

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO DE REPARO POR SOLDAGEM EM
AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS, COM METAL DE ADIÇÃO SIMILAR
SEM TTP**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA
MECÂNICA**

ALDO SANTOS PEREIRA

FLORIANÓPOLIS, MAIO DE 2000

**DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO DE REPARO POR SOLDAGEM EM
AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS, COM METAL DE ADIÇÃO SIMILAR
SEM TTP**

ALDO SANTOS PEREIRA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA
FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA

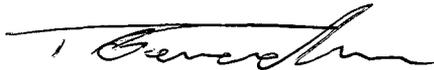


PROF. DR. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI – ORIENTADOR



PROF. DR. JÚLIO CESAR PASSOS – COORDENADOR DO CURSO

BANCA EXAMINADORA



PROF. DR. PEDRO AMADEO NANNETI BERNARDINI – PRESIDENTE



PROF. DR. CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA



PROF. DR. RAMÓN SIGIFREDO CORTÉS PAREDES

*Ser hoje, melhor do que ontem;
e, amanhã, melhor do que hoje.
Eis o grande objetivo da vida!*

Constâncio C. Virgil

Aos meus pais, à minha esposa Terezinha e aos filhos

Fernando Henrique e Ramon Felipe

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Augusto J. A. Buschinelli, pela orientação e estímulo.

Ao Prof. Carlos E. Niño, pela ajuda na execução deste trabalho.

À COPEL – Companhia Paranaense de Energia e ao Laboratório Central de Pesquisa e Desenvolvimento – LAC, em especial ao Mestre em Eng. Mecânica Sérgio Luiz Henke, pelo fornecimento do metal de base e apoio prestado.

Ao CEFET – PR, pela possibilidade de realização deste trabalho.

À CAPES, pelo apoio financeiro.

À Welding Alloys pelo fornecimento do consumível, e as empresas Precicast e Spectroscan pelas execuções das análises químicas.

À todos os amigos e colegas do CEFET – PR.

Aos amigos de pesquisa Leonardo Boccanera, Marcos F. O. Schieffler Filho, Sérgio Barra e Fabricio Freire pelos momentos de descontração.

Aos bolsistas Carlos A. Porfírio, Claudio P. R. Rúcker e Ricardo pelo auxílio na realização da parte experimental.

A todos os amigos do Labsolda, Prof. Jair, Cleide, Delgado, Marcelo Motta, Moisés, Carlos baixo, Erwin, Raul, Larry, Jean, Valério, Denise e todos os bolsistas, pelo apoio, sugestões e momentos de descontração.

A todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

À minha família, pelos incentivos nas horas difíceis.

SUMÁRIO

	Pag.
1 – <u>INTRODUÇÃO E OBJETIVOS</u>	1
2 – <u>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u>	4
2.1 – Aços Inoxidáveis Martensíticos Convencionais	4
2.2 – Aço AISI 410	6
2.3 – Soldabilidade do Aço Inoxidável martensítico AISI 410	8
2.4 – Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM)	12
2.5 – Aço CA-6NM	14
2.6 – Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios	19
2.7 – Técnicas de reparos sem Tratamento Térmico Pós-soldagem (TTPS)	20
2.7.1 – Técnica de soldagem para reparo com meia - camada	23
2.7.2 - Técnica de soldagem para reparo com dupla - camada	23
2.7.3 – Conceito de Sub e sobrepenetração/critério de refino	26
2.7.4 - O teste de Higuchi e sua aplicação a um aço baixa – liga	27
2.7.5 – O teste de Higuchi e sua aplicação ao aço CA-6NM	29
2.7.6 – Revenido na ZAC mediante reaquecimento com tocha TIG	31
2.8 – Metal de solda com material similar baixo carbono	34
2.9 – Endurecimento Secundário Proveniente dos Ciclos Térmicos de Soldagem	35
2.10 – Processo de soldagem a arco com eletrodos contínuos	40

