

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ  
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE MECÂNICA  
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

MÁRCIO SOUZA VILLELA FILHO  
VANILDO VIEIRA DE ANDRADE JÚNIOR

**APLICABILIDADE DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA PARA  
REPARO DE SOLDA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-  
SOLDAGEM DO TUBO ASTM A335 P22**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO  
(Tcc 2)

CURITIBA

2014

MÁRCIO SOUZA VILLELA FILHO  
VANILDO VIEIRA DE ANDRADE JÚNIOR

**APLICABILIDADE DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA PARA  
REPARO DE SOLDA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-  
SOLDAGEM DO TUBO ASTM A335 P22**

Monografia do Projeto de Pesquisa apresentada à disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2 do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, como requisito parcial para aprovação na disciplina.

Orientador: Prof. Dr. Aldo Santos Pereira

CURITIBA

2014

## **TERMO DE APROVAÇÃO**

Por meio deste termo, aprovamos a monografia do Projeto de Pesquisa "APLICABILIDADE DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA PARA REPARO DE SOLDA SEM TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM DO TUBO ASTM A335 P22", realizado pelo aluno(s) MÁRCIO SOUZA VILLELA FILHO e VANILDO VIEIRA DE ANDRADE JÚNIOR, como requisito para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Dr. Aldo Santos Pereira  
DAMEC, UTFPR  
Orientador

Prof. Dr. Mario Teske  
DAMEC, UTFPR  
Avaliador

Prof. Dr. Ricardo Fernando dos Reis  
DAMEC, UTFPR  
Avaliador

Curitiba, 9 de Setembro de 2014

## **AGRADECIMENTOS**

Uma página para agradecer a todos que de alguma forma contribuíram para o trabalho seria insuficiente. Para não correremos o risco de cometer a injustiça de esquecer alguém seremos breve.

Agradecemos ao Professor Doutor Aldo Santos Pereira por toda a orientação prestada durante o semestre, dando-nos as diretrizes a serem seguidas para o melhor prosseguimento do trabalho.

Aos Professores Doutor Mario Teske e Doutor Ricardo Fernando dos Reis que aceitaram fazer parte da banca avaliadora, contribuindo com sugestões de melhoria para a monografia.

Ao Professor Doutor Alfredo Vrubel que nos deu valiosas orientações para um melhor andamento do trabalho.

A todos os professores do curso, que foram de suma importância em nossas atividades acadêmicas.

Aos nossos familiares, amigos e colegas pela grande importância que tiveram e tem em nossas vidas.

## RESUMO

FILHO, Marcio S. V., JÚNIOR, Vanildo V. A. Aplicabilidade da Técnica da Dupla Camada para Reparo de Solda sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem do Tubo ASTM A335 P22. 2014. 61 f. (Trabalho de Conclusão de Curso) – Engenharia Industrial Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2014.

Após a soldagem dos tubos ASTM A335 P22 observa-se que muitas vezes necessitam de tratamento térmico pós-soldagem pelo fato de a zona afetada pelo calor apresentar alterações das propriedades mecânicas. Em muitos casos a aplicação do tratamento térmico a estes materiais pode se apresentar inviável. Diante disso a técnica da dupla camada pode vir a ser uma solução, podendo viabilizar projetos e possibilitar uma melhor utilização do tubo ASTM A335 P22. A técnica da dupla camada consiste em utilizar um procedimento de soldagem no qual o aporte de calor é estritamente controlado durante toda a sua execução. O presente trabalho teve por objetivo principal identificar a possibilidade da utilização da técnica da dupla camada no tubo ASTM A335 P22 pelo processo de solda com arame tubular (FCAW). Para isso foram estudados cinco cordões aplicados sobre o material em questão com aportes térmicos distintos. Após a deposição dos cordões foram retiradas amostras de cada um dos mesmos para análise e verificação. Seu objetivo é fazer com que um determinado passe de solda gere refino de grãos e revenimento da região endurecida do passe imediatamente anterior. Para que isso seja possível os critérios da Técnica de Higuchi precisam ser atendidos. No presente trabalho foram levantadas as dimensões da região de solda dos cinco cordões previamente depositados no tubo ASTM A335 P22. Por fim foi feita a comparação entre as dimensões da região de solda de cada cordão para verificar se os critérios de Higuchi foram atendidos. Verificou-se que os critérios de Higuchi não foram atendidos para o tubo ASTM A335 P22. A faixa de metal revenido apresentou-se muito estreita em comparação às outras regiões da zona termicamente afetada.

**Palavras-chave:** Energia de soldagem. Dupla camada. Teste de Higuchi. Tubo ASTM A335 P22.

## ABSTRACT

FILHO, Marcio S. V., JÚNIOR, Vanildo V. A. Aplicabilidade da Técnica da Dupla Camada para Reparo de Solda sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem do Tubo ASTM A335 P22. 2014. 60 f. (Trabalho de Conclusão de Curso) – Engenharia Industrial Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2014.

After welding over ASTM A335 P22 pipes is noted that usually this parts need to be heat treated because the mechanical properties of the heat affected zone (HAZ) are modified. Several times the application of heat treatment to these materials can be unfeasible. Two bead technic can be a good alternative for this problem. This technic can enable projects and make possible a better use of the ASTM A335 P22 pipe. The current work has had as main objective identify the possibility to use two bead technic on ASTM A335 P22 pipe. The welding process utilized for the experiments was Flux Cored Arc Welding (FCAW). Five beads, each one with a different welding power, were deposited over ASTM A335 P22 pipe and studied. After the deposition of the beads, samples of each one of the beads were withdrawn from the pipe. Two bead technic consists on welding at the same moment that the welding power is strictly controlled during all the welding execution. It is made aiming to generate a tempered region on the rigid region of the previous bead. In order to guarantee that it will happen the criteria of Higuchi Test must be attended. On the current work it was measured the dimensions of the HAZ regions of the five beads previously deposited over ASTM A335 P22 pipe. Finally it was compared the dimensions of the HAZ regions of each bead to verify if the criterion of Higuchi were attended. It was verified that Higuchi criterion were not attended for ASTM A335 P22 pipe. The length of tempered metal region were not long enough compared to the other regions of HAZ.

**Keywords:** Subsequent heat treatment. Two bead. Higuchi criterion. Tube ASTM A335 P22.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama ferro-cromo.....	18
Figura 2 - Influência do carbono e molibdênio no campo $\gamma$ do sistema Fe-Cr .....	22
Figura 3 - Efeito do molibdênio no amolecimento por revenido de aços temperados com 0,35% de carbono.....	23
Figura 4 - Efeito do molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,10%C.....	24
Figura 5 - Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr.....	25
Figura 6 - Processo de soldagem com arame tubular.....	26
Figura 7 - Processo FCAW com proteção gasosa.....	27
Figura 8 - Ciclo térmico de soldagem de um passe de solda.....	29
Figura 9 - Transformações e perfil de dureza da ZAC.....	31
Figura 10 - Transformações de fase e perfil de dureza da ZAC de cordão de solda .....	33
Figura 11- Técnicas de reparo sem TTPS: (a) meia-camada e (b) dupla camada.....	38
Figura 12- a) Cordão simples ; b) Medidas de dureza.....	41
Figura 13- Diagrama de Higuchi.....	43
Figura 14 - Teste de Higuchi para a utilização da técnica da dupla camada.....	43
Figura 15 – Dimensões obtidas para verificação dos critérios de Higuchi.....	44
Figura 16 - Teste de Higuchi: 1ª condição atendida e 2ª condição não atendida.....	44
Figura 17 - Teste de Higuchi: 1ª condição não atendida e 2ª condição atendida.....	45
Figura 18 - Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições não atendidas.....	46

Figura 19 - Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições atendidas.....	47
Figura 20 - Regiões de onde foram retiradas as seções para medição de macrodureza em destaque .....	51
Figura 21 - Localização dos pontos de medição de dureza.....	51
Figura 22 - Disposição dos cordões de solda sobre a seção do tubo.....	52
Figura 23 - Configuração das seções transversais retiradas como amostra.....	54
Figura 24 - Utilização do Projeto de perfil para medição das sub-regiões dos cordões de solda.....	55
Figura 25 - Perfil de medição de microdureza.....	56
Figura 26 - Dureza em diferentes pontos da seção de tubo ASTM A335 P22 temperada.....	57
Figura 27 - Perfil da seção transversal de um cordão de solda.....	58
Figura 28 – Dimensão das regiões da solda.....	61
Figura 29 - Identações realizadas sobre a amostra para medição de microdureza.....	65
Figura 30 - Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 14,01kJ/cm.....	67
Figura 31- Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 11,08 kJ/cm .....	68
Figura 32- Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 9,23 kJ/cm.....	68
Figura 33- Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 7,61 kJ/cm.....	68
Figura 34- Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 6,83 kJ/cm.....	69
Figura 35 - Micrografia da amostra temperada do tubo ASTM A335 P22. Ataque: Nital 2%.....	75
Figura 36- Micrografia da zona fundida. Ataque: Nital 2%.....	75
Figura 37- - Micrografia da zona temperada. Ataque: Nital 2%.....	76



**Figura 38- - Micrografia da zona revenida. Ataque: Nital 2%.....76**

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço ASTM A335 P22.....	16
Tabela 2 - Temperaturas de transformação do tubo ASTM A335 P22.....	20
Tabela 3 – Temperaturas para tratamentos térmicos do tubo ASTM A335 P22.....	20
Tabela 4 – Composição do material de adição.....	48
Tabela 5 – Parâmetros adotados para realização dos passes de cada cordão de solda.....	53
Tabela 6 - Dimensões das sub-regiões da ZAC.....	60
Tabela 7 – Dimensões utilizadas para verificação do Teste de Higuchi.....	62
Tabela 8 – Verificação dos dois critérios de Higuchi.....	63
Tabela 9 – Teste de Higuchi para todas as combinações possíveis de sobreposição dos cordões.....	64

## **LISTA DE SIGLAS**

<b>AS</b>	<b>Standards Australia</b>
<b>ASME</b>	<b>American Society of Mechanical Engineers</b>
<b>ASTM</b>	<b>American Society for Testing and Materials</b>
<b>FCAW</b>	<b>Flux Cored Arc Welding</b>
<b>GMAW</b>	<b>Gas Metal Arc Welding</b>
<b>HV</b>	<b>Dureza Vickers</b>
<b>SMAW</b>	<b>Shielded Metal Arc Welding</b>
<b>TIG</b>	<b>Tungsten Inert Gas</b>
<b>TTPS</b>	<b>Tratamento Térmico Pós-Soldagem</b>
<b>UTFPR</b>	<b>Universidade Tecnológica Federal do Paraná</b>
<b>ZAC</b>	<b>Zona Termicamente Afetada</b>
<b>ZF</b>	<b>Zona Fundida</b>
<b>ZL</b>	<b>Zona de Ligação</b>
<b>PZM2</b>	<b>Profundidade da zona macia do segundo cordão</b>
<b>PMD1</b>	<b>Profundidade da zona dura do primeiro cordão</b>
<b>R1</b>	<b>Reforço do primeiro cordão</b>
<b>P1</b>	<b>Penetração do primeiro cordão</b>

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>14</b>
1.1	Contexto do Tema	14
1.2	Caracterização do Problema	14
1.3	Objetivos	14
1.4	Justificativa	14
1.5	Conteúdo	15
<b>2</b>	<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b>	<b>16</b>
2.1	Material	16
2.1.1	Principais Elementos de Liga	17
2.2	Tratamentos Térmicos	19
2.2.1	Tratamentos Térmicos para o Aço ASTM A335 P22	19
2.2.2	Transformações de fase	20
2.2.3	Efeito combinado dos principais elementos químicos (Cr, Mo e C)	21
2.2.4	Resistência ao Revenimento	22
2.2.5	Tubo ASTM A335 P22 no Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr	24
2.3	Soldagem com arame tubular	25
2.4	Fluxo de calor no processo de soldagem	28
2.4.1	Eficiência do arco elétrico (ea)	29
2.4.2	Aporte térmico	30
2.4.3	Distribuição da temperatura na peça no ciclo de soldagem	30
2.4.4	Tempo de permanência nas faixas de temperaturas	31
2.4.5	Velocidade de resfriamento ( $\Phi$ )	32
2.4.6	Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	32
2.4.7	Microestrutura de região soldada do aço 2,25Cr-1Mo	34
2.5	Tratamentos térmicos Pós-Soldagem (TTPS)	34
2.6	Técnicas de Reparo sem Tratamento Térmico Pós Soldagem	36
2.6.1	Técnica da Meia-Camada	37
2.6.2	Técnica da Dupla-Camada	37
2.6.3	Teste de Higuchi	40
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>48</b>
3.1	Materiais	48
3.2	Equipamentos	49
3.3	Procedimentos	50
3.3.1	Têmpera das seções	50
3.3.2	Averiguação da eficiência da têmpera	50
3.3.3	Soldagem sobre material previamente temperado e não revenido	52
3.3.4	Preparo das amostras para análise	53
3.3.5	Análise das amostras	54
<b>4</b>	<b>RESULTADOS</b>	<b>57</b>
4.1	Averiguação da eficiência da têmpera	57
4.2	Macrografia dos cordões de solda	58
4.3	Averiguação dos critérios de Higuchi	61
4.4	Perfil de dureza dos cordões de solda	64
4.5	Micrografia dos cordões de solda	69
4.6	Relação entre os resultados experimentais e a teoria	69

5	CONCLUSÕES	70
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
	REFERÊNCIAS	72
	APÊNDICE A – MICROGRAFIAS DO TUBO ASTM A335 P22	75

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 Contexto do Tema

O tubo ASTM A335 P22 é comumente utilizado em aplicações que exigem altas temperaturas de serviço, em torno de 500°C, sendo empregado nas indústrias de energia, papel e celulose.

A soldagem é um processo de fabricação utilizado na indústria. Através da união de materiais ela propicia a montagem de diversos equipamentos.

Nos processos de soldagem o calor é altamente localizado, promovendo a fusão do material. Com a diferença de temperaturas o material sofre alterações em sua microestrutura e, no resfriamento, o material tende a se contrair, criando tensões internas. Isso pode gerar alta dureza nas regiões próximas a zona de solda, conseqüentemente forma-se uma região frágil que pode ser fonte de trincas. Assim, em muitos casos, é necessária a realização de tratamento térmico pós-soldagem, com intuito de aliviar as tensões internas e restaurar as propriedades originais do material. Os tratamentos térmicos nem sempre são simples de serem realizados devido as grandes dimensões dos componentes soldados e em situações de campo o controle dos parâmetros do tratamento é comprometido.

## 1.2 Caracterização do Problema

Devido à dificuldade e em muitos casos, impossibilidade de efetuar tratamento pós-soldagem, foi proposto o estudo de uma técnica de soldagem para o tubo ASTM A335 P22 que elimine a necessidade de tratamento térmico pós-soldagem.

## 1.3 Objetivos

O objetivo do trabalho foi verificar a viabilidade da técnica de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem conhecida por "Técnica da Dupla-Camada" para o tubo ASTM A335 P22.

## 1.4 Justificativa

O tubo ASTM A335 P22 é empregado em processos industriais, mas seu uso ainda é limitado devido à necessidade de restabelecer as condições originais do material que foram alteradas pelo processo de soldagem.

O uso de fornos para reestabelecer as propriedades do material é um processo difícil devido à logística operacional, exigindo equipamentos com elevado controle de temperatura, tempo e custo. Em situações de campo existem fatores adversos adicionais como o difícil acesso e o grande porte das tubulações nas instalações industriais. O uso da técnica da dupla camada nesse tubo pode ser uma alternativa que viabilize os reparos de juntas em campo.

### **1.5 Conteúdo**

O presente trabalho é composto por 5 capítulos, sendo eles: Introdução, Fundamentação Teórica, Procedimentos Metodológicos, Resultados e Conclusões.

Na Introdução a situação problema e projeto proposto para solucioná-la são contextualizados e apresentados. Na Fundamentação Teórica é apresentado um levantamento do estado da arte dos conhecimentos já produzidos na área estuda.

No capítulo Procedimentos Metodológicos são descritas as etapas dos experimentos bem como os equipamentos e os materiais utilizados. No capítulo 4 são apresentados os resultados do trabalho. Por fim, no capítulo 5, são listados os objetivos atingidos pelo presente trabalho.

## 2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

### 2.1 Material

Aços ferríticos Cr-Mo têm sempre em sua composição química um teor percentual de massa de 0,5% a 10% de Cromo e de 0,45% a 1,10% de Molibdênio. Estes aços são geralmente fornecidos após serem tratados por tratamentos térmicos de recozimento ou de normalização e revenimento (PIMENTA, 2002).

A ASTM (American Society for Testing and Materials) caracteriza a família de tubos de grau P22 conforme a composição percentual de massa de cada elemento de sua liga (NETO e SUREK, 2013). O tubo ASTM A335 P22 é uma formulação do aço 2,25Cr-1Mo especificada pela ASTM. A composição deste material está descrita na Tabela 1.

**Tabela 1 - Composição química do aço ASTM A335 P22**

Composição em teor percentual de massa dos elementos do tubo ASTM A335 P22							
Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Cromo	Molibdênio	Ferro
0,05 - 0,15	0,30 - 0,60	0,025	0,025	0,50 máx	1,90 - 2,60	0,87 - 1,13	94,97 - 96,36

Fonte: Adaptado de ASTM A335/A335M - 06 (2011)

Segundo a ASTM o tubo ASTM A335 P22 é recomendado para aplicações onde se exige altas temperaturas e pressões. Dentre as propriedades deste aço descritas pelas ASTM destacam-se a alta tenacidade e as altas resistências mecânica e à fluência, mesmo quando o material é submetido a elevadas temperaturas.

Aços Cr-Mo podem ser endurecidos ao ar. Por conta desta característica de endurecimento, após serem aquecidos a temperaturas superiores às suas temperaturas de transformação, como durante processos de soldagem ou de operações de conformação a quente, aços Cr-Mo precisam ser submetidos a tratamento térmico pós-soldagem para restauração de suas propriedades de tenacidade e ductilidade (PIMENTA, 2002).

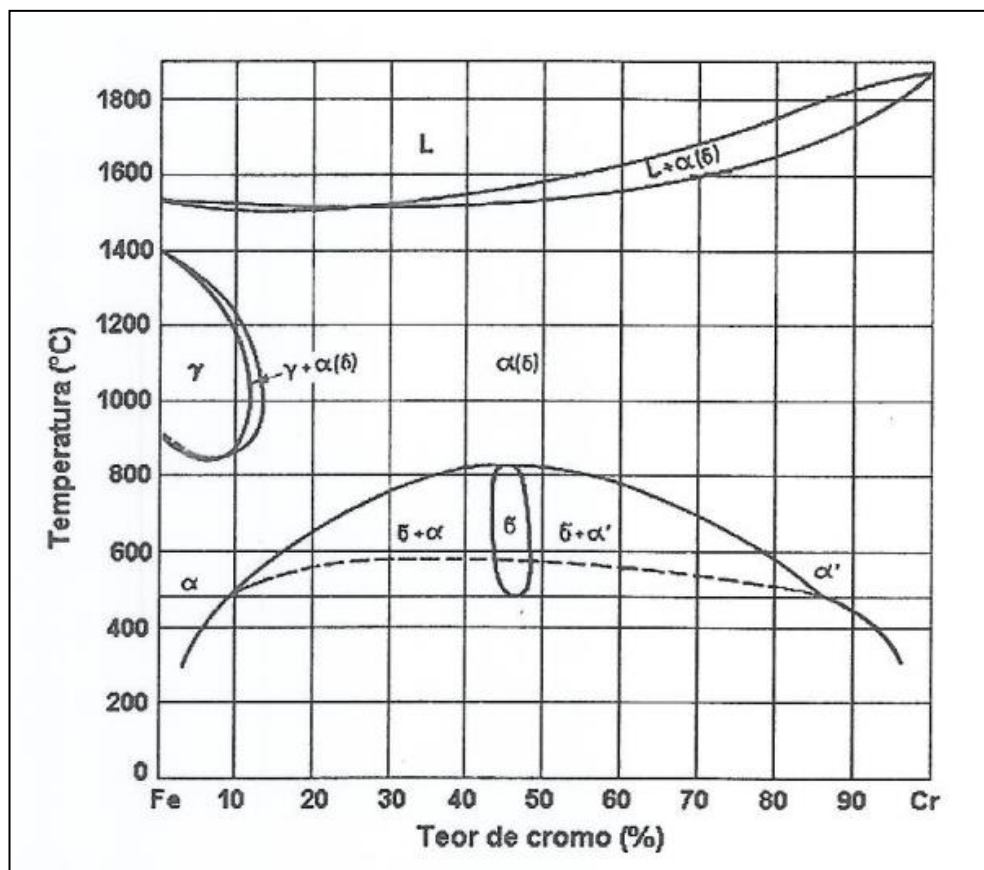


## 2.1.1 Principais Elementos de Liga

### 2.1.1.1 Cromo

A adição de cromo à liga do tubo ASTM A335 P22 gera resistência à oxidação e estabilidade microestrutural. O cromo forma carbonetos entre os grãos, que estabilizam a estrutura em temperaturas elevadas. Além disso, o cromo eleva significativamente a dureza da liga e age também como um formador de ferrita no aço (KING, 2005).

