

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO**

ESTUDO DA TÉCNICA DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DO AÇO ABNT 1045

**AUTOR: Gueder Alves Assumpção
ORIENTADOR: Prof. Temístocles de Sousa Luz**

**VITÓRIA - ES
Julho/2006**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO**

ESTUDO DA TÉCNICA DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DO AÇO ABNT 1045

Parte manuscrita do Projeto de Graduação do aluno Gueder Alves Assumpção, apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

**VITÓRIA – ES
Julho/2006**

GUEDER ALVES ASSUMPÇÃO

ESTUDO DA TÉCNICA DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DO AÇO ABNT 1045

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. Temístocles de Sousa Luz
Orientador

Prof. Flávio José da Silva
Examinador

Prof. Osvaldo Cominel
Examinador

Vitória - ES, Julho de 2006.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por todos os benefícios

que me tens concedido e por estar presente

em todos os momentos da minha vida.

Minha Mãe, Clélia, pelo grande apoio.

Gisele, Minha noiva pela compreensão e carinho.

A Temístocles pela orientação.

Juraci Gomes, grande amigo.

Simone, tia, pela consideração e apoio.

A todos os meus familiares.

Zampieri, Heiter, laboratório de materiais, UFES.

A todos que contribuíram para que este trabalho fosse realizado.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 -Zonas de uma solda com passe único (Metals Handbook, 1991).....	6
Figura 2.2 – Superposições de ZACs gerando as zonas frágeis localizadas(ZFL) (Metals Handbook, 1992).	8
Figura 2.3 – Escopo da metalurgia de soldagem.	9
Figura 2.4 – Diagrama de Graville.....	11
Figura 2.5 - Diagramas TRC durante tratamento térmico (pontilhadas) e durante soldagem (cheias) (Kou, 1987).	12
Figura 2.6 – Diagrama de Higuchi para um aço baixo carbono (Aguiar, 2001).....	16
Figura 2.7 - Identificação da zona dura e da macia (Aguiar, 2001).	17
Figura 3.1 – Corpos de prova.....	23
Figura 4.11 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.	32
Figura 4.14 – Microestrutura do corpo de prova C4 soldado com energia de 10 KJ/cm.	33
Figura 4.15 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.	33
Figura 4.16 – Microdureza do corpo de prova C5 soldado com energia de 13 KJ/cm.	33
Figura 4.17 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.	34

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço ABNT 1045 (% em massa) (ABNT, 2000)....	3
Tabela 2 - Influência dos principais elementos de liga no aço carbono	3
Tabela 3 – Microestrutura do aço ABNT 1045 devido a soldagem e ao tratamento térmico (Kou, 1987).....	12
Tabela 8 – Valores de reforço e penetração	35
Tabela 9 – Valores de Δ para todas as relações de energia.....	37

ÍNDICE

1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Classificação e composição química do aço ABNT 1045	3
2.2 Efeito dos elementos de liga	3
2.3 Tratamentos Térmicos Recomendados para o aço ABNT 1045	4
2.4 Microestruturas	4
2.5 A soldagem de reparo.....	4
2.6 Soldagem com passe único	5
2.7 Soldagem multipasses	6
2.8 Metalurgia da soldagem.....	8
2.9 Fatores Metalúrgicos na soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga	9
2.9.1 Temperabilidade	9
2.10 Microestruturas da Zona Afetada pelo Calor – ZAC.....	13
2.10.1 Trincas na Solda.....	16
2.11 Teste de Higuchi	16
2.12 Técnica da dupla camada	19
2.13 Passe de Revenido	20
2.14 Processo MIG/MAG	20
2.14.1 Fundamentos	20
2.14.2 Estudo dos Parâmetros de Soldagem	21
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
3.1 Materiais	23
3.1.1 Metal Base.....	23
3.1.2 Eletrodo	24
3.1.3 Gás	24
3.1.4 Equipamentos para Soldagem.....	24
3.1.5 Medição de Microdureza	24
3.1.6 Equipamento para Metalografia.....	24
3.2 Metodologia	25
3.2.1 Técnica de Higuchi	25
3.2.2 Técnica da Dupla Camada	26
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	27

4.1 Avaliação do metal de base	27
4.2 Teste de Higuchi	27
4.3 Ensaio em Dupla camada	38
5 CONCLUSÕES.....	42
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	43
7 BIBLIOGRAFIA	44

RESUMO

A soldagem provoca modificações na estrutura e propriedades de peças de aço, resultante do aquecimento localizado e não uniforme durante o processo. Além disso, para uma classe específica de materiais como os aços C-Mn e baixa liga há o surgimento de uma microestrutura de elevada dureza e baixa tenacidade, sendo muitas vezes necessário o uso de tratamentos térmicos, para restabelecimento de características estruturais e propriedades adequadas a certas aplicações. Estes tratamentos podem ser difíceis e onerosos, inviabilizando a sua aplicação.

Neste trabalho foi feito um estudo da técnica da dupla camada que dispensa o tratamento térmico pós-soldagem. Foram realizadas seqüências de soldagem com o processo MAG, de forma a se obter propriedades aceitáveis e evitar trincas através da superposição dos ciclos térmicos, que são responsáveis pelo refino na zona afetada pelo calor. Os resultados mostram que em alguns casos o uso de tal técnica pode dispensar o uso de tratamentos térmicos pós-soldagem.

1 INTRODUÇÃO

O aço ABNT 1045 é utilizado para aplicação mecânica onde se exige maior resistência ao desgaste quando comparado ao aço ABNT 1020. Dentre muitas aplicações podemos citar algumas como em eixos, bases p/ matrizes, ferramentas manuais, peças p/ indústria automobilística e diversos componentes da indústria do petróleo, como eixos de ventiladores e de bombas das torres de destilação. Devido às condições de serviço muitas vezes severas, ocorre com freqüência a quebra ou desgaste destes elementos. Nestes casos, utiliza-se o processo de soldagem para a realização do reparo. Entretanto, esses aços são temperáveis e produzem martensita quando austenitizados e resfriados rapidamente, sendo necessário um tratamento térmico posterior à soldagem. Tais tratamentos térmicos, muitas vezes, tornam-se inviáveis devido a questões técnicas e aos custos envolvidos na operação.

Uma técnica que tem sido bastante estudada, para realização do reparo com solda, é a técnica da dupla camada, que utiliza a aplicação de uma relação adequada de energias de soldagem entre as duas camadas, procurando obter uma sobreposição dos ciclos térmicos, proporcionando revenimento e refino na zona afetada pelo calor do primeiro passe.

A técnica da dupla camada foi empregada em vários trabalhos. Citam-se a seguir, alguns exemplos.

- Em aços 5Cr-0,5Mo (Silva, 2001) utilizou-se à técnica em equipamentos utilizados no refino de petróleo conseguindo dispensar os tratamentos térmicos pós-soldagem.
- Em aços ABNT 1045, (Azevedo, 2002) alcançou tenacidade similar a do metal com tratamento térmico pós-soldagem.
- Consegi-se melhora na tenacidade do aço 5Cr-0,5Mo, utilizados em vasos de pressão a altas temperaturas e altas pressões de hidrogênio (Brandi, 1992).
- Em aços ABNT 4140, utilizados na fabricação de elementos de máquinas de alta resistência. Conseguiram-se melhor tenacidade da ZAC (Aguiar, 2001).
- Em aços ABNT 4340 (Arraes, 2001), também utilizados na fabricação de elementos de máquinas de alta resistência. Alcançaram-se bons resultados de tenacidade utilizando-se uma relação de energia de 2:1.
- A técnica da dupla camada não se mostrou adequada para soldagem dissimilar do aço CA - 6NM, utilizados para fabricação de rotores de turbinas hidráulicas

(Henke, 2000). Este tipo de aço possui baixa temperatura Ac1 e considerável resistência ao revenido que impedem aplicação eficaz da técnica da dupla camada.

Ainda existem dificuldades na escolha dos parâmetros adequados para a realização da soldagem e falta de dados sobre o desempenho em serviço dos componentes reparados. Com este trabalho, pretende-se contribuir com o avanço da utilização da Técnica da Dupla Camada, na soldagem e recuperação de peças de aços ao C-Mn e baixa liga. O seu objetivo principal é avaliar a aplicação da Técnica da Dupla Camada para o aço ABNT 1045, empregando o processo de soldagem MAG.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Classificação e composição química do aço ABNT 1045

- Segundo a NBR 172/2000 o aço ABNT 1045 é classificado como aço para construção mecânica, ao carbono e especial.
- A norma NBR NM 87/2000, estabelece que as composições químicas do aço ABNT 1045 para construção mecânica devem apresentar a composição química descrita na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço ABNT 1045 (% em massa) (ABNT, 2000).

C	Mn	Pmáx.	Smáx.	Si
0,43-0,50	0,60-0,90	0,040	0,050	0,10-0,60

2.2 Efeito dos elementos de liga

O fator mais importante na determinação das propriedades de certo tipo de aço é a composição química. Nos aços carbonos comuns, os elementos Carbono e Manganês têm influência no controle da resistência, ductilidade e soldabilidade. A Tabela 2 mostra algumas influências dos principais elementos de liga no aço carbono.

Tabela 2 - Influência dos principais elementos de liga no aço carbono

Elemento	C	Mn	Si
Solução sólida	sim	sim	sim
Formando carbonetos	sim	não	não
Tamanho de grão	-	↗	↗
Temperatura de transformação A1	-	↘	↗
Tenacidade	↘	↗	↗
Resistência à tração	↗	↗	↗
Soldabilidade	↘	↘	↘

↗ aumenta ↘ diminui

Além dos elementos de liga outros fatores afetam as propriedades mecânicas dos aços, tais como o histórico termomecânico do material que diz respeito aos

processos térmicos e cargas sofridas durante fabricação, a geometria, temperatura, estados de tensões e velocidade de deformação da estrutura.

2.3 Tratamentos Térmicos Recomendados para o aço ABNT 1045

Os tratamentos térmicos são processos em que um metal, no estado sólido, é submetido a um ou mais ciclos de aquecimento e resfriamento para alterar, de forma desejada, uma ou mais de suas propriedades, os tratamentos indicados ao aço ABNT 1045 são: normalização, recozimento, têmpera e revenido.

2.4 Microestruturas

Para o estudo dos efeitos da soldagem no aço é necessário um conhecimento prévio de sua microestrutura e de como esta pode ser alterada pelos tratamentos térmicos e variações de composição química.

O aço quando resfriado lentamente a austenita, para aços hipoeutetoides, começa a se transformar em ferrita e finalmente, quando a temperatura atinge 727°C, a austenita transforma-se em perlita. Perlita é um constituinte formado por uma mistura de ferrita e cementita. A ferrita é um constituinte macio, dúctil e, em geral, tenaz. A perlita é mais dura e de menor tenacidade.

2.5 A soldagem de reparo

A soldagem de reparo possui os mesmos princípios que a soldagem de fabricação, porém são necessários alguns cuidados extras no que diz respeito a sua execução (Bailey, 1994).

Em certas ocasiões surgem algumas restrições quanto ao pré-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem devido à localidade da peça no campo ou mesmo por questões dimensionais.

Quanto ao metal de solda, devem ser utilizados consumíveis que resultem numa microestrutura contendo ferrita acicular, ou deve ser utilizada uma técnica de soldagem multipasses que permita obter uma estrutura refinada (AGUIAR, 2001).

A microestrutura mais desejada é a ferrita acicular, por ter tamanho de grão pequeno (0,1 a 1 micron) e contornos de alto ângulo (Alcântara, 1982). Tais características propiciam excelente combinação de resistência e tenacidade.

Já para a soldagem multipasses as referidas regiões da solda são submetidas a ciclos térmicos múltiplos devido aos vários passes. Neste caso, o calor gerado pelo ciclo térmico de um passe pode ser aproveitado para fazer um tratamento térmico no passe anterior, evitando muitas vezes o tratamento pós-soldagem (Aguiar, 2001).

2.6 Soldagem com passe único

A solda é dividida em três regiões na soldagem com passe único: zona fundida (ZF) constituída pelo metal fundido; zona de ligação (ZL), constituída por uma estreita região onde ocorre uma fusão parcial do metal base junto à zona fundida e a zona afetada pelo calor (ZAC), região do metal base que sofreu alterações microestruturais causadas pelo calor da soldagem. A ZAC dos aços pode ainda ser subdividida nas regiões descritas a seguir (Aguiar, 2001; Brandi, 1992), Ilustradas na Figura 2-1.

- ZAC de grãos grossos (ZAC-GG) – trata-se da região adjacente à ZL, que é aquecida a temperaturas entre 1200 e 1500 °C, transformando-se totalmente em austenita. Devido à elevada velocidade de aquecimento provocada pelos ciclos térmicos de soldagem, as temperaturas são diferentes das correspondentes temperaturas obtidas pelo diagrama de transformação (AC1 e AC3). As temperaturas próximas à ZL estão bem acima da temperatura AC3, isso provoca um superaquecimento da austenita, resultando em uma microestrutura de grãos grosseiros de elevada temperabilidade.
- ZAC de grãos finos (ZAC-GF) - Esta região é aquecida entre 900 e 1200 °C e está caracterizada pelo seu menor tamanho de grão. Quanto mais afastada da ZL, menor o tamanho de grão da austenita, o que reduz a sua temperabilidade e pode causar a sua transformação em ferrita produzindo uma microestrutura refinada, tendo grãos menores do que os do metal de base, correspondendo à microestrutura típica do aço normalizado e com boa tenacidade.
- ZAC intercrítica (ZAC-IC) – região da ZAC aquecida entre AC1 e AC3. Nesta faixa de temperatura a microestrutura corresponde a uma mistura de austenita, ferrita e constituintes não transformados. Ocorre refino de grão ao final do resfriamento.
- ZAC subcrítica (ZAC-SC) – Encontra-se entre 500 e 700 °C. Como a temperatura de pico é menor do que AC1 não são observadas mudanças

estruturais visíveis. Na soldagem dos aços temperáveis, o aporte térmico provoca um revenimento na microestrutura.