<u>3 - MATERIAIS E METODOS</u>	44
3.1- Materiais	44
3.1.1 – Metal de base CA-6NM	44
3.1.2 – Metal de base AISI 410	46
3.1.3 – Metal de adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço)	47
3.1.4 – Metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2 (tubular)	48
3.2 – Processo de Soldagem	50
3.3 – Junta Soldadas para Avaliação da resistência ao Impacto	53
3.3.1 – Junta soldada para avaliação da resistência ao impacto do metal de base CA-6NM	55
3.3.2 - Junta soldada para avaliação da resistência ao impacto do metal de base AISI 410	56
3.3.3 - Junta soldada para avaliação da resistência ao impacto do metal de adição com arame maciço (AWS ER 410 Ni Mo)	57
3.3.4 – Depósito para avaliação da resistência ao impacto do metal de adição com arame tubular (AWS E 410 Ni Mo T-2)	59
3.4 – Levantamento das Condições para Revenidos com TIG para o aço CA-6NM	61
3.5 – Teste Prático de Higuchi para o Aço AISI 410	63
3.6 – Simulação de Ciclos Térmicos	64
3.7 – Ensaio Acelerado de Cavitação	66

<u>4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO</u>	68
4.1 – Caracterização do CA-6NM visando reparo por soldagem sem TTP	68
4.1.1 – Microestrutura, dureza e tenacidade do metal de base e ZAC simulada	68
4.1.2 –Aplicabilidade do revenido por TIG para o aço CA-6NM com 0,021%C (após soldagem com MIG pulsado arame maciço	72
4.1.3 – Tenacidade ao impacto da ZAC do aço CA-6NM com 0,021%C no estado como soldado	77
4.1.4 – Avaliação da tendência do aço CA-6NM ao endurecimento secundário numa solda multipasse	78
4.2 – Caracterização do AISI 410 visando reparo por soldagem sem TTP	79
4.2.1 – Microestrutura, dureza e tenacidade	79
4.2.2 – Teste de Higuchi para determinação do revenido em função do aporte térmico para o aço AISI 410	80
4.2.3 – Execução da soldagem do aço AISI 410 sem TTP	85
4.2.4 – Avaliação da tenacidade na ZAC do aço inoxidável martensítico AISI 410	86
4.3 – Caracterização dos metais de adição visando a soldagem sem TTP	89
4.3.1 – Composição química, microestrutura e dureza	89
4.3.2 – Execução da soldagem para avaliação do comportamento dos consumíveis em relação a molhabilidade do cordão	93
4.3.3 – Avaliação da resistência ao impacto nos metais de adição	96
4.3.3a – Avaliação da resistência ao impacto no metal depositado	

com arame maciço	97
4.3.3b – Avaliação da resistência ao impacto no metal depositado	
com arame tubular	102
4.4 – Avaliação da resistência à cavitação do aço CA-6NM e dos metais de	
adição (maciço e tubular)	104
<u>5 - CONCLUSÕES</u>	106
5.1 – Metal de base CA-6NM	106
5.2 – Metal de base AISI 410	107
5.3 – Metal de adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço)	108
5.4 – metal de adição AWS ER 410 Ni Mo T-2 (tubular)	109
5.5 – considerações Finais	109
<u>6 - PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS</u>	111
<u>7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</u>	112

LISTA DE FIGURAS	Página
Figura 2.1 – Diagramas de equilíbrio Fe – Cr para diferentes percentuais de carbono	5
Figura 2.2 – Diagrama de fase pseudo - binário Fe – C com 12%Cr	6
Figura 2.3 – Diagrama TTT para o aço inoxidável AISI 410	7
Figura 2.4 – Influencia do C sobre a dureza da ZAC temperada para o aço martensítico com 12%Cr	9
Figura 2.5 – Efeito da temperatura de revenido sobre as propriedades do aço AISI 410	10
Figura 2.6 – Efeito da temperatura de revenido sobre a resistência ao impacto do aço inoxidável Fe – 12% Cr	11
Figura 2.7 – Diagrama de equilíbrio pseudo – binário Fe - Cr	13
Figura 2.8 – Diagrama TRC para o aço CA-6NM	16
Figura 2.9 – Gráfico mostrando o percentual de austenita formada em função da temperatura de revenido	17
Figura 2.10 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenido	18
Figura 1.11 – Diagrama esquemático das regiões da ZAC para um aço baixo carbono	21
Figura 2.12 – Sub-regiões da ZAC em soldagem multipasses	22
Figura 2.13 – Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia – camada (b) dupla – camada	25