O cromo provoca, de maneira intensa, a formação de ferrita, causando o endurecimento da mesma por solução sólida. O cromo promove a contração da faixa de austenita e, quando presente em uma concentração superior a 12% da massa, gera o desaparecimento da transformação  $\gamma$ - $\alpha$ . Isto causa a exclusão do refino de grão e a impossibilidade de endurecimento do aço. Através da figura 1 pode-se constatar este fenômeno. Quando presente em quantidades reduzidas o cromo forma carbonetos estáveis. Para uma concentração superior a 9% da massa este elemento químico melhora três propriedades em especial: resistência à oxidação, resistência à corrosão em altas temperaturas e resistência à fragilização por hidrogênio. A melhora nesta última propriedade diminui a possibilidade de formação de trincas na têmpera (METALS HANDBOOK, 1978).



**Figura 1 – Diagrama ferro-cromo**  
 Fonte: Folkhard (1988)

### 2.1.1.2 Molibdênio

A função do molibdênio na liga é aumentar a resistência à fluência. Esta resistência é aumentada através da dissolução dos átomos substitucionais de molibdênio na liga e através da formação do precipitado  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Este precipitado é responsável pela maior contribuição à resistência à fluência das ligas Cr-Mo, apesar de não apresentar-se estável em algumas temperaturas de serviço típicas. A presença do molibdênio na solução também é responsável por um aumento na temperatura eutetóide e na temperatura de transformação  $\text{Ac}_3$  (KING, 2005).

Assim como o cromo o molibdênio restringe a fase  $\gamma$ , tendo forte efeito ferritizante. Além disso, também gera uma melhora na resistência à corrosão. Provoca um aumento na temperabilidade do aço quando dissolvido na faixa de austenita. Para temperaturas na faixa de  $480^\circ\text{C}$  diminui a velocidade de ocorrência

da grafitação, pois é um elemento formador de carbonetos ainda mais duros que os que o cromo forma (METALS HANDBOOK, 1978).

Para aços Cr-Mo um teor de massa de 0,5% de molibdênio é suficiente para melhorar duas propriedades em específico: aumenta a resistência em temperaturas elevadas e diminui a fragilização ao revenido (PIMENTA, 2002).

### **2.1.1.3 Carbono**

O carbono é adicionado à liga com o intuito de aumentar a resistência do material. Uma quantidade mínima de carbono é requerida para a formação de carbonetos com o ferro, o cromo e o molibdênio, que melhorarão as propriedades do material, como a resistência a fluência por exemplo. No entanto, altos teores de carbono diminuem a soldabilidade do material e, por conta disso, um teor percentual de massa de 0,1% a 0,15% de carbono é considerado como o ideal para se obter ao mesmo tempo uma boa soldabilidade e uma boa resistência à fluência (KING, 2005).

## **2.2 Tratamentos Térmicos**

### **2.2.1 Tratamentos Térmicos para o Aço ASTM A335 P22**

Com o objetivo de melhorar as propriedades do tubo ASTM A335 P22 para a aplicação em campo, a ASTM recomenda a aplicação de tratamentos térmicos de normalização e revenimento ou de têmpera e revenimento neste material. A Tabela 2 mostra as temperaturas de transformação do tubo ASTM A335 P22. Tendo como referência as temperaturas da Tabela 2, a ASTM definiu as temperaturas a que este material deve ser submetido para a realização de tratamento térmico de revenimento. Estas temperaturas estão descritas na Tabela 3.

**Tabela 2 – Temperaturas de transformação do tubo ASTM A335 P22**

Temperaturas de Transformação do Tubo ASTM A335 P22 (°C)			
Ms (Temperatura Inicial de Formação de Martensita)	Mf (Temperatura final de Formação de Martensita)	Ac3 (Temperatura Inicial da Transformação Austenítica)	Ac1 (Temperatura Final da Transformação Austenítica)
250	130	894	780

Fonte: Adaptado de King (2005)

**Tabela 3 – Temperaturas para tratamentos térmicos do tubo ASTM A335 P22**

Temperaturas para Tratamentos Térmicos do Tubo ASTM A335 P22 (°C)	
Tratamento Térmico	Temperatura Mínima de Revenimento
Normalização e revenimento	675
Têmpera e revenimento	675

Fonte: Adaptado de ASTM A335/A335M – 06 (2006)

### 2.2.2 Transformações de fase

Durante o processo de resfriamento do estado líquido para o estado que atinge em temperatura ambiente o aço passa por diferentes transformações de fase. Uma das mais importantes, em termos de propriedades mecânicas, é a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ . Esta transformação ocorre no ponto eutetóide a uma temperatura aproximada de 723 °C. Perlita é o nome dado à mistura eutetóide de  $\alpha$  (ferrita) e  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementita). Como resultado do carbono hipoeutetóide presente no aço 2,25Cr-1Mo, ferrita pro-eutetóide tende a se formar quando este material é resfriado lentamente a partir da fase austenita (KING, 2005).

Sob condições de resfriamento contínuo, como aquelas experimentadas durante ciclos térmicos de soldagem, a taxa de resfriamento definirá o desvio com relação ao estado de quase equilíbrio e, desta forma, definirá a morfologia do material resultante bem como a extensão da ferrita pro-eutetóide e de carbonetos precipitados. Os produtos formados são metaestáveis, pois são produzidos sob condições de desequilíbrio (KING, 2005).

Com um resfriamento mais rápido, a distribuição de carbonetos será alterada, assim como a morfologia da ferrita. Austenita transforma-se em bainita sob taxas de

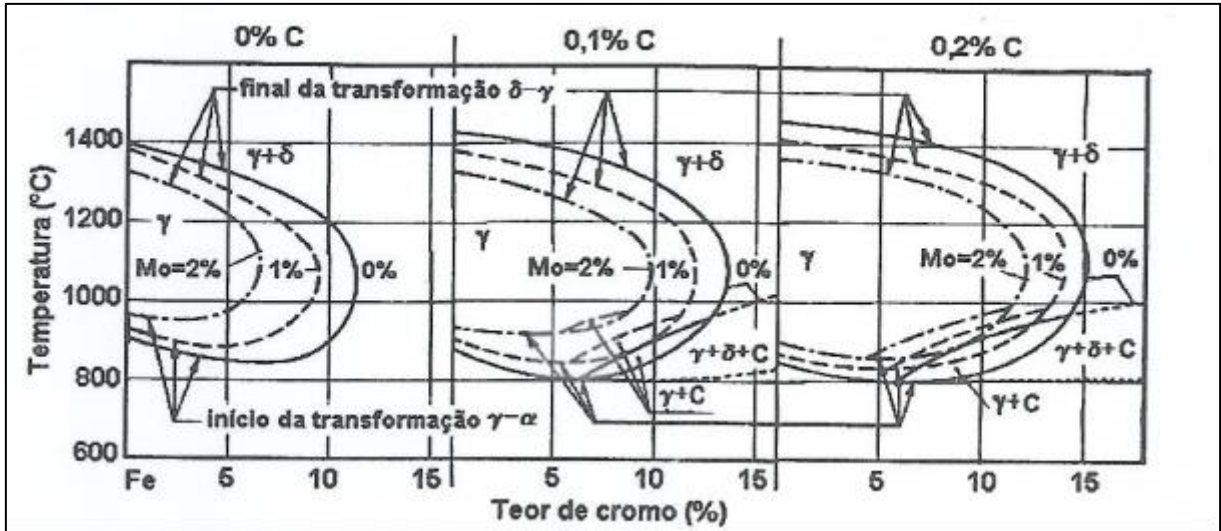
resfriamento moderadamente rápidas. Bainita é um produto eutetóide de aços com médio a alto teor de carbono, que contém ripas de ferrita com carbonetos orientados ao longo das fronteiras destas ripas (bainita superior) ou distribuídos no interior destas ripas de ferrita (bainita inferior). O tipo de bainita formada depende das temperaturas de transformação e das taxas de resfriamento (KING, 2005).

No aço 2,25Cr-1Mo, a bainita que se forma tende a ser uma mescla das bainitas superior e inferior dos aços com alto teor de carbono e das bainitas ferrítica e granular dos aços com baixo teor de carbono. Devido ao teor de carbono de aproximadamente 0,15% da massa e da presença de formadores de carbonetos, pequena precipitação de carbonetos geralmente é observada no aço 2,25-1Mo (KING, 2005).

Quando as taxas de resfriamento são elevadas há a formação de uma estrutura supersaturada, chamada martensita. Esta estrutura dura e frágil possui a mesma composição da austenita não transformada. Em aços com teores de carbono inferiores a 0,2% da massa, como no caso do tubo ASTM A335 P22, a martensita formada é composta por uma estrutura supersaturada cúbica de corpo centrado (KING, 2005).

### **2.2.3 Efeito combinado dos principais elementos químicos (Cr, Mo e C)**

Os efeitos combinados do cromo e molibdênio na contração da fase  $\gamma$  em aços Cr-Mo, citados na seção 2.1.1, além do efeito de expansão desta fase provocado pelo carbono, são mostrados na figura 2. O carbono, apesar de aumentar a resistência do material e influenciar na endurecibilidade do aço à temperatura ambiente, em temperatura superior a 540°C não causa melhora considerável na resistência à fluência (METALS HANDBOOK, 1978).



**Figura 2 – Influência do carbono e molibdênio no campo  $\gamma$  do sistema Fe-Cr**  
 Fonte: Folkhard (1988)

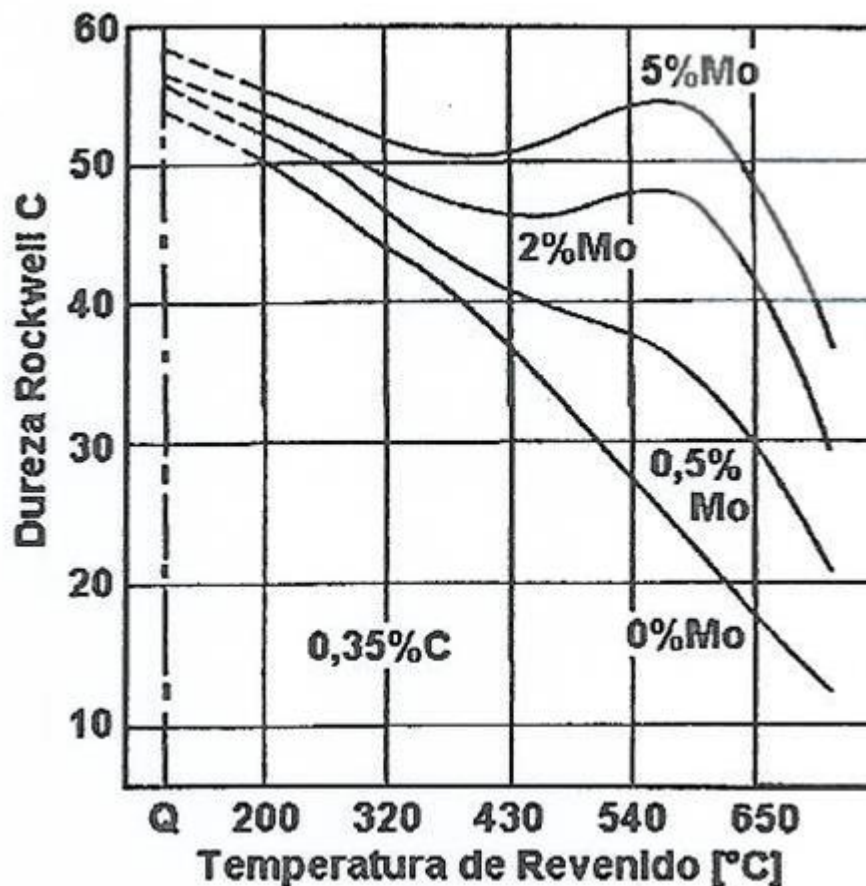
#### 2.2.4 Resistência ao Revenimento

A presença do molibdênio na composição do material aumenta a resistência ao amolecimento durante revenido de aços Cr-Mo. Isto pode ser constatado através de medições de dureza de resistência realizadas após a peça ser resfriada à temperatura ambiente. Esta ação é mais proeminente para o revenido a partir de 540° (PIMENTA, 2002). Pela figura 3 pode-se verificar o efeito do Mo na minimização do amolecimento de um aço carbono 0,35% da massa.

Certos elementos de liga, como por exemplo o molibdênio e o cromo, produzem carbonetos mais estáveis termodinamicamente que a cementita. Quando presentes em teores mínimos no aço estes elementos terão seus carbonetos produzidos de maneira preferencial com relação a produção de cementita. Para que isto ocorra, no entanto, o revenimento precisa se dar em uma faixa de temperaturas entre 500°C e 600°C. Para temperaturas inferiores a esta faixa os elementos de liga não se difundem rápido o suficiente de maneira que se inicie a nucleação dos seus carbonetos. Segundo Smith (1993), o endurecimento secundário é consequência de uma precipitação extremamente fina de carbonetos nucleados nas discordâncias da matriz gerada pela martensita cromo-resfriada. Estes carbonetos apresentam-se na forma de pequenas agulhas e, dentre estes eles, o principal é o carboneto de molibdênio ( $\text{Mo}_2\text{C}$ ). O  $\text{Mo}_2\text{C}$  endurece a ferrita e bloqueia o movimento das

discordâncias. Um máximo de endurecimento secundário é obtido para um revenimento realizado a uma temperatura em torno de 550°C (PIMENTA, 2002).

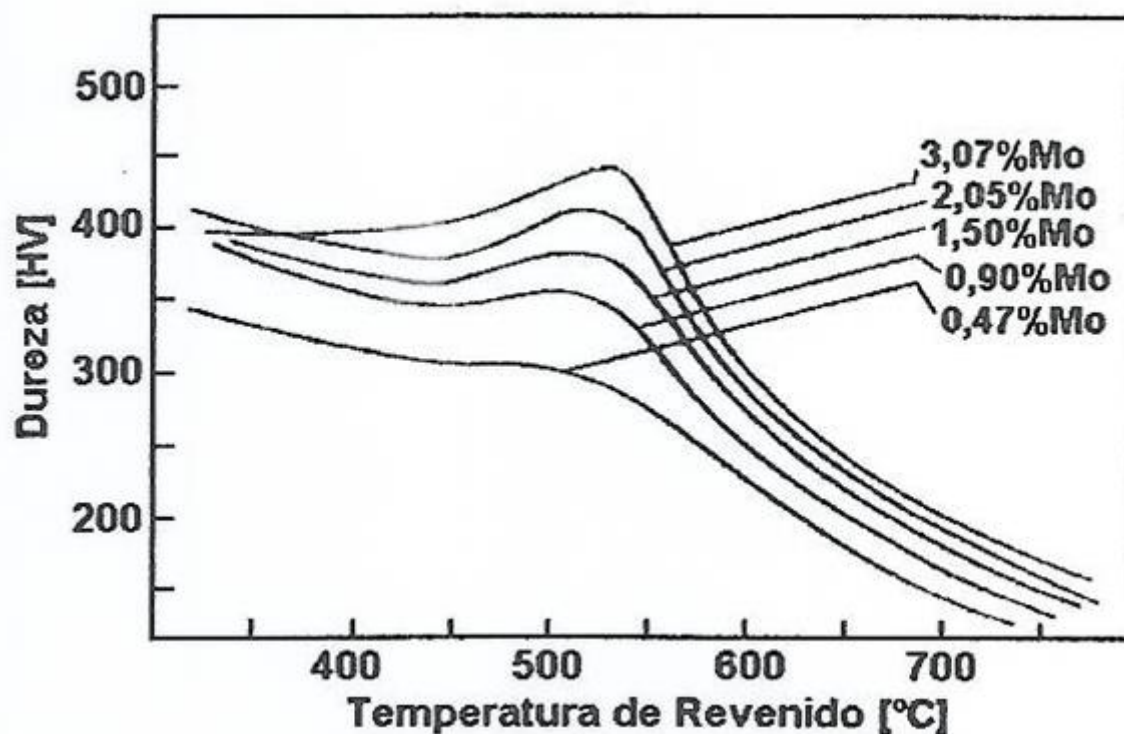
A figura 3 indica a ocorrência de endurecimento secundário, provocado pelo molibdênio presente em uma concentração a partir de 0,5% da massa. O mesmo fenômeno se dá em aços-liga mais complexos e em aços alto carbono (PIMENTA, 2002). Os aços da figura 4 foram aquecidos até uma alta temperatura, de modo que todos os carbonetos foram solubilizados.



**Figura 3 – Efeito do molibdênio no amolecimento por revenido de aços temperados com 0,35% de carbono**

Fonte: Pimenta (2002)

Através da figura 4 constata-se que uma concentração de molibdênio de 0,47% da massa é suficiente para provocar um intenso endurecimento secundário durante o revenido de aços temperados com teor de carbono de 0,10% da massa.



**Figura 4 – Efeito do molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,10%C**

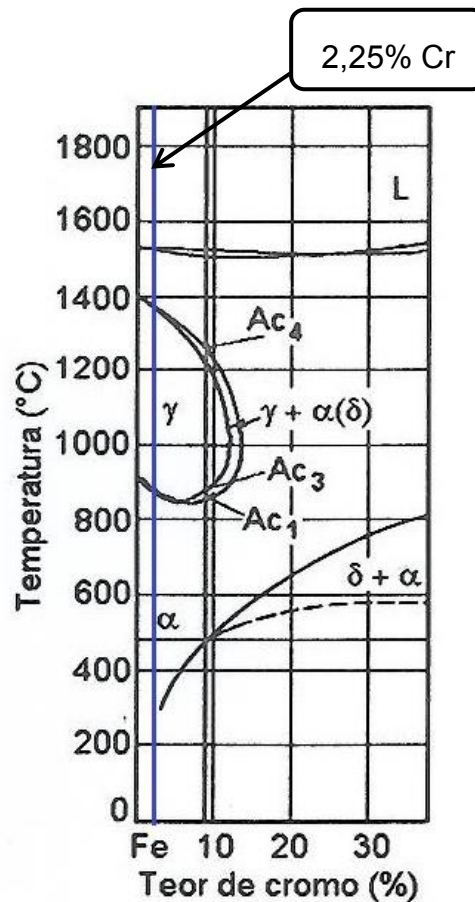
Fonte: Pereira (2000), apud Smith (1993)

### 2.2.5 Tubo ASTM A335 P22 no Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr

Conforme mencionado na seção 2.1 o Tubo ASTM A335 P22 possui em sua composição química um teor de massa aproximado de 2,25% de cromo. Através do Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr, demonstrado pela figura 5, é possível observar que a faixa de temperatura compreendida entre  $Ac_1$  e  $Ac_3$  para um teor de cromo de 2,25% é bem estreita. Isto significa que a faixa de temperatura que provoca revenimento em materiais com teor de cromo de 2,25% da massa é pequena.

Como consequência disto, a dimensão da sub-região revenida de um cordão de solda depositado sobre materiais com teor de cromo de 2,25% da massa tenderá a ser pequena. Isto é observado tanto para a execução de soldagem sem pré-aquecimento como também para uma soldagem com pré-aquecimento.





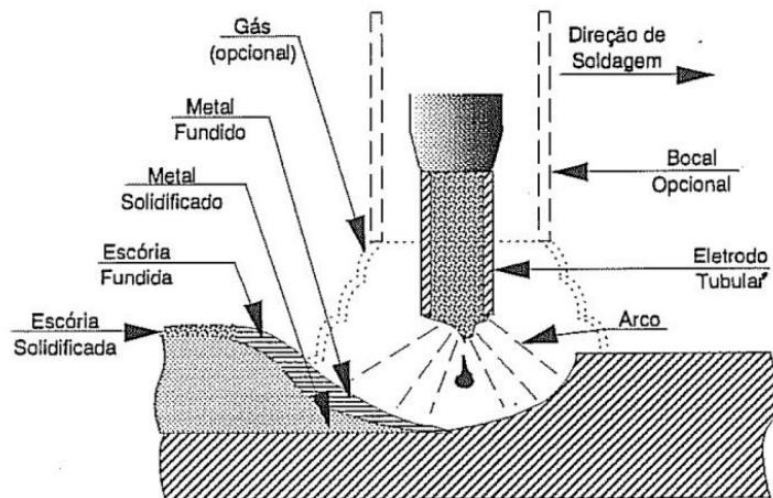
**Figura 5 – Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr**

Fonte: Adaptado de Folkhard (1988)

### 2.3 Soldagem com arame tubular

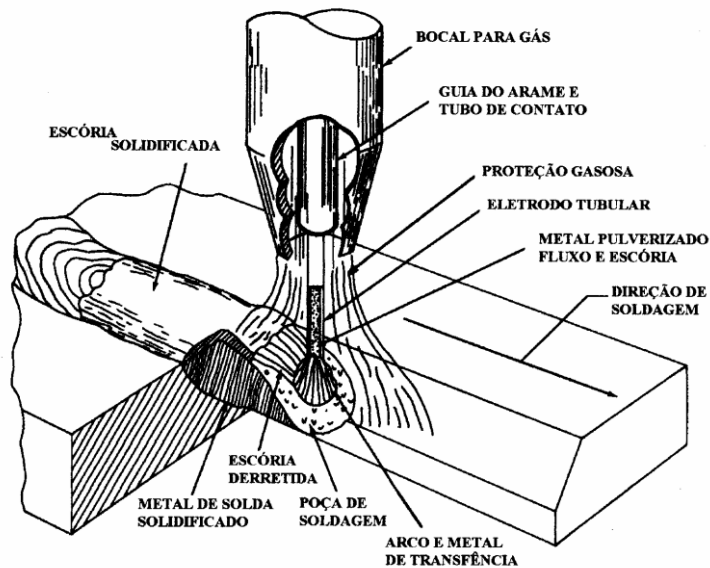
A soldagem com arame tubular, também conhecida pela sigla FCAW, promove a coalescência entre metais através de um arco elétrico. O arco elétrico pode ser protegido pelo fluxo interno do arame ou por um gás de proteção. A proteção pelo fluxo interno do arame está sempre presente neste processo de soldagem, mas nem sempre é suficiente. Neste caso a proteção é complementada por um gás de proteção (BRACARENSE, 2004).