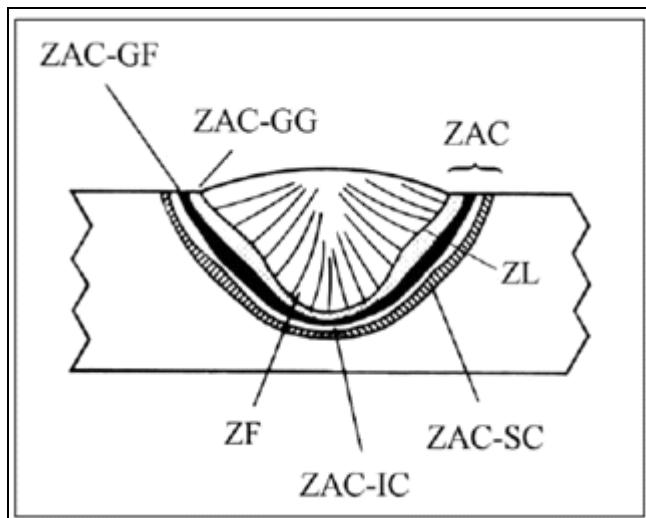


Figura 2.1 -Zonas de uma solda com passe único (Metals Handbook, 1991).

A temperatura de pico da zona fundida excede o ponto de fusão do metal base. A composição química do metal de solda depende da escolha dos consumíveis, da taxa de diluição do metal base e das condições de soldagem.

A composição química da ZAC permanece inalterada por uma larga faixa onde o pico de temperatura não atingiu o ponto de fusão do metal base. Todavia, ocorre uma mudança considerável na microestrutura durante a soldagem devido ao severo ciclo térmico. O metal imediatamente vizinho à zona fundida é aquecido dentro do campo austenítico, onde os precipitados que se formaram em processos anteriores são geralmente dissolvidos. Desta forma, o papel exercido por eles, de evitar o crescimento do grão da austenita em temperaturas elevadas (efeito cinturão), deixa de existir e a austenita experimenta um substancial crescimento de grão, produzindo a região grosseira da ZAC. O tamanho médio do grão austenítico decresce com o aumento da distância da zona fundida (Aguiar, 2001).

2.7 Soldagem multipasses

Conforme mostra a Figura 2.2 a soldagem multipasses é mais complexa devido à presença de zonas reaquecidas dentro da zona fundida. O refino parcial da microestrutura pelo passe subseqüente aumenta a heterogeneidade na microestrutura e nas propriedades mecânicas da peça soldada. A reaustenitização e o aquecimento subcrítico podem ter um profundo efeito nas subseqüentes estruturas e propriedades da ZAC. A diminuição da tenacidade relaciona-se com pequenas regiões dentro da

ZAC-GG, com ductilidade limitada e baixa resistência à clivagem, sendo conhecidas como zonas frágeis localizadas (ZFL). Estas zonas são constituídas por várias outras zonas como a ZAC-GG inalterada, ZAC-GG reaquecida intercriticamente (ZAC-GGRI) e ZAC-GG reaquecida subcriticamente (ZAC-GGRS) (Aguiar, 2001). Próximo à zona de ligação, as ZFLs podem estar alinhadas, como mostra o detalhe na Figura 2.2. Este alinhamento facilita a propagação de trincas, considerando-se que muitas fraturas ocorrem ao longo da zona de ligação (Metals Handbook, 1992).

- A soldagem multipasses apresenta algumas vantagens sobre a soldagem de passe único, que serão descritas a seguir (Mota, 1998).
- Cada passe subseqüente provoca uma normalização e um refino dos grãos da camada anterior, devido aos ciclos térmicos de reaquecimento.
- O ciclo térmico provoca revenimento no metal de solda, diminuindo as tensões residuais do passe anterior.
- Devido ao calor gerado pelos ciclos térmicos do passe anterior ocorre uma redução da taxa de resfriamento do metal de base.
- A técnica da dupla camada é uma das principais alternativas de reparo por soldagem multipasses, que objetivam dispensar o tratamento térmico pós-soldagem. Tal técnica é realizada através de procedimentos de soldagem especificados e controlados, aproveitando os ciclos térmicos da soldagem para tratar termicamente a ZAC do metal de base, de modo a obter uma microestrutura adequada, com os requisitos mínimos de tenacidade e de dureza máxima. Esses requisitos são definidos com o objetivo de garantir a integridade dos componentes reparados e ainda prevenir a fratura frágil, as trincas de reaquecimento e as trincas de corrosão sob tensão (Nino, 2001).

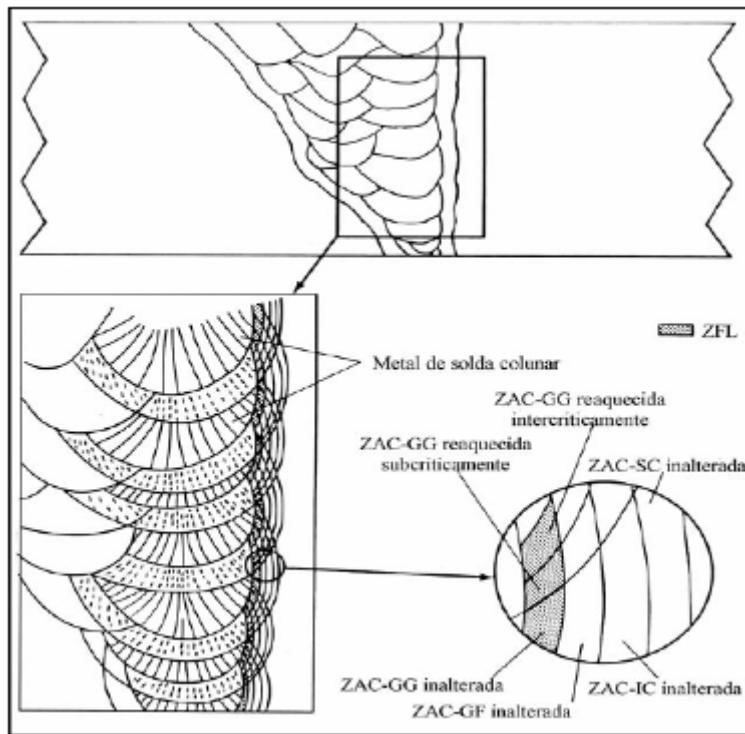


Figura 2.2 – Superposições de ZACs gerando as zonas frágeis localizadas(ZFL) (Metals Handbook, 1992).

2.8 Metalurgia da soldagem

A operação de soldagem causa alterações localizadas e bruscas de temperatura no material sendo soldado. Estas alterações podem provocar mudanças estruturais e, consequentemente, nas propriedades, o que pode ter importantes implicações na futura utilização da peça soldada. Existem duas maneiras de se enfrentar o problema. A primeira é desenvolver materiais que sejam menos sensíveis à soldagem, isto é, melhorar a soldabilidade dos materiais. A segunda é controlar a operação de soldagem (e, possivelmente, executar operações complementares) de modo a minimizar, ou remover, a degradação de propriedades da peça.

A metalurgia de soldagem visa estudar o efeito da operação de soldagem sobre a estrutura e propriedades dos materiais para:

- Obter informações que auxiliem no desenvolvimento de novos materiais menos sensíveis a soldagem.
- Determinar os parâmetros operacionais de soldagem de maior influência nas alterações da estrutura e propriedades do material.

Alternativamente, o desenvolvimento de operações complementares, seja para minimizar a degradação de propriedades, seja para reverter esta degradação, pode ser procurado.

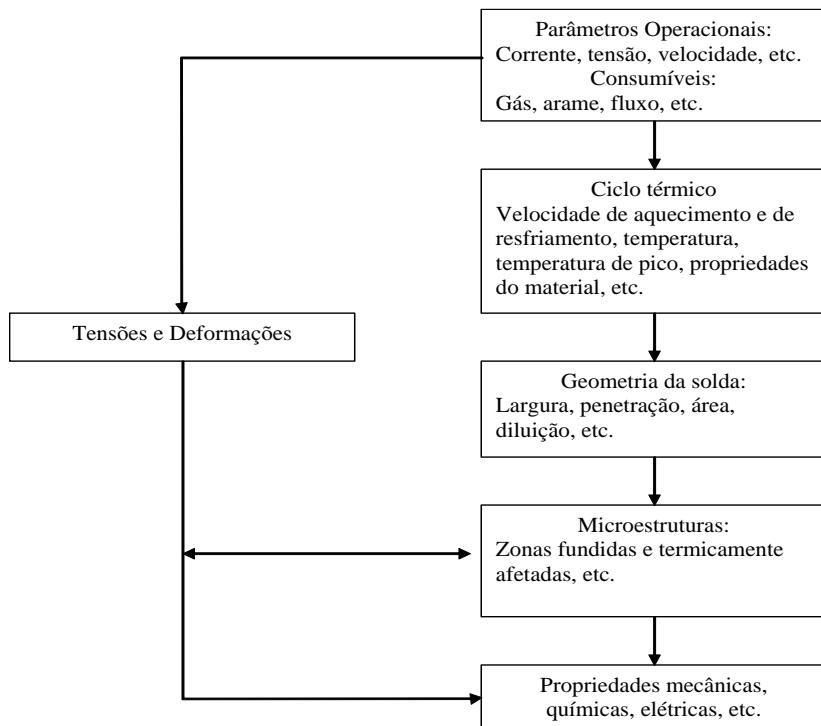


Figura 2.3 – Escopo da metalurgia de soldagem.

2.9 Fatores Metalúrgicos na soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga

A temperabilidade, as microestruturas do metal de solda, as microestruturas da ZAC, a composição química do aço e a presença de inclusões não metálicas são alguns dos fatores metalúrgicos na soldagem dos aços. A seguir, serão abordados os principais fatores metalúrgicos que devem ser observados na soldagem.

2.9.1 Temperabilidade

A temperabilidade tem sido usada como um indicador de soldabilidade e como um guia para a seleção de materiais e processos, de forma a evitar um excessivo endurecimento e, consequentemente, a ocorrência de trincas na ZAC. Várias equações empíricas foram desenvolvidas experimentalmente para expressar a soldabilidade dos aços. Equações do carbono equivalente (CE) foram as primeiras expressões utilizadas para estimar a susceptibilidade a trincas do aço no processo de soldagem e também para determinar a necessidade de preaquecimento e pós-

aquecimento para evitar estas trincas. Estas equações contemplam os efeitos de diversos elementos químicos na temperabilidade do aço. O International Institute of Welding – IIW propôs a seguinte equação para o carbono equivalente:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Ni + Cu)}{15} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} \quad (1)$$

Percebe-se através da equação 1, que o carbono é o elemento que mais afeta a soldabilidade do aço. Além do carbono equivalente, deve-se considerar também o nível de tensão atuantes na região da solda. Isto se torna especialmente crítico quando as peças a serem soldadas apresentam grandes espessuras.

O diagrama de Graville (Graville, 1976) representado na Figura 2-4, mostra a susceptibilidade a trincas induzidas por hidrogênio em função do teor de carbono e do carbono equivalente. Nessa figura a zona I é própria dos aços de baixo carbono e baixa temperabilidade, os quais não são muito susceptíveis a trincas induzidas por hidrogênio. Na zona II os aços têm carbono mais alto que os da zona I, mas ainda apresentam baixa temperabilidade, sendo, portanto, possível evitar microestruturas sensíveis a trincas pelo controle do resfriamento da ZAC. Isso pode ser alcançado através do controle da energia de soldagem e da utilização de preaquecimento. Na zona III, os aços têm elevados teores de carbono e a temperabilidade alta, podendo facilmente produzir microestruturas sensíveis às trincas. Para se evitar as trincas induzidas por hidrogênio nessa zona, deve-se usar processos de baixo hidrogênio, preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem (Aguiar, 2001 apud Metals Handbook, 1992).

Observa-se, através da Figura 2.4, que os aços com médio teor de carbono se enquadram na zona II, requerendo, portanto, um controle de resfriamento da ZAC quando soldados. Os aços de baixo carbono, de espessuras finas, são facilmente soldados. Quando se trata de aços de grandes espessuras, são necessários alguns cuidados devido a maior velocidade de resfriamento possibilitar a formação de microestruturas frágeis. Os aços menos susceptíveis a trincas induzidas por hidrogênio estão situados no canto inferior esquerdo da Figura 2.4, zona I. Porem, existem vários outros aspectos de soldabilidade a serem considerados (Metals Handbook, 1992).

O critério para a definição de chapa grossa ou fina é dado pela Equação 02 abaixo (Metals Handbook, 1992).

$$\delta = e \cdot [\rho \cdot C \cdot (T_c - T_o) / E_{liq}]^{1/2} \quad (2)$$

onde:

e = espessura da peça (mm);

$\rho \cdot C$ = calor específico volumétrico (J/mm³);

T_c = temperatura de interesse (°C)

T_o = temperatura de preaquecimento (°C);

E_{liq} = energia de soldagem (J/mm) dada pela Equação 04.

Quando $\delta \geq 0,9$ considera-se a chapa grossa e quando $\delta \leq 0,6$ a chapa é considerada fina. Valores entre 0,6 e 0,9 a situação é considerada indefinida e neste caso sugere-se o cálculo da velocidade de resfriamento nos dois casos para depois se escolher a mais segura para o material.