Figura 2.14 – Esquema de uma soldagem multipasses	26
Figura 2.15 – Dimensões do cordão e da ZAC para diferentes aportes térmicos e posições de soldagem	29
Figura 2.16 – Dimensões das várias regiões do metal de solda e ZAC em função da energia de soldagem para cordões depositados com eletrodo E NiCrFe-2 sobre aço CA-6NM com 0,035%C	30
Figura 2.17 – Microestruturas ao longo do metal de solda , ZAC e metal de base numa soldagem dissimilar.	31
Figura 2.18 – Esquema da aplicação de três passes TIG sobre o metal de adição a fim de obter o revenido da ZAC do metal de base	32
Figura 2.19 – Perfis de dureza obtidos na ZAC antes e após o reaquecimento com TIG sobre o metal de solda austenítico E 309L-15	33
Figura 2.20 – Influência da quantidade de passes sobre o perfil da dureza, e configuração da junta do aço 13%Cr – 25%Ni com eletrodo de 50%Co	37
Figura 2.21 – Dureza em função da quantidade de ciclos térmicos experimentados na soldagem multipasses do aço 13%Cr – 25%Ni com eletrodo de 50%Co	38
Figura 2.22 – Efeito do tungstênio sobre a dureza do revenido de um aço temperado contendo 0,1%C	39
Figura 2.23 – Efeito do molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,1%C	39
Figura 2.24 – Perfil do cordão de solda para diversos gases e misturas para o	

processo MIG	42
Figura 3.1 – Oscilogramas de corrente e tensão obtido no processo MIG pulsado com arame maciço	51
Figura 3.2 – Detalhe do oscilograma mostrado na figura 3.1	51
Figura 3.3 – Oscilogramas de corrente e tensão obtido no processo MIG pulsado com arame tubular	52
Figura 3.4 – Detalhes dos corpos de prova Charpy utilizados para avaliação da tenacidade na ZAC do aço CA-6NM com 0,021%C	54
Figura 3.5 – Detalhes dos corpos de prova Charpy utilizados para avaliação da tenacidade na ZAC do aço AISI 410	56
Figura 3.6 – Detalhes dos corpos de prova Charpy utilizados para avaliação da tenacidade no metal depositado com arame maciço	58
Figura 3.7 – Croqui do depósito de solda para avaliação da tenacidade no metal de adição tubular	60
Figura 3.8 – Esquema indicativo da medição de microdureza na seção transversal do cordão de solda depositado sobre uma chapa	62
Figura 3.9 – Dimensões do corpo de prova para simulação de ciclo térmico	64
Figura 3.10 – Detalhes dos ciclos térmicos executados em cada corpo de prova	65
Figura 3.11 – Representação do teste acelerado de cavitação pelo método indireto	67
Figura 4.1 – Microestrutura do aço CA-6NM temperado e revenido com 0,021%C mostrando martensita revenida com ilhas de ferrita	

delta	68
Figura 4.2 – Valores de tenacidade ao impacto a temperatura ambiente para metal de base com diferentes teores de carbono, em duas condições: temperado e revenido, e após simulação da ZAC	70
Figura 4.3 – Microestruturas da ZAC simuladas do aço CA-6NM com 0,021%C	71
Figura 4.4 – Valores de dureza obtidos na aço CA-6NM (com dois teores de C) após simulação da ZAC a duas temperaturas de pico	72
Figura 4.5 – Microestruturas das sub-regiões de um cordão depositado sem TTPS, no processo MIG pulsado com arame maciço sobre o aço CA-6NM com 0,021%C temperado e revenido	73
Figura 4.6 – Perfis de dureza obtidos em duas regiões da ZAC, antes e após reaquecimento com TIG sobre a camada depositada com arame maciço no CA-6NM com 0,021%C	74
Figura 4.7 – Macrografia mostrando a geometria irregular da ZAC proveniente da soldagem MIG pulsado com arame maciço sobre o aço CA-6NM com 0,021%C	75
Figura 4.8 – Microestruturas das zonas fundidas próximo a linha de fusão, antes e após aplicação dos três passes TIG	76
Figura 4.9 – Macrografia mostrando à região fraturada após o ensaio Charpy. Observa-se o entalhe na ZAC do CA-6NM e a propagação da fratura no metal de solda com arame maciço	77
Figura 4.10 – Curva mostrando a tendência do aço CA-6NM ao	