Além de ter como objetivo a proteção do arco elétrico da contaminação pela atmosfera, o fluxo interno do arame tubular em alguns casos atua também como desoxidante. Isto porque a escória que se forma durante o processo acrescenta elementos de liga ao metal de solda, o que ajuda na estabilização do arco. Além de atuar metalurgicamente, a escória que se forma protege a solda durante a etapa de solidificação. A figura 6 identifica os principais elementos que compõem o processo FCAW (BRACARENSE, 2004).



**Figura 6 - Processo de soldagem com arame tubular**  
 Fonte: Marques (2002)

No processo FCAW com proteção gasosa o fluxo interno tem principalmente a função de desoxidante e de introdutor de elementos de liga. As funções de proteção do arco e ionização da atmosfera ficam mais a cargo do gás introduzido a parte. O gás de proteção usualmente é o dióxido de carbono ou uma mistura de argônio e dióxido de carbono. O processo de proteção a gás é apropriado para produção de peças pequenas e soldagem de profunda penetração (BRACARENSE, 2009). A figura 7 ilustra o processo FCAW com proteção gasosa.



**Figura 7 - Processo FCAW com proteção gasosa**  
 Fonte: Bracarense (2004)

A soldagem com arame tubular pode ser utilizada para diferentes aplicações. Entre os metais de base soldáveis pelo processo FCAW estão aços baixo carbono, aços estruturais resistentes a corrosão atmosférica, aços ligados ao níquel, aços temperados, aços médio carbono tratados termicamente, aços baixa liga, aços inoxidáveis, ligas de níquel e aços cromo-molibdênio resistentes a altas temperaturas, como é o caso do tubo ASTM A335 P22. O processo FCAW é aplicado na construção de vasos de pressão e em tubulações para a indústria química, petrolífera e de geração de energia. Mais recentemente vem sendo utilizada na indústria automotiva e de equipamentos pesados nos processos de fabricação de partes de chassi, eixo diferencial, cambagem de rodas, componentes de suspensão, entre outros (BRACARENSE, 2004).

Segundo Bracarense (2004), a soldagem com arame tubular destaca-se positivamente por conta de três principais características:

- Bom aspecto e forma do cordão de solda por conta da escória que é formada;
- Boas características metalúrgicas resultantes do fluxo interno do arame;
- Alta produtividade proveniente da utilização de arames contínuos.

Para Bracarense (2004), além das três características acima, o processo por arame tubular destaca-se também pelas seguintes vantagens:

- Alta produtividade;
- Alta tolerância com relação a contaminantes;
- Arco visível;
- Facilidade de operação;
- Alta qualidade do metal depositado;
- Boa aparência da solda; Solda uniforme.

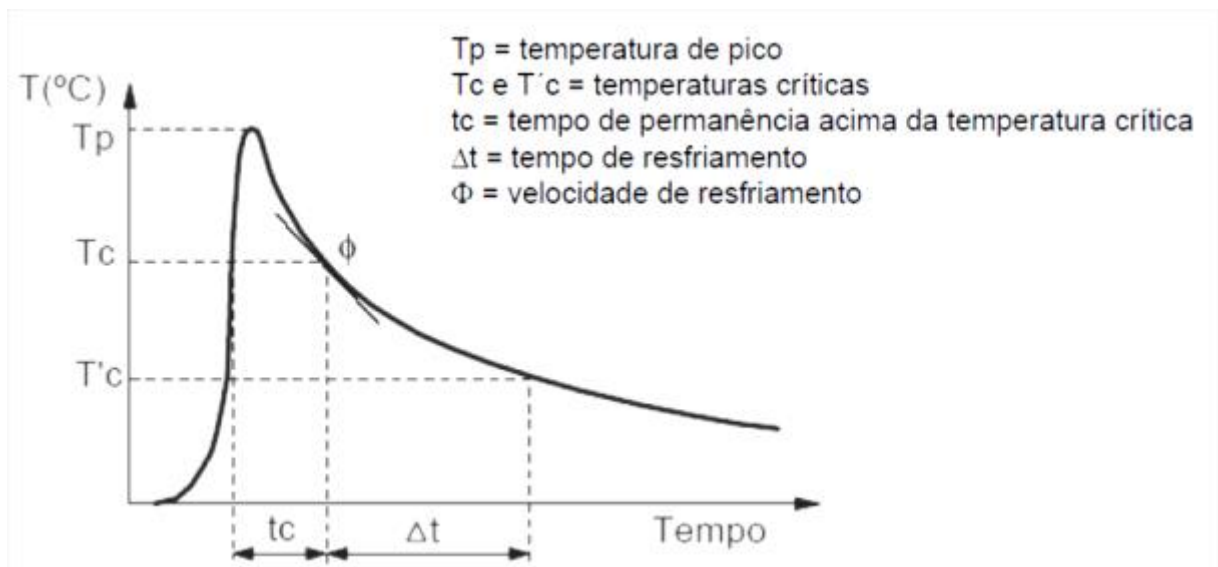
As principais limitações deste processo de soldagem, segundo Bracarense (2004), são:

- Necessidade de remoção de escória;
- Exigência de uma proximidade do alimentador de arame e da fonte de energia com relação ao local de realização da soldagem;
- A soldagem de metais ferrosos e ligas a base de níquel é limitada;
- O arame tubular é mais caro que o arame de eletrodo sólido.

#### **2.4 Fluxo de calor no processo de soldagem**

Durante o processo de soldagem são observados altos gradientes de temperatura no material. Isto pode causar uma alteração na microestrutura do material em questão e, conseqüentemente, prejudicar suas propriedades, como as tenacidades do metal de base e da junta soldada, o limite de escoamento, a ductilidade e o limite de resistência a tração. Por este motivo é muito importante fazer uma análise do ciclo térmico de soldagem bem como as conseqüências deste fenômeno para a junta e proximidades (MODENESI, 2006).

Através da figura 8 é possível observar o ciclo térmico médio para um ponto situado no centro da zona fundida de um cordão de solda. Chega-se no perfil da curva considerando-se, dentre outros parâmetros, os parâmetros a seguir. Estão em destaque, na figura 8, os seguintes parâmetros: Temperatura de pico ( $T_p$ ); Temperaturas críticas ( $T_c$  e  $T'_c$ ); Tempo de permanência acima da temperatura crítica ( $t_c$ ); Tempo de resfriamento ( $\Delta t$ ); Velocidade de resfriamento ( $\Phi$ ) (MODENESI, 2006).



**Figura 8 – Ciclo térmico de soldagem de um passe de solda**  
 Fonte: Modenesi (2006)

Segundo Wainer (2003) são cinco os parâmetros de maior relevância na análise do fluxo de calor: Eficiência do arco elétrico ( $ea$ ); Aporte térmico; Distribuição da temperatura na peça no ciclo de soldagem; Tempo de permanência nas faixas de temperaturas; Velocidade de resfriamento ( $\Phi$ ).

#### 2.4.1 Eficiência do arco elétrico ( $ea$ )

Durante o processo de soldagem parte da energia do arco elétrico é perdida para a atmosfera através de transferência de calor por irradiação ou convecção. A eficiência do arco elétrico ( $ea$ ) tem como objetivo computar estas perdas, sendo um

parâmetro de valor sempre entre 0 e 1. A eficiência do arco elétrico vai depender principalmente do processo de soldagem e das condições em que o processo será realizado (WAINER, 2003).

#### 2.4.2 Aporte térmico

A energia total proveniente do arco de solda ( $Q_t$ ), em watts, é calculada através da multiplicação da corrente elétrica de soldagem ( $I$ ) e a tensão do arco de solda ( $V$ ). A relação da quantidade de energia gerada pela fonte com a velocidade do processo de soldagem é conhecida como aporte térmico total ( $H_t$ ). O aporte térmico líquido ( $H_l$ ) é a energia que é efetivamente utilizada no processo de soldagem, sendo calculado através da multiplicação do aporte térmico total ( $H_t$ ) com a eficiência do arco elétrico ( $ea$ ). As equações 1 e 2 são utilizadas para o cálculo de  $H_t$  e  $H_l$ , respectivamente (WAINER, 2003).

$$\text{Aporte térmico total (H}_t\text{)} = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v} \left( \frac{J}{cm} \right) \quad (1)$$

$$\text{Aporte térmico líquido (H}_l\text{)} = ea \cdot \frac{60 \cdot V \cdot I}{v} \left( \frac{J}{cm} \right) \quad (2)$$

As variáveis  $V$ ,  $I$  e  $v$ , que aparecem nas equações 1 e 2, são:

$I$  = Corrente elétrica de soldagem (Ampères)

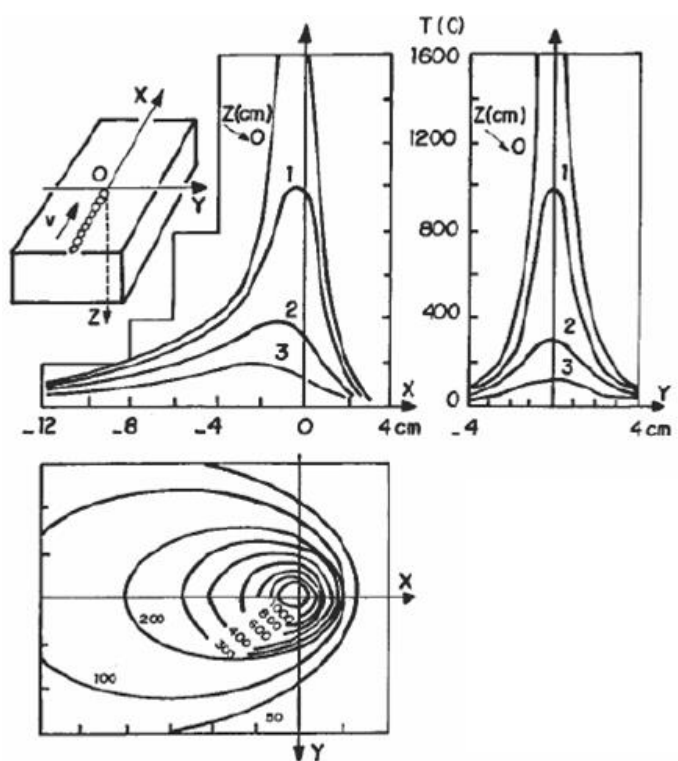
$V$  = tensão elétrica do arco de solda (Volts)

$v$  = velocidade de soldagem (cm/minuto)

#### 2.4.3 Distribuição da temperatura na peça no ciclo de soldagem

Através da figura 9 pode-se observar a distribuição de temperatura nas regiões próximas de um cordão de solda. A figura 9 ilustra esta distribuição nos três diedros da peça, que teve um cordão de solda depositado em estado quase-estacionário em uma chapa de aço espessa com potência de 4,2 kJ e velocidade de soldagem de 1mm/s (MODENESI, 2006).

Pela figura 9 fica claro que os pontos mais próximos ao local em que o arco de solda esta posicionado apresentam temperaturas mais elevadas que os pontos mais afastados. Após a passagem do arco, as regiões passam a se resfriar gradativamente, até atingir a temperatura que tinham antes do início do processo de soldagem. Durante o ciclo de soldagem é atingida uma temperatura máxima, que é conhecida como temperatura de pico ( $T_p$ ). A temperatura de pico é menor para pontos que se encontram mais distantes do cordão de solda, delimitando a extensão da ZAC, a Zona Termicamente Afetada (MODENESI, 2006).



**Figura 9 – Transformações e perfil de dureza da ZAC**  
 Fonte: Modenesi (2006)

#### 2.4.4 Tempo de permanência nas faixas de temperaturas

O tempo de permanência do material nas faixas de temperatura ilustradas pela figura 9 é influência determinante na extensão que as linhas isotérmicas terão no gráfico de distribuição de temperaturas. São duas as variáveis que influenciam de maneira diretamente proporcional o tempo de permanência em uma dada temperatura, são elas: dimensões da peça e condutividade térmica do material.

Quanto menor forem as dimensões e a condutividade térmica de uma peça maior será o tempo de permanência em uma dada faixa de temperaturas. Para peças maiores e com alta condutividade térmica o resfriamento em um determinado ponto é mais acelerado (MODENESI, 2006).

#### **2.4.5 Velocidade de resfriamento ( $\Phi$ )**

A velocidade de resfriamento na zona da solda é fundamental na determinação da microestrutura do material que foi sujeito ao aquecimento. Para uma temperatura específica a velocidade de resfriamento é dada pela inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura (MODENESI, 2006).

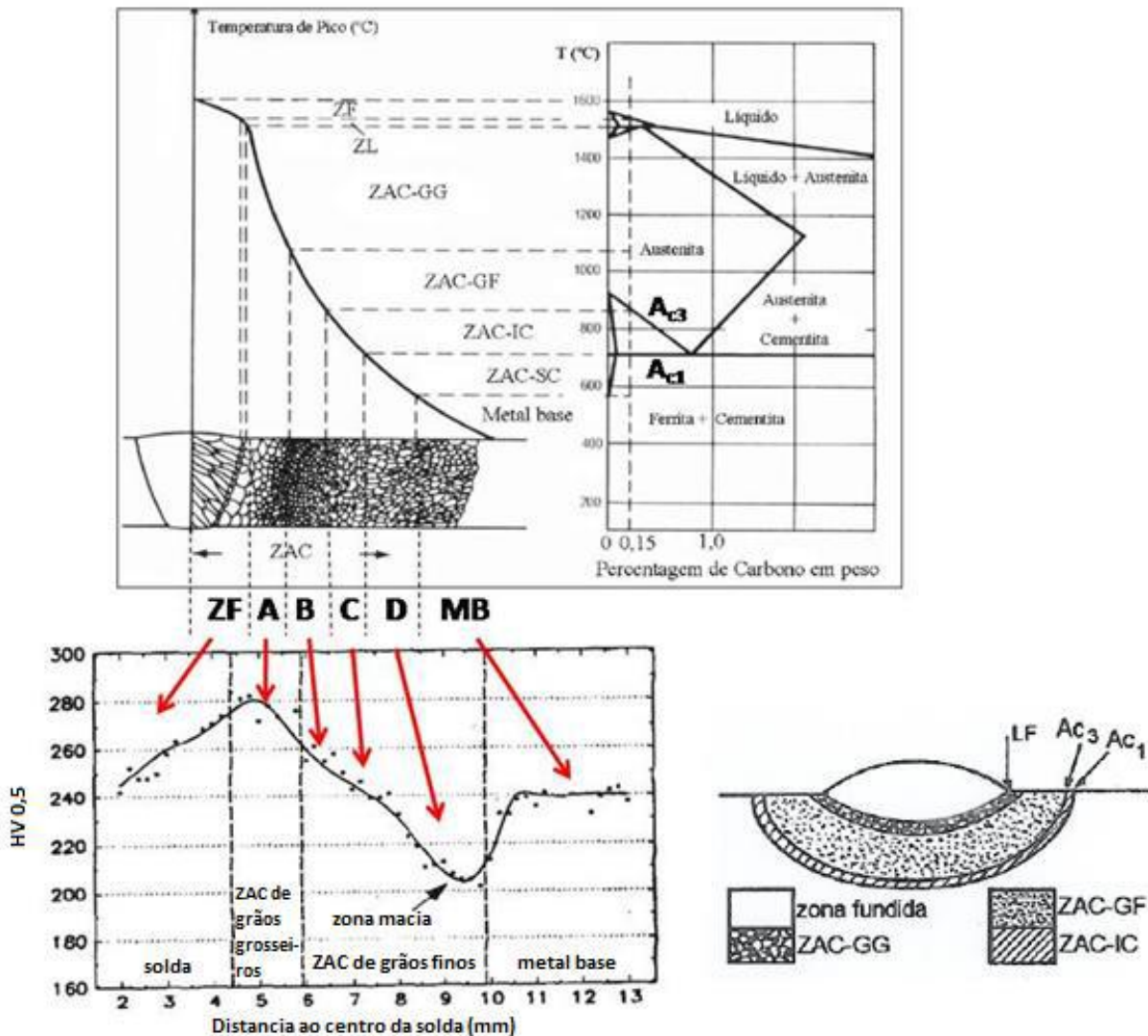
Para se determinar a microestrutura do material que foi aquecido por conta do processo de soldagem é muito importante determinar a velocidade de resfriamento. Velocidades de resfriamento diferentes resultam em microestruturas diferentes. Um resfriamento muito rápido, por exemplo, pode impedir a difusão do carbono pelo material, gerando a martensita, uma fase que apresenta alta dureza. Por outro lado, taxas de resfriamento baixas podem resultar em fases mais moles. A velocidade de resfriamento pode ser calculada pela inclinação da curva do ciclo térmico de soldagem em um ponto em que se deseja determinar, conforme a equação (3) (MODENESI, 2006).

$$\Phi = \frac{dT}{dt} \quad (3)$$

#### **2.4.6 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)**

Pela figura 10 tem-se a relação entre fluxo de calor, diagrama ferro-carbono, sub-regiões de solda e perfil de dureza para a ZAC de aços. Na figura 10 estão detalhadas as temperaturas das transformações de microestrutura do material. As diferentes camadas da ZAC estão representadas pelas letras A, B, C e D. A imagem também ilustra o efeito da declividade da curva, que é diretamente proporcional à velocidade de resfriamento, sobre as dimensões da Zona de Ligação.





**Figura 10 – Transformações de fase e perfil de dureza da ZAC de cordão de solda**  
 Fonte: Neto e Surek (2013), apud Aguiar (2001) e Coleman (2007).

O cordão de solda é dividido em três regiões: zona fundida (ZF), zona de ligação (ZL) e zona afetada pelo calor (ZAC). A ZF é a região composta pelo material fundido. A ZL compõe uma fina região onde é observada a fusão parcial do metal de base localizado na proximidade da zona fundida. A ZAC é a região do metal base que não foi nem fundida e nem fundida parcialmente, mas sofreu alterações na sua estrutura provocadas pelo aporte térmico da solda. Nos aços a ZAC subdivide-se em ZAC-GG, ZAC-GF, ZAC-IC e ZAC-SC (ANDRADE, 2011).

A ZAC de grãos grossos (ZAC-GG) é a região adjacente à zona de ligação e está representada na figura 10 pela região “A”. Esta região sofre um aquecimento

entre as temperaturas de 1200°C a 1500°C, transformando-se de maneira completa em austenita. Nesta região é observada uma elevada velocidade de aquecimento proveniente dos ciclos térmicos de soldagem e, por conta disso, ocorre um superaquecimento da austenita. Isto resulta em microestrutura de grãos grosseiros de elevada temperabilidade (ANDRADE, 2011).

A ZAC de grãos finos (ZAC-GF) é a região “B” da figura 10, que é aquecida entre 900 e 1200 °C. Esta faixa caracteriza-se por um menor tamanho de grão. A medida que há um afastamento da ZL, menor é o tamanho de grão da austenita. Isto corresponde à microestrutura típica de um aço normalizado que apresente boa tenacidade (ANDRADE, 2011).

A ZAC intercrítica (ZAC-IC) é a região da ZAC aquecida entre 700° e 900°C, e está representada na figura 10 pela região “C”. Está presente na microestrutura desta faixa de temperatura uma mistura de austenita, ferrita e constituintes não transformados. Ao final do resfriamento ocorre refino de grão (ANDRADE, 2011).

A ZAC subcrítica (ZAC-SC) corresponde à região “D” da figura 10 e encontra-se entre 500 e 700 °C. Pelo fato de a temperatura de pico ser menor que a temperatura de recristalização não ocorre mudanças estruturais consideráveis. (ANDRADE, 2011).

#### **2.4.7 Microestrutura de região soldada do aço 2,25Cr-1Mo**

E estrutura da ZAC, do aço 2,25Cr-1Mo, adjacente à linha de fusão em uma soldagem multipasse é predominantemente composta por bainita revenida. Esta região é composta por grandes pacotes de bainita e por algumas pequenas regiões ferríticas e de martensita temperada. Na região intercrítica a microestrutura é composta por ferrita não transformada e por martensita revenida (KING, 2005).

### **2.5 Tratamentos térmicos Pós-Soldagem (TTPS)**

Tratamento térmico pós-soldagem é uma técnica utilizada para melhorar as propriedades de materiais soldados submetendo-os a tratamentos térmicos para homogeneização. Este processo pode ser utilizado para reduzir a suscetibilidade ao

hidrogênio e a outras falhas e também para manipular propriedades mecânicas através do processo de revenimento (KING, 2005).

Para o aço 2,25Cr-1Mo o TTPS é recomendado para reduzir os efeitos da tensão residual e para amolecer a estrutura. As tensões internas são aliviadas por processos que são ativados pelo aumento da temperatura. Por esta razão o tratamento térmico pós-soldagem também é conhecido como um tratamento térmico para alívio de tensões (KING, 2005).

