

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

ERNESTO PRENDIN NETO
MAURICIO ANTONIO SUREK

**APLICABILIDADE DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA PARA
REPARO DE SOLDA SEM TTPS DO AÇO ASTM A335 P91**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

CURITIBA

2013

ERNESTO PRENDIN NETO
MAURÍCIO ANTONIO SUREK

**APLICABILIDADE DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA PARA
REPARO DE SOLDA SEM TTPS DO AÇO ASTM A335 P91**

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

Co-orientador: Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves

CURITIBA

2013

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 TTPS no Aço ASTM A335 P91", realizado pelos alunos Ernesto Prendin Neto e Mauricio Antonio Surek, como requisito parcial 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. Julio Cesar Klein das Neves
DAMEC, UTFPR
Co-orientador

Prof. Dr. Ossimar Maranhão
DAMEC, UTFPR
Avaliador

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

Curitiba, 7 de maio de 2013

AGRADECIMENTOS

Agradecemos a DEUS, pois Ele nos deu oportunidade, condição, força e motivação para podermos estudar. Também foi Ele que colocou pessoas tão especiais ao nosso lado, que nos acompanharam e tornaram possível a realização deste projeto de pesquisa.

Ao professor Doutor Aldo Santos Pereira pela orientação e incentivo. Também por ter-nos dado as diretrizes que tornaram possível a conclusão desta monografia.

Ao professor Doutor Julio Cesar Klein das Neves pela cooperação, orientação e auxílio com as atividades experimentais. Sem sua ajuda, certamente este trabalho não teria sido concluído até o presente momento.

Aos professores Doutor Ossimar Maranhão e Doutor Ricardo Fernando dos Reis que fizeram parte da banca de avaliação e contribuíram com sugestões para melhorar a monografia.

A todos os professores do curso, que foram tão importantes na nossa vida acadêmica.

Aos nossos familiares, amigos e colegas pelo incentivo e apoio.

Ao Grupo Irmãos Passaura pelo fornecimento do material utilizado nos experimentos e pela confiança creditada em nós para a realização do trabalho.

RESUMO

Neto, Ernesto P., Surek, Mauricio A. **Aplicabilidade da Técnica da Dupla Camada para Reparo de Solda sem TTPS no aço ASTM A335 P91.** (Trabalho de Conclusão de Curso) – Engenharia Mecânica – Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2013.

Neste trabalho procurou-se avaliar a possibilidade da aplicação da técnica de reparo por soldagem conhecida como "Dupla Camada" no aço ASTM A335 P91, através do processo de arame tubular (FCAW). Para isto um conhecimento básico deste processo além da teoria da soldagem de reparo foi necessário. Aspectos metalúrgicos do aço A335 P91 também foram abordados na pesquisa.

Para realização do estudo, cordões de solda, com diferentes energias de soldagem, foram depositados no aço P91. A zona afetada pelo calor (ZAC) de cada cordão foi avaliada através da medição de perfis de dureza e da medição da espessura de cada sub-região através de macrografia. Em seguida foi realizado o teste de Higuruchi para avaliação da possibilidade do uso da técnica da dupla camada.

Concluiu-se ao final do trabalho que não seria possível a aplicação da técnica para as condições estudadas, visto que a região revenida dos cordões representou uma parcela muito pequena da ZAC. Para uma análise do comportamento do aço em relação a um ciclo térmico depois de temperado, obteve-se um gráfico que compara a dureza obtida para ciclos de aquecimento a várias temperaturas, em um tempo de permanência de, aproximadamente, 1 hora. Notou-se que a faixa em que este aço permanece com baixa dureza é muito estreita frente as regiões frágeis.

Logo, afirma-se que a técnica da dupla camada não pode ser aplicada para o aço ASTM A335 P91 para as condições de operação utilizadas nesse estudo.

Palavras-chave: dupla camada, ASTM A335 P91, energia de soldagem, teste de Higuruchi

ABSTRACT

Neto, Ernesto P., Surek, Mauricio A. **Aplicabilidade da Técnica da Dupla Camada para Reparo de Solda sem TTPS no aço ASTM A335 P91.** (Trabalho de Conclusão de Curso) – Engenharia Mecânica – Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2013.

This study sought to evaluate the possibility of applying the welding repair technique known as "Two Bead" in ASTM A335 P91, through the process of Flux Cored Arc Welding (FCAW). For this a basic understanding of this process beyond the theory of repair welding was required. Metallurgical aspects of steel A335 P91 also have been addressed in this study.

To conduct the study, weld beads with different welding power were deposited in the P91 steel. The heat affected zone (HAZ) of each bead was evaluated by measuring hardness profiles and measuring the thickness of each subregion by macrograph. Then Higuchi Test was performed to evaluate the use of two bead technique.

It was concluded at the end of the work that it would not be possible to apply the technique for the conditions studied, since the region tempered of the beads represented a very small portion of the HAZ. To analyze the behavior of the steel against a heating cycle after it was quenched, a graph comparing the hardness obtained for heating cycles at various temperatures in a residence time of approximately 1 hour was obtained. Indeed, it was noted that the range in which this steel remains with low hardness is very narrow front of the fragile regions.

Therefore, it is stated that the two bead technique cannot be applied to steel ASTM A335 P91 for the operating conditions employed in this study.

Key-words: two bead, ASTM A335 P91, subsequent heat treatment, Higuchi criterion

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.....	12
Figura 2 – Influencia do carbono e molibdênio no campo γ	12
Figura 3 – O efeito do molibdênio no amolecimento por revenido de aços temperados com 0,35%C.	13
Figura 4 – Efeito do Molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,10% C.....	14
Figura 5 – Processo de soldagem com arame tubular.....	15
Figura 6 – Ciclo térmico de soldagem para um só passe	16
Figura 7 – Distribuição de temperaturas na deposição de um cordão de solda	18
Figura 8 – Transformações e perfil de dureza da ZAC	19
Figura 9 – Seção transversal da ZAC de um cordão de solda.....	22
Figura 10 – Ciclo típico de soldagem e TTPS do aço P91.....	23
Figura 11 – Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia-camada e (b) dupla-camada.....	24
Figura 12 – Diagrama de Higuchi para diferentes posições de soldagem e aportes térmicos.....	26
Figura 13 – Teste de Higuchi para a utilização da técnica da dupla camada. ..	27
Figura 14: Teste de Higuchi: 1ª condição atendida e 2ª condição não-atendida	28
Figura 15: Teste de Higuchi: 1ª condição atendida e 2ª condição não-atendida	28
Figura 16: Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições não-atendidas.....	29
Figura 17: Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições atendidas.....	29
Figura 18 – Regiões nas quais foram realizados os ensaios de dureza.	33
Figura 19 – Perfil de medição da microdureza.....	34

Figura 20 – Dureza medida em vários pontos para a peça temperada	36
Figura 21 – Micrografia da amostra temperada do aço A335-P91. Ataque: Villela.....	37
Figura 22 – Macrografia de seção transversal do cordão C. Ataque: Nital 10%	38
Figura 23 – Dimensão das regiões do metal de solda.	38
Figura 24 – Micrografia da zona fundida (ZF). Ataque: Villela	41
Figura 25 – Micrografia da zona retemperada (ZAC GG). Ataque: Villela	41
Figura 26 – Micrografia da zona revenida (ZAC GF). Ataque: Villela	42
Figura 27 – Perfil de microdureza de cada amostra de cordão de solda.	43
Figura 28 – Curva de dureza em função da temperatura de homogeneização do aço ASTM A335 P91.....	45
Figura 29 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.....	46

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço ASTM A335-P91	10
Tabela 2 – Temperaturas de transformação do aço ASTM A335 P91.....	11
Tabela 3 – Tratamentos Térmicos para o aço ASTM A335 P91	11
Tabela 4 – Espectometria de emissão óptica para as amostras utilizadas.....	31
Tabela 5 – Composição do Material de Adição.....	31
Tabela 6 – Parâmetros adotados para realização dos passes de cada cordão de solda.....	34
Tabela 7 – Temperatura de aquecimento de cada amostra.....	35
Tabela 8 – Camadas para aplicação e verificação do critério de Higuchi	39
Tabela 9 – Verificação do critério de Higuchi para todas as combinações possíveis de sobreposição dos cordões.....	40
Tabela 10: Resultados da função T.TEST	44

LISTA DE SIGLAS

ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
FCAW	Flux Cored Arc Welding
HV	Dureza Vickers
GMAW	Gas Metal Arc Welding
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TIG	Tungsten Inert Gas
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
ZAC	Zona Termicamente Afetada
ZF	Zona Fundida
ZL	Zona de Ligação

LISTA DE SÍMBOLOS

A_{c1}	Temperatura de Término da Austenitização
A_{c3}	Temperatura de Início da Austenitização
E_a	Eficiência de Solda
I	Corrente Elétrica
M_s	Temperatura Inicial de Formação de Martensita
M_f	Temperatura Final de Formação de Martensita
Q_t	Aporte Térmico
T_c	Tempo de permanência acima da temperatura critica
T_c	Temperatura critica
T'_c	Temperatura critica
T_p	Temperatura de Pico
V	Tensão Elétrica
v	Velocidade de Soldagem
Φ	Velocidade de Resfriamento
γ	Austenita
α	Ferrita Alfa (Ferro- α)
δ	Ferrita Delta (Ferro- δ)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	8
1.1	Contexto do Tema.....	8
1.2	Objetivos.....	8
1.3	Justificativa	8
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	10
2.1	Aço ASTM A335 P91	10
2.2	Tratamentos térmicos.....	10
2.2.1	Tratamentos térmicos para o Aço ASTM A335 P91	10
2.2.2	Efeito dos principais elementos de liga (Cr e Mo)	11
2.2.3	Resistência ao Revenimento.....	13
2.3	Soldagem com Arame Tubular (FCAW).....	14
2.4	Fluxo de calor no processo de soldagem.....	15
2.4.1	Eficiência do arco elétrico (ea)	16
2.4.2	Aporte térmico	16
2.4.3	Distribuição da temperatura na peça no ciclo de soldagem	17
2.4.4	Tempo de permanência nas faixas de temperaturas	18
2.4.5	Velocidade de resfriamento (Φ).....	18
2.4.6	Influência do fluxo de calor na estrutura cristalina.....	19
2.4.7	Microestruturas características da ZAC para o aço 9Cr-1Mo	20
2.5	Tratamentos térmicos Pós-Soldagem (TTPS).....	23
2.6	Técnicas de Reparo sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)	24
2.6.1	Técnica da "Meia-Camada"	24
2.6.2	Técnica da "Dupla-Camada"	25
2.6.3	Teste de Higuchi.....	25
3	METODOLOGIA	31
3.1	Materiais	31
3.2	Equipamentos	32
3.3	Procedimentos	32
3.3.1	Têmpera	32
3.3.2	Soldagem e análise da ZAC.....	33
3.3.3	Curva de dureza em função da temperatura de homogeneização	35
4	RESULTADOS.....	36
4.1	Eficiência da Têmpera.....	36
4.2	Macrografia dos cordões.....	37
4.2.1	Teste de Higuchi.....	39
4.3	Micrografia dos cordões	41
4.4	Perfil de dureza dos cordões	42
4.5	Curva de dureza em função da temperatura de homogeneização.....	44
4.6	Relação entre os resultados experimentais	46
5	CONCLUSÕES.....	48
	REFERENCIAS	49

1 INTRODUÇÃO

1.1 Contexto do Tema

O aço ASTM A335 P91 foi desenvolvido para ser aplicado em tubulações com temperaturas de serviço em torno de 540°C, usadas, por exemplo, em indústrias de energia, papel e celulose. Nessas aplicações a soldagem é um processo extremamente utilizado para montagem e instalação de equipamentos.

Quando os materiais metálicos são utilizados em tal processo, o calor fornecido gera tensões internas e aumenta a dureza em uma região próxima aos cordões de solda. Isto, conseqüentemente, reduz a tenacidade do material podendo ser o princípio para a propagação de trincas. Nesse caso, é necessário que seja realizado tratamento térmico pós-soldagem para aliviar as tensões internas e restaurar a microestrutura do material ao estado original. Esses tratamentos exigem elevado controle de tempo e de temperatura sendo que muitas vezes nem é possível colocá-las em fornos devido às características geométricas e dimensionais do componente ou condições de soldagem em campo.

1.2 Objetivos

O objetivo deste trabalho foi verificar a possibilidade de se usar uma das técnicas de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem conhecida por "Técnica da Dupla-Camada" para o aço ASTM A335 P91. Para auxiliar na análise dos resultados, uma curva de dureza em função da temperatura de homogeneização para este material foi levantada. O processo de soldagem utilizado nos experimentos foi o arame tubular (FCAW).

1.3 Justificativa

A utilização do aço ASTM A335 P91 ainda é limitada devido às dificuldades de restabelecer as suas propriedades mecânicas que são alteradas pelo processo de soldagem. Os tratamentos térmicos pós-soldagem em fornos convencionais restabelecem as propriedades da região de solda, mas são processos que possuem custo elevado, exigem equipamentos com elevado controle de tempo e temperatura,

além de se tornarem inviáveis em tubulações extensas ou que estejam fixadas de forma complexa em instalações industriais. O uso da técnica de reparo sem TTPS conhecida por "Técnica da Dupla-Camada" neste material, pode ser uma alternativa para a redução de custos e viabilização de reparos de juntas em campo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aço ASTM A335 P91

A ASTM (American Society for Testing and Materials) caracteriza a família de aços de grau P91 de acordo com a composição percentual de massa de cada elemento de sua liga. Em 1984, a ASTM aprovou uma nova formulação para o aço 9Cr-1Mo para ser utilizado em tubulações, e o codificou como ASTM A335 P91. Este aço é ferrítico e sua composição está descrita na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço ASTM A335-P91

Composição em teor percentual massa de elementos do aço A335 P91								
Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Cromo	Molibdênio	Vanádio	Outros
0.08–0.12	0.30–0.60	0.020 máx	0.010 máx	0.20–0.50	8.00–9.50	0.85–1.05	0.18–0.25	Ni 0.40 máx N 0.03 – 0.07 Al 0.02 máx Cd 0.06 – 0.1 Ti 0.01 máx Zr 0.01 máx

Fonte: Adaptado de ASTM A335/A335M – 09 (2009)

A ASTM recomenda o uso deste aço basicamente em áreas de serviço extremo, tipicamente em superaquecedores e reaquadadores. O aço possui alta tenacidade e resistência mecânica e à fluência mesmo a elevadas temperaturas. Em caldeiras de combustíveis fósseis, por exemplo, a temperatura de operação pode alcançar os 550°C. A condutividade térmica desses materiais também é outra característica importante para as aplicações nesses sistemas térmicos como a redução de perdas térmicas ou melhora da troca de calor.