endurecimento secundário	78
Figura 4.11 – Microestrutura do aço AISI 410 temperado e revenido mostrando martensita revenida com carbonetos	78
Figura 4.12 – As sub-regiões do metal de solda e ZAC em função do aporte térmico de soldagem no teste Higuchi depositado com MIG pulsado sobre o aço AISI 410	81
Figura 4.13 – Perfis de dureza obtidos junto à seção transversal dos cordões depositados com diferentes níveis de aporte térmico sobre o aço AISI 410 temperado	82
Figura 4.14 – Microestrutura da solda com MIG pulsado arame maciço, ZAC e metal de base AISI 410 temperado	84
Figura 4.15 – Perfil de dureza na ZAC do aço AISI 410 após a aplicação da técnica da dupla camada	86
Figura 4.16 – Valores de resistência ao impacto na temperatura ambiente na ZAC dos aços CA-6NM com 0,021%C e do aço AISI 410 junto à linha de fusão	87
Figura 4.17 – Macrografia mostrando a propagação da fratura na linha de fusão da ZAC do aço AISI 410	88
Figura 4.18 – Fratografia do corpo de prova Charpy da ZAC do aço AISI 410 mostrando a fratura dútil com presença de <i>dimples</i>	89
Figura 4.19 – Microestrutura martensítica do metal depositado com arame maciço AWS ER 410 Ni Mo	90
Figura 4.20 – Microestrutura martensítica do metal depositado com arame	

tubular AWS E 410 Ni Mo T-2	91
Figura 4.21 – Macrografia mostrando o perfil do cordão depositado com MIG pulsado arame maciço e gás de proteção (98%Ar e 2%O ₂)	93
Figura 4.22 – Macrografia de uma junta soldada mostrando a descontinuidade do tipo falta de fusão no pé do cordão	94
Figura 4.23 – Valores de resistência ao impacto a temperatura ambiente dos metais depositados (maciço e tubular)	96
Figura 4.24 – Fratografia do corpo de prova ensaiado por Charpy do metal depositado com arame maciço, mostrando a fratura dútil com a presença de <i>dimples</i>	99
Figura 4.25 – Superfície de fratura de um dos corpos de prova Charpy depositado com arame maciço, onde constata-se macroscopicamente o aspecto dútil	99
Figura 4.26 – Fratografia de um corpo de prova Charpy do metal depositado com arame maciço, detalhando a saliência próximo ao entalhe. Mostrando o espectro resultante de análise por EDX em duas regiões (quadrados brancos) da saliência, que corresponde à matriz e a uma inclusão	101
Figura 4.27 – Superfície fraturada observada ao MEV do metal depositado com arame tubular, onde constata-se a presença de <i>dimples</i> contendo partículas de óxidos na seu interior	103
Figura 4.28 – Espectro resultado de análise por EDX junto às partículas esférica existentes no interior dos <i>dimples</i> , em metal	

depositado com arame tubular 103

Figura 4.29 – Gráfico comparativo de resistência à cavitação, incluindo a taxa de erosão, para os metais de adição (maciço e tubular) na condição como soldado e para o aço CA-6NM temperado e revenido

105

LISTA DE TABELAS	Página
Tabela 3.1 – Composição química do aço CA-6NM	45
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM	45
Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas do aço AISI 410	46
Tabela 3.4 – Composição química do aço AISI 410	46
Tabela 3.5 – Composição química do metal de adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço)	47
Tabela 3.6 – Propriedades mecânicas do metal de adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço)	48
Tabela 3.7 – Composição química do metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2 (tubular)	49
Tabela 3.8 – Propriedades mecânicas do metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2 (tubular)	49
Tabela 3.9 – Variáveis de soldagem para o processo MIG pulsado, com arame maciço AWS ER 410 Ni Mo, diâmetro do arame 1,2 mm, com gás de proteção 98%Ar e 2%O ₂ na vazão de 15 l/min	50
Tabela 3.10 – Variáveis de soldagem para o processo MIG pulsado, com arame tubular AWS E 410 Ni Mo T-2, diâmetro do arame 1,2 mm, com gás de proteção 98%Ar e 2%O ₂ na vazão de 15 l/min	52
Tabela 3.11 – Variáveis adotadas para o reaquecimento com TIG sobre o metal depositado com MIG corrente pulsada arame maciço	62
Tabela 3.12 – Aporte térmico obtido em função da velocidade de soldagem	

para o processo MIG corrente pulsada com arame maciço	63
Tabela 4.1 –Dimensões (em mm) das várias regiões do metal de solda e ZAC	
em função do aporte térmico de soldagem	83

