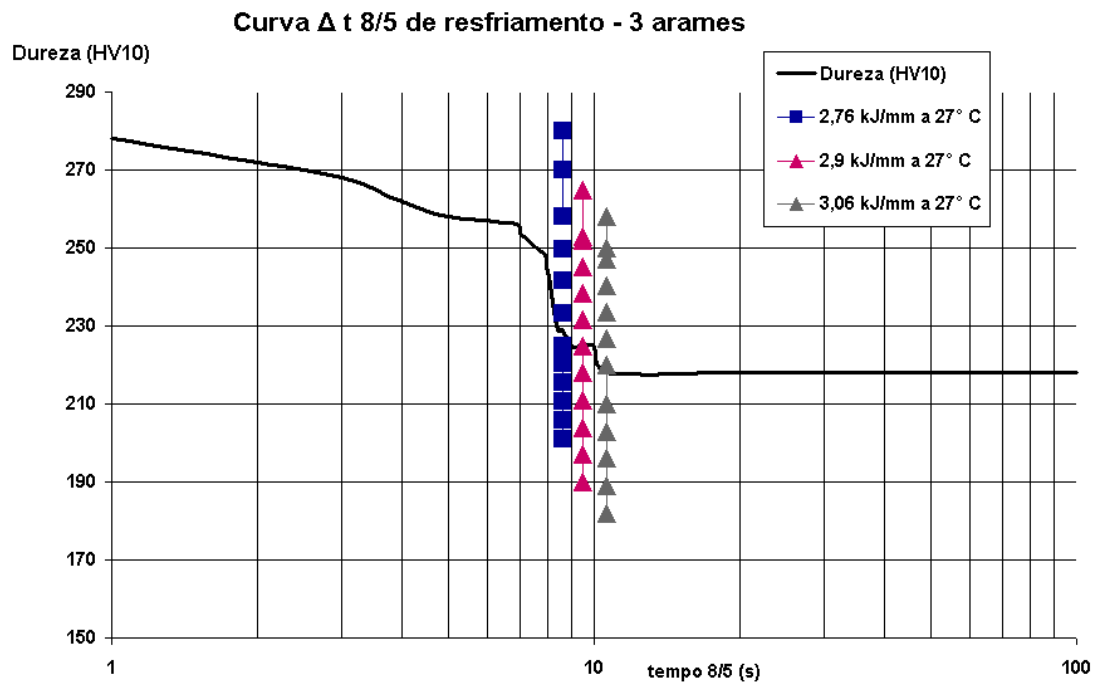
$\rho = \text{Densidade do material} = 8.131 \text{ kg/m}^3$

$c = \text{Calor específico do material} = 434 \text{ J/kg.K}$

$T_o = 27^\circ\text{C}$  ou 300 K e  $T_r = 700^\circ\text{C}$  ou 973 K

Tabela 24 – Valores do tempo de resfriamento e dureza média para 3 arames.

Soldagem com 3 arames			
Velocidade pol/min (mm/min)	Energia de Soldagem (KJ/mm)	Tempo de Resfriamento (s)	Dureza Máxima HV 10
74 (1.880)	3,06	10,6	244
78 (1.981)	2,90	9,5	250
82 (2.083)	2,76	8,6	252

Figura 56 – Curva  $\Delta t_{8/5}$  para o processo de soldagem SAW com 3 arames.

As velocidades de soldagem adotadas para o processo com 4 arames foram:

Faixas de Velocidade para a EPS:

Velocidade =

- 84 pol/min;
- 86 pol/min;
- 88 pol/min;
- 90 pol/min;
- 92 pol /min.

Energia de soldagem conforme Eq. 3 = E:

- 2,72 kJ / mm;
- 2,65 kJ / mm;
- 2,59 kJ / mm;
- 2,54 kJ / mm;
- 2,48 kJ / mm.