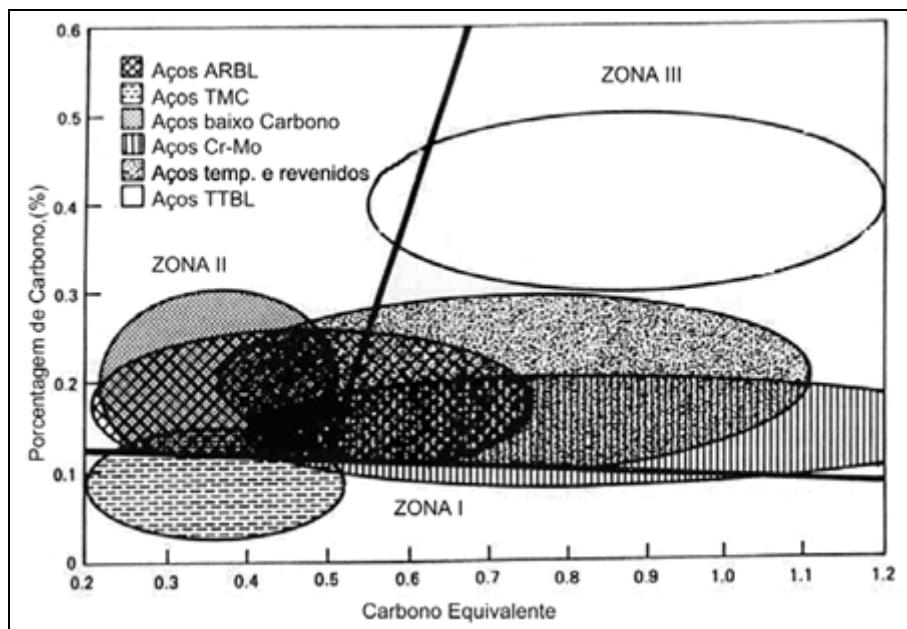


Figura 2.4 – Diagrama de Graville

A estrutura da ZAC de granulação grosseira de um dado aço pode ser prevista com a utilização de diagramas de Transformação de Resfriamento Contínuo (TRC) desenvolvidos especialmente para a soldagem. Eles são semelhantes aos diagramas TRC usuais, exceto pela sua elevada temperatura de austenitização, em torno de 1300°C. O diagrama TRC para a ZAC apresenta características que afetam o tamanho do grão austenítico e sua homogeneidade, dificultando a sua aplicação para prever a microestrutura da ZAC de uma solda real (Modenesi, 1992).

Na Figura 2.5 tem-se o diagrama TRC para o aço ABNT 1045. Percebe-se que próximo à temperatura de início de transformação da martensita, M_i , para uma mesma taxa de resfriamento, a curva de transformação para soldagem desloca-se para direita em relação à curva de transformação de tratamento térmico, desta maneira, a probabilidade de formar martensita neste aço é maior na soldagem do que durante o tratamento térmico. Um exemplo, mostrado na Tabela 3, com dados retirados da Figura 2.5, indica que para uma taxa de resfriamento de 30° C/s , pode ser obtido 92% de martensita na soldagem e somente 69% no tratamento térmico. Isto pode estar relacionado ao crescimento de grão da austenita que pode acontecer durante a soldagem, diminuindo a área de contorno de grão disponível para a nucleação dos constituintes intermediários durante o resfriamento (KOU, 1987).

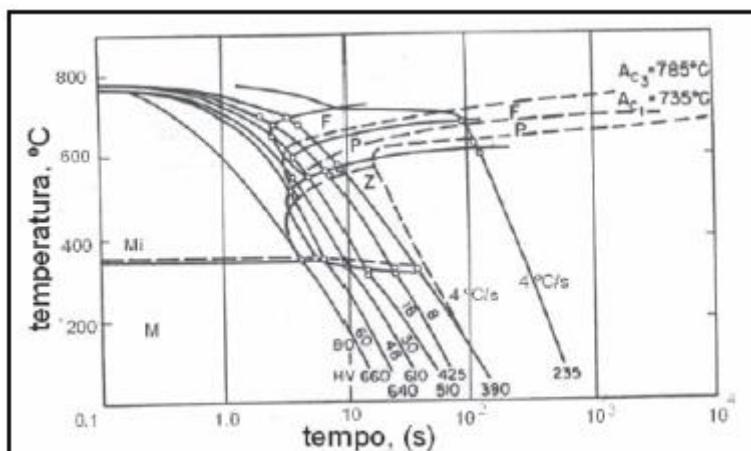


Figura 2.5 - Diagramas TRC durante tratamento térmico (pontilhadas) e durante soldagem (cheias) (Kou, 1987).

Tabela 3 – Microestrutura do aço ABNT 1045 devido a soldagem e ao tratamento térmico (Kou, 1987).

Taxa de resfriamento (°C/s)	Microestrutura (%) (ZTA p/ soldagem)		
	Ferrita	Perlit + estrutura intermediária	Martensita
4	5(10)	95(90)	0(0)
18	3(6)	9(70)	90(27)
30	1(1)	7(30)	92(69)
60	0(0)	2(2)	98(98)

a – Os valores entre parênteses referem-se ao percentual de fase para o tratamento térmico

O diagrama TRC nos fornece um indicativo da temperabilidade do aço, consequentemente, da sua soldabilidade. Quanto mais para a direita o diagrama estiver posicionado mais fácil será a formação de martensita, portanto, pior a soldabilidade.

Os fatores que influenciam na posição do diagrama TRC são a composição química do metal de base, o tamanho do grão da austenita e a sua homogeneidade. Considerando-se à composição química do aço, todos os elementos tradicionalmente utilizados na fabricação dos aços, exceto o cobalto, deslocam o diagrama para a direita. Como aumentam o tempo de incubação da austenita, retardam o início de transformação em produtos como ferrita e perlita, facilitando, assim, a formação de martensita (Aguiar, 2001; Metals Handbook, 1992; Graville, 1976).

Os contornos de grãos constituem um local preferencial para a nucleação de novas fases. Quanto maior o tamanho do grão austenítico menor a quantidade de contorno por unidade de volume. Portanto, maior o tempo de incubação da austenita e maior a temperabilidade do aço. Este fato justifica a facilidade da ZAC-GG em formar martensita.

O tempo de incubação para uma austenita não homogênea, com carbonetos, nitretos, óxidos e sulfetos não dissolvidos é menor, influindo sobre a posição do diagrama TRC, pois estas heterogeneidades funcionam como sítios para a nucleação da ferrita.

O mesmo efeito dos elementos de liga de aumento da temperabilidade ocorre para o resfriamento rápido. O oposto ocorre quando uma baixa velocidade de resfriamento atua num determinado ponto da solda, favorecendo a nucleação de ferrita em sítios existentes, diminuindo, assim, a possibilidade de formação de martensita.

A ZAC apresenta microestruturas diferentes a cada ponto, uma vez que a velocidade de resfriamento varia de ponto a ponto na ZAC e cada curva de resfriamento cruza o diagrama em locais específicos. Próximo à linha de fusão, na soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga as microestruturas prováveis são martensita e bainita. (Aguiar, 2001; apud Metals Handbook, 1992).

2.10 Microestruturas da Zona Afetada pelo Calor – ZAC

Na soldagem por fusão, a velocidade de resfriamento varia, com a energia cedida durante a soldagem por unidade de comprimento da solda, com a temperatura inicial da peça e com sua espessura e geometria. Este fato é de suma importância uma vez que limita a faixa de energia utilizável na soldagem de uma estrutura de aço em que se necessita boa tenacidade (Marques, 1991).

A variação de temperatura durante a soldagem em um ponto da peça é descrita pelo seu ciclo térmico de soldagem. Cada ponto é submetido a um ciclo térmico particular que depende, entre outros fatores, da localização deste ponto em relação à solda. Os parâmetros que descrevem o ciclo térmico são: temperatura de pico, tempo de permanência acima de uma temperatura crítica, velocidade de resfriamento.

Temperatura máxima atingida em um dado ponto.

A temperatura de pico indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais neste ponto. Depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades térmicas da peça, sua temperatura inicial e da distância do ponto considerado à fonte de calor.

Tempo de permanência.

Este parâmetro pode ser de interesse para materiais em que a dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos pode ocorrer.

Velocidade de resfriamento.

Este parâmetro é importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais comuns, que podem sofrer transformações de fase durante o resfriamento.

A ZAC é uma região localizada entre a zona de ligação e o metal de base não afetado pelo ciclo térmico de soldagem (Figura 2-1). Sua microestrutura resulta das transformações estruturais do metal de base ocasionadas pelos ciclos térmicos e deformações associadas com a soldagem. A sua largura pode ser determinada pela equação abaixo:

$$1/ (T_M - T_0) = (4,13 \cdot \rho \cdot C \cdot e \cdot Y) / E_{liq} + 1 / (T_f - T_0) \quad (3)$$

Onde,

Y = largura da ZAC, mm.

T_M = temperatura máxima a uma distância Y, °C.

T_0 = temperatura de preaquecimento, °C.

e = espessura da peça, mm.

ρC = calor específico volumétrico, J/mm³ °C.

E_{liq} = energia de soldagem, J/mm, dada pela equação 4:

$$E_{liq} = \eta \cdot (U \cdot I) / V_s \quad (4)$$

Onde:

- U = tensão de voltagem (V);
- I = corrente de soldagem (A);
- V_s = velocidade de soldagem (mm/s);
- η_T = rendimento térmico do processo.

Os teores de carbono e de elementos de liga do aço, o tamanho de grão austenítico e a velocidade de resfriamento vão determinar o tipo de microestrutura da ZAC de granulação grosseira (ZAC-GG). Quanto maior for a energia de soldagem mais grosseira será a granulação desta região e maior a sua extensão (Modenesi, 1992)

A região da ZAC-GF encontra-se logo após a ZAG-GG e é caracterizada por uma estrutura de grãos refinados. Não é uma região considerada problemática para a maioria dos aços, exceto para os temperados e revenidos, pois pode apresentar menor resistência mecânica que o metal de base.

A região intercrítica (ZAC-IC), posicionada após a ZAC-GF, devido elevadas temperaturas possui uma parte da sua estrutura transformada em austenita que em função da velocidade de resfriamento pode transformar-se em martensita.

A região subcrítica (ZAC-SC) apresenta uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos pode ocorrer um super revenimento da ZAC ocasionando numa ZAC-IC mais extensa com dureza menor do que a do metal de base (Aguiar, 2001; Modenesi, 1992).

2.10.1 Trincas na Solda

Uns dos tipos mais sérios de descontinuidades em soldas são as trincas. Estas se desenvolvem quando tensões de tração atuam em um material fragilizado, isto é, incapaz de absorver estas tensões por deformação.

Os tipos de trincas que podem ser desenvolvidas são normalmente classificados em função da sua localização na solda como: trinca de cratera, trinca transversal na ZF, trinca transversal na ZAC, longitudinal na ZF, trinca de margem, trinca sob o cordão, trinca na zona de ligação e trinca na raiz da solda.

2.11 Teste de Higuchi

O teste de Higuchi (Higuchi, 1980) consiste em fazer uma simples deposição de solda sobre uma placa do metal base, no estado temperado e não revenido onde, na seção transversal do cordão, levanta-se o perfil de microdureza da ZAC. Através desse perfil, identificam-se as regiões retêmperadas (duras) e revenidas (macias), bem como suas extensões para as diversas energias de soldagem utilizadas. Esse teste tem por objetivo prático, conhecer o alcance das regiões revenidas (macias) e de retêmpera (duras) ao longo da ZAC. Com base nos perfis de microdureza da ZAC e nos valores de reforço e penetração do cordão de solda, são construídos os gráficos de Higuchi como exemplificado na Figura 2-6, para um aço baixo carbono.

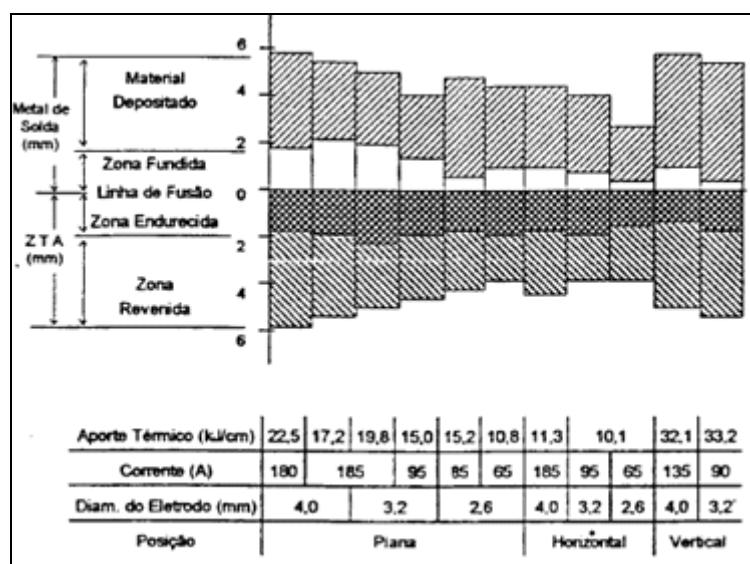


Figura 2.6 – Diagrama de Higuchi para um aço baixo carbono (Aguiar, 2001).

Determinam-se as extensões das zonas duras e macias, assumindo que: a zona dura (ZD) se estende da zona de ligação, onde $X = 0$, e vai até a distância em que a dureza medida corresponde com à dureza do metal base. A zona macia (ZM) se estende deste ponto (final da zona dura) e vai até a distância em que a dureza se iguala a do metal base (Figura 2.7) (Aguiar, 2001).

Através do teste de Higuchi é possível selecionar as energias das primeira e segunda camada, de tal modo que a região da ZAC-GG da primeira camada seja refinada e revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada. A escolha das energias das primeira e segunda camadas deve obedecer aos critérios descritos a seguir.