A aplicação do TTPS no aço 2,25Cr-1Mo aumenta a tenacidade do material ao remover o potencial para formação de endurecimento secundário em serviço. Desta forma, o item soldado pode ir a campo com o risco de falha bem reduzido. Além disso, as propriedades de fluência são também melhoradas pela homogeneização da região soldada e o potencial para deformação localizada é minimizado (KING, 2005).

Recomenda-se que o aço 2,25Cr-1Mo seja submetido a TTPS em uma faixa entre 680°C a 750°C. Esta faixa é alterada para 680°C a 730°C quando uma boa propriedade de fluência é requerida e é alterada para 710°C a 750°C quando se busca uma ótima resistência à corrosão. Esta especificação se aplica a todas as seções de tubo com espessuras superiores a 12mm ou com diâmetro externo maior que 127mm. A temperatura durante o tratamento térmico pós-soldagem deve ser mantida por 1 hora a cada 25 mm que o componente tratado tenha de espessura. A duração total do TTPS deve ser de no mínimo 2 horas e no máximo 6 horas (AS 4458:1997 – Pressure equipment).

A ASME também especifica TTPS para o aço 2,25Cr-1Mo. Recomenda-se para este material tratamento térmico pós-soldagem com a temperatura de 725°C pelo período de 3 horas. Este tratamento é especificado para todos os tamanhos de peças com o material 2,25Cr-1Mo ASME(Boiler and Pressure Vessel Code).

## 2.6 Técnicas de Reparo sem Tratamento Térmico Pós Soldagem

Através das técnicas de reparo sem TTPS tem-se como objetivo utilizar o calor gerado por cada passe de soldagem para a obtenção de uma microestrutura adequada na ZAC do metal de base, que possua boas características de tenacidade e de dureza máxima. O objetivo deste procedimento é garantir a integridade do componente a ser reparado. Este procedimento mantém e melhora, entre outras propriedades, a resistência do material à fratura frágil, às trincas de reaquecimento e à corrosão sob tensão (JONES, 1996).

As técnicas de soldagem para reparos sem tratamento térmico pós-soldagem baseiam-se em procedimentos rigorosamente controlados, onde o calor gerado na soldagem é aproveitado para a obtenção de uma boa microestrutura na ZAC do metal de base. Objetiva-se com este procedimento requisitos mínimos de tenacidade e máxima dureza, os quais assegurem a integridade do material reparado. Com base no componente a ser reparado e no tipo de solicitação a que este é submetido define-se o principal objetivo do reparo, que pode ser o refino de grão que busque um aumento na resistência à trinca de reaquecimento ou a diminuição da dureza que busque a minimização da probabilidade de corrosão sob tensão (PEREIRA, 2000, apud BUSCHINELLI, 1992).

Componentes de vasos de pressão e tubos, quando submetido a soldagem de reparo, têm sua vida em serviço estendida. As Seções III E XI da ASME Boiler and Pressure Vessel Code permitem a utilização da técnica da meia-camada para reparo em campo, dispensando o convencional TTPS. Todavia, uma limitação importante é a etapa de esmerilhamento de metade da primeira camada, que além de ser de difícil controle consome tempo. Neste contexto aparece a técnica da dupla-camada. Esta última oferece as mesmas condições para um bom controle da microestrutura da ZAC que as oferecidas pela técnica da meia-camada, com a diferença que dispensa a necessidade de esmerilhamento. A técnica da dupla-camada foi incluída como uma boa alternativa para a meia-camada na Seção XI do código ASME (JONES, 1996; FRIEDMAN *et al*, 1992).

### 2.6.1 Técnica da Meia-Camada

A técnica da meia-camada objetiva o refino e/ou o revenimento da microestrutura da ZAC-GG do metal de base. O reparo é realizado somente por meio de soldagem com eletrodos revestidos. Esta técnica, recomendada pelo código ASME (Seção XI, IWB-4000), originalmente teve seu desenvolvimento para o reparo de aços ferríticos utilizados em vasos de pressão e componentes em plantas nucleares. Nestas aplicações não é possível a aplicação do convencional TTPS (PEREIRA, 2000).

Esta técnica funciona da seguinte maneira: Primeiramente, na cavidade a ser reparada, é realizada uma camada de amanteigamento. Para isto usam-se eletrodos de 2,4 mm (ASME XI) ou 3,2 mm (ASMEIII). Posteriormente esta camada é esmerilhada em até 50% de sua espessura inicial, conforme figura 11a. Com a intenção de gerar refino de grão e revenir a ZAC-GG da primeira camada depositam-se novas camadas utilizando-se eletrodos com diâmetro maiores, de até 4 mm (PEREIRA, 2000).

Na prática constatou-se uma dificuldade em atingir-se a profundidade certa com o esmerilhamento. Isto é um problema, pois esta incerteza pode ser a origem de resultados questionáveis (FRIEDMAN *et al*, 1992).

A técnica da meia-camada funciona de maneira satisfatória, porém seu controle precisa ser feito com cuidado. O esmerilhamento manual, que objetiva a retirada de até 50% da camada de amanteigamento, é uma atividade difícil e que demanda bastante tempo. A dificuldade deste esmerilhamento é acentuada ainda mais em operações expostas à radioatividade, situações em que o tempo de realização do trabalho pelo operário é limitado. Por conta disto a técnica da dupla-camada ganhou campo e tornou-se uma boa alternativa (PEREIRA, 2000).

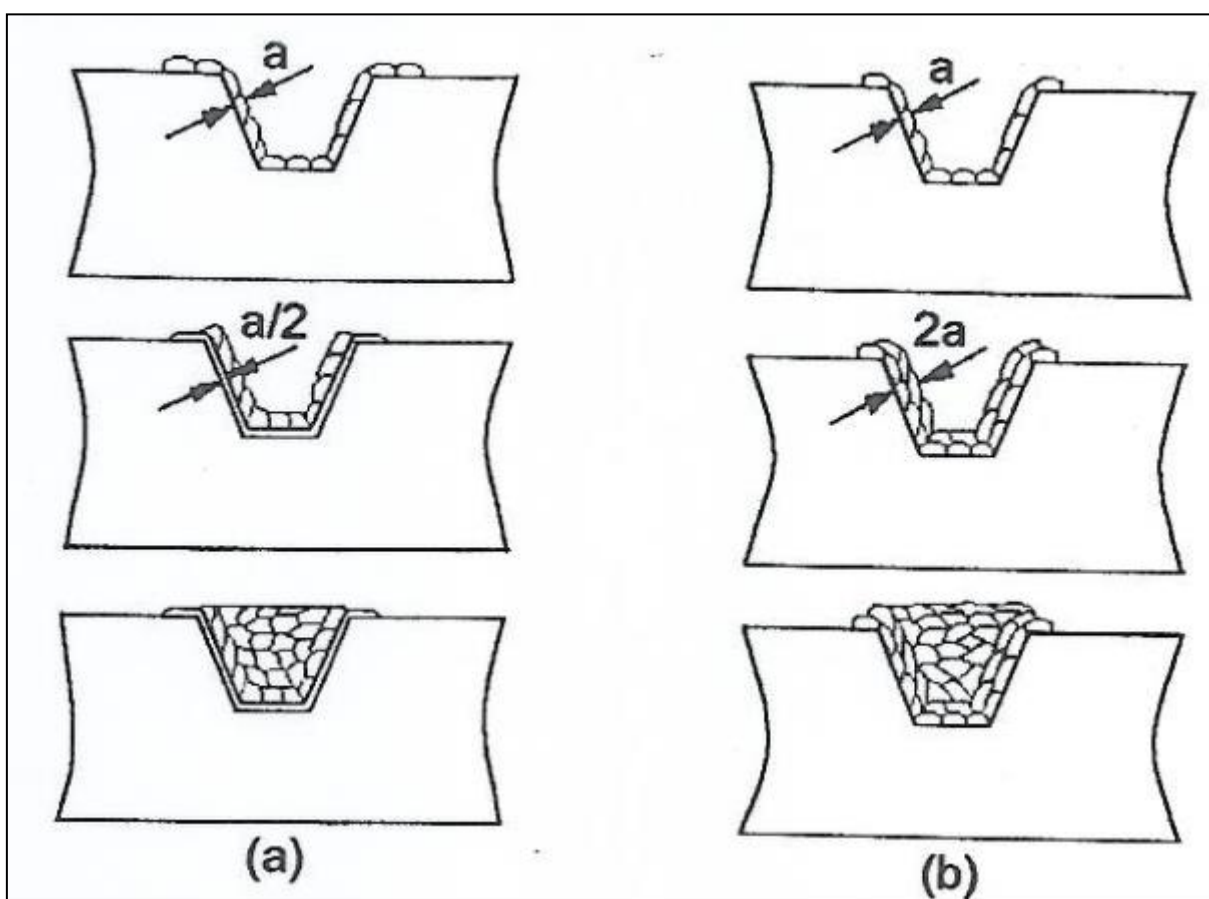
### 2.6.2 Técnica da Dupla-Camada

O início do desenvolvimento da técnica da dupla-camada se deu inicialmente na década de 60 pela Central Electricity Generating Board (CEGB), do Reino Unido, com o objetivo de se evitar o problema das trincas de reaquecimento na ZAC de

aços Cr-Mo-V durante a realização de tratamento térmico pós-soldagem (PEREIRA, 2000).

O início da técnica da dupla-camada se deu devido aos problemas encontrados pelas técnicas anteriores. Nas técnicas mais antigas geralmente ocorriam os fenômenos de fluência e trincas de reaquecimento, os quais evoluíam para problemas graves na soldagem de reparo (KÜCHLER, 2009).

Esta técnica é conhecida também como "Técnica do Passe do Revenido" (PEREIRA, 2000) e "Técnica da Deposição Controlada", (KÜCHLER, 2009). A principal vantagem deste método é dispensar o esmerilhamento manual da camada de amanteigamento (PEREIRA, 2000). Pela figura 11b é possível visualizar como a técnica da dupla-camada é aplicada ao metal base.



**Figura 11 – Técnicas de reparo sem TTPS: (a) meia-camada e (b) dupla-camada**  
Fonte: Pereira (2000), apud ASME, Seção XI, Artigo IWB-4000

A técnica da dupla-camada faz uso de um método controlado de deposição de cordões de solda. Segue uma criteriosa relação entre os aportes térmicos da segunda para a primeira camada de solda, almejando com isso promover o refino e a redução da dureza da ZAC-GG do metal base. A eficácia desta técnica é função dos parâmetros de soldagem utilizados nas deposições dos cordões e da temperabilidade do metal base (PEREIRA, 2000).

Dependendo da sequência de deposição e da superposição entre os passes, a primeira camada gera um certo grau de refino. Com relação à segunda camada, esta penetra na camada anterior, provocando o refino da região de grãos grosseiros da ZAC produzida pela primeira camada (PEREIRA, 2000).

A relação entre um determinado aporte térmico e o aporte térmico anterior, relação  $H2/H1$ , costuma variar na faixa de 1 a 3 dependendo do metal base, do processo de soldagem e do efeito prático desejado. Objetiva-se o refino de grão quando se deseja evitar trincas de reaquecimento, e o revenido para evitar a corrosão sob tensão (BUSCHINELLI, 1992).

No final do reparo, quando o material atinge um nível satisfatório de dureza e resistência, esmerilha-se o último cordão para a retirada do material frágil resultante dos efeitos da têmpera. Faz-se isto para evitar que se iniciem e se propaguem trincas a partir desta região (PIMENTA, 2002).

Algumas características essenciais devem ser verificadas na aplicação eficaz da técnica da dupla camada (PEREIRA, 2000, apud NIÑO e BUSCHINELLI, 1992):

- Dimensões do cordão da primeira camada;
- Adequada sobreposição dos cordões;
- Relação de aporte térmico entre as camadas;
- As temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse devem ser relativamente elevadas;
- A cavidade de reparo deve ser suficientemente aberta para permitir adequado ângulo de ataque do eletrodo.

### 2.6.3 Teste de Higuchi

É especificado, pelo código ASME, que na técnica da meia-camada, 50% da primeira camada seja removida. No entanto questiona-se se este requisito é sempre válido, independentemente da espessura que os cordões utilizados na camada de amanteigamento tenham (PEREIRA, 2000).

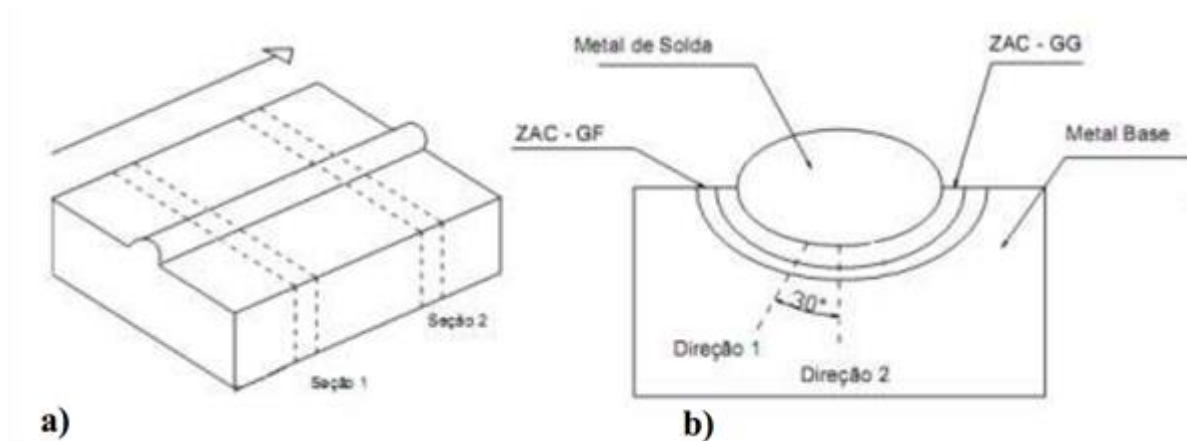
Com isso, Higuchi (1980) desenvolveu um critério a respeito da camada a ser retirada. Este desenvolvimento foi realizado através da execução de uma série de testes com simples deposição sobre uma chapa de material de base temperada e não revenida. Através destes testes Higuchi (1980) obteve o perfil de dureza das seções transversais dos cordões depositados. Por meio deste método pode-se obter o alcance das regiões revenida (macia) e de re-têmpera da ZAC. (PEREIRA, 2000)

O teste de Higuchi objetiva determinar o alcance das regiões revenidas, que são regiões macias, e das regiões de retempera, regiões duras, ao longo da ZAC. Neste teste, primeiramente deposita-se cordões de solda sobre uma placa de metal base, no estado temperado e não revenido. Após esta deposição, na seção transversal de cada cordão solda, é levantado o perfil de micro dureza da ZAC. Com o levantamento dos perfis pode-se identificar as regiões retemperadas (duras) e revenidas (macias). Com isso determinam-se as extensões destas regiões para as diversas energias de soldagem utilizadas. Através dos perfis de micro dureza da ZAC e das medidas do reforço e da penetração do cordão de solda, são construídos os gráficos de Higuchi, como exemplificado na figura 13 para um aço com baixo teor carbono. (AZEVEDO, 2002)

Segundo Küchler (2009), a metodologia utilizada por Higuchi em seu experimento inicial consistiu na deposição de cordões simples (figura 12a) variando-se os parâmetros de soldagem como: corrente, velocidade, diâmetro do eletrodo e posição de soldagem. Novos perfis de soldagens foram criados de tal forma que pode-se construir o diagrama de Higuchi (figura 13). A partir dos perfis de dureza dos cordões, Higuchi diagramou a geometria de cada cordão. Na figura 12b é possível visualizar as camadas de soldagem que são formadas acima do metal de base pela deposição do cordão da figura 12a. Por meio da figura 12b também é possível observar pontos possíveis de serem utilizados em uma eventual medição de microdureza que objetive a identificação das sub-regiões da ZAC.



O teste de Higuchi, batizado com o nome de seu criador, é extremamente útil para a obtenção do alcance das regiões retemperada e revenida na ZAC. Este teste é feito preferencialmente com o corpo de prova previamente temperado e não revenido, pois isto facilita a identificação das espessuras de cada região de solda pela análise de seus respectivos perfis de dureza. (PIMENTA, 2002)



**Figura 12 - a) Cordão simples ; b) Medidas de dureza**  
 Fonte: (KÜCHLER, 2009)

Na figura 13 pode-se observar que no experimento inicial de Higuchi (1980) foram depositados 11 cordões de solda, cada um deles contemplando uma combinação de parâmetros distinta da dos demais. Isto gerou cordões com aportes térmicos distintos e com as dimensões das regiões de solda também distintas. É através da análise destas dimensões que posteriormente pode-se verificar a aplicabilidade da técnica da dupla-camada.

A figura 14 ilustra dois cordões de solda fictícios. Através desta ilustração é possível identificar a distribuição das camadas destes dois cordões de solda, sendo elas Reforço, Penetração, Zona Dura e Zona Macia. Um dos cordões é identificado com a nomenclatura de Primeira Camada e outro com o nome de Segunda Camada, em alusão ao fato que um cordão seria depositado sobre o outro. É através da comparação do tamanho das camadas de cada um dos dois cordões de solda que se verifica se os critérios do Teste de Higuchi são atendidos. Sendo o Teste de Higuchi atendido conclui-se que a técnica da dupla camada é aplicável para os dois cordões estudados.

A escolha das energias de soldagem pode ser realizada de modo que a região dura da ZAC criada pela primeira camada seja revenida pelo aporte térmico vindo do segundo cordão de solda e a região dura da ZAC da segunda camada depositada deva ser a menor possível para que esta não sobreponha a região dura do primeiro cordão. A escolha da energia de soldagem dos cordões deve atender aos dois critérios abaixo (AGUIAR, 2001):

- Critério 1:  $PZM2 > PZD1$ ;
- Critério 2:  $PZD2 < R1 + P1$ ;

Nota-se que:

PZD1: Profundidade da zona dura da 1ª camada;

R1: Reforço da 1ª camada;

P1: Penetração da 1ª camada;

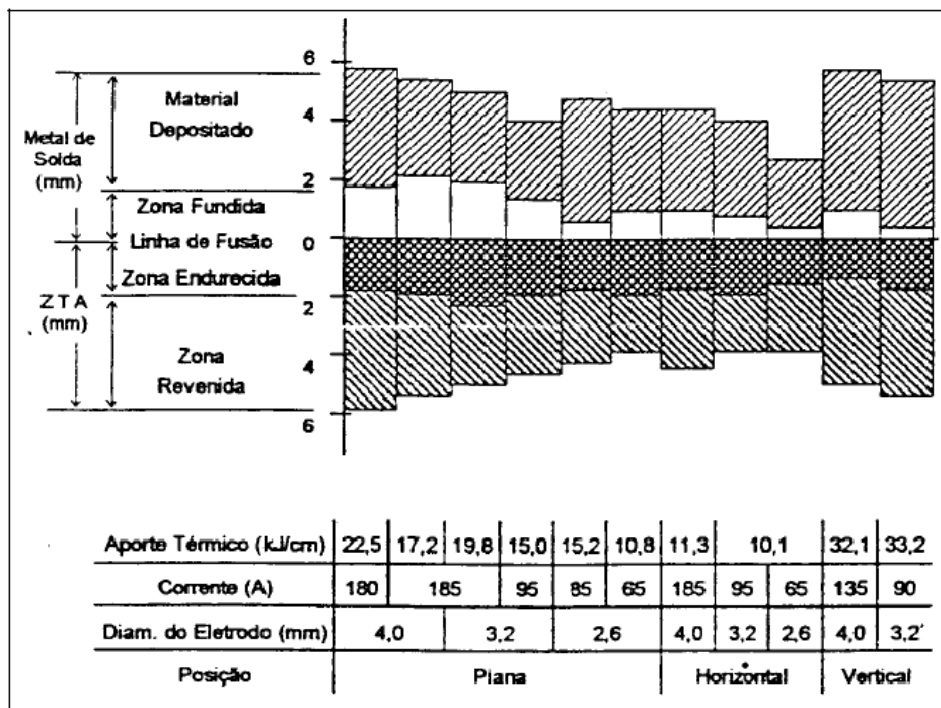
ZD: Zona dura;

ZM: Zona macia;

PZM2: Profundidade da zona macia da 2ª camada;

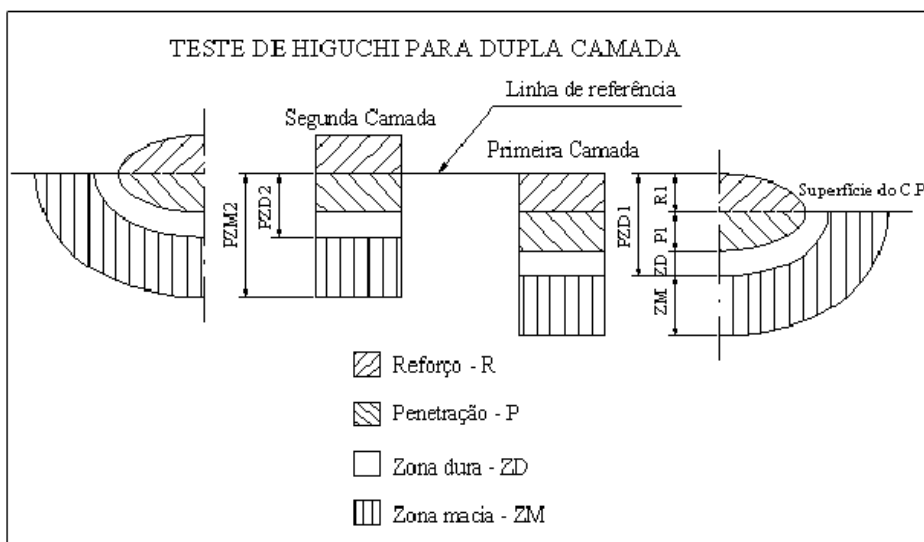
PZD2: Profundidade da zona dura da 2ª camada;

As regiões acima mencionadas (PZD1, R1, P1, ZD, ZM, PZM2 e PZD2) podem ser visualizadas através da figura 14 e da figura 15.