2.2 Tratamentos térmicos

2.2.1 Tratamentos térmicos para o Aço ASTM A335 P91

A ASTM recomenda que sejam executados os tratamentos térmicos de normalização e revenimento ou de têmpera e revenimento, a fim de melhorar as propriedades do ASTM A335 P91 e prepará-lo para a sua utilização. As temperaturas de transformação do material podem ser visualizadas na Tabela 2. Com base nestes valores, a ASTM descreve a faixa de temperaturas que deve ser

utilizada na realização de tratamentos térmicos nesse material, conforme consta na Tabela 3.

Tabela 2 – Temperaturas de transformação do aço ASTM A335 P91

Temperaturas de Transformação do aço A335 P91 (°C)		
M _s (Temperatura Inicial de Formação de Martensita)	M _f (Temperatura final de Formação de Martensita)	A _{c1} (Temperatura de Término da Austenitização)
321	121	810

Fonte: Adaptado de Coleman (2007)

Tabela 3 – Tratamentos Térmicos para o aço ASTM A335 P91

Tratamentos Térmicos recomendados para o aço A335 P91 (°C)		
Tratamento Térmico	Temp. de normalização	Temp. de Revenimento
Normalização e revenimento	1040-1080	730-800
Têmpera e revenimento	1040-1080	730-800

Fonte: Adaptado de ASTM A335/A335M – 09 (2009)

A equação (1), denominada equação de Yourioca (Bailey, 1994), que é uma boa estimativa para a dureza de uma estrutura completamente martensítica em aços ferríticos, está apresentada abaixo:

$$HV_m = 884C(1 - 0,3C^2) + 294 \quad (1)$$

2.2.2 Efeito dos principais elementos de liga (Cr e Mo)

O cromo é um elemento alfa-gênico, ou seja, facilita a formação de ferrita, endurecendo-a por solução sólida. Esse elemento contrai a faixa de austenita, e um teor acima de 12%, para quantidades de 0,1% C e 1% Mo, exclui a possibilidade de formação da fase γ , conforme Figura 2. Quando há pequenas quantidades de cromo, os carbonetos formados são mais estáveis. Para teores maiores que 9% esse constituinte aumenta a resistência à oxidação e corrosão a altas temperaturas, além de aumentar a resistência à fragilização por hidrogênio conforme o Metals Handbook (1978).

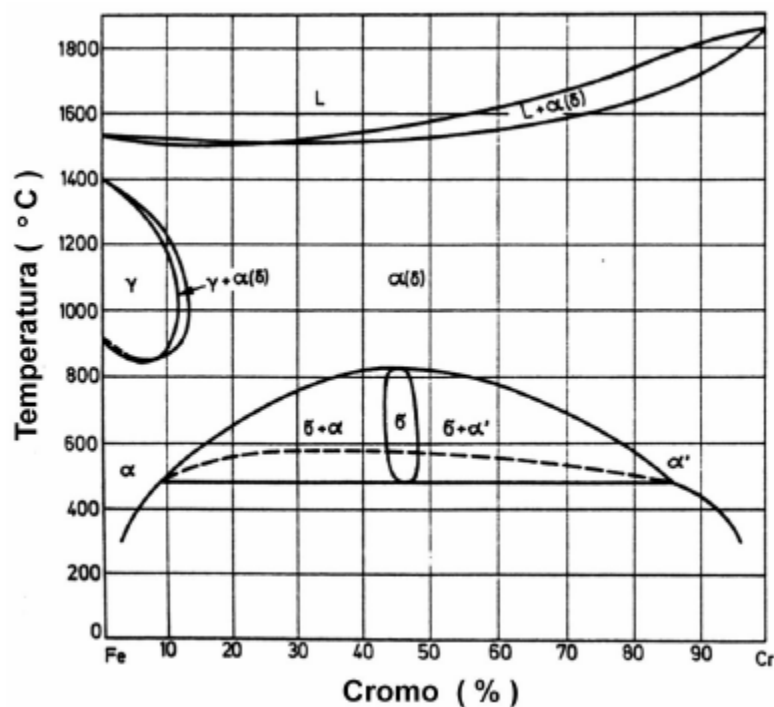


Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.

Fonte: Folkhard (1988)

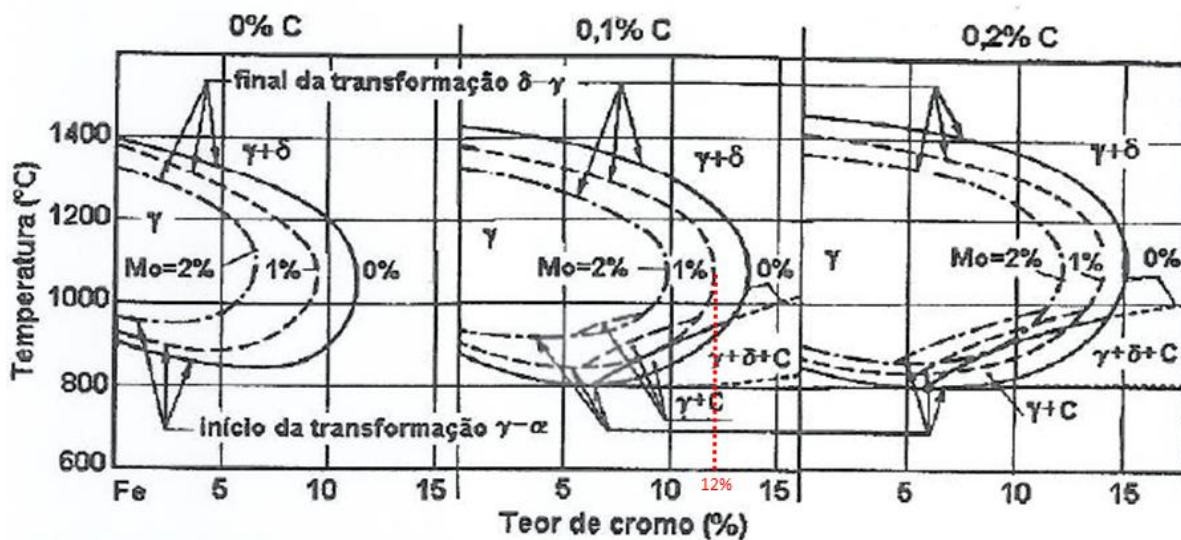


Figura 2 – Influência do carbono e molibdênio no campo γ .

Fonte: Folkhard (1988)

O molibdênio reduz a fase γ devido ao seu efeito ferrizante, além de aumentar a resistência à corrosão. Esse elemento, quando dissolvido na austenita, é responsável por um grande aumento na temperabilidade do aço. O molibdênio também forma carbonetos mais duros que o cromo, conforme Pimenta (2002).

Archer (1965) afirma que em aços Cr-Mo, um teor de pelo menos 0,5% de Mo já é suficiente para aumentar a resistência em temperaturas elevadas e minimizar a fragilização ao revenido.

O Metals Handbook (1978) informa que o carbono influencia no aumento da resistência e na endurecibilidade do aço à temperatura ambiente, mas não eleva a resistência em temperaturas acima de 540°C. A Figura 2 mostra o efeito combinado do cromo e molibdênio na contração da fase γ em aços Cr-Mo, e também o efeito de expansão dessa fase influenciada pelo carbono.

2.2.3 Resistência ao Revenimento

O molibdênio aumenta a resistência ao amolecimento no revenido de aços Cr-Mo, que pode ser observado com a realização de medidas de dureza após o resfriamento à temperatura ambiente. Esse efeito é mais significativo em aços para revenido a partir de 540°C (normalmente em aços carbono). A Figura 3 apresenta o efeito do Mo em minimizar o amolecimento de um aço com teor de 0,35% C. Nela está indicada a ocorrência de um endurecimento secundário, causada pela presença de teores de molibdênio acima de 0,5%. A Figura 4 mostra que com teores a partir de 0,47% de Mo já há um marcante endurecimento secundário durante o revenimento de aços com 0,10%C. Archer (1965) afirmou que esse efeito é observado em aços mais complexos e aços alto carbono.

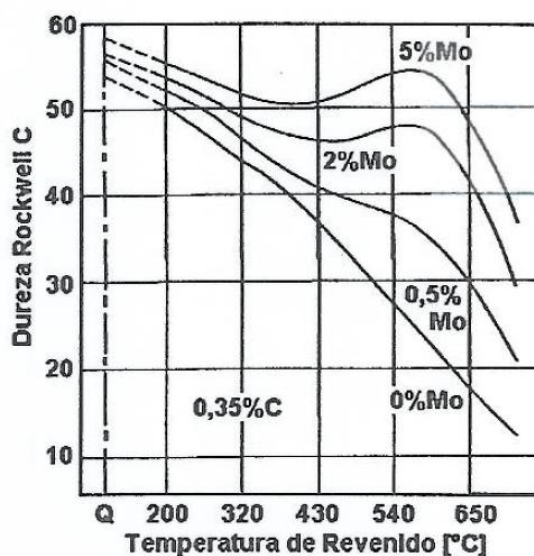


Figura 3 – O efeito do molibdênio no amolecimento por revenido de aços temperados com 0,35%C.

Fonte: Archer (1965)

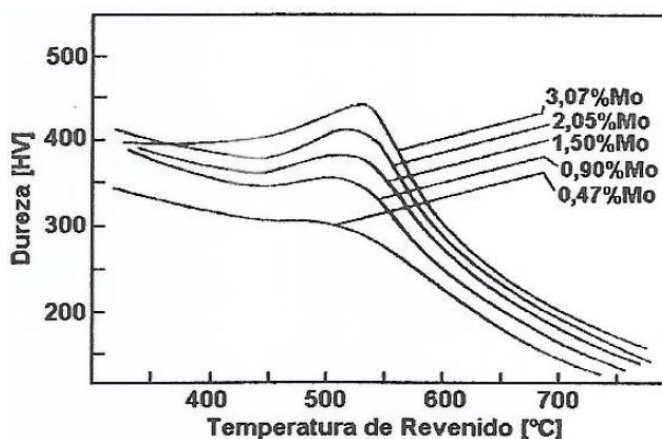


Figura 4 – Efeito do Molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,10% C.

Fonte: Pereira (2000, apud Smith, 1957)

Alguns elementos de liga formam carbonetos termodinamicamente mais estáveis que a cementita, e quando esses elementos estiverem em teores suficientes nos aços, a formação de seus carbonetos ocorrerá preferencialmente em relação à cementita. Para o revenimento, esse fenômeno ocorre na faixa entre 500-600°C, pois para temperaturas inferiores, esses elementos não se difundirão suficientemente rápido para que ocorra a formação de carbonetos. Pimenta (2002, apud Smith, 1957) atribuiu o endurecimento secundário a uma precipitação muito fina de carbonetos em forma de "agulhas" (principalmente Mo_2C), que se formam nos contornos de grão da matriz de martensita, dificultando o movimento das discordâncias. O Mo_2C também ocasiona um endurecimento da ferrita.

2.3 Soldagem com Arame Tubular (FCAW)

A soldagem com arame tubular, também conhecida como FCAW (Flux Cored Arc Welding), possui uma vasta gama de aplicações. Através dela pode-se soldar estruturas de aços carbono e aços baixa-liga. Em aplicações mais severas como nas tubulações submarinas da indústria de petróleo, ou vasos de pressão utilizados em usinas de geração de energia, podem-se soldar os aços inoxidáveis e também alguns aços-liga, como é o caso do A335 P91. Adicionalmente, algumas ligas a base de níquel também podem ser soldadas através desse processo.

É um processo que utiliza um eletrodo tubular onde em seu interior escoam um fluxo cuja principal função é proteger o arco elétrico dos gases atmosféricos além de

poder carregar consigo elementos de liga a fim de ajustar a composição da solda. A Figura 5 identifica os principais elementos que compõem o processo FCAW.

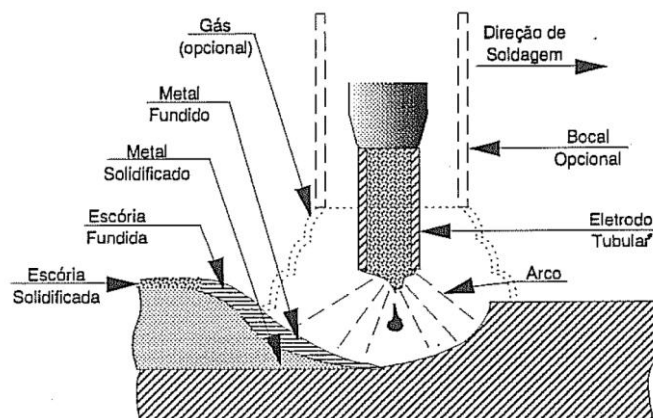


Figura 5 – Processo de soldagem com arame tubular.

Fonte: Marques (2002)

O processo FCAW é subdividido em duas outras principais variações: soldagem auto-protegida e soldagem com proteção gasosa. No processo auto-protegido é o fluxo interno que fornece a proteção para a estabilização do arco. O uso de proteção com gás inerte é recomendado para aços com índice de cromo superior a 3%. Neste caso a proteção do arco é gerada por um gás, externo ao eletrodo, semelhantemente ao processo GMAW (Gas Metal Arc Welding).