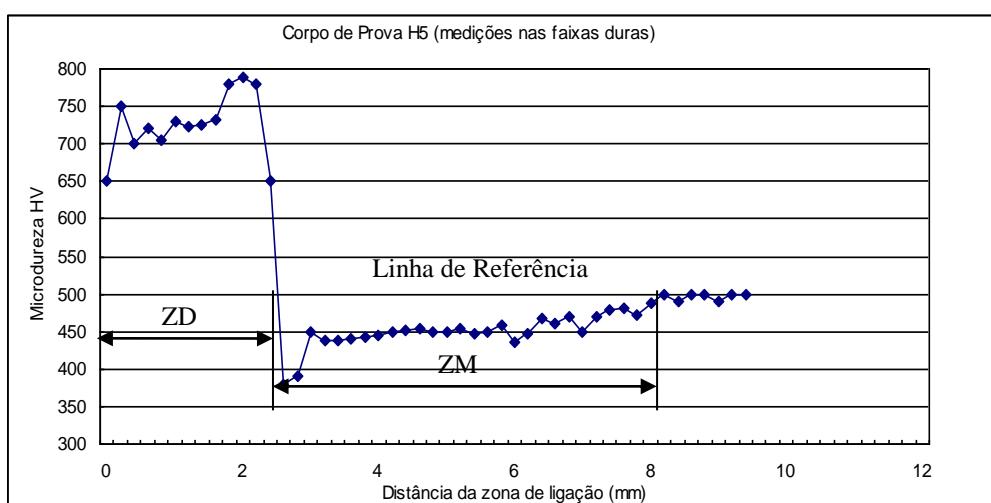


Figura 2.7 - Identificação da zona dura e da macia (Aguiar, 2001).

$$3. P_{ZM2} > P_{ZD1} \text{ (Ninõ, 2001).} \quad (06)$$

Onde:

P_{ZM2} = profundidade da zona macia da segunda camada;

P_{ZD1} = profundidade da zona dura da primeira camada.

$$4. P_{ZD2} < R1 + P1 \text{ (Brandi, 1992)} \quad (07)$$

Onde:

P_{ZD2} = profundidade da zona dura da segunda camada;

$R1$ = reforço da primeira camada;

P1 = penetração da primeira camada.

O refino e o revenimento da zona dura da primeira camada são obtidos pelo calor alcançado na ZAC da segunda camada determinado pelo atendimento da primeira condição. O atendimento da segunda condição garante que a zona dura da primeira camada não vai ser retemperada. Dessa forma, a zona fundida da primeira camada é quem vai ser austenitizada, proporcionando uma recristalização e formação de alguma martensita que, devido ao seu baixo teor de carbono não apresenta uma dureza elevada (Aguiar, 2001; Metals Handbook, 1991).

A Figura 2.8, que esta relacionada com os critérios anteriores, mostra o esquema da seção transversal de um cordão de solda com as zonas fundida, zona dura (ZAC-GG) e zona macia (ZAC-GF). É realizado um corte onde estas regiões são transportadas para a Figura 2-9, que esquematiza um corpo de prova soldado com duas camadas. Nesta figura destacam-se os cordões da primeira e da segunda camada, com as regiões de reforço, penetração, zona dura e zona macia e seus respectivos gráficos de Higuchi. Esta figura está relacionada com os critérios anteriormente descritos.

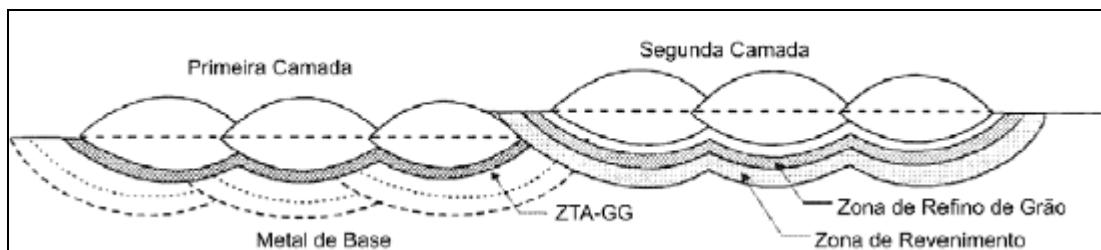


Figura 2.8 - Esquema das sub-regiões da ZAC em uma soldagem multipassadas (Ninō, 2001).

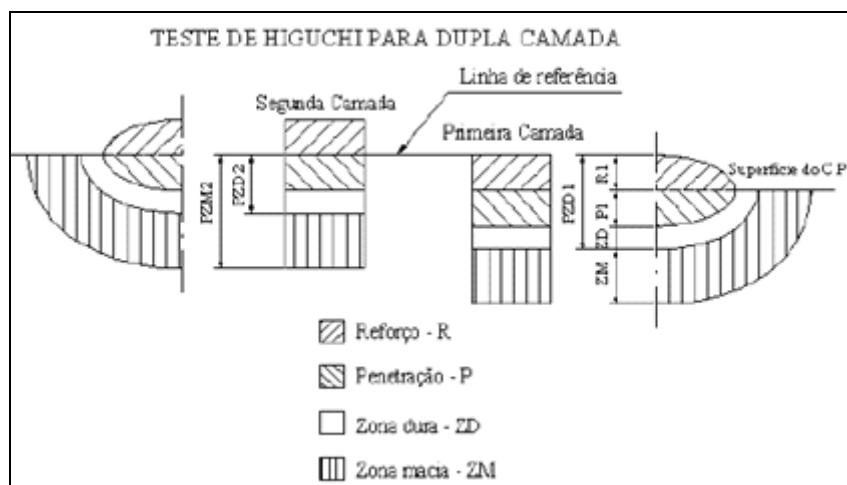


Figura 2.9 - Superposições das camadas (Aguiar, 2001).

2.12 Técnica da dupla camada

Para o desenvolvimento da técnica de dupla camada algumas ações, a seguir descritas, são necessárias (Ninõ, 2001).

- □Estimar a penetração, a largura e o reforço do cordão de solda em função das condições de soldagem.
- □Determinar o grau de revenimento e de refino do grão e os fenômenos de precipitação e segregação, através dos ciclos térmicos de soldagem.
- □Calcular os ciclos térmicos de soldagem e determinar a distribuição das temperaturas de pico na peça.

Conforme descrito anteriormente, a técnica de dupla camada consiste em promover uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos de tal forma que a segunda camada promova o refino e o revenimento da ZAC-GG da primeira camada, conforme mostra a Figura 2-8 (Ninõ, 2001).

Para ocasionar o refino na ZAC-GG da 1^a camada, a literatura sugere que a energia da segunda camada deve ser maior que a da primeira. Esta relação deve ser determinada em função da velocidade de soldagem, do tipo de eletrodo e dos parâmetros do processo de soldagem adotado (Ninõ, 2001).

Pelo fato de que no teste de Higuchi tamanho da zona dura (retemperada) ser superior ao tamanho da zona macia (revenida). Henke e outros, 2000, não recomendam a aplicação da técnica da dupla-camada, em aços CA-6NM. Este fato se deve à elevada resistência ao revenido desse aço, assim como a baixa temperatura AC1 (630 °C), o que dificulta a redução da dureza em temperaturas mais altas.

Em aços 4140, (Aguiar, 2001), mostrou que a aplicação da técnica da dupla camada, mostrou-se eficiente, visto que para três níveis de energia empregados encontrou tenacidade semelhante à obtida nos corpos de prova submetidos ao TTPS. Afirma ainda, que a técnica obteve melhor desempenho para baixos aportes térmicos na primeira camada, com relações de 1:1 e 1:2.

Para os aços 4340, (Arraes Júnior, 2001), encontrou bons resultados utilizando uma relação de energias 2:1, obtendo uma microestrutura mais refinada na

ZAC e alcançando uma tenacidade superior à mesma condição com tratamento térmico pós-soldagem. Observou, ainda, que a utilização de relações de energias de 1:1 e 1:2 também apresentaram bons resultados de tenacidade em relação ao nível de tenacidade do metal de base.

2.13 Passe de Revenido

O objetivo do passe de revenido é reduzir a dureza da ZAC por imposição do ciclo térmico. Para isso o segundo passe deve ser posicionado adequadamente em relação ao primeiro, de modo que a isoterma Ac_1 da camada subsequente encoste-se à linha de fusão da camada anterior, assim o metal de solda é reaustenitizado e o resto da ZAC é revenida abaixo da faixa de temperatura de transformação.

Foi analisado por Olsen et al, 1982, os efeitos do revenimento no aço C-Mn, produzidos por tratamentos isotérmicos e tratamentos térmicos, sendo o aquecimento e o resfriamento rápidos e o tempo de patamar curto, 10s. Eles concluíram que para conseguir o revenimento de um ponto da ZAC-GG, o cordão de revenido deve ser posicionado com precisão, de tal forma que a isoterma AC_1 desse cordão fique logo acima da linha de fusão do último passe.

2.14 Processo MIG/MAG

2.14.1 Fundamentos

O processo MIG/MAG (metal inert gas/metal active gas) utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo nu consumível alimentado continuamente, e a peça a soldar. A proteção do arco e da região da poça é feita por um gás, ou mistura de gases, inerte ou capaz de reagir com o material sendo soldado. Os gases mais usados são o argônio e o CO_2 e, menos comumente, o hélio. Misturas de Ar-He, Ar- CO_2 , Ar-O₂, Ar-CO₂-O₂ e outras, em diferentes proporções, são usadas comercialmente. Gases ou misturas de proteção completamente inertes tem, em geral, uso restrito para metais e ligas não ferrosas. Aços, particularmente aço carbono e de baixa liga são soldados com misturas contendo proporções diversas de O₂ e de CO_2 .

2.14.2 Estudo dos Parâmetros de Soldagem

As variáveis mais importantes, que afetam a penetração e a geometria do cordão são:

- Corrente de Soldagem

Se forem mantidas constantes todas as demais variáveis de soldagem, um aumento na corrente de soldagem (aumento na velocidade de alimentação do arame), irá causar aumento na profundidade e largura de penetração, aumento na taxa de deposição e aumento do cordão de solda.

- Tensão de Soldagem

Nas mesmas condições citadas acima, um aumento na tensão proporcionará alargamento e achatamento do cordão de solda, aumento da largura de fusão e aumento do aporte térmico que resultará em um aumento do tamanho da zona termicamente afetada.

Uma tensão de soldagem muito alta poderá causar porosidades, respingos e mordeduras. Já uma tensão muito baixa tenderia a estreitar o cordão de solda e aumentar a altura do reforço do cordão.

- Velocidade de Soldagem

Uma velocidade de soldagem baixa resultará em um cordão muito largo com muito depósito de material. Já velocidades muito altas produzem cordões estreitos e com pouca penetração.

- Extensão livre do eletrodo

Define-se como extensão livre do eletrodo ou stick-out a distância entre o último ponto de contato elétrico do arame (normalmente o tubo de contato), e a ponta do eletrodo ainda não fundida.

Quando esta distância aumenta, aumenta também a resistência elétrica do eletrodo, que terá assim mais tempo para aquecer-se por efeito Joule.

Com esta elevação da temperatura do eletrodo, será necessária uma menor corrente para fundir o eletrodo para a mesma taxa de alimentação, ou vendo de outra

forma, para a mesma corrente de soldagem utilizada, se obterá uma maior taxa de deposição, porém com menor penetração.

- Diâmetro do eletrodo

Cada eletrodo de uma dada concepção e natureza tem uma faixa de corrente utilizável de trabalho.

Tanto as taxas de fusão de um eletrodo, como sua penetração, são entre outras coisas função da densidade de corrente. Assim, em igualdade de corrente, um eletrodo fino penetrará mais e depositará mais rapidamente do que um eletrodo de maior diâmetro.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Por questões práticas, as técnicas aplicadas neste trabalho foram realizadas com o processo de soldagem MAG para automatizar o processo, aplicando com maior facilidade as energias de soldagem. Para a aplicação da técnica dupla camada há necessidade de usar diferentes velocidades de soldagem, o que através do processo de soldagem com eletrodo revestido requer grande prática e destreza do soldador.

O teste de Higuchi foi realizado para determinar as relações de energia a serem aplicadas na técnica da dupla camada.

Em seguida realizou-se o ensaio da dupla camada nos quais foram levantados os perfis de microdureza para avaliar o grau de revenimento da ZAC-GG da primeira camada.

As etapas do trabalho serão apresentadas a seguir, assim como os materiais e equipamentos empregados.

3.1 Materiais

3.1.1 Metal Base

Foram utilizados 9 corpos de prova de aço ABNT 1045 nas dimensões $\frac{1}{2}''$ x 60mm x 150mm laminado e resfriado ao ar (Figura 3.1). (6 teste de Higuchi, 2 técnica da dupla camada, 1 micrografia metal base).

O valor do carbono equivalente calculado utilizando valores médios da tabela 1 e equação 1 foi $CE_{IW} = 0,59$. Segundo Gráfico de Granville, Figura 2.4, esse material se encontra na região II sendo assim justificável a maior atenção quanto à sua soldagem.



Figura 3.1 – Corpos de prova.

3.1.2 Eletrodo

Foi utilizado arame para MIG/MAG Classificação AWS – A5.18 ER 70S-6 (utilizada para aço carbono e baixa liga), composição química C(0,07 a 0,15), Mn(1,40 a 1,85), Si(0,80 a 1,15), P(0,025) e S(0,35). $CE_{IW} = 0,38$.

3.1.3 Gás

Gases de proteção: Argônio (Ar) + 5% CO₂ com vazão de 14 l/min.

3.1.4 Equipamentos para Soldagem

- Máquina de soldagem Universal (Inversal 450) (Figura 3.2) - Laboratório de Soldagem/UFES
- Posicionador automático e controlador de velocidade Tartílope V2 (Figura 3.3). Laboratório de Soldagem/UFES

3.1.5 Medição de Microdureza

- Microdurômetro Pantec Modelo HXD – 1000TM (figura 3.4). Laboratório de materiais – UFES.

3.1.6 Equipamento para Metalografia

- Microscópio Óptico OLIMPUS modelo BX 60M. (Figura 3.5). Laboratório de materiais – UFES.



Figura 3.2 – Fonte Inversal 450.



Figura 3.3 – Posicionador controlador de velocidade.

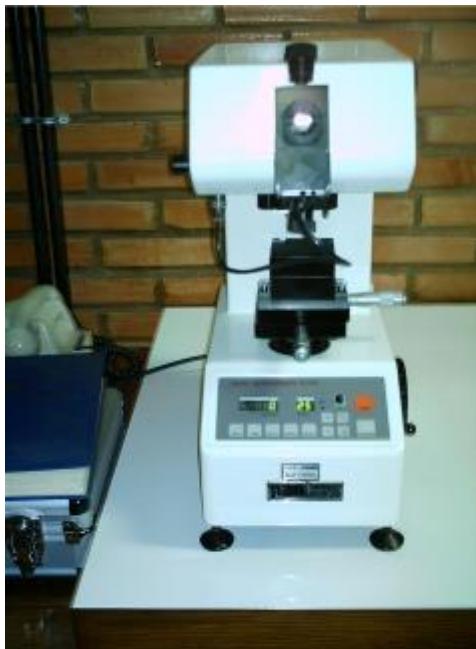


Figura 3.4 - Microdorômetro



Figura 3.5 – Microscópio óptico.