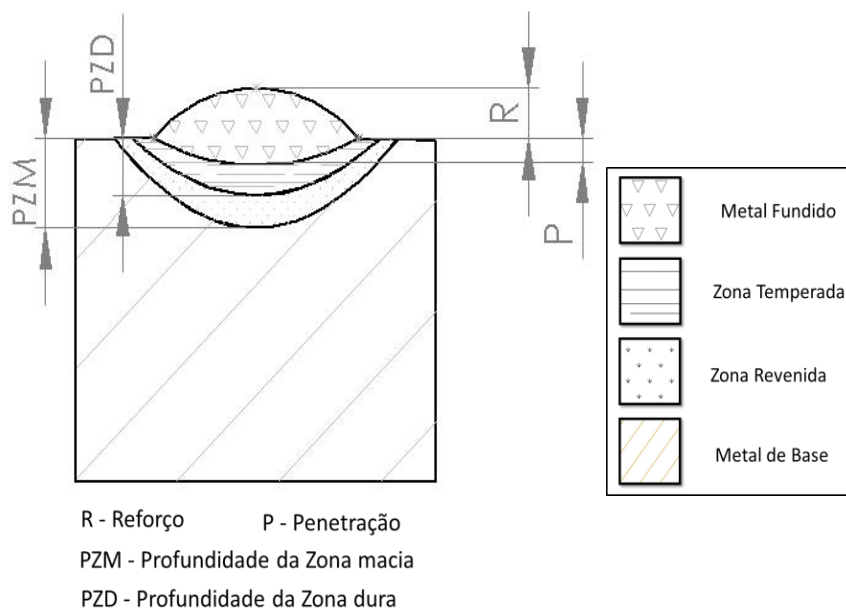
**Figura 13 - Diagrama de Higuchi**

Fonte: PEREIRA (2000, apud HIGUCHI, 1980)



**Figura 14 – Teste de Higuchi para a utilização da técnica da dupla camada.**

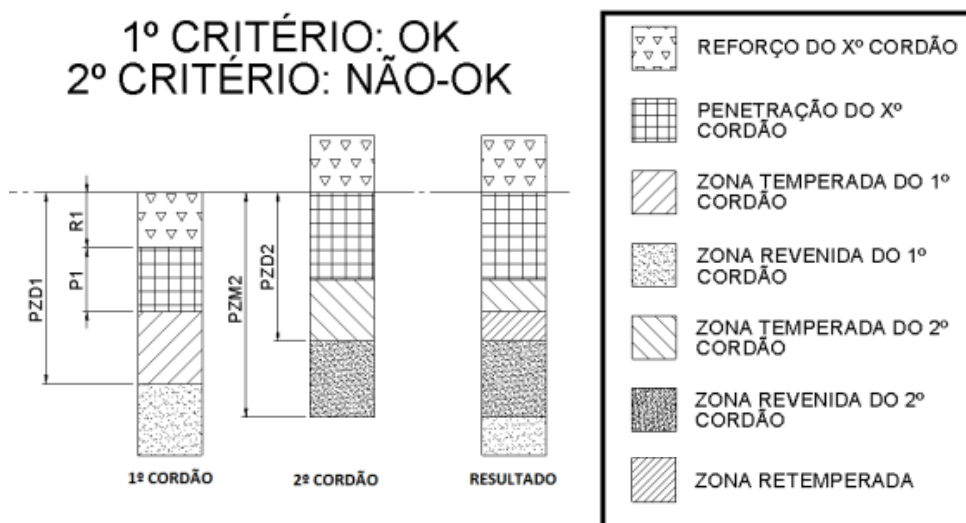
Fonte: AGUIAR (2001).



**Figura 15– Dimensões obtidas para verificação dos critérios de Higuchi**  
 Fonte: Autoria própria

A seguir está ilustrado como fica a microestrutura do aço, conforme são atendidos ou não os critérios 1 e 2 acima descritos.

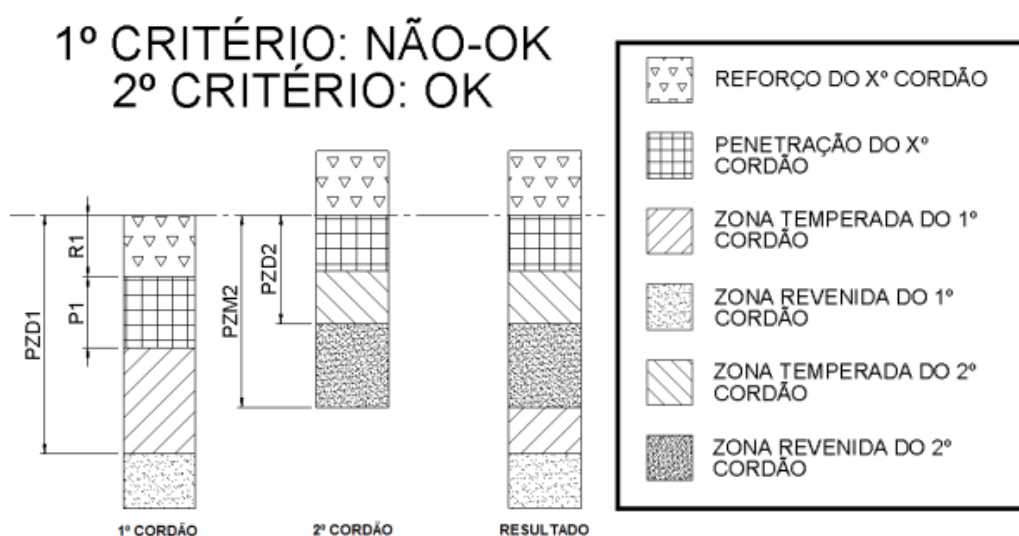
- 1º Caso – Critério 1 atendido e Critério 2 não atendido



**Figura 16 – Teste de Higuchi: 1ª condição atendida e 2ª condição não atendida**  
 Fonte: Adaptado de Neto e Surek (2013)

Sendo o critério 1 atendido, a energia para revenimento da segunda camada alcança toda a região dura do primeiro cordão de solda. No entanto, como consequência do segundo critério não ser atendido, uma região de martensita revenida (microestrutura extremamente dura e frágil) é formada ligeiramente acima da camada revenida pelo segundo cordão. Esta situação impede a aplicação da técnica da dupla camada por conta da possibilidade do surgimento de trincas na região de martensita revenida.

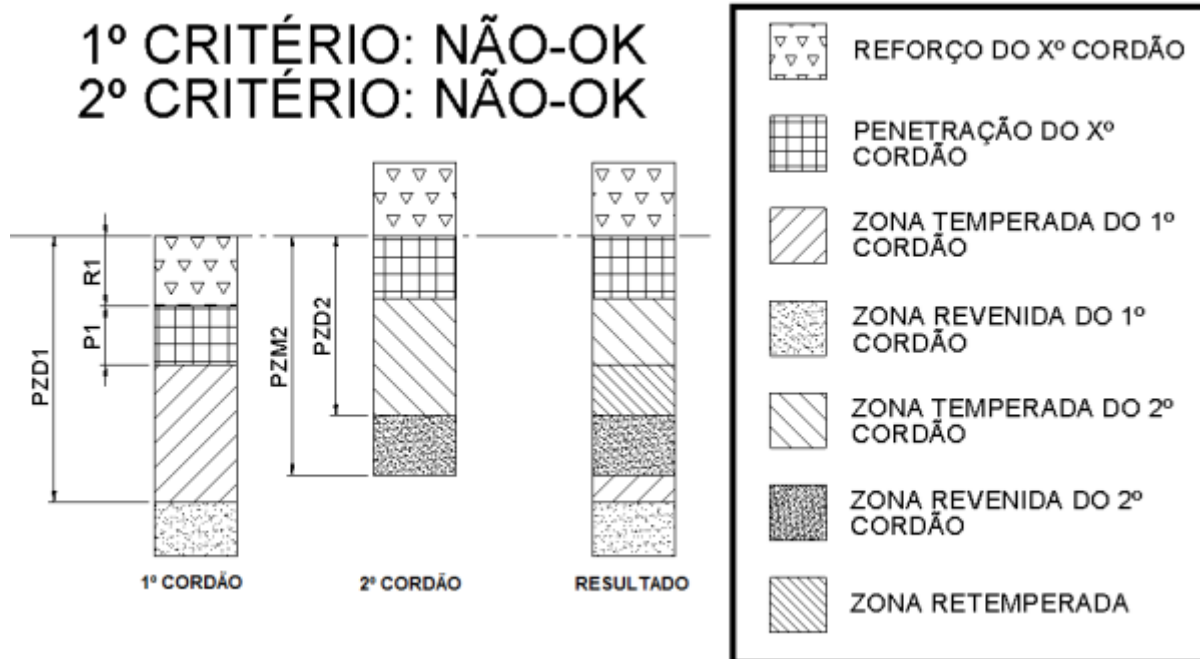
- 2º Caso – Critério 1 não atendido e Critério 2 atendido



**Figura 17 – Teste de Higuruchi: 1ª condição não atendida e 2ª condição atendida**  
**Fonte: Adaptado de Neto e Surek (2013)**

Para o caso da figura 17, pelo fato de o critério 2 ser atendido, observa-se a ausência de regiões revenidas. No entanto o critério 1 não é satisfeito e, por conta disso, a energia para revenimento do segundo passe não é suficiente para cobrir a região dura do primeiro cordão. Por conta disso observa-se uma região dura abaixo da zona revenida, inviabilizando o processo.

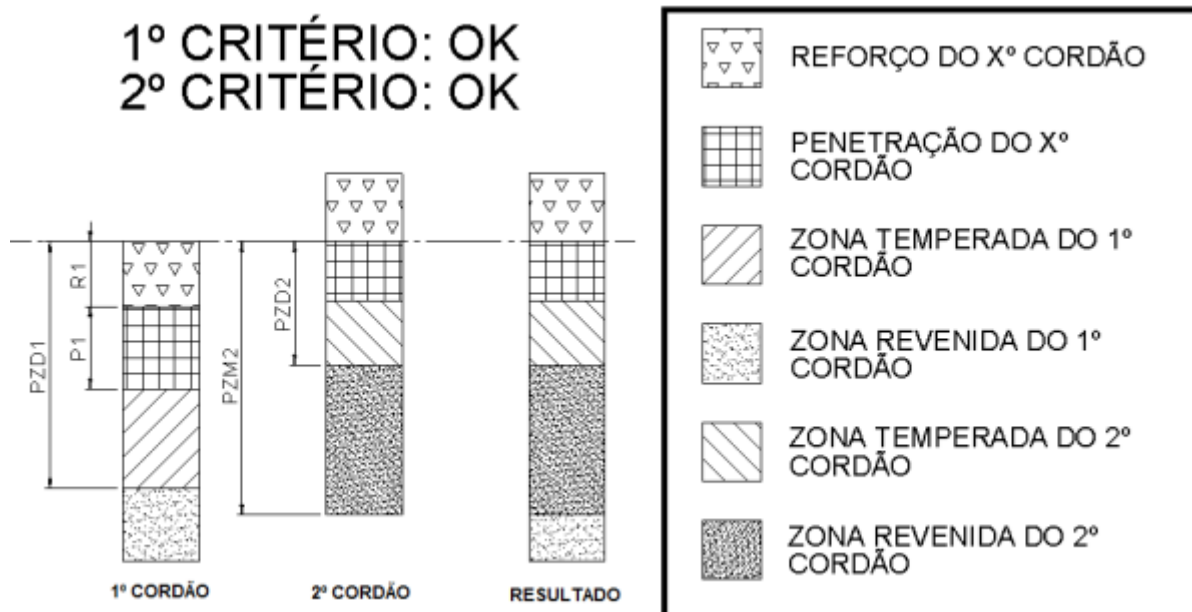
- 3º Caso – Critérios 1 e 2 não atendidos



**Figura 18 – Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições não atendidas**  
**Fonte: Adaptado de Neto e Surek (2013)**

No 3º caso, ilustrado pela figura 18, observa-se que nenhum dos dois critérios é atendido. Com isso a região retemperada discutida no 1º caso é formada, assim como a região dura abaixo da zona revenida discutida no 2º caso é observada. Portanto neste caso a utilização da dupla camada é inviabilizada.

- 4º Caso – Critérios 1 e 2 atendidos



**Figura 19 – Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições atendidas**  
**Fonte: Adaptado de Neto e Surek (2013)**

O 4º caso, ilustrado pela figura 19, possibilita a utilização da técnica da dupla camada, pois tanto o critério 1 como o critério 2 são atendidos. Desta forma não é formada uma região retemperada e toda a microestrutura frágil do primeiro passe revenida pelo segundo passe.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Os metais base para este estudo foram duas seções do tubo ASTM A335 P22. Cada seção possuía comprimento de 180 mm, largura de 120 mm e espessura de 33 mm. Este material foi fornecido após tratamento térmico de têmpera seguida de revenimento. A composição química deste material pode ser visualizada através da Tabela 1. Outras informações inerentes ao tubo ASTM A335 P22 podem ser vistas na seção 2.1 do presente trabalho.

No início do estudo, foram depositados cinco cordões de solda sobre as seções do tubo ASTM A335 P22. O procedimento de soldagem utilizado para a deposição dos cinco cordões de solda foi a soldagem com arame tubular. Para a deposição dos cinco cordões de solda foi utilizado o arame tubular de aço carbono E71T-1. O arame tubular E71T-1 possui a vantagem de poder ser utilizado tanto para soldagem em um único passe como também para soldagem multipasse. Além disto, apresenta também as seguintes vantagens: ampla faixa de parâmetros operacionais, baixo índice de respingos e ótima remoção de escória. A composição química deste material de adição está descrita na Tabela 4. Durante a execução dos processos foi utilizado o gás de proteção Stargold (75% CO<sub>2</sub> + 25% Ar).

**Tabela 4 – Composição do Material de Adição**

Composição em teor percentual de massa dos elementos do arame tubular E71T-1					
Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Ferro
0,642	0,015	0,008	0,19	8,74	90,405

**Fonte: Adaptado de AWS A5.20 E71T-1**

Após a deposição dos cordões de solda sobre as seções de tubo ASTM A335 P22, conforme será detalhado adiante, foram retiradas duas amostras de cada um dos cinco cordões de solda depositados. Com o objetivo de facilitar análise das sub-regiões dos cordões de solda, cada amostra foi submetida ao devido preparo, sendo polidas e posteriormente atacadas quimicamente.



Para lixar as amostras foram utilizadas sucessivamente lixas d'água de granulometrias 80, 120, 180, 220, 320, 400, 600 e 1200. Por fim foi executado o polimento. Objetivando auxiliar o processo de polimento foi utilizado alumina 1 $\mu$ m. Para atacar quimicamente as amostras foi feito uso do reagente Nital 2%, que foi aplicado por aproximadamente 40 segundos sobre cada amostra previamente polida. Todos os materiais mencionados nesta seção foram disponibilizados pela UTFPR Curitiba.

### **3.2 Equipamentos**

Para a execução da soldagem utilizou-se o sistema de deslocamento de tocha Tartilope V1. A fonte utilizada para a realização da soldagem foi da UTFPR, da marca IMC STA-20. Foi também necessário um forno para a realização de têmpera dos metais de base. O forno utilizado foi do fabricante EDG, modelo FC-2.

Para realização de cortes foi feito uso da serra de fita horizontal do modelo FM-500 e da cortadeira automática de precisão do modelo Delta. Neste último equipamento o disco de corte utilizado foi o disco da marca Buheler U811, código 10-4316-010. Este disco tem capacidade para trabalhar na rotação máxima de 2720 rpm e de cortar materiais com dureza de até 50 HRC.

Para possibilitar a análise em microscópio, medição de microdureza e medição das sub-regiões de cada cordão de solda pelo projetor de perfil, foi utilizada uma lixadeira metalográfica dupla, da marca Struers e modelo Knuth Rotor 3. Também foi feito uso de duas politrizes metalográficas: uma da marca Arotec e modelo APL-4 e a outra da marca Struers e modelo Dap-V.

Para análise dos resultados foram utilizados os seguintes equipamentos: microdurômetro, projetor de perfil e microscópio ótico. O micro-durômetro utilizado foi da marca Shimadzu, modelo HMV. A medição das espessuras das sub-regiões dos cordões de solda foi executada com o projetor de perfil da marca Henri Hauser S.A. Para a análise visual das sub-regiões dos cordões de solda os equipamentos utilizados foram o microscópio ótico do modelo Olympus BX51RF e a câmera Olympus U-TVO5XC-3. Todos os equipamentos necessários durante as etapas do estudo foram disponibilizados pela UTFPR.

### **3.3 Procedimentos**

O projeto de pesquisa foi realizado através de 4 procedimentos principais, sendo eles: têmpera das seções; averiguação da eficiência da têmpera; soldagem sobre material previamente temperado e não revenido; preparo das amostras para análise; análise das amostras.

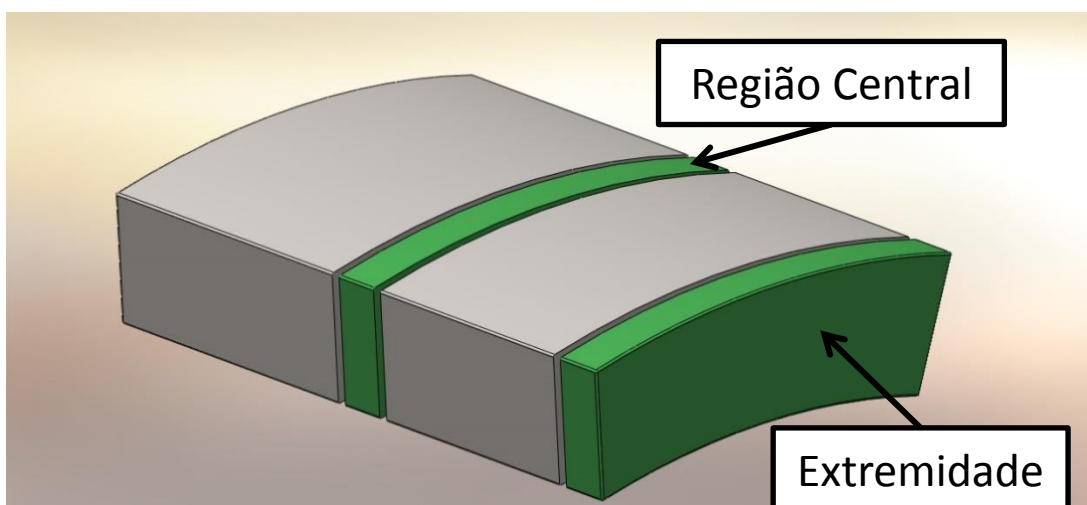
#### **3.3.1 Têmpera das seções**

Primeiramente cortaram-se as duas seções do tubo ASTM A335 P22, descritas na seção 3.1.1, para que ficasse cada uma com comprimento de 140 mm. Devido ao tamanho reduzido o trabalho de tratamento térmico ficou facilitado, com a homogeneização térmica sendo atingida nas peças mais rapidamente.

Após o corte cada seção de tubo foi aquecida até a temperatura de 1210°C, mantendo-se cada seção por aproximadamente 30 minutos nesta temperatura. Segundo a ASME este processo de aquecimento provocou a austenitização de cada seção de tubo. Após o processo de austenitização as peças foram resfriadas em óleo, concluindo assim o processo de têmpera.