A temperatura ambiente para as constantes da equação deverá ser considerada a uma condição de 27°C ou 300 K. Assim:

$K$  = Condutividade térmica = 41 W.m/K;

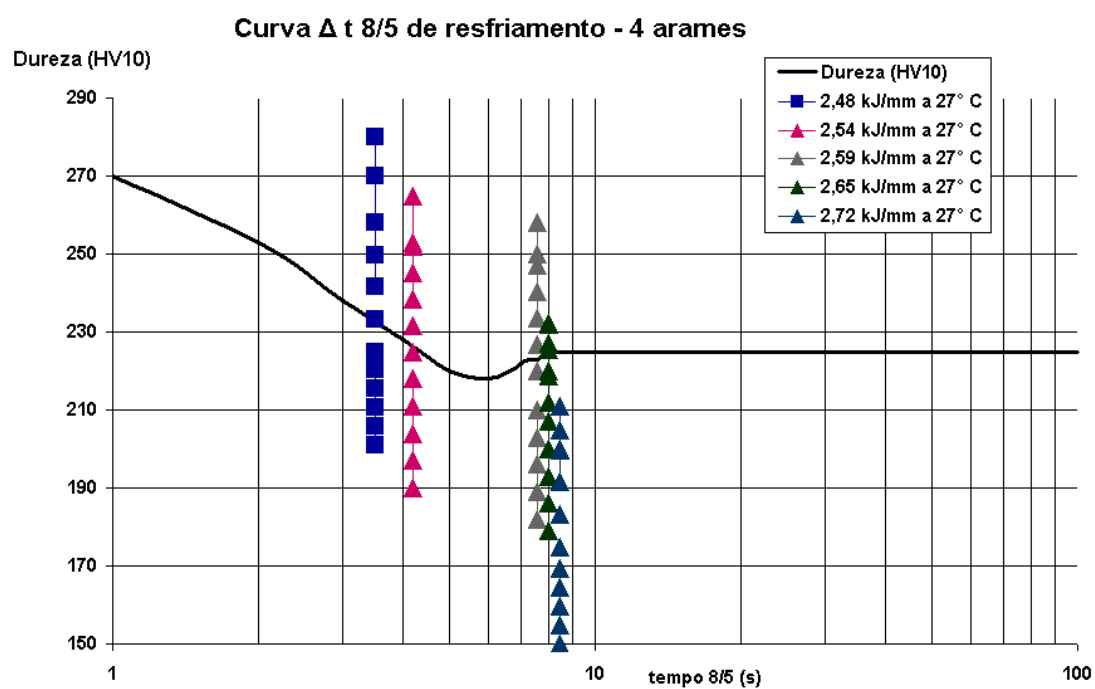
$\rho$  = Densidade do material = 8.131 kg/m<sup>3</sup>

$c$  = Calor específico do material = 434 J/kg.K

$T_o$  = 27°C ou 300 K e  $T_r$  = 700°C ou 973 K

Tabela 25 – Valores do tempo de resfriamento e dureza média para 4 arames.

Soldagem com 4 Arames			
Velocidade pol/min (mm/min)	Energia de Soldagem (kJ/mm)	Tempo de Resfriamento (s)	Dureza Máxima HV10
84 (2.134)	2,72	8,4	245
86 (2.184)	2,65	7,9	248
88 (2.235)	2,59	7,6	249
90 (2.286)	2,54	7,3	261
92 (2.337)	2,48	6,9	262

Figura 57 – Curva  $\Delta t_{8/5}$  para o processo de soldagem SAW com 4 arames.



Ao comparar as Figura 56 para a soldagem com 3 arames e a Figura 57 para a soldagem com 4 arames, para o primeiro item a curva da dureza x tempo de resfriamento entre 800 e 500°C as velocidades selecionadas foram corretas e atendem aos limites especificados pelo cliente e a norma API 5 L. Já para a segunda curva pode-se confirmar os limites de velocidade que excedem os valores de dureza, nos mesmos pontos de velocidade apresentado pelo diagrama de impressão. Assim, não é recomendável ser aplicados as velocidades de 90 e 92 pol/min que obtiveram valores de 260 e 262 HV 10.