RESUMO

Este trabalho analisa a aplicabilidade de técnicas de soldagem de reparo sem tratamento térmico posterior (TTP) ao aço inoxidável martensítico macio tipo CA-6NM e, comparativamente, ao martensítico tradicional AISI 410. A soldabilidade do aço CA-6NM, com dois teores de C, foi avaliada através de análise da microestrutura, dureza e tenacidade do metal base e da ZAC simulada. Os resultados mostraram que, mantido baixo o teor de carbono (0,02%C), a técnica do revenimento por 3 passes TIG pode ser dispensável, como recurso para preservar as propriedades da união soldada. A análise de juntas soldadas pelo processo MIG pulsado, comparando o arame maciço AWS ER 410 NiMo e tubular AWS E410 NiMo-T2, mostrou que o reparo com metal de adição similar deve ser executado preferencialmente com arame maciço, que permite obter nível aceitável de tenacidade na solda sem TTP. Os resultados do teste de Higuchi demonstraram a viabilidade do reparo sem TTP do aço AISI 410, que foi aqui executado pela técnica da dupla-camada 'modificada' para o caso da soldagem MIG-pulsada. Finalmente, o trabalho traz ainda resultados de ensaios acelerados de cavitação, onde o metal depositado com arame maciço teve taxa de erosão (2,4 mg/h) inferior ao arame tubular e ao aço CA-6NM (6 mg/h).

ABSTRACT

This work deals with the applicability of welding repair techniques without post weld heat treatment (PWHT) to the soft-martensitic stainless steel CA-6NM, and comparatively to the traditional AISI 410 martensitic steel. The weldability of the steel CA-6NM, with different carbon contents, was evaluated through microstructural analysis and hardness measurements of weld beads deposited under various heat inputs, and through the toughness of quenched steel samples, which simulated distinct regions of the HAZ. The results showed that for a reduced carbon content (0.02%) adequate properties were achieved in the as welded condition, so that the applying of TIG tempering passes would be not necessary. On basis of a comparative analysis of welded joints, where the AWS ER 410 NiMo massive wire and AWS E410 NiMo-T2 tubular wire were compared for the pulsed MIG welding, it was concluded that the repair welding should be executed preferentially with the massive wire, which allows to obtain acceptable level of toughness in the fusion zone without PWHT. For the AISI 410 steel the results of Higuchi's weldability tests showed the viability of the repair without PWHT, which was here satisfactorily accomplished through a modified double-layer method by pulsed-MIG welding. At last accelerated cavitation tests revealed a lower erosion rate (2,4 mg/h) for the massive wire as compared to the tubular wire and to the CA-6NM base metal (6 mg/h).

1 – INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

Os aços inoxidáveis martensíticos mantêm-se nos dias atuais como importantes ligas de aplicação na engenharia, possuindo uma ampla faixa de utilização em diversos meio ambientes.

Os aços martensíticos convencionais são especificados para aplicações onde se requer boa resistência à tração, resistência à fluência e fadiga, em combinação com moderada resistência à corrosão e ao calor até aproximadamente 600^oC. Por exemplo, o tipo AISI 410 (com 12%Cr) é utilizado na fabricação de equipamentos para energia nuclear, turbinas a vapor, turbinas a gás, motores a jato e na indústria de petróleo e petroquímica.

A zona afetada pelo calor (ZAC) resultante da soldagem dos aços martensíticos convencionais apresenta alta suscetibilidade às trincas induzidas por hidrogênio e baixa tenacidade. Portanto, para minimizar tal fato, é necessário um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para aliviar as tensões geradas e produzir o revenido.

Rotores de turbinas hidráulicas, bombas, compressores e um número crescente de componentes na indústria química e de petróleo vem sendo fabricados em aços inoxidáveis martensíticos “macios” (AIMM) do tipo CA-6NM, que além de possuírem alta tensão de escoamento oferecem boa resistência à corrosão, ao desgaste e à erosão por cavitação.

Ressalta-se que os rotores de turbinas eram fabricados (fundidos) em aço estrutural e depois revestidos com aço resistente à cavitação. Hoje em dia a tendência é fundir os rotores em aços inoxidáveis martensíticos. Além disso, para permitir o reparo a opção é utilizar os AIMM.