#### **3.3.2 Averiguação da eficiência da têmpera**

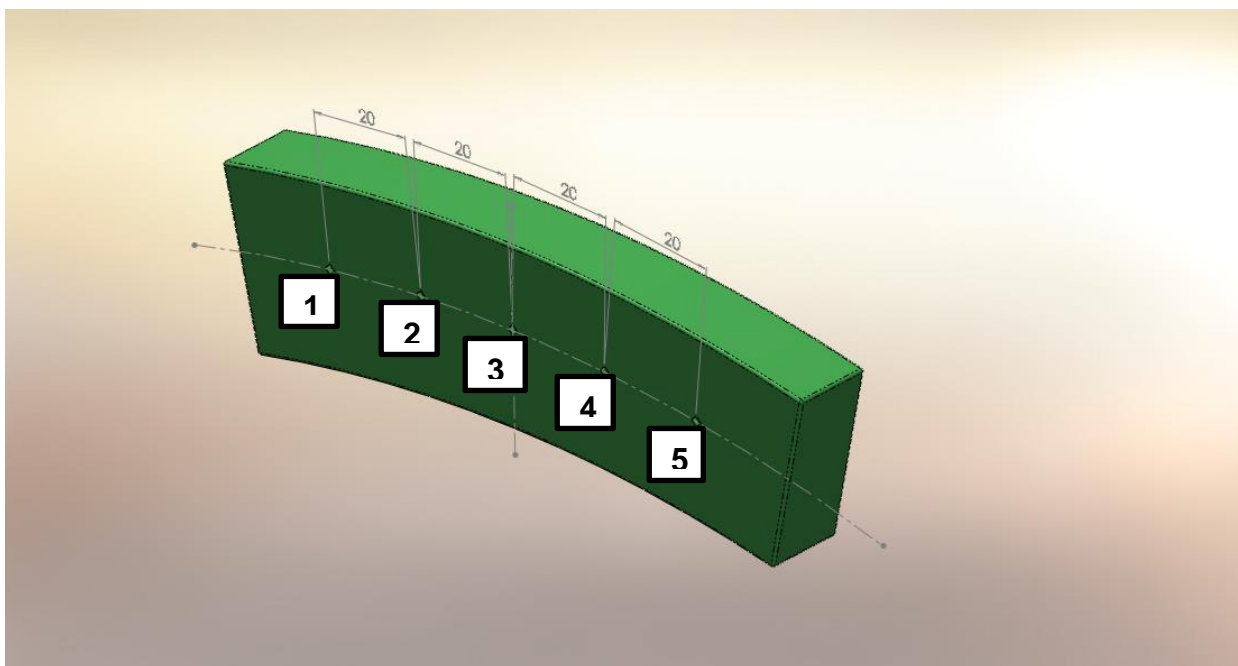
Objetivando averiguar a eficiência da têmpera realizada no procedimento anterior foram realizados medições de dureza. As medições foram feitas em seções transversais retiradas de uma das peças temperadas. Conforme figura 20, uma das seções foi retirada de uma região aproximadamente central da peça e a outra de uma das extremidades. O resultado das medições assegurou a eficácia do tratamento térmico de têmpera realizado na peça e, desta forma, possibilitou o avanço para a próxima etapa.



**Figura 20 – Regiões de onde foram retiradas as seções para medição de macrodureza em destaque**

Fonte: Autoria própria

Sobre cada uma das duas seções retiradas foram realizadas 5 medições de dureza. Na figura 21 estão identificados os pontos onde foram realizadas estas medições de dureza.



**Figura 21 – Localização dos pontos de medição de dureza**

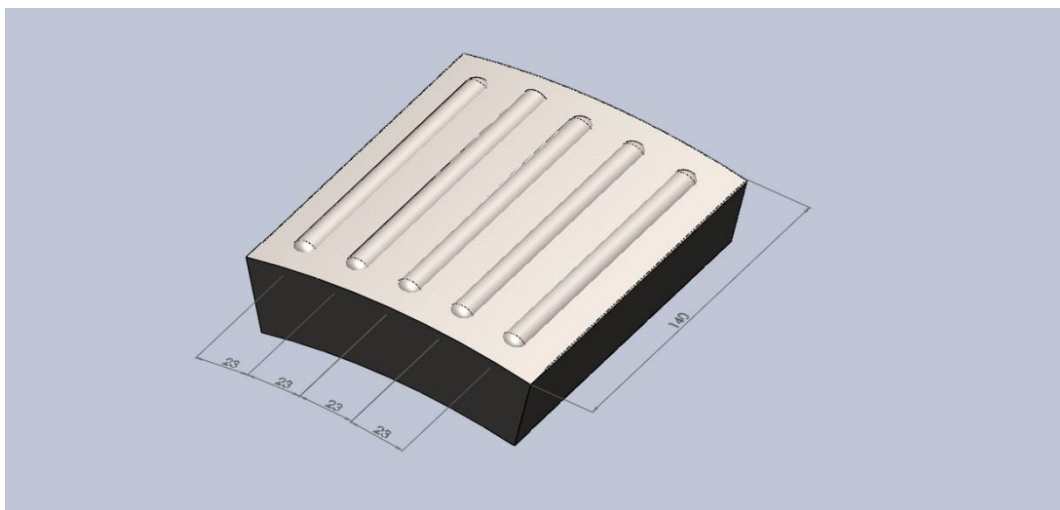
Fonte: Autoria própria

### 3.3.3 Soldagem sobre material previamente temperado e não revenido

Neste terceiro procedimento, conforme ilustrado pela figura 22, 5 cordões de solda foram depositados sobre as seções de tubo ASTM A335 P22 através do processo de soldagem por arame tubular (FCAW). Durante a execução da soldagem, seguindo recomendações da norma ASM, a distância para a peça foi de 16 mm e a vazão de gás de proteção utilizada foi de 12 L/min. Os cordões de solda foram depositado com uma velocidade do arame de 7m/min, com a tocha sendo sempre mantida perpendicular à superfície das peças. A velocidade de soldagem foi controlada pelo Tartilope, sendo mantida constante durante o processo de deposição de cada um dos 5 cordões.

Conforme a técnica de Higuchi (1980) as deposições foram realizadas sem pré-aquecimento sobre material previamente temperado e não revenido. Antes de iniciar a deposição dos cordões tirou-se a camada de óxido que cobria a peça com auxílio de uma lixadeira.

Cada cordão de solda foi depositado com um determinado aporte térmico total. A definição de aporte térmico pode ser melhor entendida na seção 2.4.2 do presente trabalho. Para a obtenção de diferentes aportes térmicos durante as deposições dos 5 cordões foram variados 2 parâmetros de soldagem: tensão elétrica do arco de solda e corrente elétrica de soldagem. Os aportes térmicos foram calculados através da equação 1, apresentada na seção 2.4.2 deste trabalho.



**Figura 22 – Disposição dos cordões de solda sobre a seção do tubo**

Fonte: Autoria própria

Os aportes térmicos totais dos cordões de solda tiveram os valores de 14,01 kJ/cm, 11,08 kJ/cm, 9,23 kJ/cm, 7,61 kJ/cm e 6,83 kJ/cm. Os valores dos parâmetros relativos à cada aporte térmico total podem ser visualizados na Tabela 5.

**Tabela 5 - Parâmetros adotados para realização dos passes de cada cordão de solda**

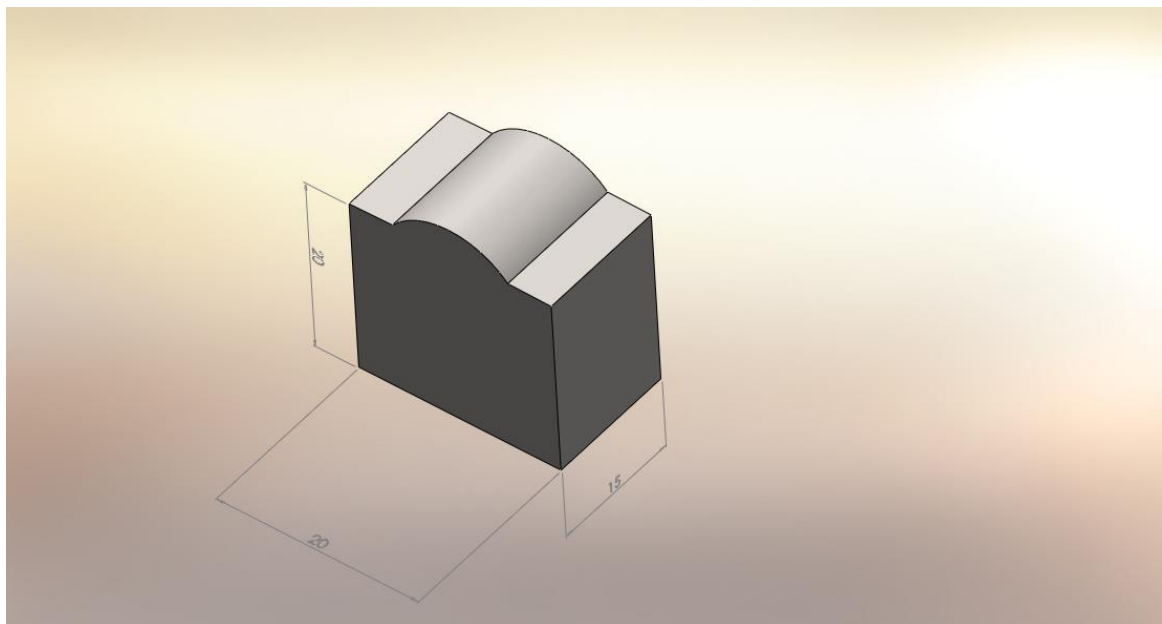
Amostra	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de deslocamento de tocha (cm/min)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)	Aporte Térmico Total (kJ/cm)
1	27,8	168,0	20	7	14,01
2	27,8	166,0	25	7	11,08
3	27,9	165,4	30	7	9,23
4	27,9	159,0	35	7	7,61
5	27,9	163,1	40	7	6,83

Fonte: Autoria própria

### 3.3.4 Preparo das amostras para análise

Durante o preparo das amostras para análise, primeiramente foram coletadas seções transversais dos 5 cordões de solda depositados no procedimento anterior. Ao todo foram coletadas 10 seções transversais, sendo duas de cada cordão de solda. Foram retiradas duas amostras de cada cordão com o objetivo de obter as medidas através da média das dimensões de cada dupla de amostras referentes ao mesmo cordão, aumentando desta forma a precisão dos resultados. A figura 23 ilustra a configuração das seções transversais retiradas como amostra.

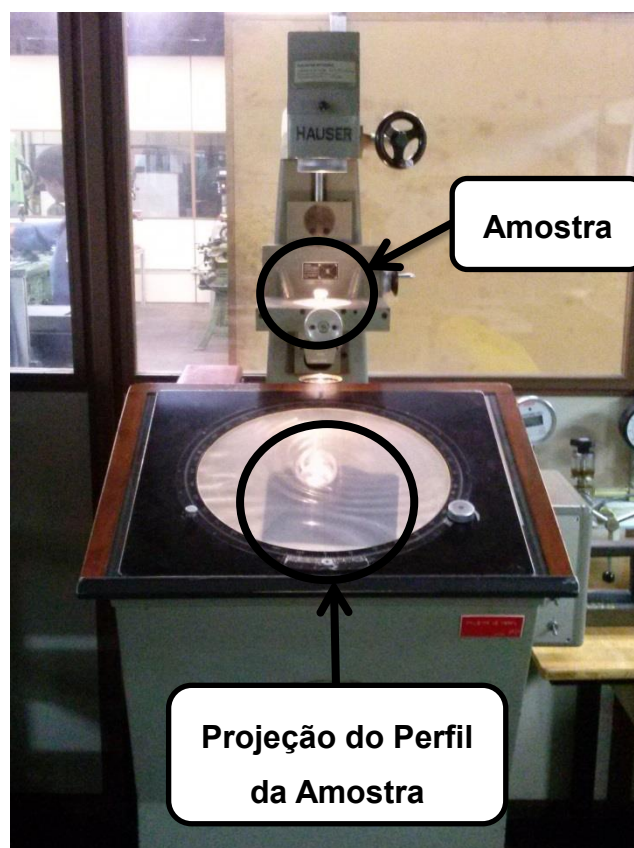
Para preparar as amostras para as medições estas foram lixadas com lixas de granulometria 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 e, posteriormente, foram polidas. Após serem polidas cada uma das amostras foram submetidas a ataque químico. O ataque químico foi realizado através da aplicação nas amostras de Nital 2% por aproximadamente 40 segundos.



**Figura 23 – Configuração das seções transversais retiradas como amostra**  
Fonte: Autoria própria

### 3.3.5 Análise das amostras

Após serem atacadas quimicamente as amostras tiveram as sub-regiões de seus cordões de solda evidenciadas. Com a utilização do projetor de perfil apresentado na seção 3.2 pode-se visualizar as sub-regiões dos cordões de solda de cada uma das amostras em escala ampliada. Através desta visualização em escala ampliada mediu-se as dimensões das sub-regiões dos cordões. A figura 24 demonstra o projetor de perfil utilizado para as medições das camadas dos cordões de solda.



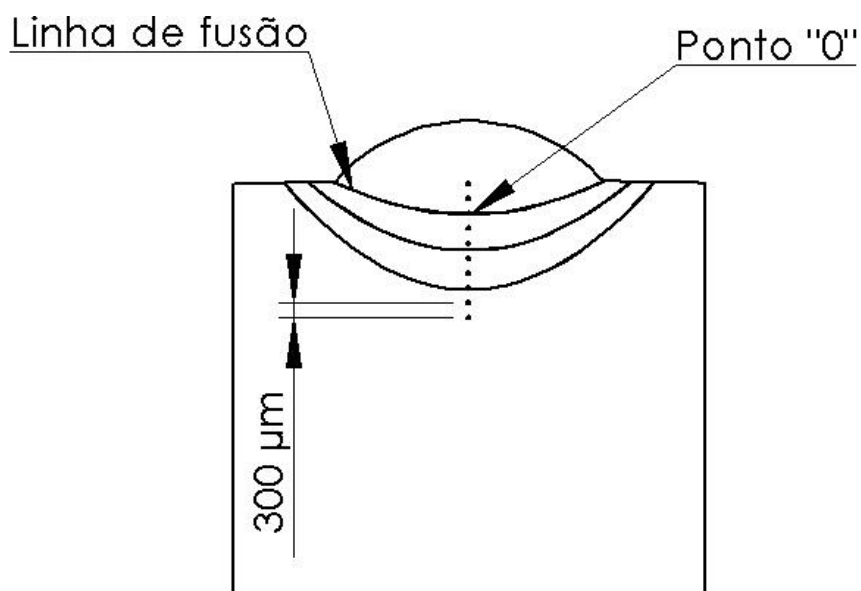
**Figura 24 – Utilização do Projeto de perfil para medição das sub-regiões dos cordões de solda**

Fonte: Autoria própria

Objetivando confirmar os resultados obtidos através das medições do projetor de perfil foram realizadas medições de microdureza nas 10 amostras. Através da curva de dureza obtida com as medições de microdureza pode-se confirmar os resultados das medições realizadas no projetor de perfil, isto porque as sub-regiões dos cordões de solda possuem microestruturas diferentes.

As medições de microdureza foram feitas ao longo do perfil da ZAC, com o ponto de referência estando localizado sobre a linha de fusão e representado como Ponto “0” na figura 25, que ilustra o perfil de medição de microdureza realizado sobre as amostras. Posteriormente mediu-se a dureza de dois pontos acima do Ponto “0”. Após isto foram sendo realizadas medidas de dureza abaixo do Ponto “0” até que se atingisse o metal de base. Através da figura 25 pode-se visualizar

também que o espaçamento entre as medições de microdureza foi de 300  $\mu\text{m}$ . Para a realização destas medições a carga aplicada foi de 500 gf (HV0,5), e o tempo de aplicação de cada carga foi de 10 segundos.



**Figura 25 – Perfil de medição de microdureza**  
Fonte: Autoria própria

Na figura 15 estão identificadas as dimensões, para cada amostra, que foram medidas para a posterior verificação dos critérios de Higuchi. Conforme explicado na seção 2.6.3, através das dimensões ilustradas na figura 15 (Reforço, Penetração, Profundidade da Zona Macia e Profundidade da Zona Dura) podem ser verificados se os dois critérios de Higuchi são atendidos.

Desta forma, na parte final do estudo, através das dimensões obtidas pelo projetor de perfil, que foram confirmadas pelas medições de microdureza, foi realizada a verificação dos dois critérios de Higuchi para todas as possíveis combinações de passes de revenimento. Como o estudo foi realizado com cinco cordões de solda o número de combinações de passes de revenimento foi de 25.

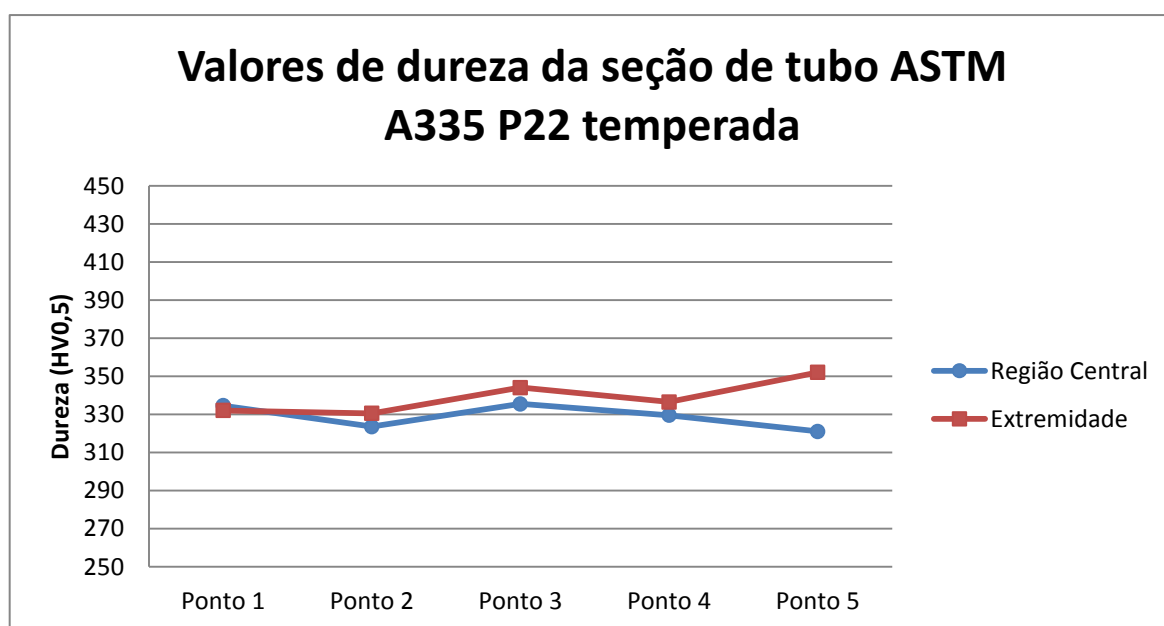


## 4 RESULTADOS

### 4.1 Averiguação da eficiência da têmpera

Conforme descrito na seção 3.3.2, com o intuito de averiguar a eficiência da têmpera realizada nas seções de tubo ASTM A335 P22, foram feitas medições de dureza na região central e na extremidade de uma das seções do tubo ASTM A335 P22 temperadas. Os resultados destas medições de dureza estão representados na figura 26.

A média das durezas medidas nos 5 pontos da Região Central foi de 328,8 HV0,5 e na Extremidade foi de 339 HV0,5. Esta diferença se deu pelo fato de o resfriamento ocorrer de maneira mais acelerada nas regiões mais próximas à superfície do material. Desta forma as extremidades tenderão a apresentar durezas mais elevadas.



**Figura 26 – Dureza em diferentes pontos da seção de tubo ASTM A335 P22 temperada**

Fonte: Autoria Própria

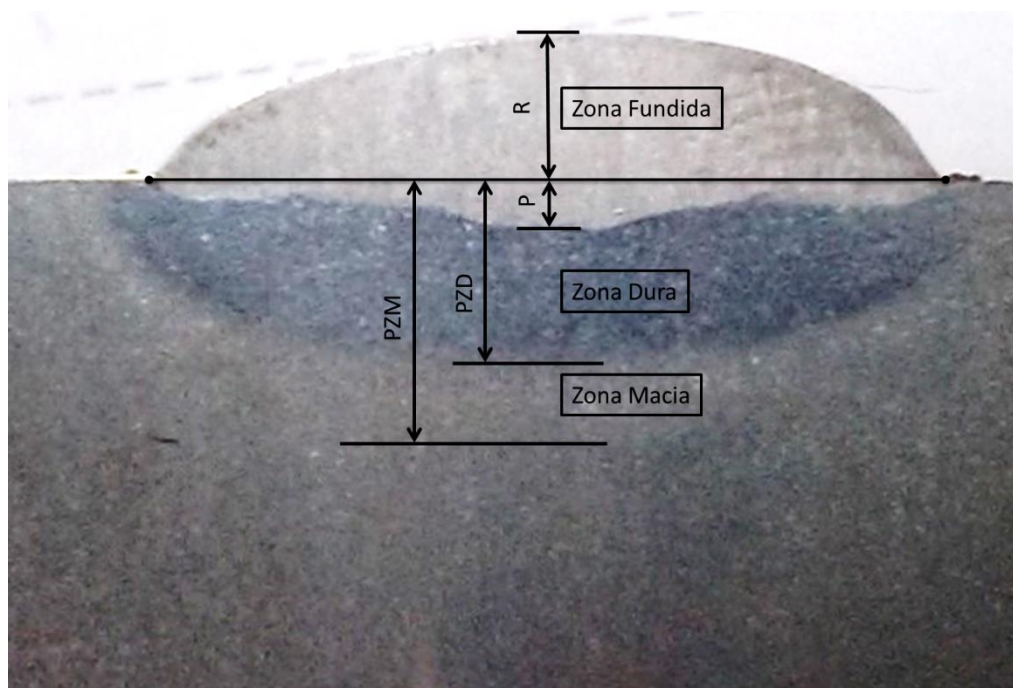
Foi feita também, através da utilização do microscópio ótico, a análise da microestrutura do tubo ASTM A335 P22 temperado. O reagente químico utilizado para atacar a amostra analisada foi o Nital 2%. Pelo fato de a análise da

microestrutura não ser de fundamental importância para a obtenção dos resultados do presente trabalho as referidas imagens foram posicionadas no Apêndice A.

## 4.2 Macrografia dos cordões de solda

Como mencionado na seção 3.3.4, por meio da macrografia dos cordões de solda feita com auxílio de um projetor de perfil foram obtidas as dimensões das sub-regiões dos cordões de solda de cada uma das 10 amostras. Conforme citado na seção 2.6.3 são por meio destas medições que os critérios de Higuchi são avaliados.