Para o processo de soldagem com arame tubular (FCAW) do aço P91, de acordo com a AWS A5.29/A5.29M (2010), o eletrodo indicado para o processo é o E91T1-B9. Como o teor de cromo é superior a 3%, também se faz necessário o uso de proteção gasosa. Além disso, de acordo com o Welding Handbook, (vol 4,1982), antes de iniciar a soldagem de uma peça de espessura entre 12,7 e 25,4 mm de aço 9Cr-1Mo, a peça deve ser pré-aquecida a 205°C, a fim de minimizar a possibilidade de trincas de hidrogênio.

2.4 Fluxo de calor no processo de soldagem

A operação de soldagem gera gradientes de temperatura no material que alteram a sua microestrutura. Como consequência, pode haver degradação localizada das propriedades do material (limite de resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade e tenacidade no metal base e na junta soldada). Por essa

razão, é fundamental analisar o ciclo térmico de soldagem e os efeitos que o fenômeno causa na junta e proximidades.

O ciclo térmico típico para um ponto localizado no centro da zona fundida do cordão está representado na Figura 6. O perfil da curva é obtido considerando os parâmetros a seguir e outros que não foram citados neste trabalho. Na Figura 6, estão destacados a temperatura de pico (T_p), as temperaturas nas quais ocorrem transformações estruturais importantes (T_c e T'_c), os tempos de resfriamento e a reta tangente à curva em T_c a qual representa a velocidade de resfriamento (Φ) neste ponto.

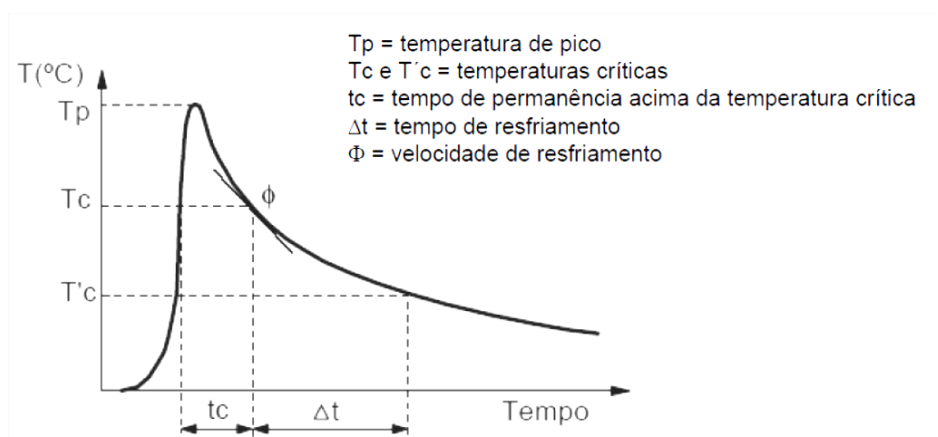


Figura 6 – Ciclo térmico de soldagem para um só passe

Fonte: Modenesi (2006)

Wainer (2003) informa que os cinco parâmetros de maior relevância na análise do fluxo de calor são:

2.4.1 Eficiência do arco elétrico (e_a)

Parte da energia disponível no arco elétrico é dissipada para a atmosfera através de irradiação ou convecção. Estas perdas são computadas através da eficiência do arco elétrico (e_a). É um parâmetro avaliado entre 0 e 1, de acordo com o processo de soldagem e das condições em que será executado.

2.4.2 Aporte térmico

A quantidade de energia fornecida pelo arco de solda (Q_t), em watts, é descrita como sendo a multiplicação da corrente elétrica de soldagem (I) e a tensão do arco

de solda (V). Aporte térmico total (H_t) é o parâmetro que relaciona a quantidade de energia gerada pela fonte com a velocidade soldagem. Para a determinação da energia que efetivamente é utilizada na soldagem, é definido o aporte térmico líquido (H_l), como a multiplicação do H_t pela eficiência do arco elétrico e_a . Os termos estão expressos abaixo:

$$\text{Aporte térmico total (H}_t\text{)} = \frac{60.V.I}{v} \quad (J/cm) \quad (2)$$

$$\text{Aporte térmico líquido (H}_l\text{)} = e_a \cdot \frac{60.V.I}{v} \quad (J/cm) \quad (3)$$

Sendo:

I = corrente elétrica de soldagem (Ampères)

V = tensão elétrica do arco de solda (Volts)

v = velocidade de soldagem (cm/minuto)

As equações (2) e (3) serão utilizadas para obtenção das energias de soldagem de cada passe de solda, conforme descrito na metodologia.

2.4.3 Distribuição da temperatura na peça no ciclo de soldagem

A Figura 7 é uma representação típica da distribuição das temperaturas nas regiões próximas ao cordão durante o processo de soldagem nos três diedros da peça (estado quase-estacionário na deposição de um cordão de solda em uma chapa espessa de aço com Potência de 4,2 kJ e $v=1$ mm/s). Nota-se que no ponto em que o arco de solda está posicionado, os pontos mais próximos ao arco são aquecidos e apresentam maior temperatura que os pontos adjacentes. Com o afastamento do arco, as regiões que foram aquecidas pelo arco iniciam o processo de resfriamento, até retornar à temperatura inicial da peça. A temperatura de pico (T_p) é a máxima temperatura durante o ciclo de soldagem, sendo que esta diminui para os pontos mais distantes ao cordão de solda e delimita a extensão da ZAC (Zona termicamente afetada).

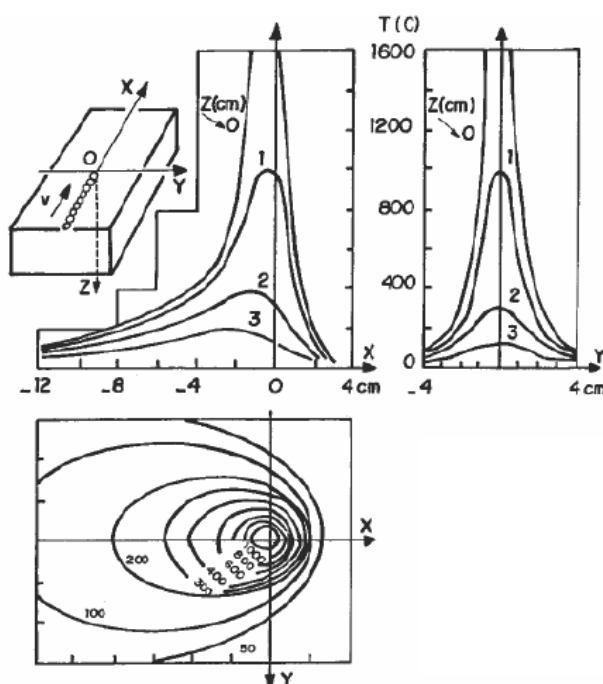


Figura 7 – Distribuição de temperaturas na deposição de um cordão de solda
 Fonte: Adaptado de Modenesi (2006)

2.4.4 Tempo de permanência nas faixas de temperaturas

Conforme Modenesi (2006), o tempo em que o material permanece nas faixas de temperaturas observadas na Figura 7 influencia de forma diretamente proporcional na dimensão das linhas isotérmicas do gráfico da distribuição de temperaturas. O tempo de permanência é influenciado pelas dimensões da peça e pela condutividade térmica do material. Para peças menores e com menor condutividade térmica, o tempo de permanência numa determinada faixa de temperaturas é superior que em peças maiores com elevada condutividade térmica.

2.4.5 Velocidade de resfriamento (Φ)

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:

$$\Phi = \frac{dT}{dt} \quad (4)$$

2.4.6 Influência do fluxo de calor na estrutura cristalina

Modenesi (2006) descreve quatro sub-regiões pertencentes à ZAC. A Figura 8 ilustra a relação entre o fluxo de calor, o diagrama ferro-carbono, as sub-regiões e o perfil de dureza típico para a ZAC de aço. Nela estão detalhadas as temperaturas em que ocorrem as transformações (A, B, C e D) de microestrutura no material e o efeito da declividade da curva (velocidade de resfriamento - Φ) sobre as dimensões da ZL (Zona de Ligação).

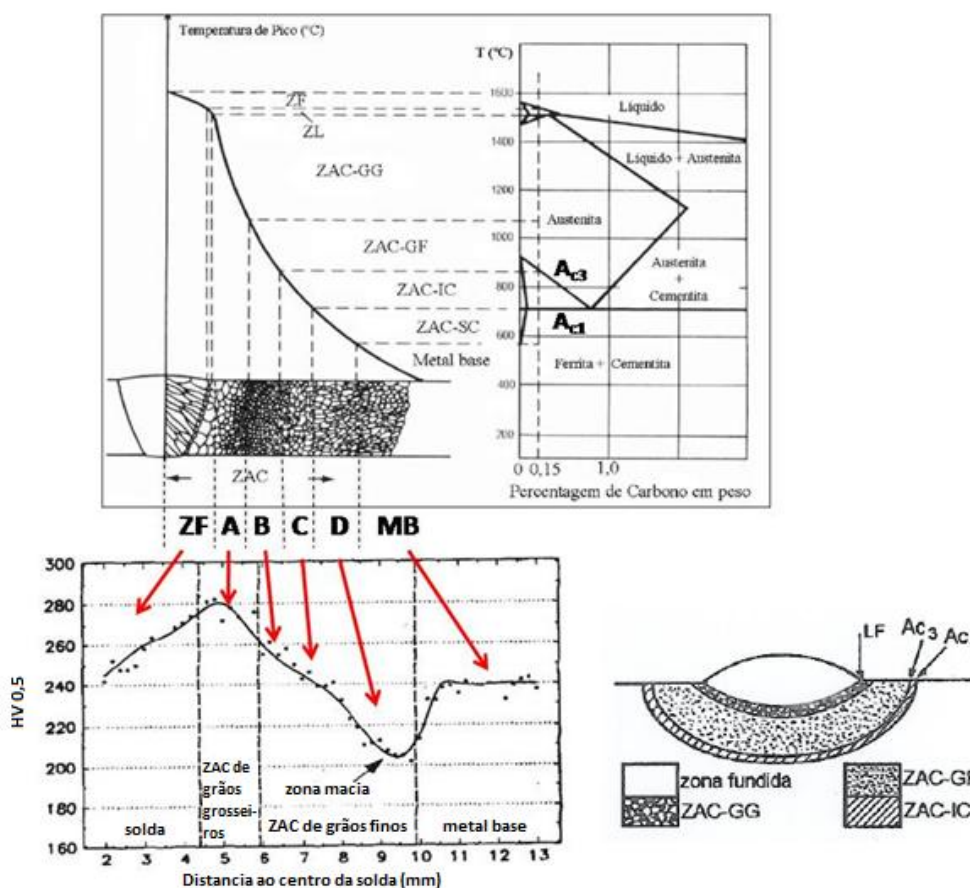


Figura 8 – Transformações e perfil de dureza da ZAC

Fonte: adaptado de Aguiar (2001) e Coleman (2007).

2.4.6.1 Sub-região de granulação grosseira (ZAC-GG):

É a região "A" da Figura 8, localizada junto à linha de fusão e submetida a temperatura de pico superior a 1200°C (para um aço 0,15%C). É caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico. A microestrutura final desta região depende da composição química do aço e da sua velocidade de resfriamento após soldagem. Em função do aumento da temperabilidade da região, (devido ao aumento do

tamanho de grão austenítico), esta região é caracterizada por uma microestrutura rica em constituintes aciculares como bainita e martensita. Assim, tende a ser a região mais problemática da ZAC, podendo apresentar dureza elevada, perda de tenacidade e ser um local comum para a formação de trincas. Estes problemas são mais comuns para aços com teor de carbono mais elevado (maior temperabilidade e elevadas dureza e fragilidade da martensita) e para aços ligados (maior temperabilidade).

2.4.6.2 Sub-região granulação fina (ZAC-GF):

É a região "B" da Figura 8. Sua temperatura de pico varia entre 1200°C (para um aço 0,15%C) e a temperatura Ac_3 . A estrutura apresenta granulação fina, semelhante a de um material normalizado, não sendo, em geral, uma região problemática na ZAC dos aços.

2.4.6.3 Sub-região intercrítica (ZAC-IC):

Região "C" da Figura 8, que apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida temperaturas de pico entre Ac_3 e Ac_1 . Em alguns casos, particularmente na soldagem multipasse, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade podem se formar nesta região.

2.4.6.4 Sub-região subcrítica (ZAC-SC):

Corresponde à região "D" da Figura 8, referente ao metal base aquecido a temperaturas inferiores a Ac_1 . Na soldagem de aços temperados, esta região pode sofrer um super-revenimento e ocorrer uma perda de resistência mecânica ou dureza (em relação ao metal base).

2.4.7 Microestruturas características da ZAC para o aço 9Cr-1Mo

A microestrutura detalhada na ZAC dos aços não é tarefa fácil, pois é controlada pela interação dos ciclos térmicos produzidos pela energia de soldagem com as transformações de fase e as características de crescimento de grão do material. Pimenta (2002).

A ZAC do aço 9Cr-1Mo consiste de quatro sub-regiões distintas a partir da linha de fusão em direção ao metal base: martensita grosseira com ferrita- δ ; martensita grosseira; martensita de grãos finos; e região intercrítica. A Figura 9 ilustra esquematicamente a localização destas regiões, partindo de um depósito com eletrodo revestido básico e similar ao 9Cr-1Mo.

A região mais próxima da linha de fusão experimenta uma temperatura de pico acima de Ac_4 (limite dos campos de fases γ e $\gamma + \delta$). Nesta temperatura elevada, o ferro- δ se forma de preferência ao longo dos contornos de grão da austenita prévia; após o resfriamento resulta uma martensita grosseira, de tamanho de grão de aproximadamente 80 μm , com ferrita- δ , Pimenta (2002). Na região seguinte, como a temperatura de pico está bem acima de Ac_3 (e abaixo de Ac_4), os carbonetos que impediam o crescimento dos grãos austeníticos se dissolvem e surge uma austenita de grãos grosseiros ($\approx 60 \mu\text{m}$). No resfriamento, esta se transforma numa martensita grosseira. Como o tamanho de grão e a temperatura de pico decrescem com o aumento da distância da linha de fusão, origina-se uma martensita fina (ripas). Estando a temperatura na faixa entre Ac_1 e Ac_3 , apenas ocorre uma transformação parcial da austenita durante o aquecimento. Conseqüentemente, a microestrutura resultante após o resfriamento será composta de martensita e volumes de ferrita não transformada que tinham sido meramente revenidos durante o ciclo térmico.