A idéia básica que norteou o desenvolvimento dos AIMM foi combinar a redução do teor de carbono (abaixo de 0,06%) com a adição de 4-6%Ni para melhorar a tenacidade, diminuir a tendência a trincas a frio da matriz martensítica e alcançar uma microestrutura tanto quanto possível isenta de ferrita delta.

Além disso, os AIMM possuem melhor soldabilidade, comparativamente aos aços martensíticos convencionais, com menores exigências em relação às temperaturas de pré-aquecimento e interpasse, em função do seu menor teor de carbono.

Os códigos de fabricação impõem para os aços inoxidáveis martensíticos um tratamento de alívio de tensões, que melhora consideravelmente sua tenacidade. Entretanto, como ele é impraticável após uma soldagem em campo, existem importantes incentivos técnicos e econômicos para desenvolver procedimentos de reparo que permitam prescindir do tratamento térmico posterior (TTP).

No recente trabalho realizado por Henke (1998), ficou explícita a dificuldade em se aplicar técnicas tradicionais de reparo sem TTP – meia-camada ou dupla-camada – pelas características especiais do aço CA-6NM: estreita zona revenida (somente 25% da largura total da ZAC), devido a baixa temperatura A_{C1} (620°C) e resistência ao revenido desse aço ligado ao Mo. Diante desses resultados o autor propôs uma técnica alternativa de reparo, que se caracteriza pela refusão controlada por três passes TIG, com energias decrescentes, de uma camada de amanteigamento com eletrodo austenítico (E 309L-15), a fim de promover o revenido da ZAC do metal de base.

Os resultados de Henke (1998) foram ainda limitados pelas seguintes dificuldades:

a) impossibilidade de medir distintas tenacidade da ZAC do CA-6NM, uma vez que a fratura nos corpos de prova Charpy propagaram-se para o metal depositado com inox austenítico, associada as inclusões de elevado diâmetro.

b) inexistência no mercado na época de consumíveis similares ao aço CA-6NM de baixo teor de carbono.

Do presente trabalho propõe-se em primeiro lugar a complementar o estudo para execução do reparo do aço CA-6NM nos seguintes aspectos:

a) desenvolver procedimento de reparo sem TTPS com metal de adição similar baixo carbono.

b) Utilização do processo de soldagem MIG pulsado

Em segundo lugar, estudar comparativamente o aço AISI 410, do mesmo modo reparado com metal de adição similar de baixo carbono, igualmente depositado pelo processo MIG pulsado. É de grande interesse por parte da RLAM/Petrobrás, que utiliza largamente esse material em suas instalações de refino de petróleo.

Como objetivos específicos do trabalho podem ser relacionados:

- Caracterizar o aço CA-6NM (ensaio de soldabilidade através do teste de Higuchi), em função do seu teor de carbono, visando a soldagem de reparo sem TTP.

- Caracterizar o aço AISI 410 (ensaio de soldabilidade através do teste de Higuchi), visando a soldagem de reparo sem TTP.

- Avaliar os metais de adição disponíveis comercialmente para a soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos pelos processos MIG e eletrodo tubular, no que tange à tenacidade, a molhabilidade do cordão e a resistência à cavitação.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – Aços Inoxidáveis Martensíticos Convencionais

Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas Fe-Cr-C, com teores de cromo nominalmente na faixa de 10,5 a 18%, e de carbono até 1,2%, com capacidade em transformar de austenita para martensita dentro de quase todas velocidades de resfriamento (ASM Handbook, Stainless Steels, 1996). Na condição endurecida (martensita) possuem uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC).

A microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos é determinada, principalmente, pelo percentual de cromo e carbono e pelo tratamento térmico. O cromo (ferritizante) restringe a faixa sobre a qual a fase austenítica na liga Fe-Cr é estável. Portanto, para o teor de 0,1%C o cromo não pode exceder a 13% para que ocorra o endurecimento por têmpera (figura 2.1). Quando o teor de carbono (austenitizante) da ligas Fe-Cr é aumentado até 0,4% o laço da fase gama é expandido, de forma que ligas com até 18%Cr podem ser endurecidas por têmpera (Smith, 1993).

Estes aços são conhecidos pela moderada resistência à corrosão, possuindo uma ampla faixa de resistência mecânica e custo relativamente baixo. São resistentes à erosão e à oxidação, até temperaturas próximas de 600°C (Welding Handbook, vol.4, 1998).