Nota: Os resultados do ensaio de dureza não devem ultrapassar os valores especificados pelo cliente que estabelece em 248 HV10 e pela norma API 5L até 258 HV10, sem há necessidade de realizar um novo teste, porém caso exceda este valor novos pontos de dureza devem ser coletados..

Desta forma, mostrou-se satisfatório a utilização da curva  $\Delta t$  8/5 para simular os máximos valores de dureza e conseqüentemente determinarem o limite de velocidade antes de qualificar a EPS (especificação do Procedimento de Soldagem).

Assim, a relação entre a condição de soldagem e o tempo de resfriamento pode ser descritas por equações, sendo estas distintas para fluxo de calor: 2 D (Bidimensional) ou 3 D (Tridimensional). Quando o fluxo de calor é tridimensional e o tempo de resfriamento é independente da espessura do material e o calculo é realizado utilizando a equação Bidimensional.

Para aços não ligados ou de baixas ligas as mudanças são aplicadas a equação Bidimensional e dependendo da ERP (Espessura Relativa da Peça). Sendo esta a função exponencial proposta para a correlação dureza máxima.

Para o cálculo da ERP, espessura relativa da peça, para a espessura de 14,3mm, apresenta-se uma taxa de transferência de calor Bidimensional, conforme a equação já demonstrada, equação 14. Esta curva experimental ajuda na previsão da dureza máxima para as condições intermediárias ou a determinação de combinações de velocidades variadas e tempo de resfriamento nos limites máximos de dureza requisitados.

## 5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

### 5.1 CONCLUSÕES

Através da análise do comportamento entre a soldagem por arco submerso com 3 arames e com 4 arames, e a influência do gradiente de calor que é dado através do (Heat Input) e variação de velocidade, pode –se observar que:

A) O corpo-de-prova com solda realizado com três arames com a menor velocidade de soldagem de 74 pol/min, condição mais crítica, possui um heat input = 3,06 kJ/mm, e quando comparado ao corpo-de-prova soldado com quatro arames, também com a menor velocidade de soldagem de 84 pol/min e que possui um heat input = 2,72 kJ/mm. Observou-se que pelo cálculo do heat input (definido pela ASME seção IX), o mesmo reduziu quando houve o aumento da quantidade de arame, porém para este não apresentou melhora nas propriedades mecânicas, sendo a tenacidade menores e maiores valores de dureza, caracterizando que a redução do valor do heat input não garante a melhoria nas propriedades mecânicas do material soldado.

B) Os corpos-de-prova com 4 arames apresentam um sensível decréscimo na tenacidade do material na região da Solda interna (pontos de impressão da dureza 12 e 13), a partir da velocidade de 90 pol /min, possivelmente devido a dois fatores: (a) Gradiente de calor ser maior devido a inserção do 4º arame, (b) diferença de dureza (HV10) transição ZF/ZTA .

C) O primeiro fator, gradiente de calor, seria o principal responsável enquanto os outro teria participação secundária.

D) Tendo como conclusão que os ensaios de Metalografia, Dureza e a Curva  $\Delta t$  8/5 s orientam o engenheiro de processo com relação as máximas velocidades que poderá compor a EPS (Especificação do Procedimento de Soldagem) e que para o nosso estudo o desejado seria um aumento de 10 % (82 pol/min a 92 pol/min), porém com os resultados a velocidade limite será de 88 pol / min cerca de 7 %.

## 5.2 SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

- Este tipo de trabalho pode ser utilizado para correlacionar a influência da composição química do material base.

- Utilização da curva  $\Delta t_{8/5}$  para controle cinético do processo de soldagem.