Arav e Zhang (*apud* Laha, 1995), conforme descrito no trabalho de Pimenta (2002), registraram a presença de carbonetos grosseiros e células de discordâncias equiaxiais na região intercrítica, em comparação aos carbonetos finos e ripas de martensita com alta densidade de discordâncias no metal base 9Cr-1Mo. Este fato pode ser responsável pela maior queda de dureza encontrada na região intercrítica na condição como-soldado e após TTPS.

Com a temperatura de pico na faixa entre 900-1050°C há um aumento no tamanho dos grãos da austenita, havendo simultânea dissolução de carbonetos menos estáveis. Segundo Pimenta (2002), isto aumentaria o endurecimento por solução sólida, e levaria à formação de uma martensita mais fina devido à diminuição da temperatura M_s . A partir de 1050°C, como os carbonetos estão praticamente dissolvidos, o aumento na temperatura conduz a um decréscimo na dureza devido ao engrossamento dos grãos e formação de ferrita- δ para temperaturas ainda maiores.

Pimenta (2002, *apud* Laha, 1995) descreveu um mecanismo para explicar a menor dureza na ZAC intercristica em soldas de aços Cr-Mo, comparada às estruturas aquecidas acima de A_{c3} e no metal base. O mecanismo envolve a formação de austenita de alto-carbono e ferrita pro-eutetóide na região intercristica, e a subsequente transformação desta austenita em martensita. No TTPS a ferrita de baixo-carbono seria rapidamente revenida. As regiões de estrutura intercristica tendo menor resistência e menores energias de fratura são as mais susceptíveis a falhar na ZAC. Laha *et al* (1995) registraram a ocorrência de falhas prematuras na região intercristica em soldas de aço 9Cr-1Mo sob condições de fluência.

O efeito benéfico da ferrita- δ em restringir a propagação da trinca de fluência é relatado por Soo (*apud* Laha, 1995), e citado no trabalho de Pimenta (2002). Entretanto, após condições de serviço prolongadas a possível transformação da ferrita- δ em compostos intermetálicos frágeis, pode ter um efeito prejudicial na resistência à fluência e tenacidade (particularmente se o aço contém Nb, Ti e W). Laha (1995) concluiu que "a presença da ferrita- δ na região de grãos grosseiros restringe o crescimento de grão, aumenta a resistência e melhora a ductilidade na solda do aço 9Cr-1Mo". Isto minimiza os problemas referentes às trincas de reaquecimento e de fluência, associados com a região grosseira da ZAC e muito frequentes nos aços baixa liga Cr-Mo.

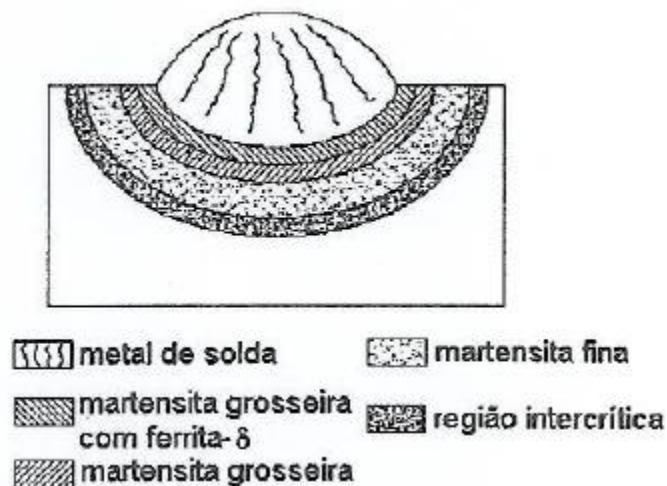


Figura 9 – Seção transversal da ZAC de um cordão de solda

Fonte: Laha (1995).

2.5 Tratamentos térmicos Pós-Soldagem (TTPS)

A fim de restabelecer as propriedades do material na ZAC, os aços 9Cr-1Mo necessitam de um tratamento térmico pós soldagem (TTPS). Coleman (2007) define que a temperatura de TTPS para o aço A335 P91 deve estar entre 745-775°C.

Coleman (2007) representou um ciclo térmico típico para a soldagem do aço P91 na Figura 10, que ilustra a faixa de temperaturas de pré-aquecimento e o tratamento térmico posterior. Observando a Figura 10, nota-se também que os cordões de solda devem ser resfriados abaixo de 121 °C (M_f), a fim de assegurar que a estrutura seja transformada em martensita. Se o resfriamento abaixo de M_f não for realizado, ocorre a retenção de austenita na estrutura, e após o TTPS, a mesma transforma-se em martensita não revenida, que é uma estrutura extremamente dura e frágil.

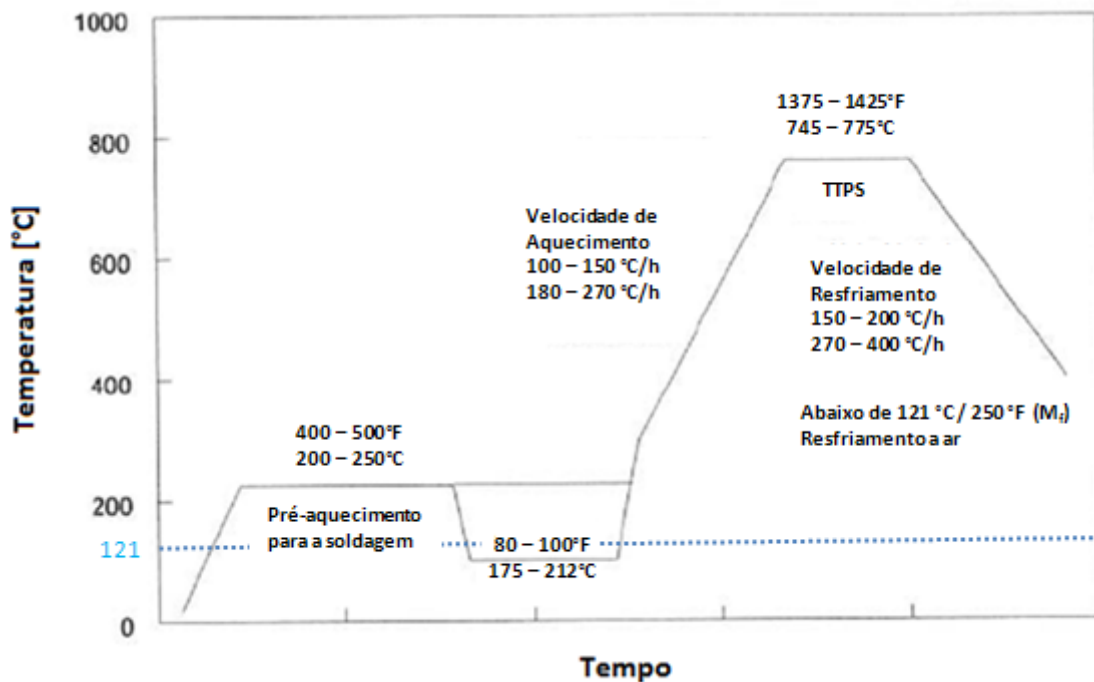


Figura 10 – Ciclo típico de soldagem e TTPS do aço P91.

Fonte: Coleman (2007).

2.6 Técnicas de Reparo sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

2.6.1 Técnica da "Meia-Camada"

A técnica da "meia-camada" foi desenvolvida e estruturada na norma ASME e, de início, foi utilizada na industrial nuclear (Henke, 1998). Esta técnica foi desenvolvida para o reparo por soldagem de aços ferríticos para vasos de pressão, onde o convencional TTPS não poderia ser aplicado. O objetivo deste processo é refinar completamente e reaver a microestrutura da ZAC – GG do material de base. O reparo é executado somente pela soldagem com eletrodos revestidos. Inicialmente é feito um amanteigamento com uma camada de metal de solda em toda a cavidade a ser reparada, usando eletrodos de 2,4 mm (ASME XI) ou 3,2 mm (ASME III). Essa camada de amanteigamento é então esmerilhada até 50% de sua espessura (Figura 11-a). Camadas subsequentes são então depositadas com eletrodos de maior diâmetro (até 4,0 mm) para promover o refino de grão e o revenido da ZAC – GG da primeira camada. Esta técnica funciona bem, desde que o controle seja cuidadoso, porém isso nem sempre é possível na prática, e os resultados podem ser questionáveis. Além disso, o esmerilhamento manual é uma atividade bastante penosa, principalmente em trabalhos expostos à radioatividade, onde o tempo de permanência do operário é limitado. Dessa forma é compreensível que a técnica da "dupla-camada" passou, a ser uma alternativa vantajosa.

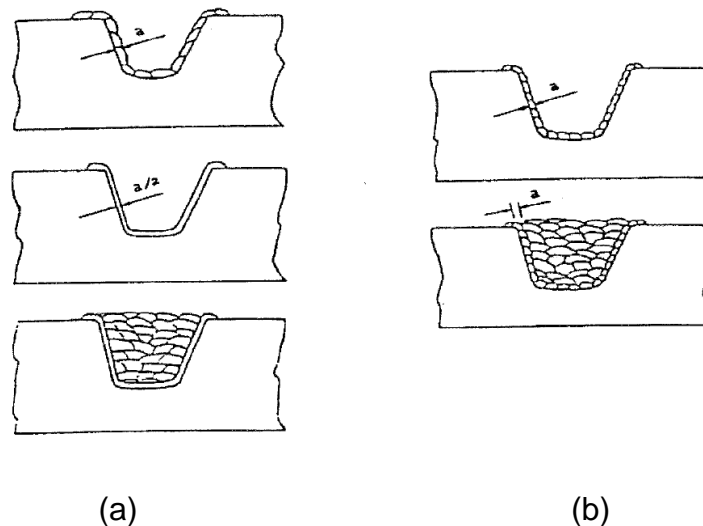


Figura 11 – Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia-camada e (b) dupla-camada.

Fonte: Henke (1998).

2.6.2 Técnica da "Dupla-Camada"

O surgimento deste processo de reparo se deve aos problemas encontrados pelas técnicas mais antigas onde, geralmente, ocorriam os fenômenos de fluência e trincas de reaquecimento as quais se tornavam problemas graves durante a soldagem de reparo (Küchler, 2009). Ela também é conhecida como "Técnica do Passe do Revenido" (Henke, 1998) ou também "Técnica da Deposição Controlada" (Küchler, 2009).

A técnica da dupla camada (Figura 11-b) consiste em utilizar um procedimento de soldagem no qual os parâmetros tais como tensão, corrente e velocidade de soldagem são estritamente controlados durante toda a sua execução. Seu objetivo é fazer com que um determinado passe de solda gere refino de grãos e revenimento da região endurecida do passe imediatamente anterior. Neste caso, conforme se realizam passes de solda no local a ser reparado, as propriedades do material vão se restabelecendo de tal forma que alcancem as originais ou se aproximem destas.

Quando o reparo atingir um nível satisfatório de dureza e resistência, esmerilha-se o local a fim de retirar o material frágil devido aos efeitos da têmpera para que se evite início e propagação de trincas a partir desta região.

De acordo com Henke (1998), algumas características essenciais devem ser verificadas na aplicação eficaz da técnica da dupla camada:

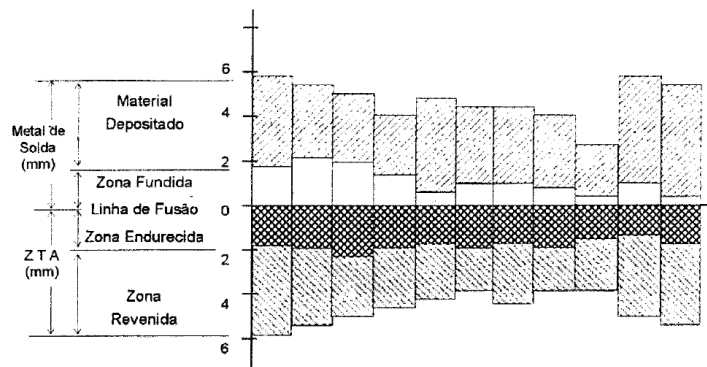
- Dimensões do cordão da primeira camada
- Adequada sobreposição dos cordões.
- Relação de aporte térmico entre as camadas.
- A temperatura de pré-aquecimento e de interpasse devem ser relativamente elevadas.
- A cavidade de reparo deve ser suficientemente aberta para permitir adequado ângulo de ataque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

2.6.3 Teste de Higuchi

Este teste, o qual leva o nome de seu criador, é uma ferramenta extremamente útil para a obtenção do alcance das regiões retemperada e revenida na ZAC. Conforme os parâmetros de entrada (tensão, corrente, velocidade de soldagem, etc)

são alterados, novos perfis de energia de soldagem são obtidos de tal forma que é possível construir o diagrama de Higuchi (Figura 12). O teste geralmente é feito com o corpo de prova previamente temperado em forno e não revenido. Desta forma, consegue-se visualizar melhor cada região pela distinção de seus respectivos perfis de dureza.

Um exemplo prático das técnicas de Higuchi aplicadas a um caso específico foi descrito pelo próprio Higuchi (1980). A Figura 12 reúne os resultados obtidos para as dimensões do cordão e da ZAC, em diferentes posições de soldagem e vários aportes térmicos, em seu estudo do reparo de aço baixa-liga (C 0,22; Mn 0,80; Ni 0,85; Cr 0,36; Mo 0,59%). Os resultados obtidos por Higuchi foram extremamente satisfatórios quando estes foram comparados com processo de soldagem convencional no qual, após a solda, realiza-se o tratamento térmico posterior em forno para alívio de tensões.