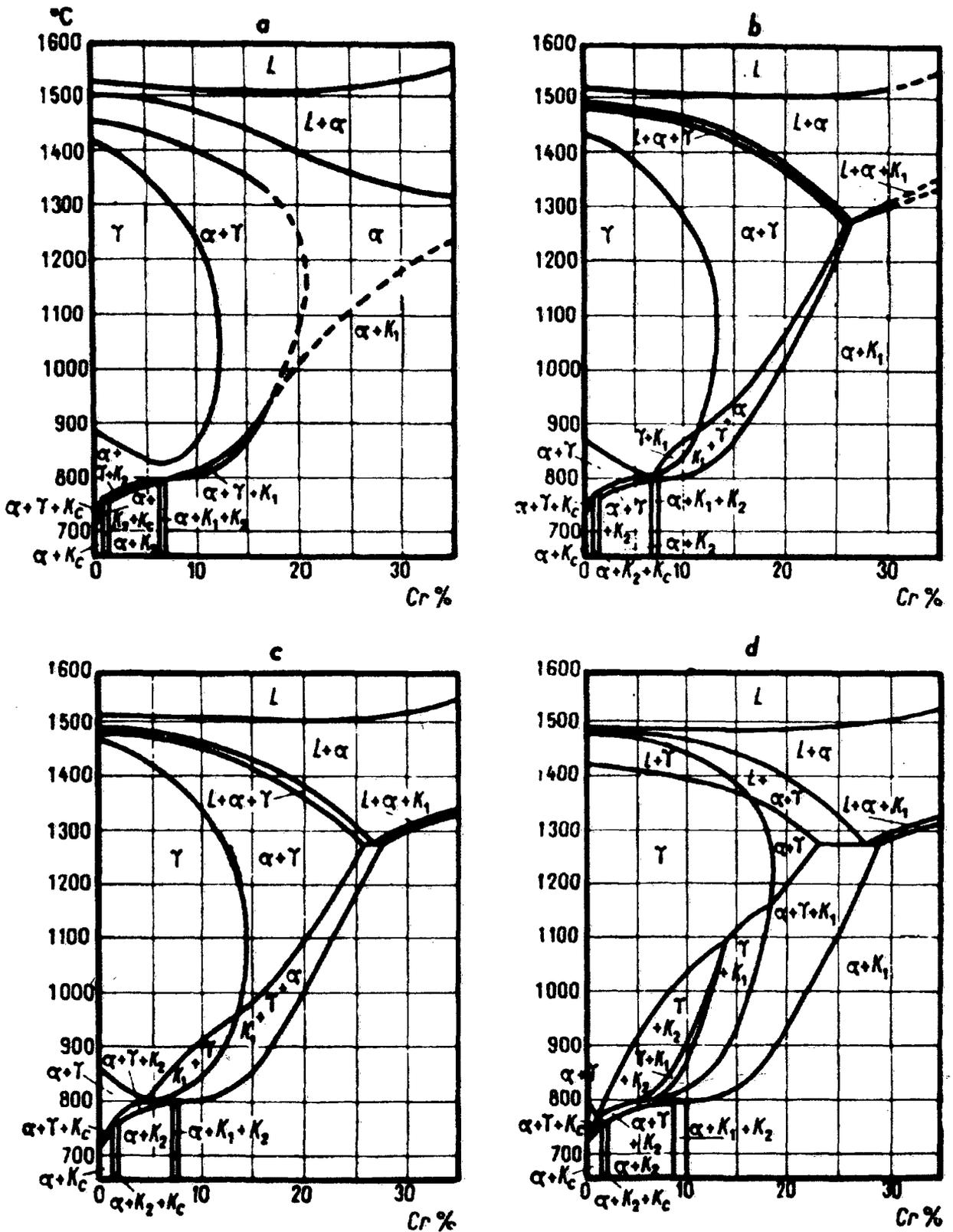


FIGURA 2.1 – Diagramas de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono:

(a) 0,05%C; (b) 0,1%C; (c) 0,2%C; (d) 0,4%C (Smith, 1993).