A figura 27 ilustra uma das 10 amostras já preparada para a realização das medições das sub-regiões do cordão através de um projetor de perfil. Após o ataque com Nital 2% as sub-regiões do cordão são identificadas, possibilitando desta forma a medição das dimensões destas sub-regiões.



**Figura 27 – Perfil da seção transversal de um cordão de solda**

Fonte: Autoria Própria

A região de metal fundido, partindo-se do topo na figura 27 é a primeira camada, que é composta pelo reforço mais a penetração. A definição de reforço e penetração pode ser verificada na seção 2.6.3. A região de metal fundido, conforme

pode ser visualizado pela figura 27, apresenta um aspecto mais claro. A região seguinte é a zona temperada, tendo sua dimensão definida pela profundidade da zona dura menos a penetração. A zona temperada apresenta um aspecto mais escuro com relação às demais camadas. A zona revenida está abaixo da zona temperada e é determinada pela profundidade da zona macia menos a zona dura. O metal base corresponde a toda região que se encontra abaixo da zona revenida. Pela figura 27 pode-se observar que a zona revenida e o metal base possuem uma coloração com um tom bastante semelhante, o que dificulta, mas não impossibilita a identificação destas duas sub-regiões.

Um importante aspecto visual relacionado à figura 27 que merece destaque é o fato de a zona revenida ser visualmente menor que a zona temperada. As amostras de todos os cordões de solda estudados apresentaram uma distribuição semelhante: dimensão da zona temperada visualmente superior à dimensão da zona revenida, com esta apresentando-se sempre com uma profundidade bem estreita. Desta forma, antes das realizações das medições com o auxílio do projetor de perfil, já se esperava uma dificuldade no atendimento dos critérios de Higuchi para as 25 combinações de passes de revenimento possíveis. Isto porque para que os critérios de Higuchi sejam atendidos a zona revenida de um cordão precisa ser mais espessa que a zona temperada de um cordão que se deseja revenir.

No entanto, para assegurar a veracidade dos resultados do estudo as dimensões das sub-regiões dos cordões foram medidas com o auxílio do projetor de perfil. A Tabela 6 lista as dimensões obtidas para todas as amostras através das macrografias realizadas com o projetor de perfil.

Após a obtenção das dimensões das sub-regiões de todas as amostras, foi feito a média entre as dimensões das sub-regiões das amostras que correspondiam aos mesmos cordões. Estes mesmos valores foram utilizados na montagem da figura 28, que representa um diagrama de Higuchi para o presente estudo, da mesma forma que foi previamente observado na literatura pela figura 13.

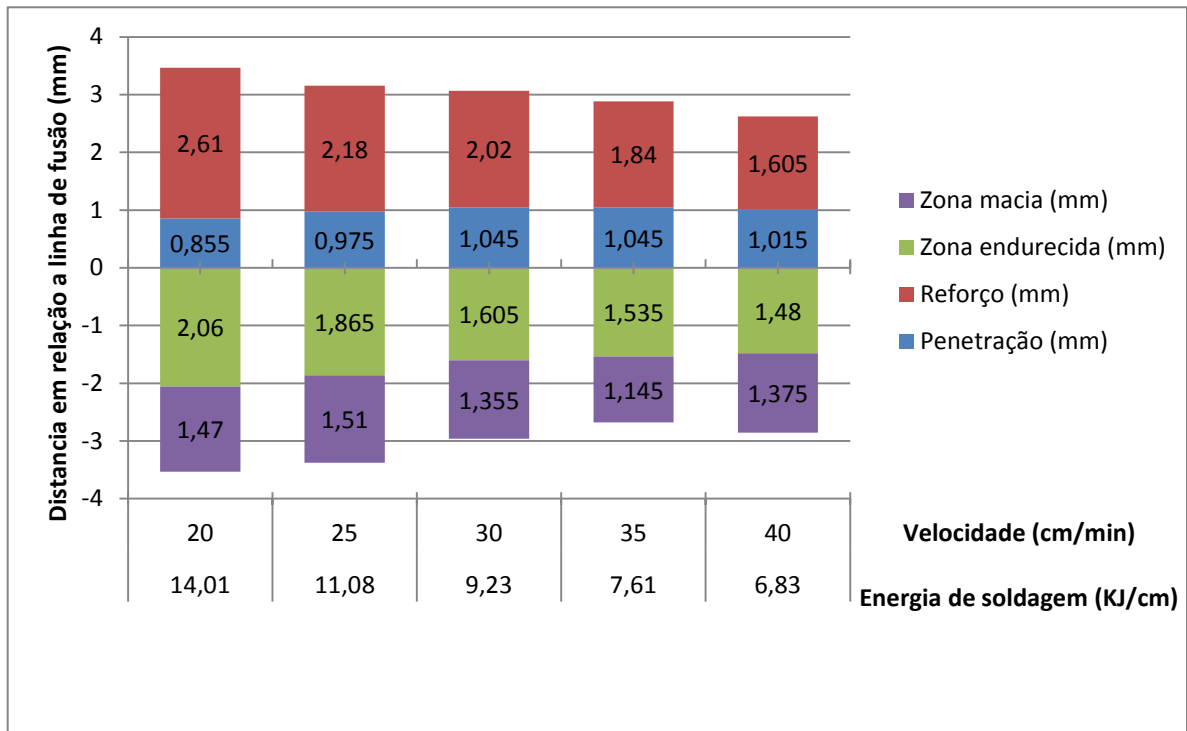
**Tabela 6 – Dimensões das sub-regiões da ZAC**

Dimensões das sub-regiões da ZAC dos cordões de cada um das 10 amostras					
Aporte térmico (kJ/cm)	Amostra	Média Reforço (mm)	Média Penetração (mm)	Média Zona endurecida (mm)	Média Zona macia (mm)
14,01	1	2,610	0,855	2,060	1,470
11,08	2	2,180	0,975	1,865	1,510
9,23	3	2,020	1,045	1,605	1,355
7,61	4	1,840	1,045	1,535	1,145
6,83	5	1,605	1,015	1,480	1,375

**Fonte: Autoria própria**

Através da visualização da figura 28 percebe-se que com a diminuição da energia de soldagem o tamanho das subcamadas dos cordões tende a sofrer redução. Desta forma fica evidente que o tamanho das subcamadas dos cordões de solda é diretamente proporcional à energia de soldagem utilizada para a deposição do cordão de solda em questão.

Pela figura 28 observa-se também que quanto maior for a velocidade do processo de soldagem menores serão as subcamadas dos cordões. Este resultado é explicado pela equação 1, onde a energia de soldagem é inversamente proporcional à velocidade de soldagem.



**Figura 28 – Dimensão das regiões da solda.**

Fonte: Autoria Própria

### 4.3 Averiguação dos critérios de Higuchi

Os tamanhos das sub-regiões representadas na figura 28 serviram de base para a verificação dos dois critérios de Higuchi para as 25 possíveis combinações de passes de revenimento, considerando o primeiro cordão sendo aplicado ao metal de base e o segundo cordão aplicado sobre o primeiro cordão para a realização da técnica da dupla camada. Para que a técnica da dupla camada seja realizada a região revenida do segundo cordão deve revenir a região temperada do primeiro cordão.

Através da Tabela 7 podem ser visualizadas as dimensões utilizadas para verificação dos critérios de Higuchi. Estas dimensões são obtidas a partir das dimensões apresentadas na figura 28. Os cálculos realizados para a obtenção das dimensões apresentadas na Tabela 7, a partir das dimensões apresentadas na figura 28, podem ser compreendidos através da verificação da seção 2.6.3 do presente trabalho.

**Tabela 7 – Dimensões utilizadas para verificação do Teste de Higuchi**

Cordão	PZM2 (mm)	PZD1 (mm)	PZD2 (mm)	R1 + P1 (mm)
1	4,385	5,525	2,915	3,465
2	4,350	5,020	2,840	3,155
3	4,005	4,670	2,650	3,065
4	3,725	4,420	2,580	2,885
5	3,870	4,100	2,495	2,620

**Fonte: Autoria própria**

Através da Tabela 8 pode-se visualizar a verificação dos critérios 1 e 2 de Higuchi para o presente estudo, sendo apresentadas as verificações para todas as possibilidades dentre os cinco aportes térmicos aplicados. Para um entendimento mais aprofundado acerca dos critérios de Higuchi pode-se consultar a seção 2.6.3 do presente estudo.

O critério 1 de Higuchi impõe que PZM2 seja maior PZD1, assim para que o critério 1 seja atendido PZM2 menos PZD1 deve ser positivo. Constatando-se pela Tabela 8 apenas 2 combinações atendem esse critério. O critério 2 de Higuchi estabelece que PZD2 deve ser menor que (R1+P1), portanto sendo negativo o resultado de PZD2 menos (R1+P1) o critério 2 é satisfeito. Através da Tabela 8 verifica-se que 21 combinações atendem o critério 2. No entanto, nenhuma das combinações atende simultaneamente os dois critérios, desta forma o Teste de Higuchi não é verificado para nenhuma das 25 combinações possíveis de passes de revenimento. Como consequência disto a técnica da dupla camada não pode ser aplicada para nenhuma das combinações estudadas.

**Tabela 8 – Verificação dos dois critérios de Higuchi**

Cordão 1	Cordão 2	Critério1	Critério 2	Cordão 1	Cordão 2	Critério 1	Critério 2
		PZM2>PZD1 PZM2 – PZD1 (mm)	PZD2 < R1 + P1 PZD2 - (R1 + P1) (mm)			PZM2 > PZD1 PZM2 - PZD1 (mm)	PZD2 < R1 + P1 PZD2 - (R1 + P1) (mm)
1	1	-1,140	-0,735	4	1	-0,035	0,030
1	2	-1,175	-0,625	4	2	-0,070	-0,045
1	3	-1,520	-0,815	4	3	-0,415	-0,235
1	4	-1,800	-0,885	4	4	-0,695	-0,305
1	5	-1,655	-0,970	4	5	-0,550	-0,390
2	1	-0,635	-0,240	5	1	0,285	0,295
2	2	-0,670	-0,315	5	2	0,250	0,220
2	3	-1,015	-0,505	5	3	-0,095	0,030
2	4	-1,295	-0,575	5	4	-0,375	-0,040
2	5	-1,150	-0,660	5	5	-0,230	-0,125
3	1	-0,285	-0,150				
3	2	-0,320	-0,225				
3	3	-0,665	-0,415				
3	4	-0,945	-0,485				
3	5	-0,800	-0,570				

Fonte: Autoria própria

O resultado do Teste de Higuchi para as 25 possíveis combinações de passes de revenido estudadas é mostrado na Tabela 9, onde estão apresentados também os resultados dos dois critérios de Higuchi isoladamente. Através da observação da Tabela 9 constata-se que nenhuma combinação de passe de revenido atendeu aos dois critérios de Higuchi simultaneamente. Pela Tabela 9 verifica-se que a zona revenida de cada um dos segundos cordões foi incapaz de revenir totalmente a zona temperada de cada um dos primeiros cordões. A razão disso é que a região revenida dos cordões apresentou-se menor que a região temperada. Em média a região revenida correspondeu a 44,61% da ZAC, enquanto a zona temperada correspondeu a 55,39% da ZAC.

**Tabela 9 – Teste de Higuchi para todas as combinações possíveis de sobreposição dos cordões**

Cordão 1	Cordão 2	Critério 1	Critério 2	Teste de Higuchi
1	1	Não OK	OK	Não OK
1	2	Não OK	OK	Não OK
1	3	Não OK	OK	Não OK
1	4	Não OK	OK	Não OK
1	5	Não OK	OK	Não OK
2	1	Não OK	OK	Não OK
2	2	Não OK	OK	Não OK
2	3	Não OK	OK	Não OK
2	4	Não OK	OK	Não OK
2	5	Não OK	OK	Não OK
3	1	Não OK	OK	Não OK
3	2	Não OK	OK	Não OK
3	3	Não OK	OK	Não OK
3	4	Não OK	OK	Não OK
3	5	Não OK	OK	Não OK
4	1	Não OK	Não OK	Não OK
4	2	Não OK	OK	Não OK
4	3	Não OK	OK	Não OK
4	4	Não OK	OK	Não OK
4	5	Não OK	OK	Não OK
5	1	OK	Não OK	Não OK
5	2	OK	Não OK	Não OK
5	3	Não OK	Não OK	Não OK
5	4	Não OK	OK	Não OK
5	5	Não OK	OK	Não OK

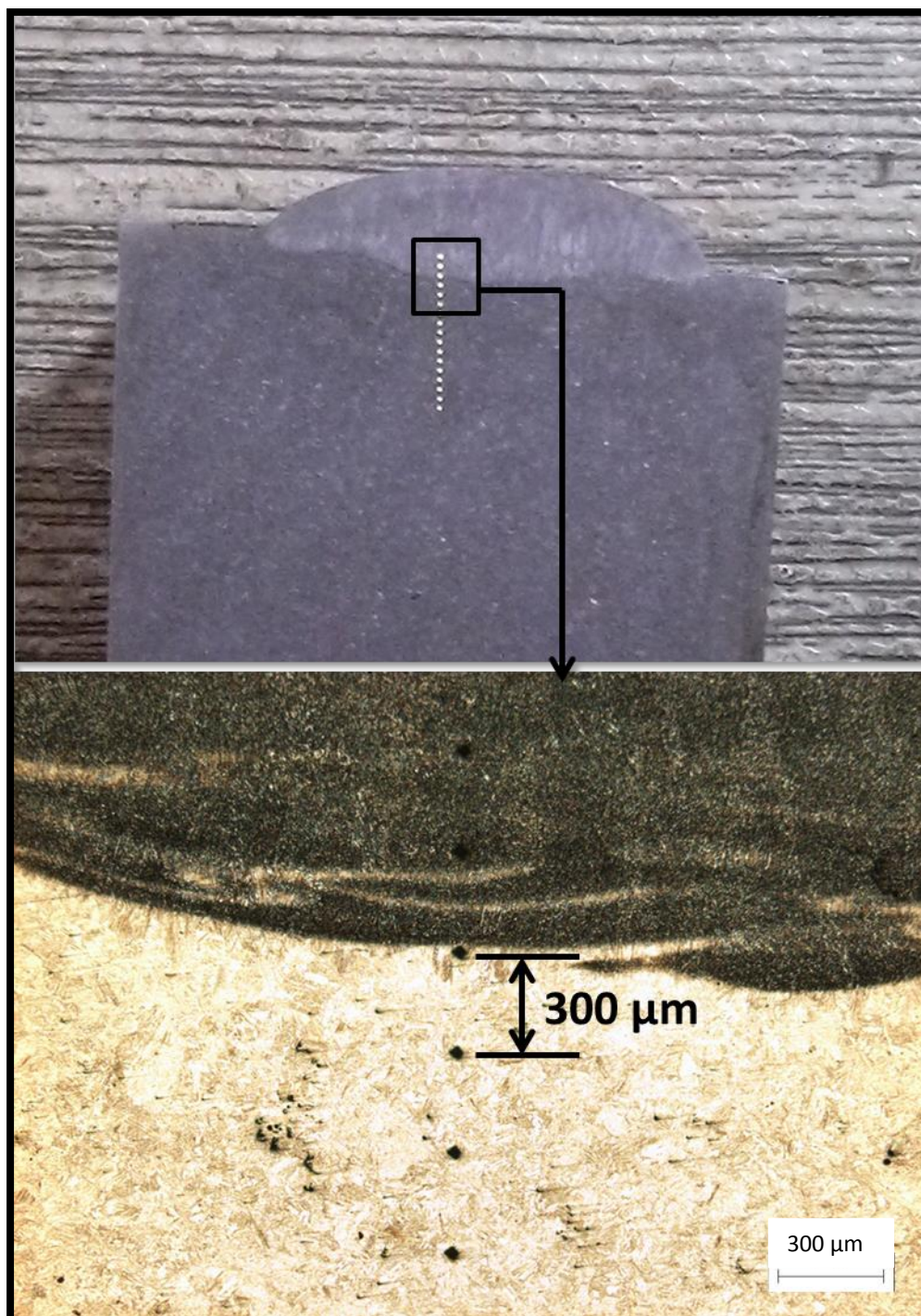
Fonte: Autoria própria

#### 4.4 Perfil de dureza dos cordões de solda

Com a intenção de confirmar os resultados obtidos nas seções 4.2 e 4.3, foram realizadas medições de microdureza nos perfis das 10 amostras estudadas. Estas medições foram realizadas conforme explicitado na seção 3.3.4 e ilustrado na figura 24. Através da figura 29 é possível observar as identificações realizadas sobre as amostras durante as medições de dureza. Para a medição de microdureza das 10 amostras foi seguido o mesmo padrão, com duas medições sendo realizadas sobre



o metal fundido e as demais sendo sucessivamente realizadas a partir da linha de fusão no sentido de encontro com o metal de base.



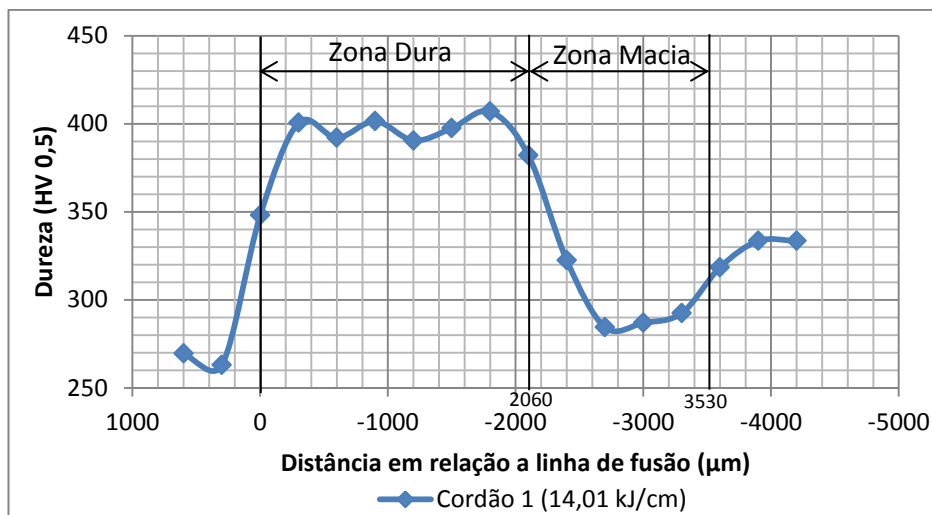
**Figura 29 – Identações realizadas sobre a amostra para medição de microdureza**

Fonte: Autoria Própria

O perfil de dureza de cada um dos cinco cordões foi medido e os resultados estão expostos da figura 30 à 34. O perfil de dureza de cada cordão foi obtido pela média dos perfis de dureza das duas amostras de cada cordão de solda, aumentando a confiabilidade dos resultados. Nota-se que a ZAC dos cinco cordões apresentou revenimento considerável, fato comprovado pela considerável queda de dureza com relação à região retemperada de cada cordão. A queda de dureza da região revenida com relação à região retemperada, em média para os cinco cordões, foi de aproximadamente 30%. Isto confirma que durante o processo de soldagem ocorreu um revenimento eficaz no tubo ASTM A335 P22.

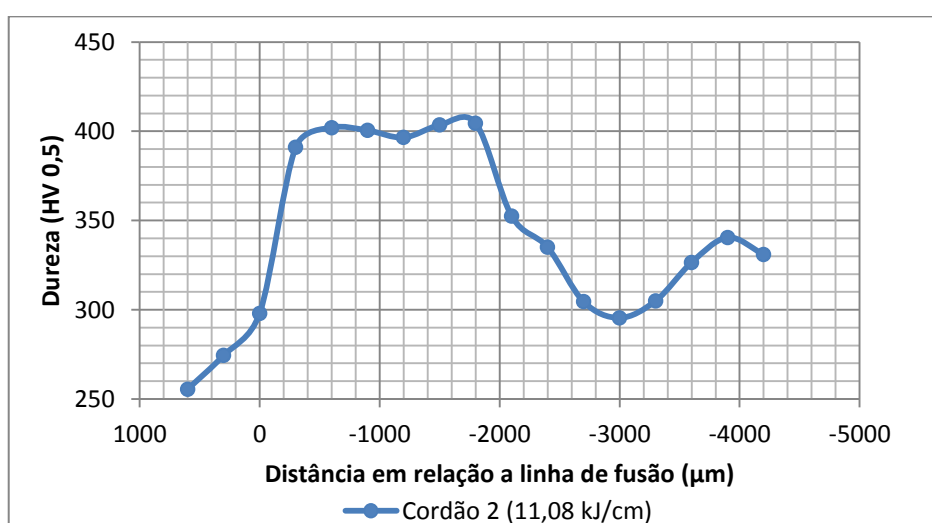
No entanto, apesar de ter sido observado um revenimento eficaz, observou-se, dos perfis de dureza, que os tamanhos das faixas onde a dureza apresentou-se menor, as zonas revenidas são menores que os tamanhos das faixas das regiões de alta dureza, que são as faixas retemperadas. Conforme já explicado no item 2.6.3, para que o Teste de Higuchi seja atendido a faixa revenida de um determinado cordão de solda precisa ser espessa o suficiente para revenir a faixa retemperada de outro cordão. Portanto, os resultados obtidos pelas medições dos perfis de dureza dos cordões de solda comprovam os resultados obtidos nas seções 4.2 e 4.3. Ou seja, o Teste de Higuchi não é atendido para nenhuma das combinações possíveis de passes de revenido e, como consequência, a técnica da dupla camada não pode ser aplicada para nenhuma das combinações estudadas.