Aporte Térmico (kJ/cm)	22,5	17,2	19,8	15,0	15,2	10,8	11,3	10,1	32,1	33,2
Corrente (A)	180	185	95	85	65	185	95	65	135	90
Diam. do Eletrodo (mm)	4,0	3,2	3,2	2,6	2,6	4,0	3,2	2,6	4,0	3,2
Posição	Plana			Horizontal				Vertical		

Figura 12 – Diagrama de Higuchi para diferentes posições de soldagem e aportes térmicos.

Fonte: Henke (1998, apud Higuchi, 1980).

A Figura 13 ilustra como construir uma sequência de passes documentados por um diagrama de Higuchi. Ao se analisar a dureza ao longo da seção transversal de cada passe obtém-se a altura e o alcance de cada região da ZAC assim como o reforço e a penetração.

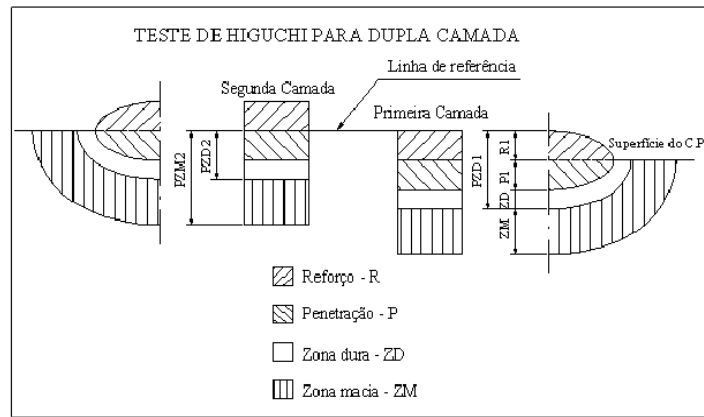


Figura 13 – Teste de Higuchi para a utilização da técnica da dupla camada.

Fonte: Aguiar (2001).

A seleção das energias de soldagem pode então ser feita de tal modo que a região dura da ZAC produzida pela primeira camada seja revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada de solda e a região dura da ZAC da segunda camada depositada deve ser a menor possível para que esta não sobreponha a região dura do primeiro cordão. Estas considerações podem ser expressas através das seguintes condições:

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

Onde temos que:

PZM2: Profundidade da zona macia da 2ª camada;

PZD1: Profundidade da zona dura da 1ª camada;

PZD2: Profundidade da zona dura da 2ª camada;

R1: Reforço da 1ª camada;

P1: Penetração da 1ª camada

A discussão a seguir irá ilustrar o que ocorre com a microestrutura do aço, conforme os critérios 1 e 2 são atendidos ou não.

- 1º caso:

1º CRITÉRIO: OK
2º CRITÉRIO: NÃO-OK

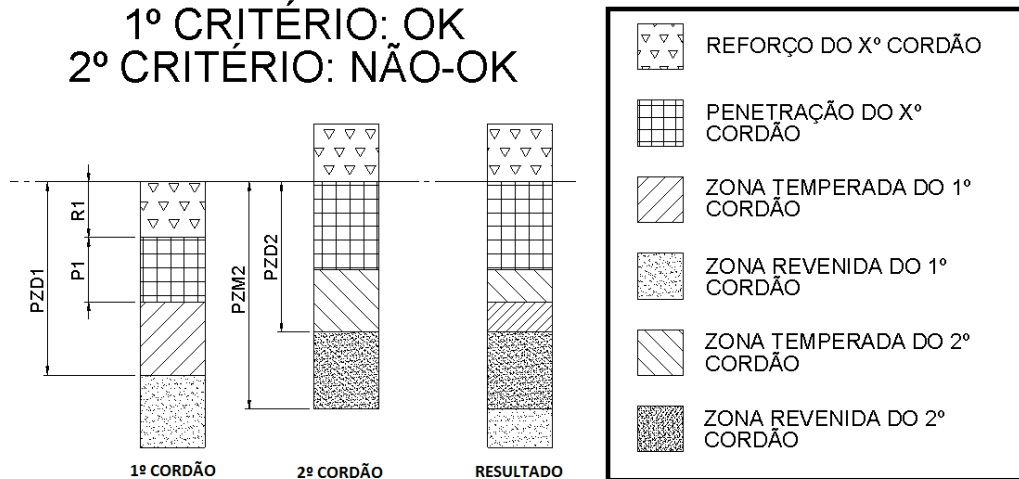


Figura 14: Teste de Higuchi: 1ª condição atendida e 2ª condição não-atendida

Fonte: Autoria própria.¹

Com o primeiro critério sendo atendido, a energia para revenimento proveniente da segunda camada consegue alcançar toda a região dura do primeiro passe (Caso 1). Porém, pelo fato do segundo critério não ser satisfeito, percebe-se uma região de martensita retemperada (microestrutura extremamente dura e frágil) logo acima da camada revenida pelo segundo passe. Conforme dito anteriormente, esta situação não permite o uso da técnica da dupla camada devido a possibilidade do surgimento de trincas nesta região.

- 2º caso:

1º CRITÉRIO: NÃO-OK
2º CRITÉRIO: OK

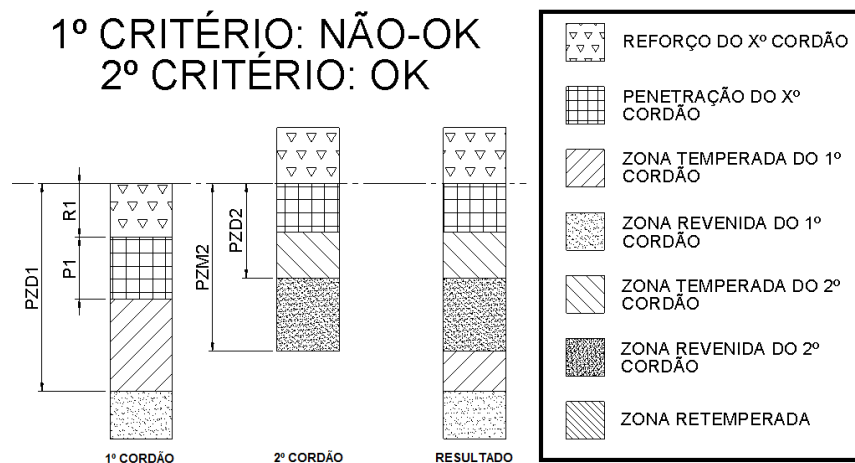


Figura 15: Teste de Higuchi: 1ª condição atendida e 2ª condição não-atendida

¹ Quando não for citada a fonte da figura (tabela), considerar a mesma como sendo de autoria própria.

Para o caso 2 nota-se que não há a formação de regiões retemperadas devido ao atendimento do primeiro critério. Porém com o descumprimento da segunda condição, a energia para revenimento do segundo cordão não é suficiente para alcançar a região dura do primeiro passe. Desta forma tem-se uma região dura abaixo da zona revenida pela segunda camada o que obviamente inviabiliza o processo.

- 3º caso:

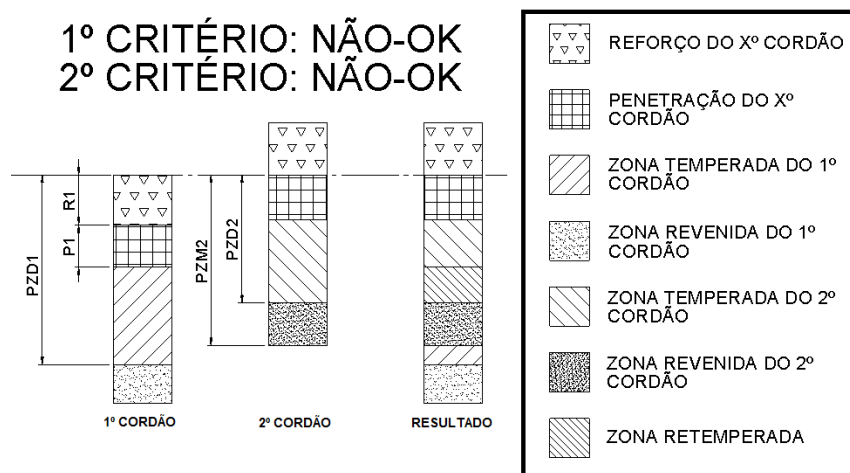


Figura 16: Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições não-atendidas

Nota-se claramente no caso 3 que este é a pior condição para a aplicação da dupla camada. Tanto a região temperada abaixo da zona revenida pelo segundo passe quanto a microestrutura retemperada, discutida anteriormente, prevalecem.

- 4º caso:

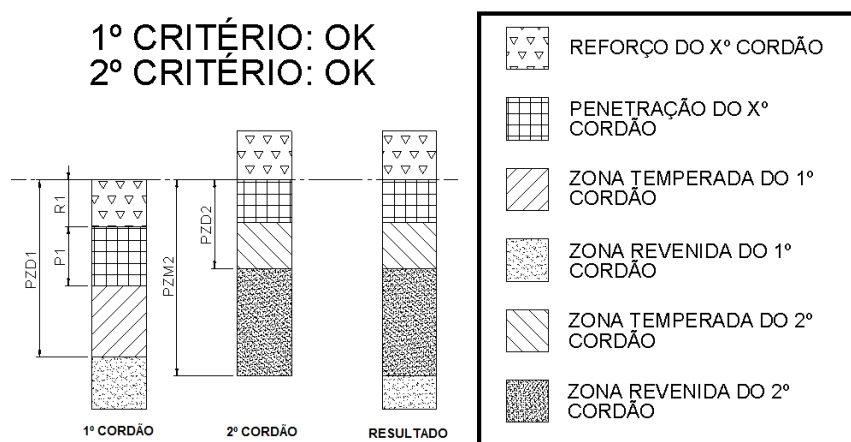


Figura 17: Teste de Higuchi: 1ª e 2ª condições atendidas

A microestrutura resultante que a técnica da dupla camada visa obter está descrita no caso 4. Não há formação da região retemperada pelo atendimento da primeira condição e pelo cumprimento do segundo critério, toda a microestrutura frágil resultante do primeiro cordão de solda é revenida.

3 METODOLOGIA

3.1 Materiais

Como metais de base para os experimentos realizados foram utilizadas três seções de tubos de aço ASTM A335 P91 com espessura de 19 mm, com largura de 80 mm e comprimento de 185 mm. O estado de fornecimento destes aços foi informado pelo fabricante como sendo temperado seguido de revenimento. A composição do material foi obtida por espectrometria óptica e fornecida juntamente com o material para os experimentos. Estes dados estão representado na Tabela 4.

Tabela 4 – Espectrometria de emissão óptica para as amostras utilizadas

Composição em teor percentual massa de elementos do aço ASTM A335 P91								
Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Cromo	Molibdênio	Vanádio	Outros
0,124	0,501	0,025	0,018	0,261	9,090	0,854	0,214	Ni 0,182
								Al 0,011
								Ti 0,004
								Zr 0,0027

Para os experimentos foi utilizado, conforme a recomendação da AWS, o arame tubular E91T1-B9, com 1,2 mm de diâmetro, da Marca Kestra (KST TUB Cromo 9VNG), com o N° de controle 06901110. O material de adição foi inspecionado pelo fabricante, e a sua composição química está descrita na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição do Material de Adição

Composição em teor percentual massa de elementos do arame tubular E91T1-B9								
Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Cromo	Molibdênio	Vanádio	Outros
0,080	0,642	0,015	0,008	0,190	8,740	0,860	0,180	Ni 0,493
								N 0,029
								Al 0,014
								Nb 0,052
								Cu 0,018

O gás de proteção utilizado foi o Stargold (75% CO₂ + 25% Ar) do fabricante White Martins. Para a visualização das sub-regiões dos cordões, foram utilizados os reagentes Nital 10% e Vilella. O gás de proteção e os reagentes foram disponibilizados pela UTFPR.

3.2 Equipamentos

Foram utilizados dois fornos das marcas Jung e Quimis para a realização dos processos de tratamentos térmicos. Na etapa de soldagem, foram usados uma fonte do LabSolda (UFSC), marca IMC STA-20 e o sistema de deslocamento de tocha Tartílope V1. Uma máquina de corte a disco modelo Delta com deslocamento automático foi utilizada para realizar os cortes de amostras de peças de maiores comprimentos (aproximadamente 180 mm) e para partições menores foi utilizada a cortadeira a disco manual de bancada. O lixamento e polimento foram executados com auxílio de uma politriz automática modelo Automet 250.

A análise visual das amostras foi executada com um microscópio ótico modelo Olympus BX51RF, com uma câmera Olympus U-TVO. 5XC-3. A medição das microdurezas foi realizada com o micro-durômetro modelo HVM, marca Shimadzu, e medição das macrodurezas foi executada com o medidor de dureza M4C 025 G3M, marca Emcotest. A medição das espessuras das regiões da ZAC foi executada com o projetor da marca Henri Hauser S.A. Todos os equipamentos foram disponibilizados pela UTFPR.

3.3 Procedimentos

3.3.1 Têmpera

Foi realizada a têmpera de 3 peças de seções tubulares do aço 9Cr1MoV. Para isto, foram utilizados dois fornos: o primeiro para o pré-aquecimento da peça à 850°C (para homogeneização inicial da temperatura na peça) e o segundo para a austenitização da amostra à 1060°C. Cada etapa durou aproximadamente 30 minutos e imediatamente após a etapa de austenitização as peças foram resfriadas em óleo. Os parâmetros de tratamento térmico foram considerados com base na norma ASTM A335/A335M (2011).

Para averiguar a eficiência da têmpera, uma amostra foi retirada da peça temperada e devidamente preparada para posterior análise no microscópio. Também foram retiradas 2 seções transversais de uma das peças, uma na extremidade e a outra, aproximadamente, no seu centro. Foram realizadas medidas

de macrodureza em 9 pontos de cada seção (Figura 18), aplicando-se uma carga de 30 kgf por 10 s .