- Podendo ocorrer em determinados casos que a curva pode ser melhorada, sendo abaixo descrito os critérios:

- Separar os resultados da dureza por velocidade de soldagem, heat input e temperatura inicial e temperatura entre passes, como exemplo do processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW);

- Realizar ensaios com diferentes espessuras, com a finalidade de utilizar a forma de extração de calor Bidimensional ou Tridimensional, de acordo com o modelo de Rosenthal e Dorsch;

- Utilizar diferentes corridas de aço para a soldagem e avaliar a influência desta composição química no  $C_{eq}$  e  $P_{cm}$ , e assim, realizar uma análise mais detalhada da composição química e suas influências na tenacidade e dureza.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE – API, Specification 5L for Lines Pipes, 44° Ed., Washington: API, 2008.
2. AMERICAN WELDING SOCIETY - AWS, Welding Handbook, Vol. 1, 8ª Ed., Miami: AWS, 1987.
3. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS – ASME, Qualificação para soldagem e Brasagem, Seção IX. Instituto Brasileiro de Petróleo, Rio de Janeiro, 2004.
4. BRANDI, S, TANIGUSCHI, C. Soldagem: Processos e Metalurgia, LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S/A, 2004
5. BELTRÃO, M. A., **Propagação de Trincas de Fadiga: Juntas Soldadas Longitudinais de Aço para Dutos da Classe API 5L X-70.** 2005, cap. 2.1.1, f.4 Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
6. CALLISTER W.D.Jr., Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução. LTC Editora, Rio de Janeiro (2002
7. CHIAVERINI, V., Aços e ferros fundidos. São Paulo: ABM, 1984.
8. CHRISTENSEN, I. British Welding Journal, 12, 1995.
9. COSTA NETO, C. A., **Estudo do Comportamento à Fratura da Junta Soldada:** de um Tubo de Aço que Atende a especificação API 5L no GRAU X-70. 1989, Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
10. DORSCHU, K. E., Welding Journal, 47, 1968

11. FEDELE, R., **Soldagem de Tubulações: Metalurgia, Procedimentos e Desafios** ,  
v.58 n. 521, 2002
12. INCROPERA, F.P., DEWITT, D.P., Fundamentos de transferência de calor e de  
massa, 4º Ed., Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora,  
S/A, 1998.
13. ITO, Y, BESSYO, K. Weldability Formula of High Strength Steels Related to  
Heat Affected Zone Cracking. Journal of Japanese Welding Society, 37, (9),  
1968, p.p.938
14. MACHADO, I. G., **Condução de Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações.**  
Porto Alegre: Imprensa Livre, 2000.
15. MALISHEV, A.; NIKOLAIEV, S.; SHUVALOV, Y. **Tecnologia dos Metais.**  
Editora Mestre, São Paulo, 1970
16. MARQUES, P.V., **Metalurgia da Soldagem.** Belo Horizonte: UFMG, 2004.
17. MODENESI, P.J., **Soldagem das ligas metálicas, 3º Ed.,** Belo Horizonte: UFMG,  
2004.
18. MODENESI, P.J., **Soldagem dos Aços Transformáveis, 1º Ed.,** Belo Horizonte:  
UFMG, 2004.
19. RATNAPULI, R.C., **Metalurgia de aços API para tubos de grandes diâmetros.**  
Belo Horizonte: UFMG & USIMINAS, vol. 1, 2003.
20. ROSENTHAL, D. Trans ASME 68: 819, 1946.
21. ROSENTHAL, D. Welding Journal, 20, 1941.
22. SANTOS, D. B., **Introdução a Metalurgia da Soldagem, 3º Ed.,** Belo Horizonte:  
UFMG, 2001.

23. SANTOS, D. B., Influência Metalúrgica no Metal Base e Metal Solidificado, 1º Ed., Belo Horizonte: UFMG, 2004.
24. SPIM, J GARCIA, A, Ensaios dos Materiais, LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S/A, 2000.
25. Technical Report 1967, IIW doc IX-535-67
26. VAN VLACK, LAWRENCE H. – Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais – Ed. Campos, 1984
27. WIDGERY, D.J. Welding high strength pipelines from laboratory to Field, Svetsaren no2, p.p.22-25, 1998.