3.2 Metodologia

Os ensaios foram realizados em duas etapas, a aplicação da técnica de Higuchi e o teste da dupla camada.

Os resultados do teste de Higuchi possibilitaram a seleção dos parâmetros de soldagem para a segunda etapa.

A soldagem para o teste de Higuchi foi realizada com o processo MAG na posição plana utilizando o posicionador automático da Tartílope. A seguir serão detalhadas melhor as etapas da técnica de Higuchi.

3.2.1 Técnica de Higuchi

Foi realizada a técnica de Higuchi em corpos de prova temperados. O material foi autenitizados a 850°C por 25 min, aproximadamente 2 minutos por milímetro de espessura do metal base, e resfriado em água.

O objetivo da aplicação desta técnica foi encontrar uma relação entre as energias da primeira e segunda camada, de tal forma que possibilite o revenimento da ZAC-GG da primeira camada, pela superposição do ciclo térmico da segunda camada.

A construção do gráfico de Higuchi foi feita utilizando-se os valores do reforço, da penetração do cordão de solda e das dimensões das regiões duras e

macias dos corpos de prova obtidas através do ensaio de microdureza. Os parâmetros de soldagem para cada corpo de prova ensaiado estão na tabela 4.

No ensaio de microdureza (Vickers) utilizou-se uma carga de 100g durante 25 segundos. O perfil de impressões foi obtido segundo esquema da figura 3.6, a microdureza foi medida a partir da zona de ligação, local onde termina o cordão de solda e inicia-se a zona afetada pelo calor.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem para o Teste de Higuchi

Corpo de prova	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (KJ/cm) *
C1	90	21,5	24	4
C2	90	21,5	16	6
C3	90	21,5	12	8
C4	120	20,0	12	10
C5	120	21,5	10	13
C6	140	22,0	11	14

*Rendimento térmico = 0,85

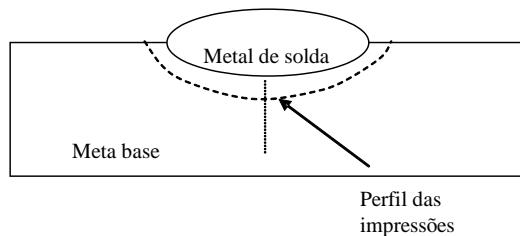


Figura 3.6 – Posição das medições de microdureza para o teste de Higuchi.

3.2.2 Técnica da Dupla Camada

De posse dos resultados do teste de Higuchi, realizaram-se ensaios em dupla camada com duas relações de energia entre o primeiro e segundo passe. Os parâmetros de soldagem estão mostrados na tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros de soldagem para ensaio da dupla camada.

Corpo de Prova	Camada	Corrente Eficaz (A)	Tensão Eficaz (V)	Veloc. de soldagem (cm/min)	Energia (KJ/cm) *
C 6/8	1 ^a camada	90	21,5	16	6
	2 ^a camada	90	21,5	12	8
C 10/10	1 ^a camada	120	20,0	12	10
	2 ^a camada	120	20,0	12	10

*Rendimento térmico = 0,85

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Avaliação do metal de base

A Figura 4.1 mostra a metalografia do material base utilizada para confirmar teor de carbono segundo valor estimado. Através da quantidade de perlita em relação à quantidade de ferrita podemos confirmar que o material possui no mínimo 0,45% de carbono. Além disso, foi obtido a microdureza de alguns pontos aleatoriamente distribuídos na peça. Tabela 6.

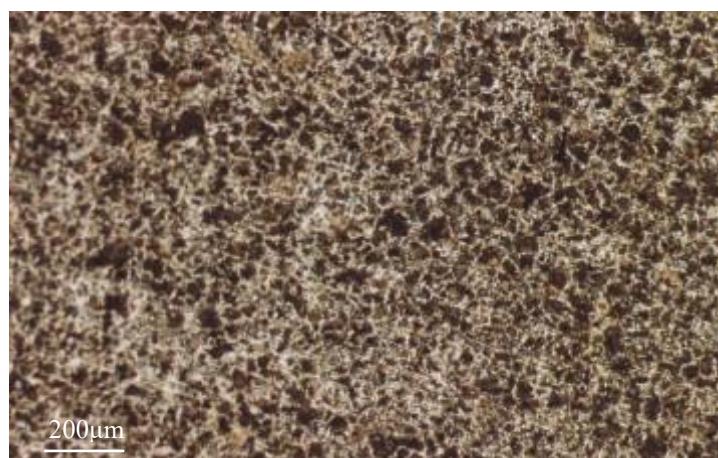


Figura 4.1 – Microestrutura do metal de base. Aumento: Ataque: nital 4%.

Tabela 6 – Microdureza do metal base.

Pontos	Microdureza HV
1	220
2	163
3	228
4	260
5	234
6	197
7	208
8	259
9	216
10	247
Média	223,2

4.2 Teste de Higuchi

Segundo procedimento indicado no item 3.2.1 os corpos de prova temperados e não revenidos foram submetidos à soldagem empregando os parâmetros indicados nas Tabelas 4. Observou-se alta dureza na ZAC-GG devido à presença de elevados teores de martensita decorrentes do médio teor de carbono do aço ABNT 1045. Os resultados obtidos para as medições de microdureza, de acordo com as indicações da Figura 3.6, estão mostrados nas Figuras 4.2 a 4.7.

A avaliação da têmpera foi feita através do perfil de microdureza. Tabela 7.

Tabela 7 – Microdureza do material após tratamento térmico de têmpera.

Pontos	HV
1	653
2	595
3	633
4	674
5	595
6	674
7	674
8	674
9	613
10	595
Média	638

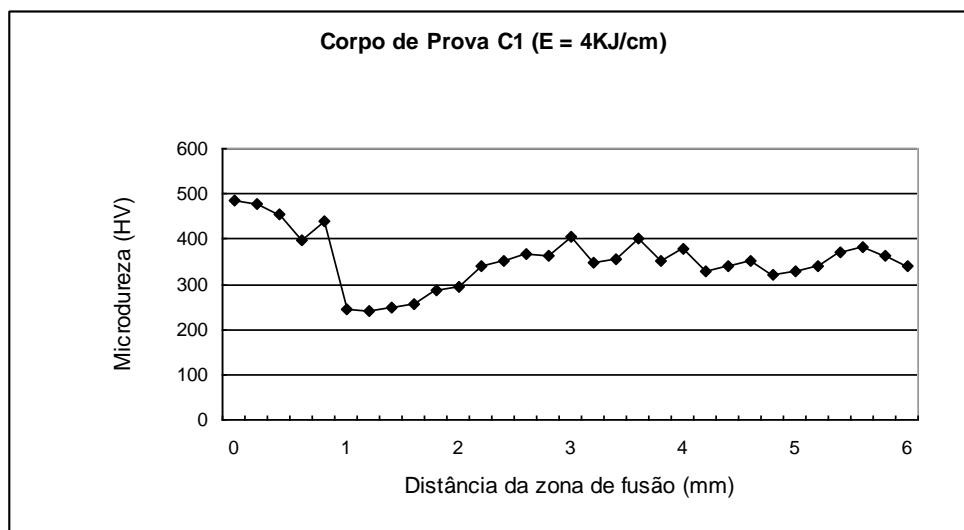


Figura 4.2 – Perfil de microdureza para a energia de soldagem de 4 KJ/cm.

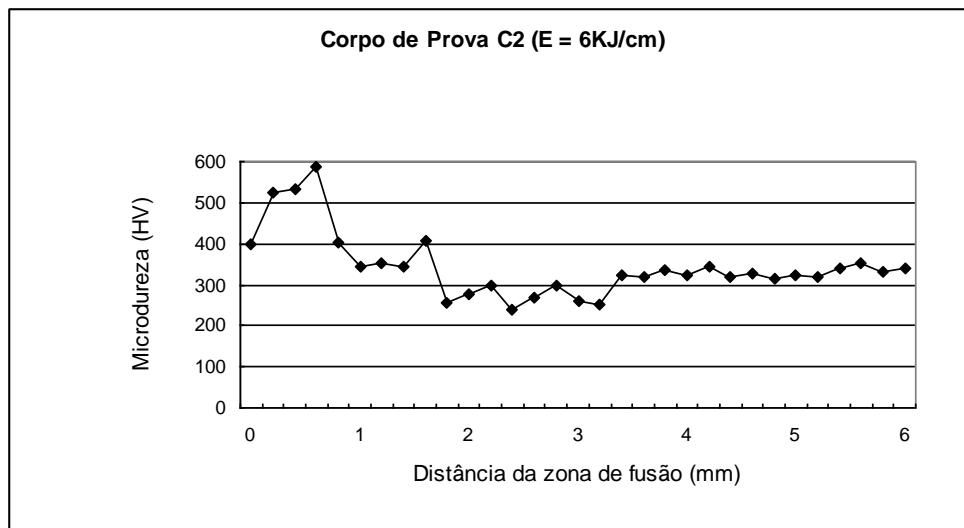


Figura 4.3 – Perfil de microdureza para a energia de soldagem de 6 KJ/cm.

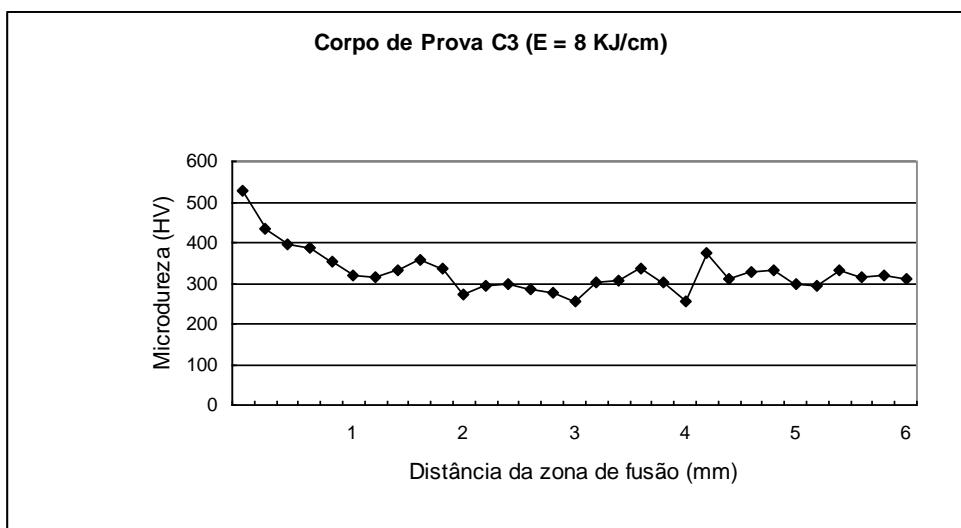


Figura 4.4 – Perfil de microdureza para a energia de soldagem de 8 KJ/cm.

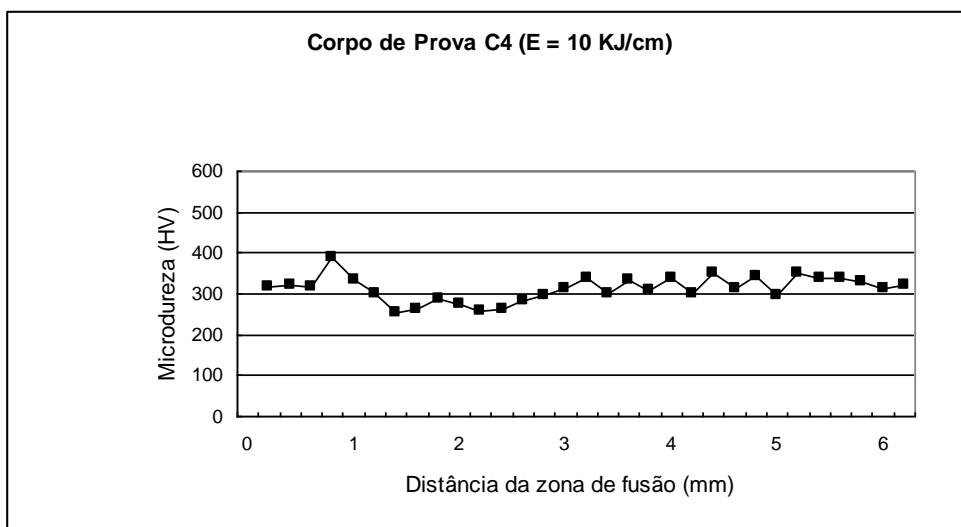


Figura 4.5 Perfil de microdureza para a energia de soldagem de 10 KJ/cm

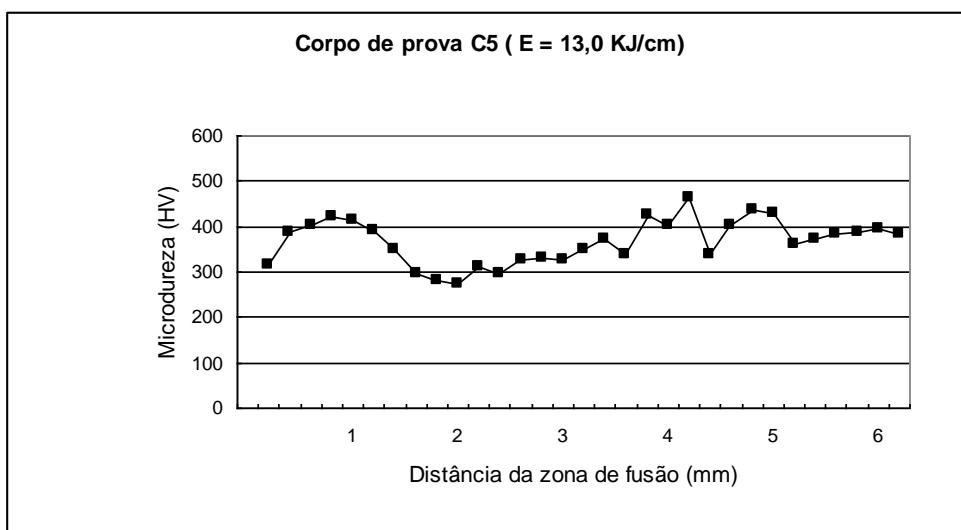


Figura 4.6 – Perfil de microdureza para a energia de soldagem de 13 KJ/cm.