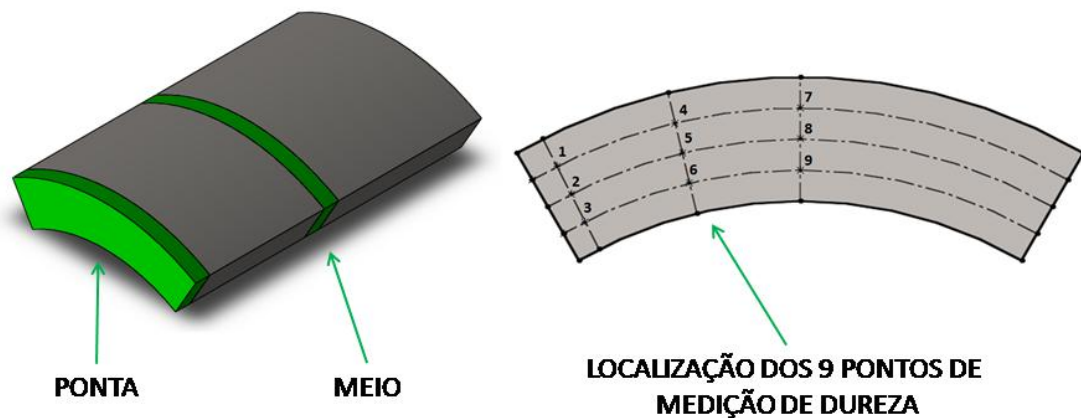


Figura 18 – Regiões nas quais foram realizados os ensaios de dureza.

3.3.2 Soldagem e análise da ZAC

Foram executadas as deposições de oito cordões utilizando o processo de arame tubular (FCAW), sem pré-aquecimento, sobre a superfície do metal base que foi previamente temperado e não revenido, conforme a técnica de Higuchi (1980). A distância entre a tocha e a peça foi de 17 mm. A vazão do gás de proteção utilizada foi de 15 l/mim. A tocha foi mantida perpendicular à superfície das peças e a velocidade de soldagem foi controlada pelo Tartílope.

Os cordões nomeados como "A", "B", "C", "D", "E" foram executados com corrente e tensão nominais de 27 A e 170 V, respectivamente. A velocidade de alimentação foi mantida constante para as cinco amostras e valores distintos de velocidade de deslocamento da tocha foram considerados. Nos cordões "X", "Y" e "Z", a velocidade de deslocamento de tocha foi mantida constante e os valores de tensão e corrente foram alterados, assim como a velocidade de alimentação do arame. A equação (2), abordada no item 2.4.2, foi utilizada para o cálculo do aporte térmico total. Os parâmetros utilizados em cada cordão, bem como o aporte térmico resultante, estão apresentados na Tabela 4.

Tabela 6 – 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)
A	173	27,2	30	5	5,6
B	172	27,2	35	5	6,1
C	173	27,2	40	5	7,1
D	168	27,2	45	5	8,0
E	172	27,3	50	5	9,4
X	195	28,3	20	6	16,6
Y	220	30,6	20	7,5	20,2
Z	255	33,3	20	8,8	25,5

Para análise dos resultados, foi coletada uma amostra de cada cordão. Posteriormente, as amostras foram embutidas, polidas e submetidas a ataque químico. A amostra "C", utilizada para análise microestrutura das sub-regiões da ZAC em microscópio, foi atacada com o reagente Vilella por aproximadamente 45 segundos. O Nital (10%), por aproximadamente 270 segundos, foi utilizado para a preparação das amostras para a análise com o projetor de perfil e medições de microdureza. Foram realizadas medidas de microdureza com uma carga aplicada de 300 gf (HV0,3) por 10 s. As medições foram realizadas ao longo do perfil da ZAC, com espaçamento entre pontos de, aproximadamente, 250 μm , conforme a Figura 19. Para as mesmas amostras, com o auxílio de um projetor de perfil, foram medidas as sub-regiões de solda apresentadas na Figura 13. Tanto para traçar o perfil de dureza como para a medição das sub-regiões, o ponto de referência (Ponto "O") estava localizado sobre a linha de fusão.

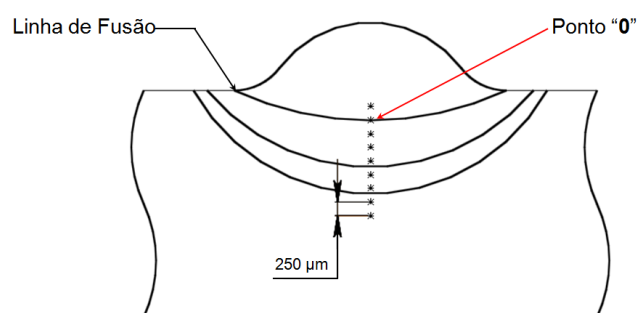


Figura 19 – Perfil de medição da microdureza

3.3.3 Curva de dureza em função da temperatura de homogeneização

Com o objetivo de traçar a curva de dureza em função da temperatura de homogeneização para o material, coletamos amostras de aproximadamente 9x35x23 mm do material de base previamente temperado. Para definir o tempo em que a amostra deveria permanecer na temperatura de austenitização, duas dessas amostras foram aquecidas a 600°C, a primeira por duas horas e a segunda por uma hora, ambas resfriadas ao ar. A dureza da primeira foi de 343,0 HV30 e a da segunda foi de 338,9 HV30. Devido à baixa diferença de dureza entre as amostras, foi definido que uma hora para a homogeneização das propriedades era o suficiente para os ensaios que foram realizados em seguida.

Com base na definição anterior, as amostras foram aquecidas individualmente e mantidas por uma hora no forno às temperaturas apresentadas na Tabela 7, e na sequência foram revenidas ao ar. Posteriormente, realizaram-se medidas de macrodureza em 3 pontos de cada amostra, aplicando-se uma carga de 30 kgf por 10 s.

Tabela 7 – Temperatura de aquecimento de cada amostra.

Amostra	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
Temperatura (°C)	200	300	400	450	500	550	600	650	700	750	775	800	812	825	850	875	900	950

4 RESULTADOS

4.1 Eficiência da Têmpera

A dureza de uma amostra temperada foi verificada em vários pontos, como ilustrado na Figura 18, com o objetivo de verificar se o tratamento térmico foi homogêneo ao longo de toda a peça. Os resultados das medições estão apresentados na Figura 20. Comparando a variação de dureza entre pontos para as duas amostras, nota-se que as durezas obtidas para a amostra coletada no meio da peça temperada foram pouco menores que as obtidas para amostra da ponta. Esse resultado era esperado, pois o gradiente térmico de resfriamento do material próximo à superfície é maior que nas regiões internas.

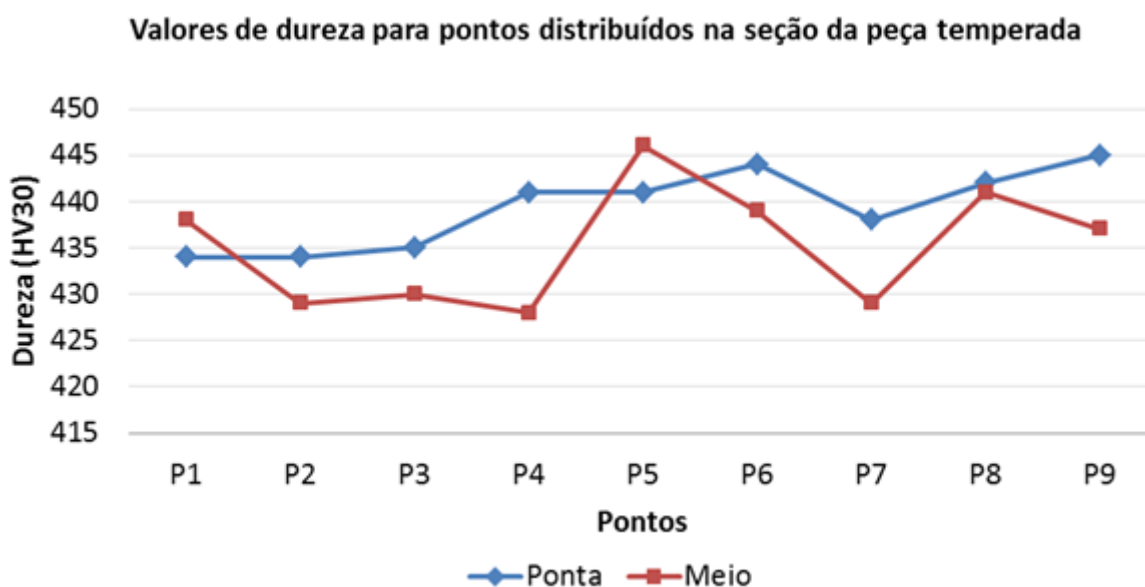


Figura 20 – Dureza medida em vários pontos para a peça temperada

Através da equação (1), apresentada no tópico 2.2.1 deste trabalho, obtém-se uma estimativa para a dureza para uma estrutura completamente martensítica. Para o valor percentual de massa de carbono de 0,124%, conforme a Tabela 4, essa estimativa de dureza foi de 403,1HV. A média dos valores apresentados na Figura 20 foi de 439,8 HV. A divergência entre os valores estimados e os obtidos experimentalmente é devida a presença de elementos de liga no material, que são responsáveis por um aumento na sua dureza, caracterizando que o valor obtido experimentalmente está próximo ao valor previsto pela teoria.

A microestrutura das amostras temperadas do aço ASTM A335 P91 é mostrada na Figura 21. Sua dureza média foi de 441 HV_{0,3}. É notável a grande quantidade de ripas de martensita dispersas na matriz totalmente martensítica, resultado que era esperado, devido principalmente a alta temperabilidade desse aço. Essa amostra representa a microestrutura do material que foi utilizado nos testes de simples deposição e no ensaio para caracterizar a curva de dureza em função da temperatura de homogeneização do material.

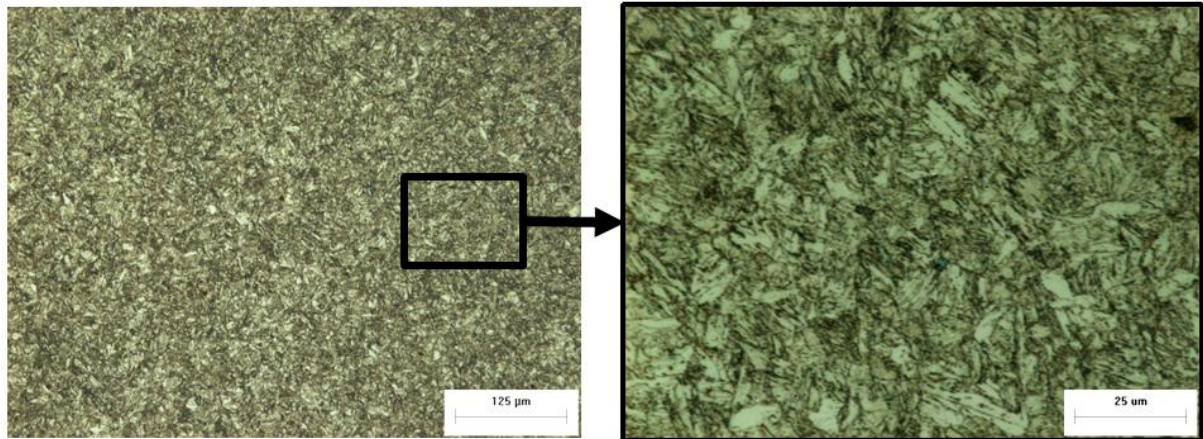


Figura 21 – Micrografia da amostra temperada do aço A335-P91. Ataque: Villela

4.2 Macrografia dos cordões

A Figura 22 é a macrografia de um corte transversal de um cordão depositado sobre a superfície de uma peça temperada. Nela é possível identificar as regiões: (1) zona fundida; (2) ZAC-GG composta de duas sub-regiões que não são distinguíveis por macrografia: a primeira, próxima a linha de fusão, é formada por martensita grosseira com ferrita- δ , e a segunda, formada de martensita grosseira; (3) ZAC-GF com grãos refinados. A região intercrítica não pode ser visualizada nas fotos, pois além de ter pequena espessura, a sua microestrutura é semelhante à martensita grosseira presente no material base que foi previamente temperado.

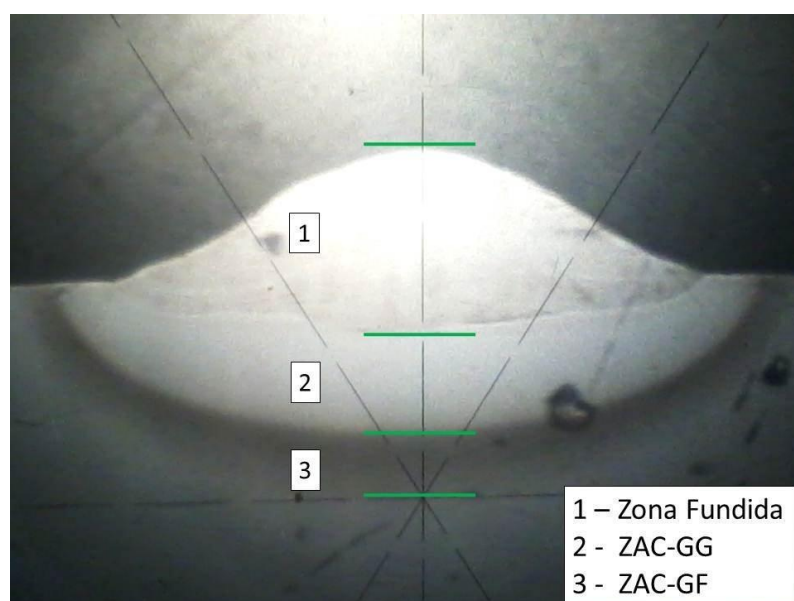


Figura 22 – Macrografia de seção transversal do cordão C. Ataque: Nital 10%

As dimensões das regiões presentes nos cordões de solda, conforme ilustradas na Figura 12, estão representadas na Figura 23. É visível que o aumento de aporte térmico provocou um aumento nas dimensões das regiões das subcamadas e que o tamanho de cada região em relação à ZAC também variou para os diferentes aportes térmicos.