É evidenciado também, nos perfis de dureza dos cinco cordões, que a dureza em uma distância de mais de 4000 micrometros para baixo da linha de fusão, tende a se aproximar da faixa de 330 HV0,5 a 340 HV0,5. Isto ocorre porque esta é a dureza aproximada correspondente ao metal base previamente temperado, conforme comprovado pelos resultados da seção 4.1.

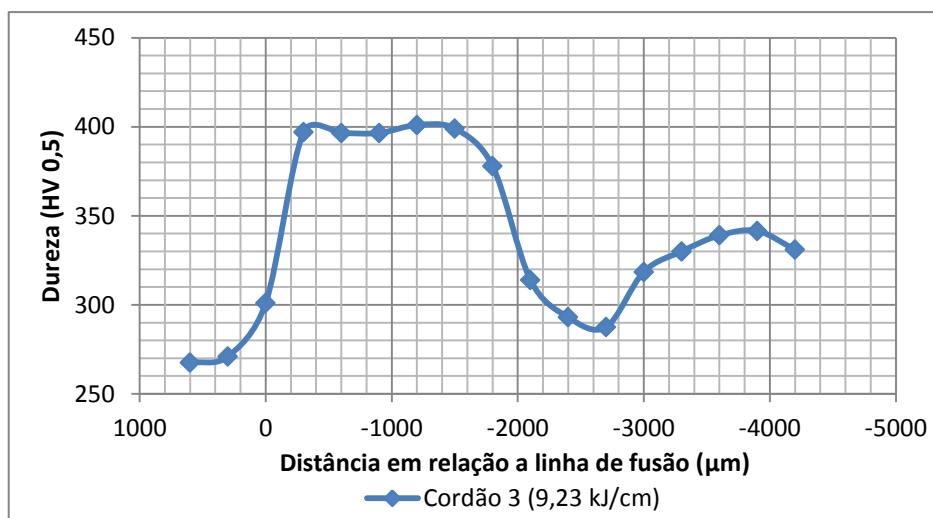


**Figura 30 – Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 14,01 kJ/cm**  
 Fonte: Autoria Própria

Para comprovar que as medidas usadas para realizar o teste de Higuchi são reais podemos relacionar os dados de microdureza do cordão 1, demonstrados na figura 30, com os dados obtidos no projetor de perfil e demonstrados na figura 28. Podemos observar na figura 30 que os dados de microdureza e do projetor de perfil estão alinhados, como todas amostras tiveram o mesmo procedimento e análise, comprovamos a veracidade dos dados.

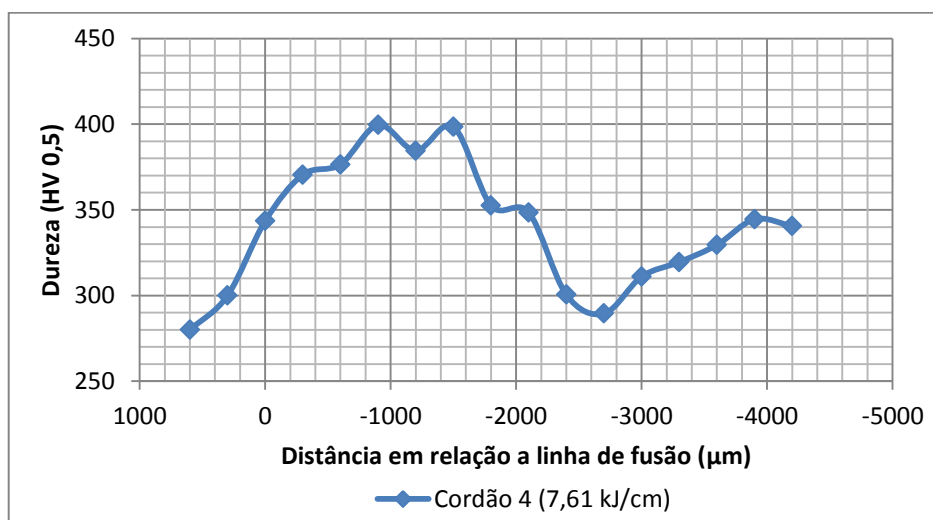


**Figura 31 – Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 11,08 kJ/cm**  
 Fonte: Autoria Própria



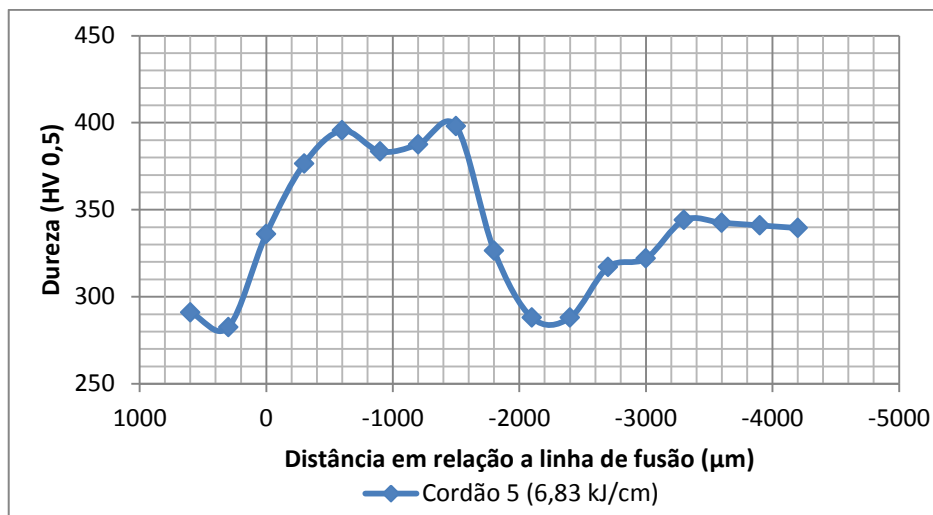
**Figura 32 – Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 9,23 kJ/cm**

Fonte: Autoria Própria



**Figura 33 – Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 7,61 kJ/cm**

Fonte: Autoria Própria



**Figura 34 – Perfil de microdureza do cordão realizado com aporte térmico de 6,83 kJ/cm**

Fonte: Autoria Própria

#### 4.5 Micrografia dos cordões de solda

Visando complementar o presente trabalho foram realizadas micrografias das três regiões do cordão de solda: zona fundida, zona temperada e zona revenida. Estas figuras foram posicionadas no Apêndice A.

#### 4.6 Relação entre os resultados experimentais e a teoria

Através do Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr, demonstrado pela figura 5 da seção 2.2.5, é possível observar que para materiais com teor de cromo de 2,25%, caso do tubo ASTM A335 P22, a faixa de temperatura compreendida entre  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  é bem estreita. Como consequência disto a faixa de revenimento do material também será estreita. Isto explica a razão das faixas de zona revenida observadas nas amostras estudadas apresentarem-se estreitas e, como consequência, impossibilitarem que o Teste de Higuchi seja atingido. Resultados similares são atingidos tanto para a execução de soldagem sem pré-aquecimento, que foi o caso do presente trabalho, como também para uma soldagem com pré-aquecimento.

A figura 5 esclarece a razão de apenas uma pequena faixa de revenimento ter sido observada nos testes de dureza dos cordões de solda (figuras 30 a 34) e nas espessuras das sub-camadas da ZAC (figura 28).

## 5 CONCLUSÕES

Pode-se concluir, a partir dos dados experimentais obtidos e através da literatura, que:

- A técnica da dupla camada para reparo de solda sem tratamento térmico pós-soldagem não é aplicável ao tubo ASTM A335 P22;
- Foi observado um revenimento eficaz durante o processo de soldagem, fato comprovado pela diferença significativa da dureza do zona temperada (valores médios de 400 HV0,5) para a zona revenida (valores médios de 300 HV0,5);
- Como consequência da faixa de temperaturas ser muito estreita entre as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 o tamanho da faixa de revenimento observado nas amostras foi pequeno. A zona revenida teve representatividade média de 44,61% na ZAC das amostras;
- A faixa do material revenido, evidenciado pela medida da microdureza e comprovada pelas medidas do projetor de perfil, demonstra que a região revenida é mais estreita que a região endurecida. Como consequência isto impede que a zona revenida do 2º passe provoque o revenimento da zona endurecida do 1º passe, impossibilitando que os critérios de Higuchi sejam atendidos;
- Apenas 2 das 25 possíveis combinações atenderam ao primeiro critério de Higuchi. Nestas 2 combinações, porém, o segundo critério não foi atendido;
- Apesar do tubo ASTM A335 P22 possuir um teor relativamente baixo de carbono este conta com um alto teor de molibdênio. Isto garante alta temperabilidade, provocando o aumento da zona endurecida do material.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se, para trabalho futuro, a verificação da aplicabilidade da técnica da dupla camada para reparo de solda sem tratamento térmico pós-soldagem de um material similar ao tubo ASTM A335 P22, mas que possua uma concentração de cromo que possibilite uma faixa de transformação entre Ac1 e Ac3 mais longa. Um material com concentração de cromo entre 10% e 12% teria uma faixa de transformação entre Ac1 e Ac3 mais ampla. Isto poderia gerar faixas de revenimento mais longas no material em questão durante os processos de soldagem. Com faixas de revenimento mais longas a possibilidade dos critérios de Higuchi e, como consequência, a técnica da dupla camada, serem atendidos seria maior.

Uma segunda sugestão é, em trabalhos futuros com objetivos similares, utilizar três amostras para cada cordão de solda. No presente trabalho foram utilizadas duas amostras, mas a utilização de três amostras possibilitaria a obtenção de resultados ainda mais precisos.

## REFERÊNCIAS

- Aguiar, Willys M., **Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior**. Fortaleza, 2001.
- Andrade, Wallace S., **Estudo da Técnica de Dupla Camada na Soldagem de Aço AISI 1045**. São Cristóvão, 2011.
- AS 4458:1997 – Pressure equipment – Manufacture, Austrália. **AS**, 2006.
- ASM Metals Handbook, Vol. 4, 10ª ed. Heat Treating, U.S.A. **ASM**, 1991.
- ASM Metals Handbook, Vol. 6, 10ª ed. Welding, Brazing, and Soldering, U.S.A. **ASM**, 1993.
- ASM Metals Handbook, Vol. 9, 10ª ed. Metallography and Microstructures, U.S.A. **ASM**, 2004.
- ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Article IWB 4000, **Repair Procedures**.
- ASTM A335/A335M – 06, Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service, U.S.A. **ASTM**, 2006.
- AWS A5.20/A5.20M – Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, U.S.A. **AWS**, 2010.
- Azevedo, Alessandra Gois Luciano, **Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço**, Fortaleza, Ceará, Brasil, Universidade Federal do Ceará, 2002.
- ABNT 1045**
- Bracarense, Alexandre Queiroz, **Processo de Soldagem com Arame Tubular**, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, Universidade Federal de Minas Gerais, 2004.
- Buschinelli, Augusto. Técnicas de reparo por soldagem sem tratamento térmico de alívio de tensões e sua aplicação a aços Cr-Mo. **Monografia para concurso público**. UFSC, Florianópolis, 1992.
- Coleman, K., **Guideline for Welding Creep Strengthened Ferritic Alloys**. Palo Alto, CA, U.S.A, 2007.



Folkhard, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Austria, Springer-Verlag/Wien New York, 1988.

Friedman, L., M. and BAILEY, N. – Development and Assessment of Procedures for Repair Welding of Cr Mo Steels Without PWHT. Final Report. Document No. 360852391, 1992.

Higuchi, M., Sakamoto, H., Tanioka, S., **A study on Weld Repair Through Half Bead Method**. IHI EngineeringReview. V. 13, april/1980.

JONES, Denny A.; Principles and Prevention of Corrosion; 2<sup>a</sup> ed. Department of Chemical and Metallurgical Engineering University of Nevada, Reno. P. 242., 1996

King, Benjamin. **Welding and post weld heat treatment of 2.25%Cr-1%Mo steel**. Wollongong, New South Wales, Australia, University of Wollongong, 2003.

Küchler, Michel M. **Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem de Dutos em Operação**. Porto Alegre, 2009.

Marques, P. **Tecnologia da soldagem**, Belo Horizonte, Minas Gerais, MG, Brasil, Fundação Christiano Ottoni, 2002.

Metals HandBook. Nineth Edition, vol 1, USA, **ASM**, 1978.

Modenesi, P. J., Marques, P. V., Santos, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**, Belo Horizonte, Minas Gerais, MG, Brasil, Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

Neto, Ernesto P.; Surek, Maurício A. **Aplicabilidade da técnica da dupla camada para reparo de solda sem ttps do aço ASTM A335 P91**. 2013. 50 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Curso Superior em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2013.

Pereira, Aldo. **Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços Inoxidáveis Martensíticos com Metal de Adição Similar sem TTP**. 2000. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – CPGEM, UFSC, Florianópolis.

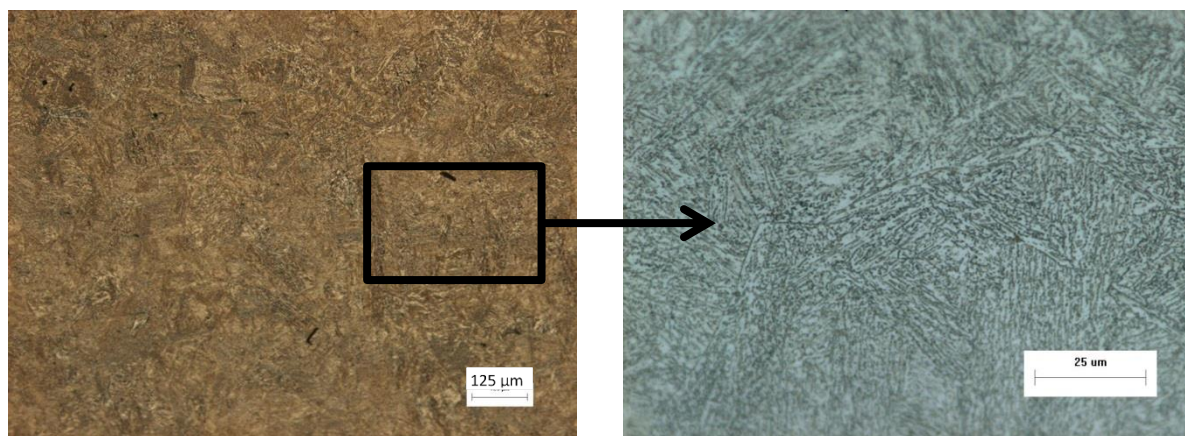
Pimenta, Jean S. **Soldagem de Reparo do Aço 9Cr-1Mo Grau P9 sem Tratamento Térmico Posterior**. Florianópolis, 2002.

Smith, Willian F. **Structure and Properties of Engineering Alloys**. 2. Ed. Singapore: McGraw – Hill, 1993.

Wainer, E., Brandi, Sérgio D.; Mello, Fábio D. H. de., 3ª Ed. **Soldagem, Processos e Metalurgia**, São Paulo, SP, Brasil, Editora Edgard Blücher Ltda., 2002.

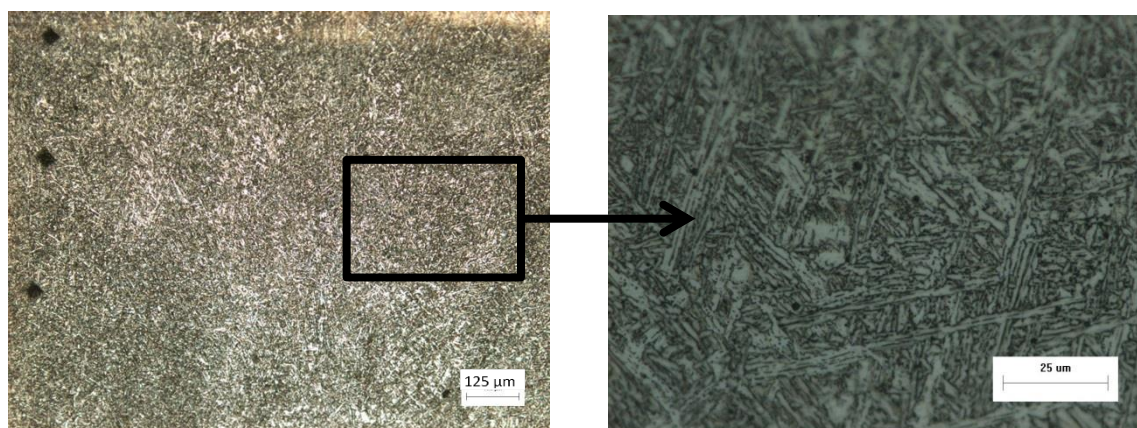
## APÊNDICE A – MICROGRAFIAS DO TUBO ASTM A335 P22

Durante a execução do trabalho foram realizadas micrografias de algumas regiões das amostras. A Figura 35 refere-se à região de material temperado do tubo ASTM A335 P22.



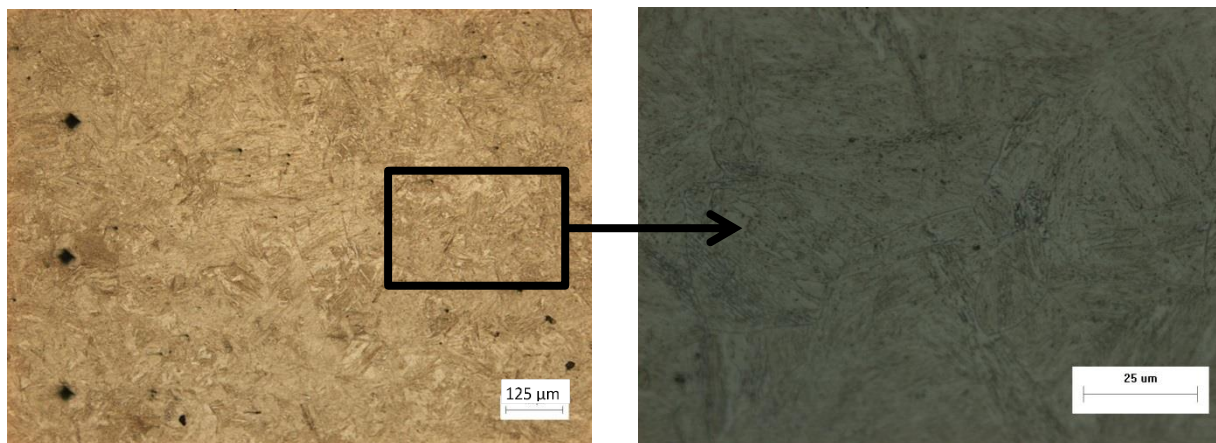
**Figura 35 – Micrografia da amostra temperada do tubo ASTM A335 P22.**  
**Ataque: Nital 2%**  
**Fonte: Autoria Própria**

A figura 36 está representando a zona fundida e sua microestrutura. Nesta região a estrutura observada apresenta dureza aproximada de 280 HV0,5.



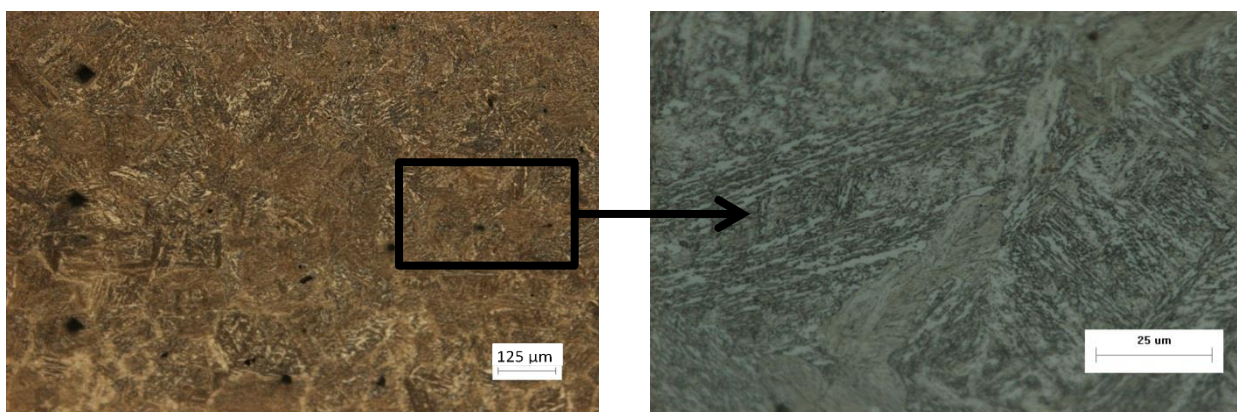
**Figura 36 – Micrografia da zona fundida. Ataque: Nital 2%**  
**Fonte: Autoria Própria**

A zona temperada está representada pela figura 37. Esta região do cordão foi submetida a temperaturas que se encontram entre  $A_{c3}$  e  $A_{c4}$ , sendo sua dureza aproximada de 400 HV<sub>0,5</sub>.



**Figura 37 – Micrografia da zona temperada. Ataque: Nital 2%**  
Fonte: Autoria Própria

A micrografia da zona revenida pode ser visualizada através da figura 38, sendo a dureza média desta região avaliada em aproximadamente 300 HV<sub>0,5</sub>. Os grãos austeníticos desta região apresentam tamanhos reduzidos com relação aos grãos formados durante o aquecimento da zona temperada. As temperaturas da zona revenida são inferiores a  $A_{c3}$ .



**Figura 38 – Micrografia da zona revenida. Ataque: Nital 2%**  
Fonte: Autoria Própria