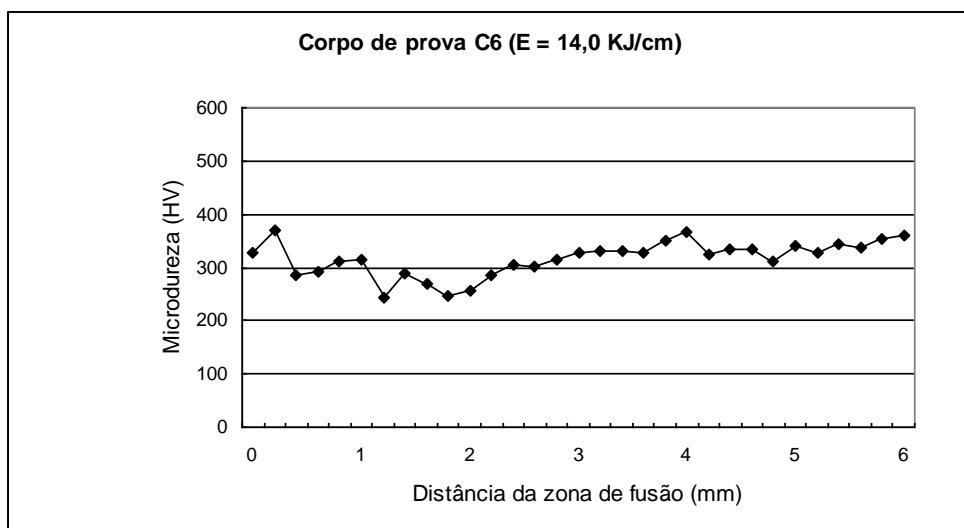


Figura 4.7 Perfil de microdureza para a energia de soldagem de 14 KJ/cm.

Os resultados encontrados diferem do convencionalmente encontrado para os aços baixa liga (Aguiar, 2001; Arraes 2001, ABNT 1999). Não há no perfil de microdureza um vale pronunciado da curva de dureza, correspondente à região amolecida por efeito do revenimento (ZM, Figura 2.7) causada pelo ciclo térmico de soldagem. Esta ausência está associada à temperabilidade típica dos aços C-Mn. Ao submeter este material nestas condições a um ciclo térmico de soldagem, há um reaquecimento proporcionado por um gradiente de temperatura que vai desde temperaturas acima da temperatura de fusão do metal, até temperaturas abaixo de AC1, correspondente ao diagrama de equilíbrio Fe-C. Ao final do aquecimento tem-se, junto à zona de ligação (região limitada entre a poça de fusão e a ZAC) a ZAC de grãos grosseiros, com uma austenita homogênea de alta temperabilidade. Adjacente a esta região, ao final do aquecimento tem-se uma ZAC aquecida entre 900 e 1200 °C, caracterizada por uma austenita de menor tamanho de grão e homogênea sendo, portanto, de baixa temperabilidade.

Para obtenção da zona macia foi considerado a distância do final da zona dura até inicio da dureza correspondente ao material temperado. Pode-se observar através das figuras 4-8 a 4-19 que o tamanho e a extensão da ZAC aumentam com o aumento da energia de soldagem.

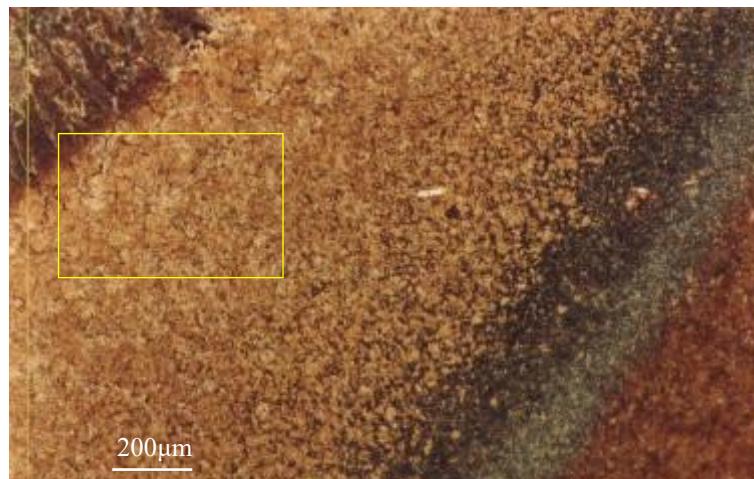


Figura 4.8 – Microestrutura do corpo de prova C1 soldado com energia de 4 KJ/cm.
Ataque: nital 4%

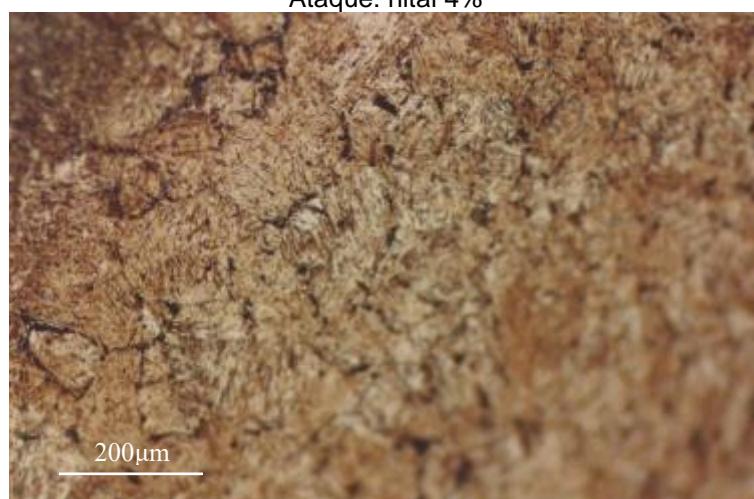


Figura 4.9 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.

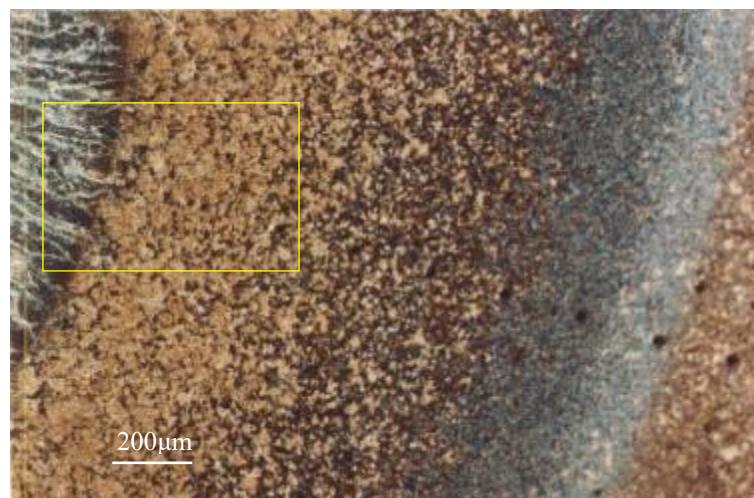


Figura 4.10 – Microestrutura do corpo de prova C2 soldado com energia de 6 KJ/cm.
Ataque: nital 4%.

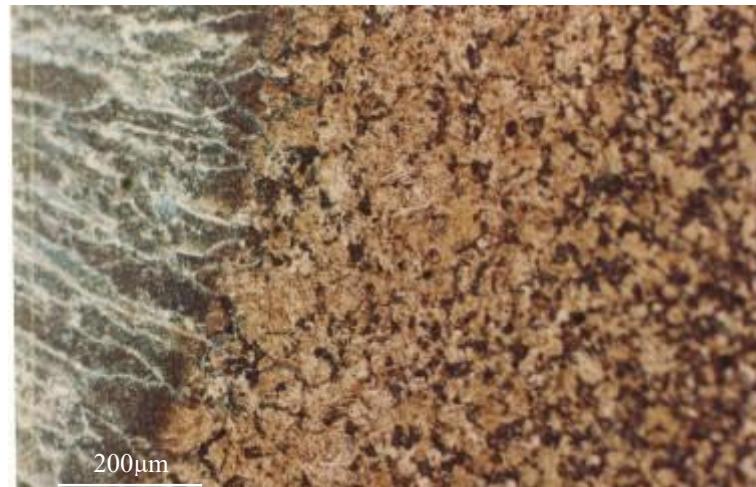


Figura 4.11 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.

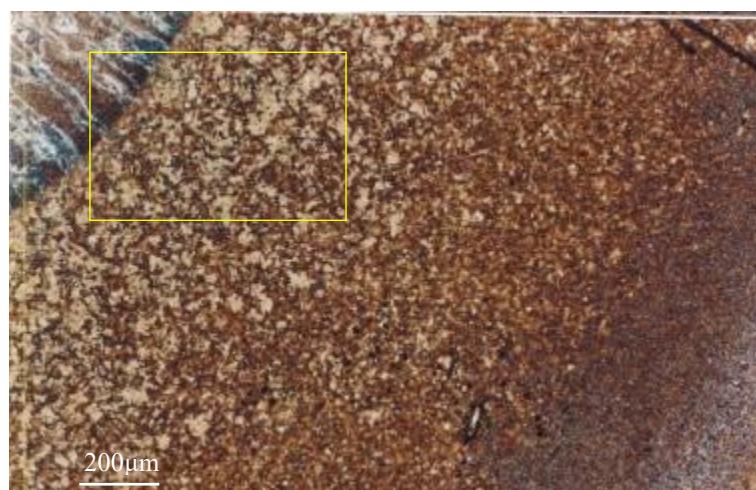


Figura 4.12 – Microestrutura do corpo de prova C3 soldado com energia de 8 KJ/cm.
Ataque: nital 4%

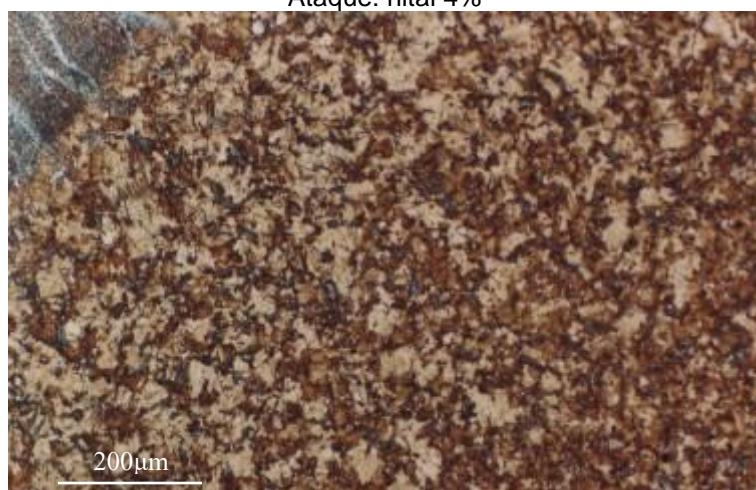


Figura 4.13 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.

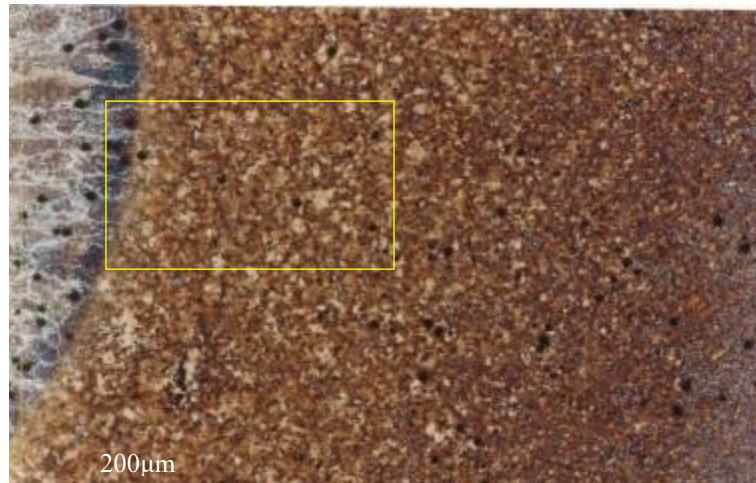


Figura 4.142 – Microestrutura do corpo de prova C4 soldado com energia de 10 KJ/cm.
Ataque: nital 4%.

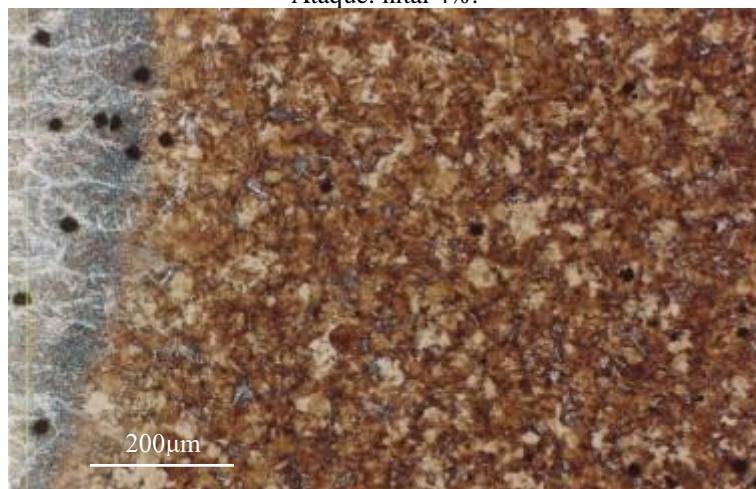


Figura 4.153 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.