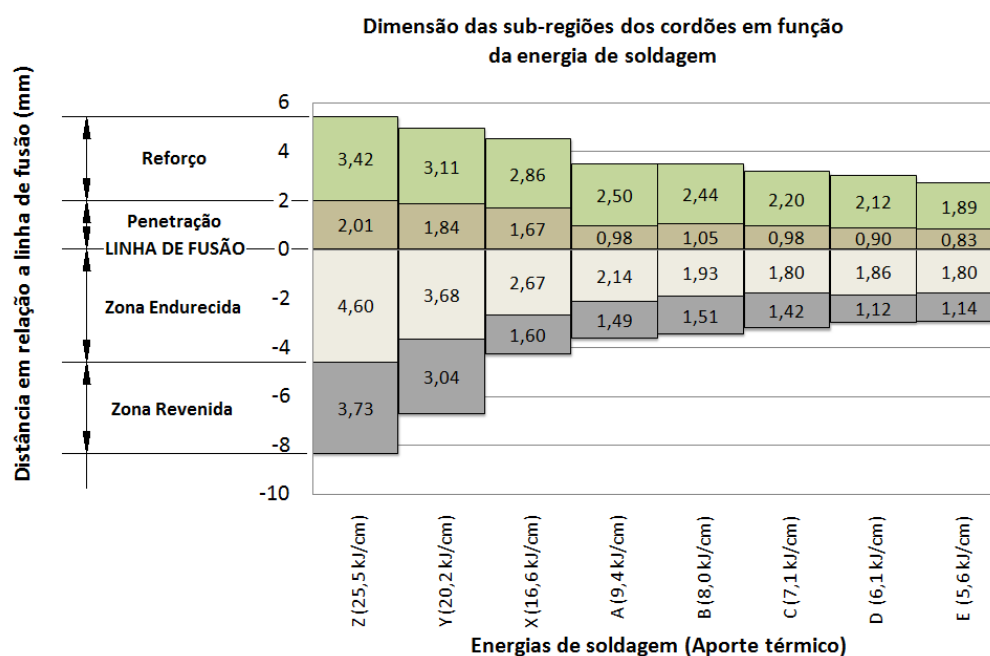


Figura 23 – Dimensão das regiões do metal de solda.

4.2.1 Teste de Higuchi

As alturas das regiões apresentadas na Figura 23 foram utilizadas para o levantamento das camadas apresentadas por Aguiar (2001), conforme Figura 13, as quais estão descritas na Tabela 6. Estes valores foram usados como base para a verificação dos critérios de Higuchi para as 64 possíveis combinações de passes de revenimento, sendo o "cordão 1" aplicado ao metal de base e o "cordão 2" aplicado sobre o primeiro para execução da técnica da dupla camada. Os resultados dos testes realizados estão representados na Tabela 7, e mostraram que nenhuma combinação foi capaz de revenir totalmente a zona endurecida pela camada anterior. Isso ocorreu porque a região revenida dos cordões é menor que a região retemperada, correspondendo em média à 72% da ZAC endurecida. Logo, o critério de Higuchi não foi atendido.

Tabela 8 – Camadas para aplicação e verificação do critério de Higuchi

CORDÃO	PZM2	PZD1	PZD2	R1 + P1
Z	10,34	10,03	6,61	5,43
Y	8,56	8,63	5,52	4,95
X	5,94	7,20	4,34	4,53
A	4,60	5,61	3,11	3,48
B	4,50	5,42	2,99	3,49
C	4,19	4,97	2,78	3,17
D	3,87	4,87	2,75	3,02
E	3,77	4,51	2,63	2,71

Tabela 9 – Verificação do critério de Higuchi para todas as combinações possíveis de sobreposição dos cordões.

CORDÃO 1	CORDÃO 2	CRITÉRIO 1	CRITÉRIO 2	HIGUCHI	CORDÃO 1	CORDÃO 2	CRITÉRIO 1	CRITÉRIO 2	HIGUCHI
Z	Z	OK	NOK	NOK	B	Z	OK	NOK	NOK
Z	Y	NOK	NOK	NOK	B	Y	OK	NOK	NOK
Z	X	NOK	OK	NOK	B	X	OK	NOK	NOK
Z	A	NOK	OK	NOK	B	A	NOK	OK	NOK
Z	B	NOK	OK	NOK	B	B	NOK	OK	NOK
Z	C	NOK	OK	NOK	B	C	NOK	OK	NOK
Z	D	NOK	OK	NOK	B	D	NOK	OK	NOK
Z	E	NOK	OK	NOK	B	E	NOK	OK	NOK
Y	Z	OK	NOK	NOK	C	Z	OK	NOK	NOK
Y	Y	NOK	NOK	NOK	C	Y	OK	NOK	NOK
Y	X	NOK	OK	NOK	C	X	OK	NOK	NOK
Y	A	NOK	OK	NOK	C	A	NOK	OK	NOK
Y	B	NOK	OK	NOK	C	B	NOK	OK	NOK
Y	C	NOK	OK	NOK	C	C	NOK	OK	NOK
Y	D	NOK	OK	NOK	C	D	NOK	OK	NOK
Y	E	NOK	OK	NOK	C	E	NOK	OK	NOK
X	Z	OK	NOK	NOK	D	Z	OK	NOK	NOK
X	Y	OK	NOK	NOK	D	Y	OK	NOK	NOK
X	X	NOK	OK	NOK	D	X	OK	NOK	NOK
X	A	NOK	OK	NOK	D	A	NOK	NOK	NOK
X	B	NOK	OK	NOK	D	B	NOK	OK	NOK
X	C	NOK	OK	NOK	D	C	NOK	OK	NOK
X	D	NOK	OK	NOK	D	D	NOK	OK	NOK
X	E	NOK	OK	NOK	D	E	NOK	OK	NOK
A	Z	OK	NOK	NOK	E	Z	OK	NOK	NOK
A	Y	OK	NOK	NOK	E	Y	OK	NOK	NOK
A	X	OK	NOK	NOK	E	X	OK	NOK	NOK
A	A	NOK	OK	NOK	E	A	OK	NOK	NOK
A	B	NOK	OK	NOK	E	B	NOK	NOK	NOK
A	C	NOK	OK	NOK	E	C	NOK	NOK	NOK
A	D	NOK	OK	NOK	E	D	NOK	NOK	NOK
A	E	NOK	OK	NOK	E	E	NOK	OK	NOK

4.3 Micrografia dos cordões

A região 1 da Figura 22 é a zona fundida e sua microestrutura está apresentada na Figura 24. Nessa região, a microestrutura é martensítica e a mesma apresentou uma dureza aproximada de 418 HV_{0,3}.

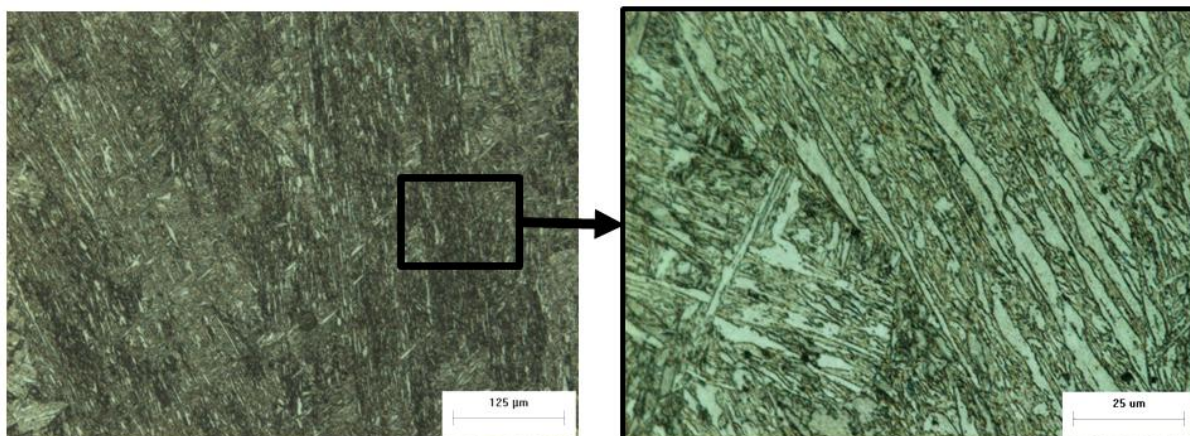


Figura 24 – Micrografia da zona fundida (ZF). Ataque: Vilella

A região 2 da Figura 22 pode ser vista na Figura 25. Essa região foi submetida a temperaturas menores que A_{c4} , porém maiores que A_{c3} . A sua dureza foi medida em, aproximadamente, 460 HV_{0,3}. Durante a austenitização, os grãos de austenita aumentaram e os carbonetos se diluíram. Com o resfriamento, a microestrutura resultante foi martensita grosseira. Fazendo a comparação da Figura 21 (processo de têmpera) com a Figura 25 nota-se que a estrutura resultante é bastante semelhante, indicando que essa região foi retemperada.

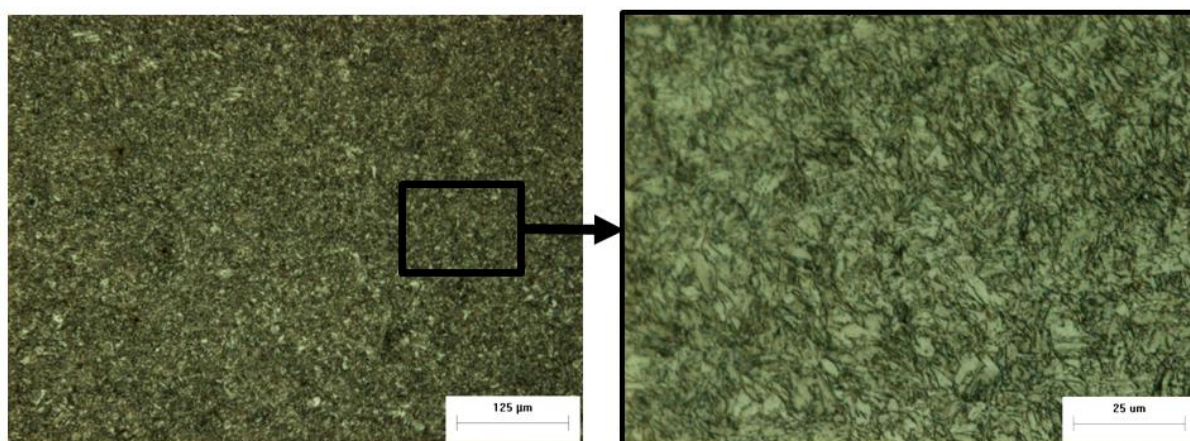


Figura 25 – Micrografia da zona retemperada (ZAC GG). Ataque: Vilella

A região 3 da Figura 22 pode ser visualizada na Figura 26. A dureza desta região foi avaliada em 380 HV_{0,3}. Durante a austenitização, os grãos de austenita dessa região são menores que os formados durante o aquecimento da região 2, e as temperaturas de pico são inferiores a A_{c3} . Ela é composta por martensita fina com regiões esbranquiçadas de martensita revenida dispersas na matriz.

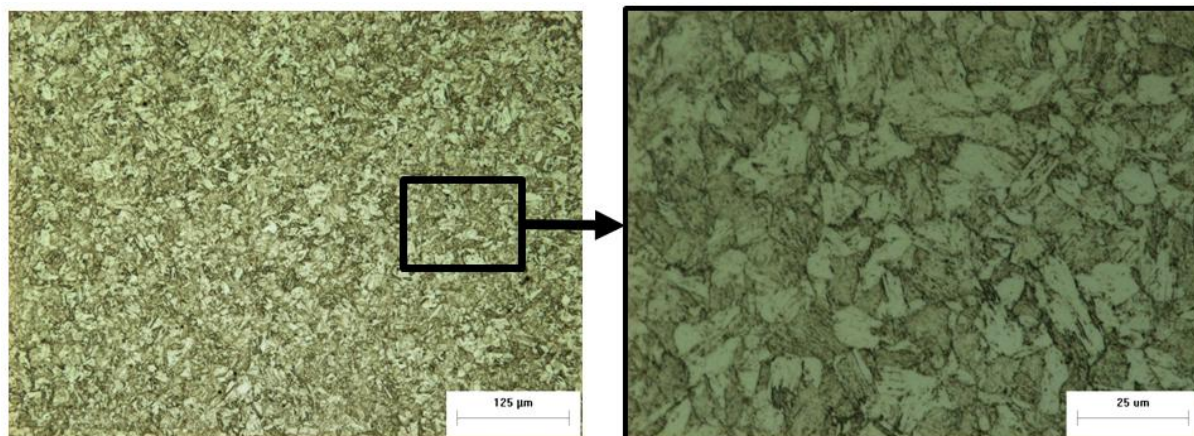


Figura 26 – Micrografia da zona revenida (ZAC GF). Ataque: Villela

4.4 Perfil de dureza dos cordões

O perfil de dureza para cada energia de soldagem foi medido e os resultados estão representados na Figura 27. A ZAC dessas regiões apresentou revenimento substancial com uma queda significativa de dureza em relação à região retemperada. Entretanto, a faixa em que a queda de dureza ocorreu foi bastante estreita quando comparada a faixa de retempera (dureza elevada).