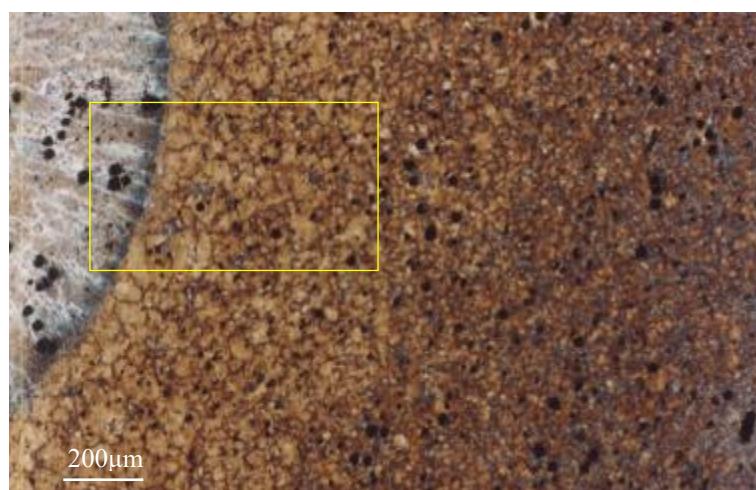


Figura 4.164 – Microdureza do corpo de prova C5 soldado com energia de 13 KJ/cm.
Ataque: nital 4%.

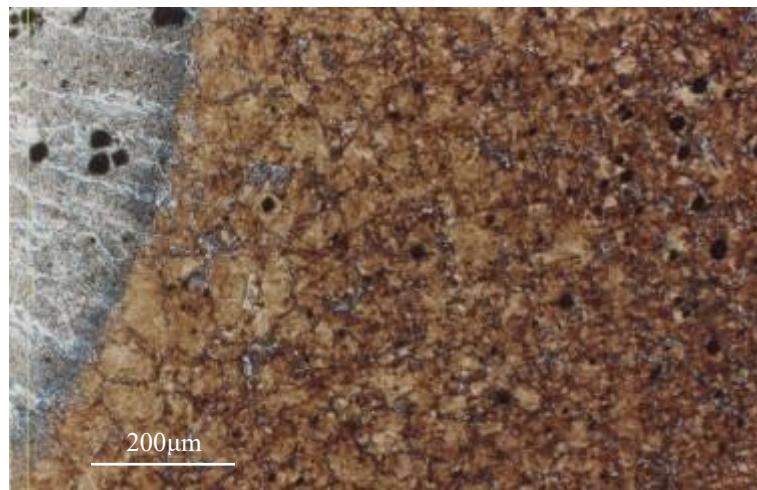


Figura 4.175 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.

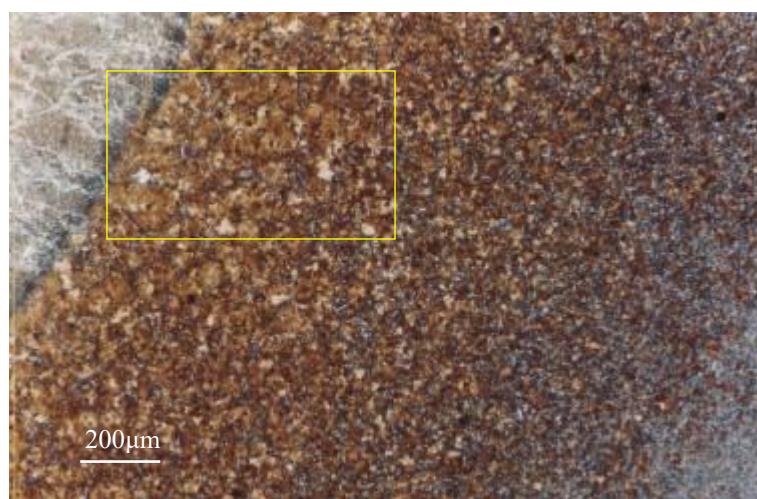


Figura 4.18 – Microestrutura do corpo de prova C6 soldado com energia de 14 KJ/cm.
Ataque: 4%.

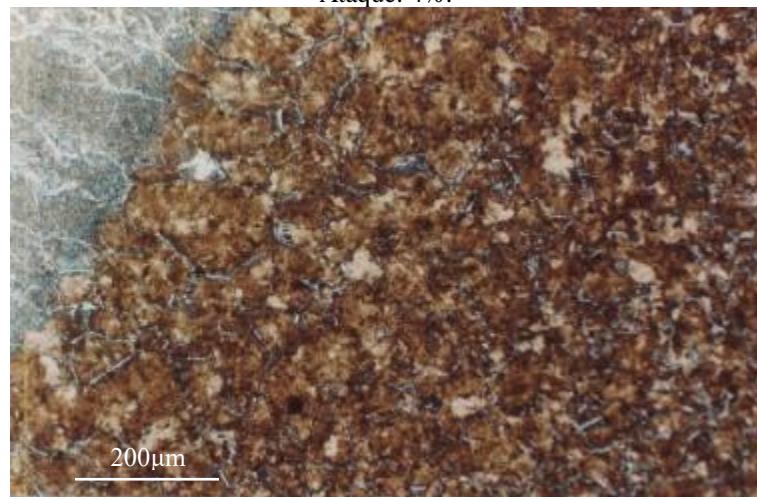


Figura 4.19 – Região ampliada ZAC-GG. Ataque: nital 4%.

As medidas do reforço e da penetração do cordão de solda são necessárias para a construção dos gráficos de Higuchi e foram medidas através de uma lupa com graduação e aumento de 8X. A Tabela 8 mostra os valores do reforço e da penetração encontrados para cada energia de soldagem. Podemos perceber que de uma forma geral o reforço e a penetração aumentam com o aporte térmico. No entanto, houve uma diminuição da penetração para a energia de 8 KJ/cm. Isso está associado certamente ao aumento do reforço utilizando a mesma corrente usada no aporte térmico de 6 KJ/cm.

Tabela 4 – Valores de reforço e penetração

Corpo de Prova	Energia de soldagem (KJ/cm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)
C1	4,0	2,1	1,0
C2	6,0	2,8	1,4
C3	8,0	3,2	1,1
C4	10,0	3,9	1,8
C5	13,0	4,3	2,0
C6	14,0	4,5	2,2

A extensão da zona dura aumentou até a aplicação da energia de soldagem de 8 KJ/cm, a partir daí houve considerável diminuição. Isso está associado ao aumento considerável do reforço e penetração que afetou a taxa de fusão do metal base.

Com os valores do reforço e penetração e as extensões das zonas duras e revenidas podemos traçar o gráfico de Higuchi, Figura 4.20.

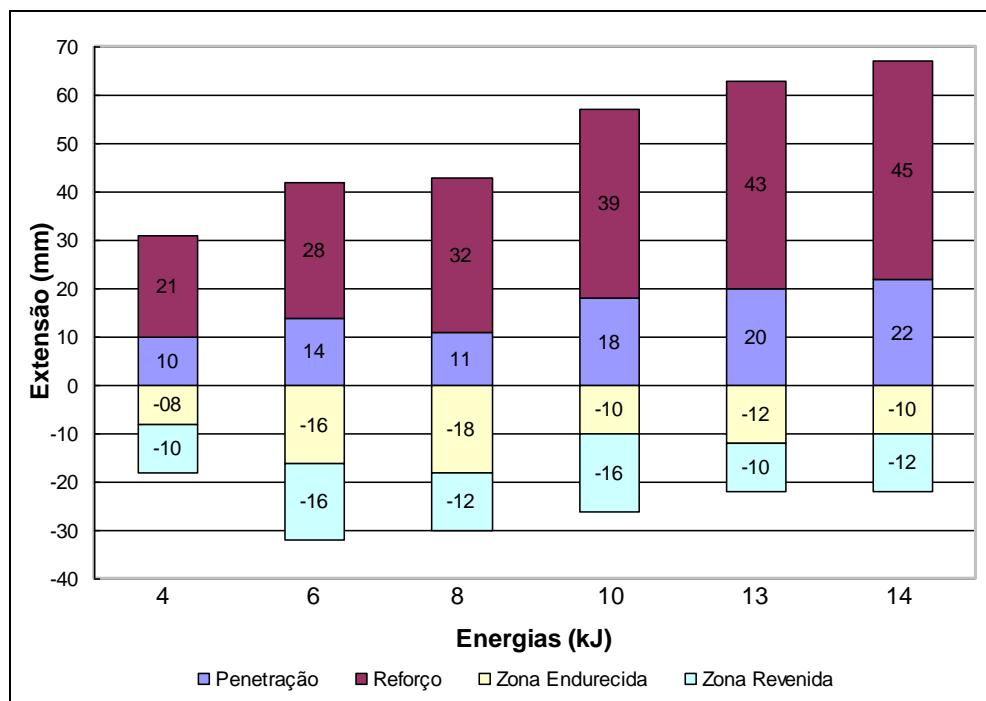


Figura 4.20 - Gráfico de Higuchi

A escolha correta das energias de soldagem para a técnica da dupla esta relacionada às equações 6 e 7. Essas equações determinam que a extensão da zona dura da segunda camada seja menor que a extensão do metal de solda depositado na primeira, e que a extensão da zona revenida da segunda camada seja maior que a extensão da zona dura da primeira. Isso irá garantir que não ocorrerá retempera e que a zona endurecida da primeira camada será revenida.

A primeira condição foi atendida para todas as combinações de aporte térmico uma vez que a extensão da penetração e reforço foi bem maiores que a extensão da zona dura da primeira. Neste caso apenas o metal de solda irá austenitizar e sendo este de baixo carbono, não apresentará problemas, pois a martensita formada é de baixa dureza.

Para atendimento a segunda condição avaliou-se o parâmetro $\Delta = P_{ZM2} - P_{ZD1}$ para todas as combinações de energia (Tabela 9).

Tabela 5 – Valores de Δ para todas as relações de energia.

Relações de energia (KJ/cm)	$\Delta = P_{ZM2} - P_{ZD1}$ (mm)
4/4	2
4/6	8
4/8	4
4/10	8
4/13	2
4/14	4
6/4	-6
6/6	0
6/8	-2
6/10	0
6/13	-6
6/14	-4
8/4	-8
8/6	-2
8/8	-6
8/10	-2
8/13	-8
8/14	-6
10/4	0
10/6	6
10/8	2
10/10	6
10/13	0
10/14	2
13/4	-2
13/6	4
13/8	0
13/10	4
13/13	-2
13/14	0
14/4	0
14/6	6
14/8	2
14/10	6
14/13	0
14/14	2

Com base na Tabela 9 podemos selecionar as energias de soldagem para técnica da dupla camada. As relações de energia que apresentaram valores de Δ positivos atendem a condição da equação 6, sendo todas as relações em que a primeira energia for 4, 10 ou 14 e as relações 13/6, 13/10.

Nenhuma das combinações de energia em que foi utilizado aporte térmico de 6 e 8 KJ/cm na primeira camada pode ser revenido pela segunda, isso ocorre devido a extensão da zona dura nestas energias (6 e 8), possuir dimensões maiores que a extensão da zona revenida das demais energias de soldagem.

4.3 Ensaio em Dupla camada

Para verificação do efeito da dupla camada utilizaram-se as energias de soldagem de 6/8 e 10/10. A princípio a primeira relação não atende os requisitos segundo teste de Higuchi e equações 6 e 7. Já a relação de energia de soldagem 10/10 atende aos pré-requisitos e possui melhores condições para a aplicação da técnica da dupla camada quando comparada a todas as demais relações de energia. A literatura sugere relações de energias 1:1, 1:2, 2:1 (Azevedo, 2002; Aguiar, 2001; Arraes, 2001).

Os corpos de prova foram submetidos à soldagem empregando os parâmetros indicados na Tabela 5 do item 3.2.2. Após a soldagem foram feitas as medições de dureza.

Avaliaram-se os graus de refino e de revenimento da ZAC-GG da primeira camada através da microdureza e técnica metalográfica. O refino deve ser proporcionado pelo passe da segunda camada sem que haja uma reaustenitização da ZAC da primeira.

Os valores limite de dureza citados na literatura para evitar trincas a frio são de 325 a 350 HV e a especificação em normas de fabricação por soldagem é de 248 HV. (nino, 2001).

Como critério de aprovação estabeleceu-se que a dureza máxima desejada na ZAC-GG não deve ultrapassar 300HV, seguindo procedimento estipulado por Azevedo (2002).

A relação de energia 6/8 não atendeu aos requisitos como já era esperado. Podemos perceber através das figuras 4.21 e 4.22 que os grãos da ZAC sofreram grande crescimento o que acarreta propriedades mecânicas ruins e susceptíveis a falhas. Essa região apresentou dureza elevada até 1,6 mm da zona de ligação. A região atingiu um pico de até 802 HV (figura 4.23). Não houve, portanto condições adequadas para a realização de refino e revenimento dos grãos da ZAC-GG da primeira camada para relação de energia 6/8 KJ/cm.

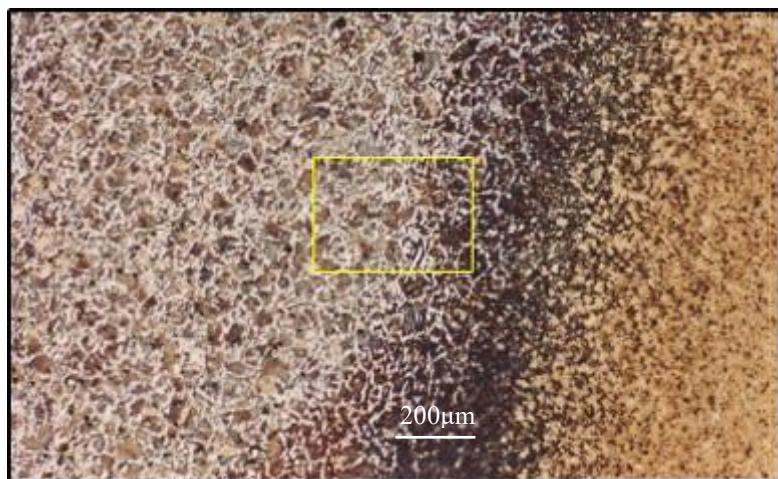


Figura 4.21 – Corpo de prova dupla camada relações 6/8 KJ/cm. Ataque: nital 4%.

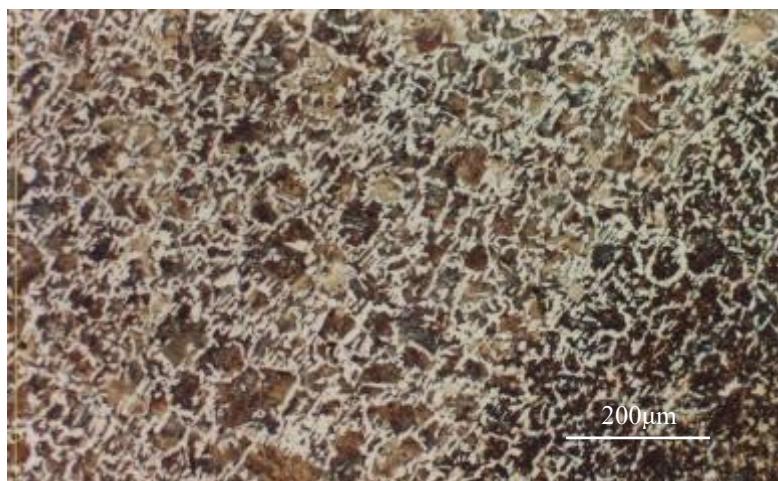


Figura 4.22 – Região ampliada. ZAC-GG reaustenitizada. Ataque: Nital: 4%.

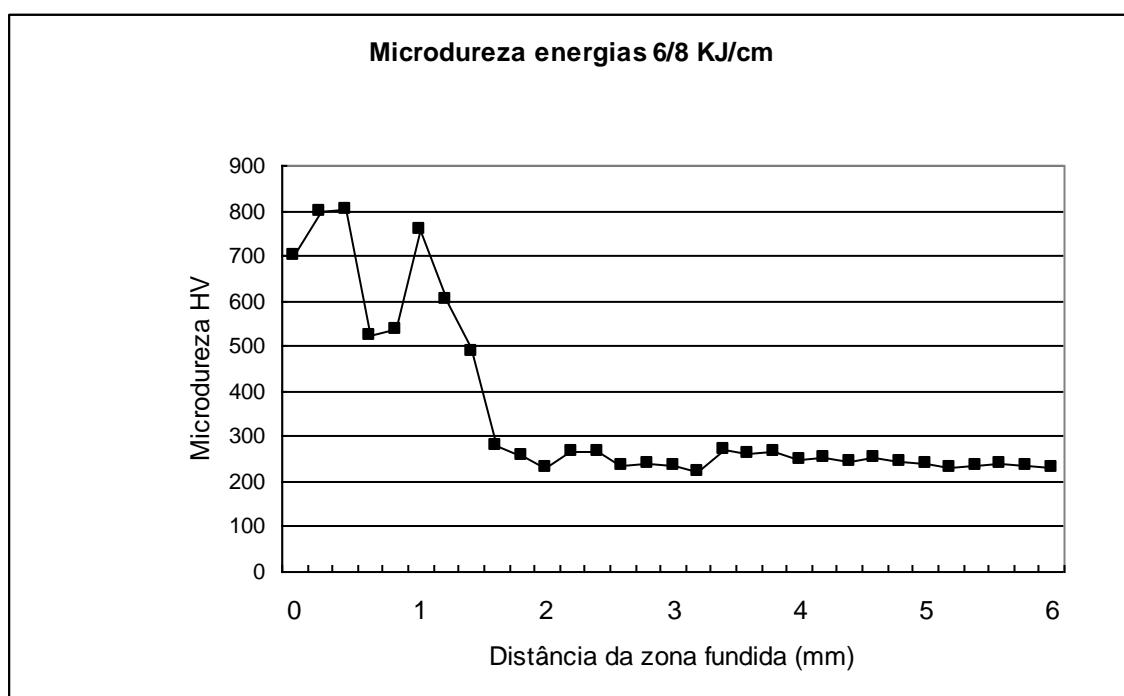


Figura 4.23 - Perfil de microdureza relação de energias 6/8 KJ/cm.

As Figuras 4.24 e 4.25 mostram a microestrutura do corpo de prova relação de energia 10/10 KJ/cm, soldado com energia de 10 KJ/cm na primeira camada e 10 KJ/cm na segunda. Essa relação proporcionou um refino total e uniforme da ZAC-GG da primeira camada, não sendo visível a região com grãos pouco refinados.

A dureza média obtida na ZAC refinada foi de 219,4 HV alcançando uma dureza máxima de 297 HV a 0,4 mm da zona de ligação. O perfil de microdureza representado na Figura 4-26 mostra, portanto, que a segunda camada cumpriu o seu papel de revestimento e refino.

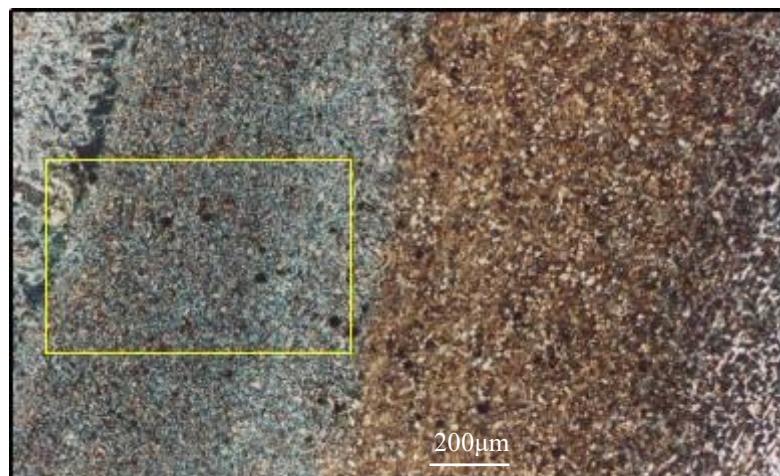


Figura 4.24 – Corpo de prova dupla camada relações 10/10 KJ/cm. Ataque: nital 4%.

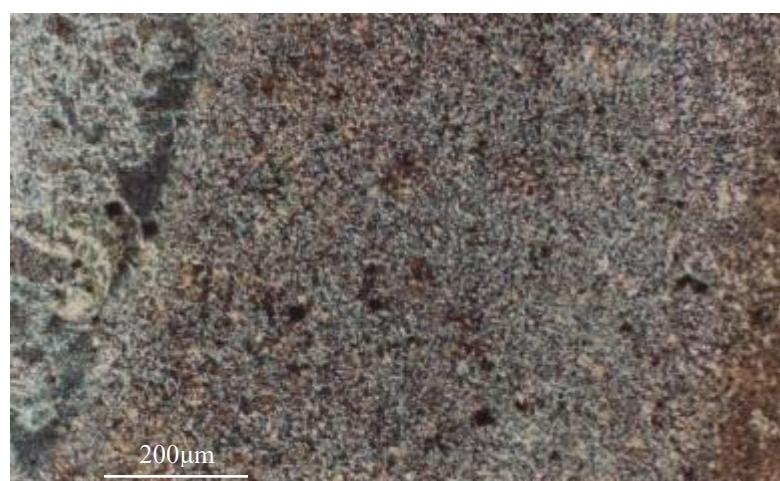


Figura 4.25 – Região ampliada. ZAC-GG refinada. Ataque: nital 4%.

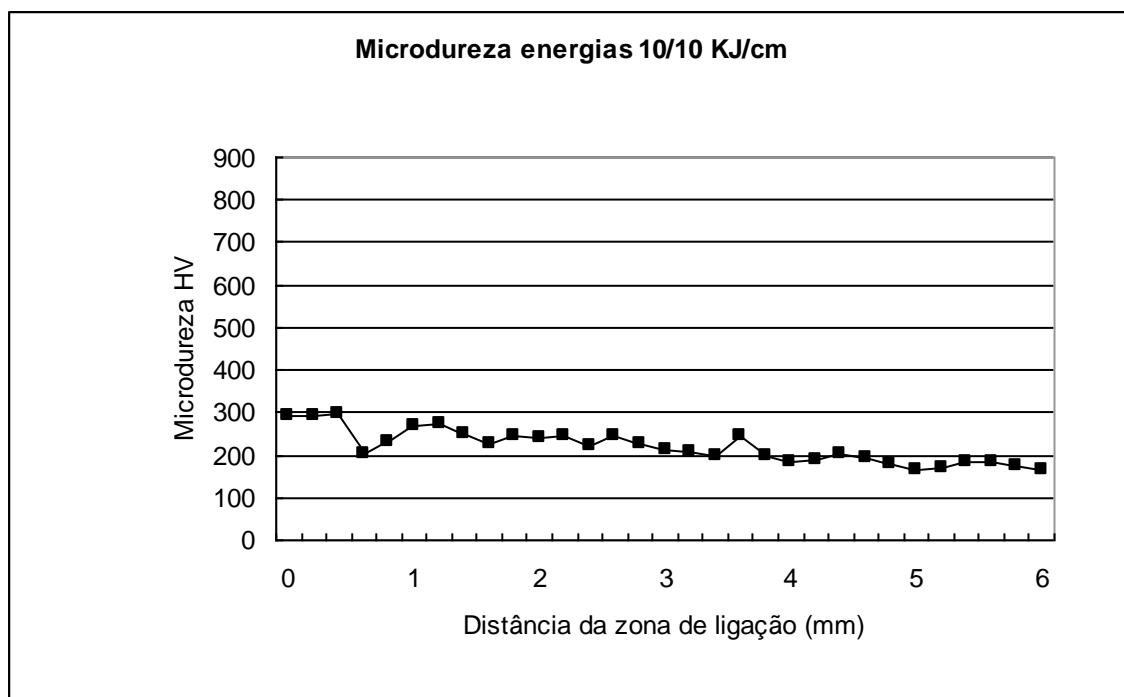


Figura 4.26 – Perfil de microdureza relação de energias 10/10 KJ/cm

5 CONCLUSÕES

Os resultados experimentais possibilitam concluir que:

A técnica da dupla camada para o aço ABNT 1045 mostrou-se eficiente, pois para a relação de energia selecionada (10/10) foi conseguida dureza similar a do metal base. Possivelmente as demais relações de energia (4/4, 4/6, 4/8, 4/10, 4/13, 4/14, 10/4, 10/6, 10/8, 10/13, 10/14, 14/4, 14/6, 14/8, 14/10, 14/13, 14/14 e ainda 13/6 e 13/10) selecionadas pelo teste de Higuchi terão êxito.

As informações do Teste de Higuchi permitiram bons resultados referentes ao revenimento da ZAC-GG uma vez que as previsões feitas por elas foram verificadas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar o efeito do grau de inclusões sobre desempenho da técnica da dupla camada.

Avaliar comparativamente a tenacidade do metal de base, corpos de prova soldados com diferentes relações de energia, e corpo soldado com um único passe através do impacto Charpy-V.

7 BIBLIOGRAFIA

- Aguiar, W.M., **Soldagem do aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico posterior.** Fortaleza, Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2001.
- Alcântara, N. G., **Influência do Ciclo Térmico nas Trincas a Frio Causadas Pelo Hidrogênio.** VIII Encontro Nacional sobre Tecnologia da Soldagem, Associação Brasileira de Metais – ABM/COSOL e Associação Brasileira de Soldagem – ABS, 1982.
- Arraes Júnior, R. M., **Avaliação da Tenacidade da ZAC na Soldagem do Aço ABNT 4340 sem Tratamento Térmico Posterior.** Fortaleza, 2001. Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas, **Aços Carbono e Ligados para Construção Mecânica - Designação e Composição Química**, NBR NM 87/2000. Rio de Janeiro, 2000.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas, **Critério de Classificação dos Aços**, NBR NM 172/2000. Rio de Janeiro, 2000.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas, **Materiais Metálicos – Dureza Vickers. Parte 1 – Medição de Dureza Vickers.** NBR NM 188-1. Rio de Janeiro. Maio. 1999.
- Azevedo, A. G. L., **Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do aço ABNT 1045.** Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2002.
- Bailey, N., **Weldability of ferritic steels.** England: Abington Publishing, 1994, 275p.
- Brandi, S; WAINER, E., **Soldagem – Processos e metalurgia.** São Paulo: EdgardBlucher Ltda. 1992. p. 494.
- Graville, B. A., **Cold Cracking in Welds in HSLA Steels.** Welding of HSLA (microalloyed) Structural Steels, Proc. Int. Conf., American Society for Metals, 1976
- Henke, S. L., Nino, C.E., Buschinelli. A.J.A., Corrêa, J.A., **Especificação de Procedimentos de Reparo por Soldagem de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios sem Tratamento Térmico Posterior.** XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Ibero-Americano de Soldagem, Fortaleza – CE, 1998.
- Henke, S. L.; Ninô, C.E.; Buschinelli, A. J. A.; Correa, J. A., **Soldagem dissimilar do aço CA-6NM sem tratamento térmico posterior.** Soldagem e Inspeção. São Paulo, 2000. Suplemento técnico, ano 6, nº 1.
- Higuchi, M.; Sadamoto, H.; Tanioka, S., **A study on Weld Repair Through Half Bead Method.** IHI Engineering Review. V.13, april/1980.
- Kou, S., **Welding Metallurgy.** 1ed. New York: John Wiley & Sons, 1987. 411p
- Marques, P. V., **Tecnologia da Soldagem**, 1^a ed. – Belo Horizonte/MG: ESAB, 1991.

Metals Handbook., **Heat Treating of Steels**. 10ed. Ohio: American Society for Metals, v.4, 1991.

Modenesi, P. J., Marques, P. V., Santos, D. B., **Curso de Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 1992. 297p.

Mota, C. A. M. da., **Níquel e Manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotegidos**. Santa Catarina, 1998.

Ninõ, C. E. B., **Especificação de procedimentos de reparo por soldagem sem tratamento térmico posterior -- Efeito de revestimento produzido pelos ciclos térmicos**. Florianópolis, 2001.Tese de doutorado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.

Silva, A. R., Marques P. V., Bracarense A. Q., **Aplicação de uma Técnica Variante da Dupla Camada na Soldagem do Aço 5%Cr-0,5Mo**, Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Curitiba, Paraná, 2001.