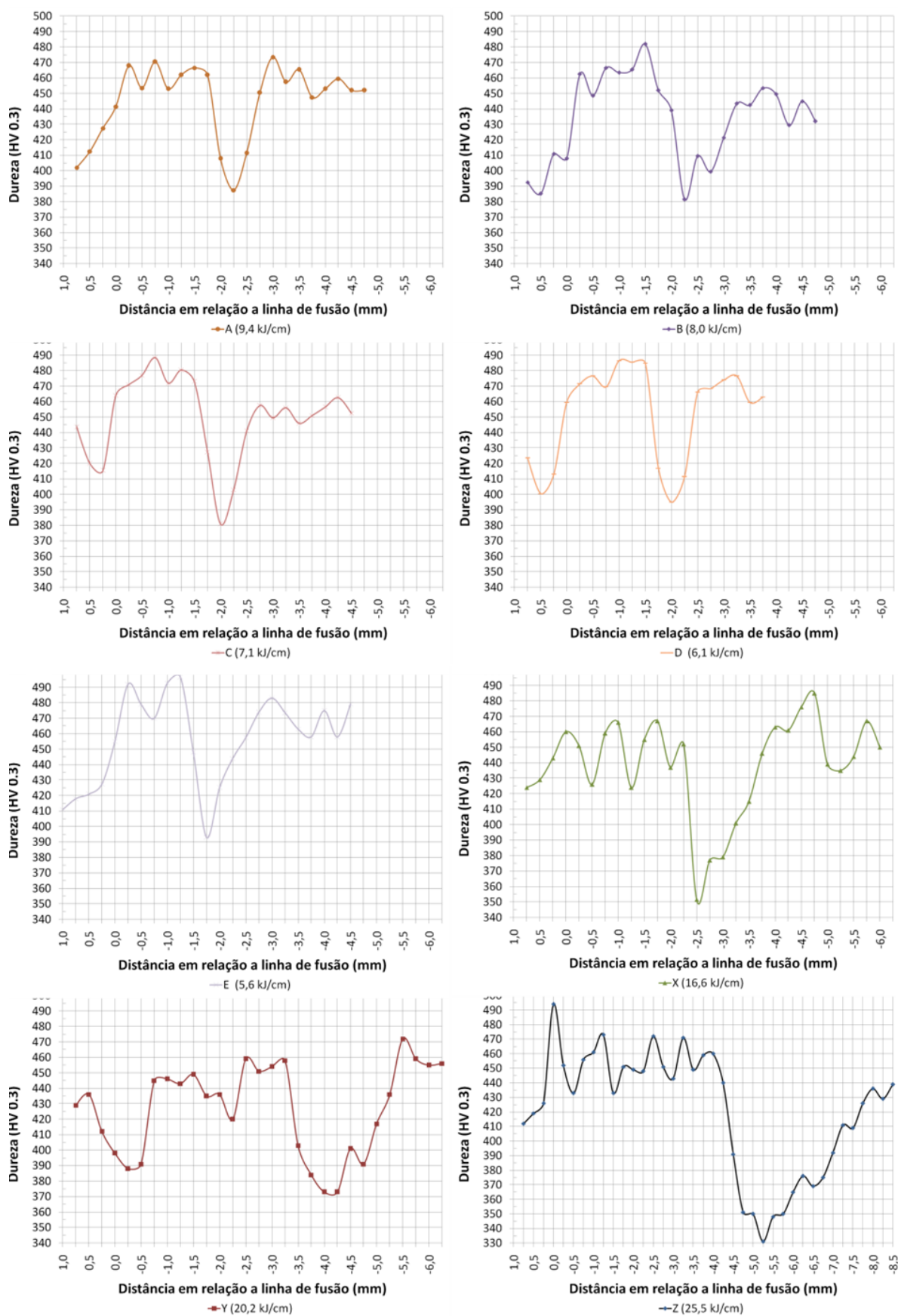


Figura 27 – Perfil de microdureza de cada amostra de cordão de solda.

4.5 Curva de dureza em função da temperatura de homogeneização

Os valores de dureza obtidos experimentalmente para as amostras previamente temperadas que foram aquecidas por uma hora a temperaturas diferentes (conforme a Tabela 7) estão representados na Figura 28. A linha em azul representa a curva de dureza em função da temperatura de homogeneização para um ciclo de aquecimento, e o desvio padrão das três medições realizadas para cada amostra está representado em vermelho.

No gráfico pode-se observar que para temperaturas de aquecimento entre 200°C e 400°C não houve significativa variação de durezas. Notou-se uma pequena elevação nos valores de dureza entre as temperaturas de 400°C e 550°C. O módulo dessa variação foi pequeno (a maior variação foi de 12 HV30 entre os pontos de 400°C e 450°C) e os valores de desvio padrão foram relativamente altos. Para definir se essa variação de dureza está associada ao endurecimento secundário ou foi uma incerteza de medição, foi realizada uma análise com o auxílio da função “T.TEST” (MS Excel 2007). Os parâmetros utilizados foram descritos abaixo, e os resultados foram apresentados na tabela 8:

T.TEST(array1,array2,tails,type)

Sendo que para a obtenção de resultados com 95% de confiança:

- array1 (ordem 1): Valores obtidos para a dureza na amostra com temperatura de 400°C
- array2 (ordem 2): Valores obtidos para a dureza nas amostras com outras temperaturas
- tails (cauda): Valor de Tails assumido como “2” (bicaudal)
- type (tipo): Valor assumido como “3”

Tabela 10: Resultados da função T.TEST

	Temperaturas			
	400°C	450°C	500°C	550°C
Valores Experimentais de Dureza (HV30)	430	443	451	424
	437	450	438	423
	429	438	429	418
T-TEST (relacionado ao ponto com T=400°C)	0,058854535		0,374170028	0,033755648
	MÉDIAS IGUAIS		MÉDIAS IGUAIS	MÉDIAS DIFERENTES

Os resultados obtidos estatisticamente mostram que a variação das durezas nos pontos de 450°C e 500°C em relação ao ponto de 400°C não foi suficiente para caracterizar um aumento significativo da dureza, logo não foi caracterizado endurecimento secundário. Por outro lado, a queda de dureza para a temperatura de 550°C em relação ao ponto de 400°C foi significativa, indicando que em 550°C inicia-se uma queda da dureza do material.

Na curva ficou evidente que a região de baixa dureza está localizada na faixa de 750°C (230 HV30) à 812°C (217 HV30), o que caracteriza que a faixa de temperaturas de revenimento na qual se obtém as durezas mais baixas para esse material está próxima desses valores. A presença de cromo e molibdênio na composição desse material aumenta a sua temperabilidade e reduz a faixa de temperaturas onde é observado o revenimento.

Para temperaturas na faixa de 812°C à 850°C ocorre um aumento aproximadamente linear da dureza, o qual é característico da faixa de austenitização do aço. O diagrama constitucional Fe-Cr, apresentado na Figura 29, evidencia que para um aço com teor de 9% de cromo a região entre Ac_1 e Ac_3 corresponde a uma estreita faixa de temperaturas delimitada pelas linhas horizontais em azul. Logo, pode-se associar as temperaturas de 812°C e 850°C às temperaturas Ac_1 e Ac_3 , respectivamente.

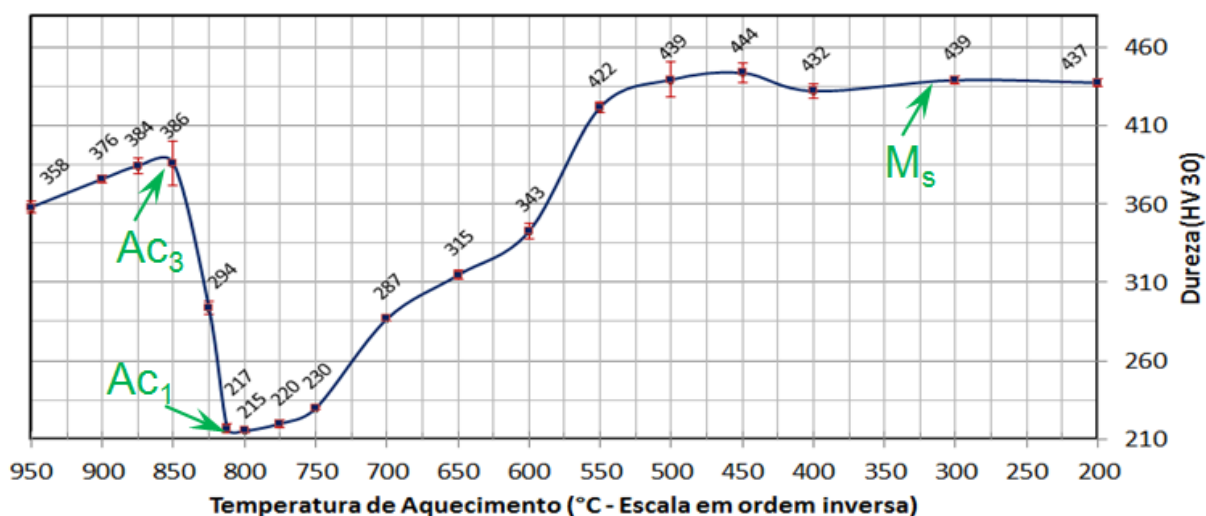


Figura 28 – Curva de dureza em função da temperatura de homogeneização do aço ASTM A335 P91.

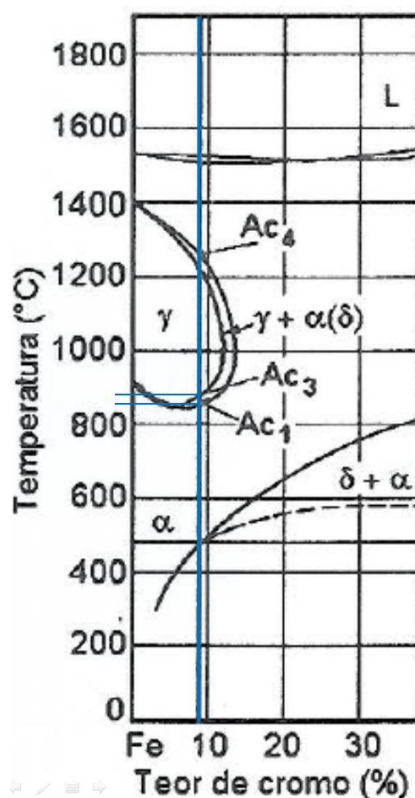


Figura 29 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.

Fonte: Folkhard (1988).

4.6 Relação entre os resultados experimentais

Para a curva da Figura 28, a dureza é plotada em função da temperatura, enquanto que nas curvas de perfil de dureza em cordões (Figura 27) a dureza é função da distância do ponto analisado à linha de fusão. Comparando-se o perfil obtido pelas duas curvas, nota-se que o comportamento da distribuição de durezas é semelhante. Porém, a curva de dureza da Figura 28 apresentou valores de dureza média menores, com revenimento mais efetivo que o obtido no revenimento dos cordões de solda (atingindo valores de até 217 HV30 para a temperatura Ac_1). O motivo para essa diferença de valores é o elevado gradiente térmico (observado nos processos de soldagem) que gera uma microestrutura revenida mais dura que a de processos com tempo de austenitização controlado seguido de revenimento ao ar.

O diagrama da Figura 29 explica a pequena faixa de revenimento que foi observada nos testes de dureza dos cordões (Figura 27), na espessura das sub-regiões de solda (Figura 23) e na curva de dureza do aço A335 P91 (Figura 28). Como a faixa de revenimento do material é estreita, um resultado semelhante pode ser esperado para a execução de soldagem sem pré-aquecimento (conforme

realizado nesse estudo) ou com pré-aquecimento. Ambos os processos irão apresentar uma estreita faixa de revenimento com microdureza mais alta em relação às obtidas na curva de dureza em função da temperatura de homogeneização.

5 CONCLUSÕES

De acordo com os dados experimentais obtidos e com base na literatura, é possível concluir que:

- Não é possível a aplicação da técnica da dupla camada para a execução de soldagem sem TTPS do aço ASTM A335 P91.
- O revenimento no processo de soldagem mostrou-se eficaz, conseguindo-se uma queda significativa de valores de dureza entre o estado previamente temperado (440 HV) e o revenimento por soldagem (valores de até 330 HV).
- Devido à estreita faixa de transformação compreendida entre Ac_1 e Ac_3 , o revenimento foi observado em uma faixa que foi equivalente a aproximadamente 72% da ZAC endurecida.
- O revenimento do material apresentou valores de dureza para a ZAC revenida menores que os obtidos pelo processo de soldagem. Isso ocorreu devido às diferenças entre as taxas de resfriamento, que são muito maiores para o processo de soldagem do que os que são observados no processo de revenimento ao ar.
- Notou-se que não ocorreu endurecimento secundário na execução de um ciclo de revenimento do aço ASTM A335 P91.

REFERENCIAS

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.

Archer, R.S.; Briggs, J.Z.; Loeb, C.M. **Molybdenum – Steels, Irons and Alloys**. Fourth printing, New York, Climax Molybdenum Company, 1965.

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 – 11, Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service, U.S.A. **ASTM**, 2011.

AWS A5.29/A5.29M – Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, U.S.A. **AWS**, 2010

Coleman, K., McGehee, A., **Effect of Normalization and Temper Heat Treatment on P91 Weldment Properties**. Palo Alto, CA, U.S.A, 2003.

Coleman, K., **Guideline for Welding Creep Strenght-Enhanced Ferritic Alloys**. Palo Alto, CA, U.S.A, 2007.

Cruz, R. L. S., **Avaliação dos Efeitos da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM A 516 GRAU 60**. Fortaleza, 2006.

Vilchez, Carlos A. Z. **Influencia de Ciclos Térmicos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Junta Soldada do Aço COS Civil 300..** Ilha Solteira, 2005.

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

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

Henke, Sérgio L. **Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem do Aço Inoxidável Martensítico tipo CA-6NM sem Tratamento Térmico Posterior**. Florianópolis, 1998.

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

Laha, K.; Rao, K.B.S.; Mannam, S.L. Hot tensile properties of simulated heat-affected zone microstructures of 9Cr-1Mo weldment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Elsevier Science Ltd., n° 62, p. 303-311, 1995.

Triola, M. F., 9ª Ed. **Introdução à Estatística**, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Editora LTC, 2005.

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

Metals HandBook. Ninth 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.

Oliveira, Valter V. **Metalurgia da Soldagem**, IFPR, 2010, 46 slides, color.

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

Smith, E.; Nutting, J. **The tempering of low-alloy creep-resistant steels containing chromium, molybdenum and vanadium**. Journal of The Iron and Steel Institute, p. 314-329, December 1957

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.

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.

Welding Handbook. Seventh Edition, vol. 4, United States of America, AWS, 1982