2.2 – Aço AISI 410

Os aços AISI 410 são classificados como aços inoxidáveis, porque contêm um teor de cromo suficiente (12%Cr) para desenvolver um filme de óxido passivante que garante a resistência à corrosão. O efeito da adição de 12%Cr sobre o diagrama pseudo-binário Fe-C é ilustrado na figura 2.2. A adição de cromo restringe o campo austenítico, diminui a solubilidade do carbono na austenita (para 0,7%C), diminui a composição do eutetóide (para 0,35%C) e aumenta a temperatura do eutetóide (Ortega, 1985).

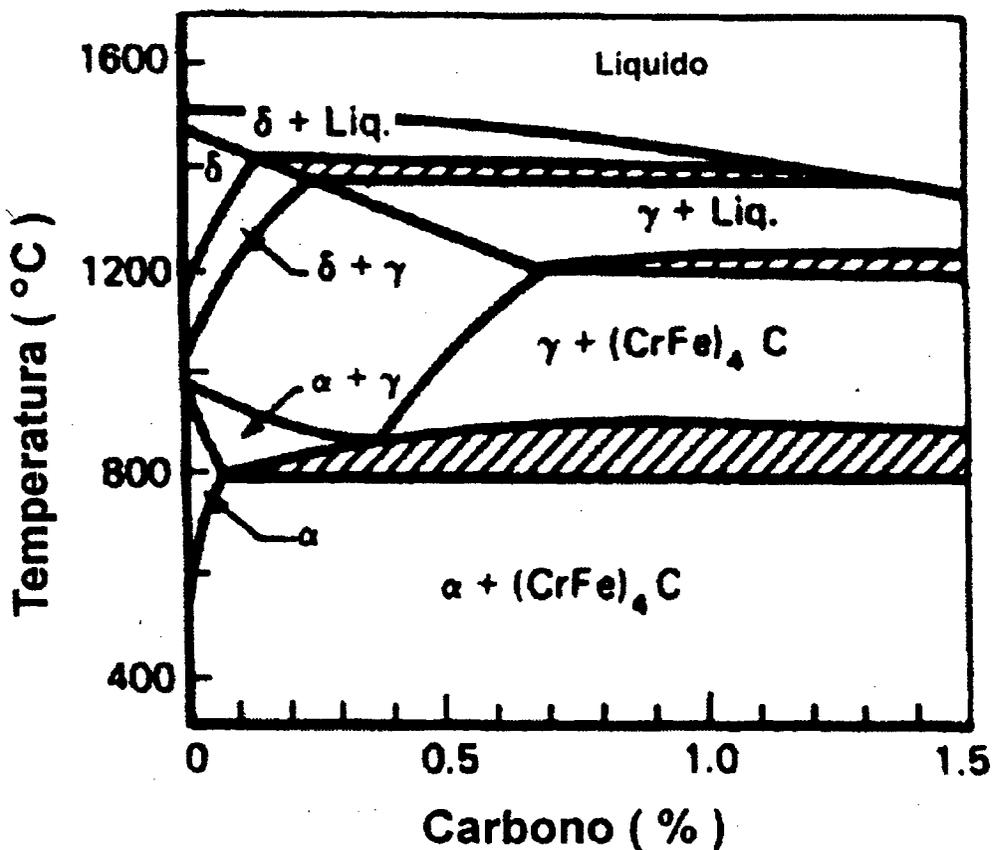


FIGURA 2.2 - Diagrama de fase pseudo-binário Fe-C com 12%Cr (Welding Handbook, vol.4, 1998).

Do ponto de vista metalúrgico, os aços inoxidáveis martensíticos são capazes de serem endurecidos por têmpera de maneira similar aos aços ao carbono e aos aços baixa liga. Uma diferença significativa é que os aços inoxidáveis martensíticos possuem um teor de Cromo suficiente para garantir endurecimento ao ar, mesmo para grandes espessuras. A figura 2.3 mostra o diagrama TTT para o aço inoxidável do tipo 410, ilustrando sua fácil temperabilidade (Welding Handbook, vol.4, 1998).

Dentro dos limites de cromo e carbono, os aços inoxidáveis martensíticos transformam-se totalmente em austenita em temperaturas próximas a 1000°C. O resfriamento a partir destas, resulta na obtenção de uma estrutura totalmente martensítica de elevada dureza. Por outro lado, quando aquecidos na faixa de 815°C a 950°C ocorre uma austenitização parcial, resultando no resfriamento uma microestrutura mista de ferrita e martensita.

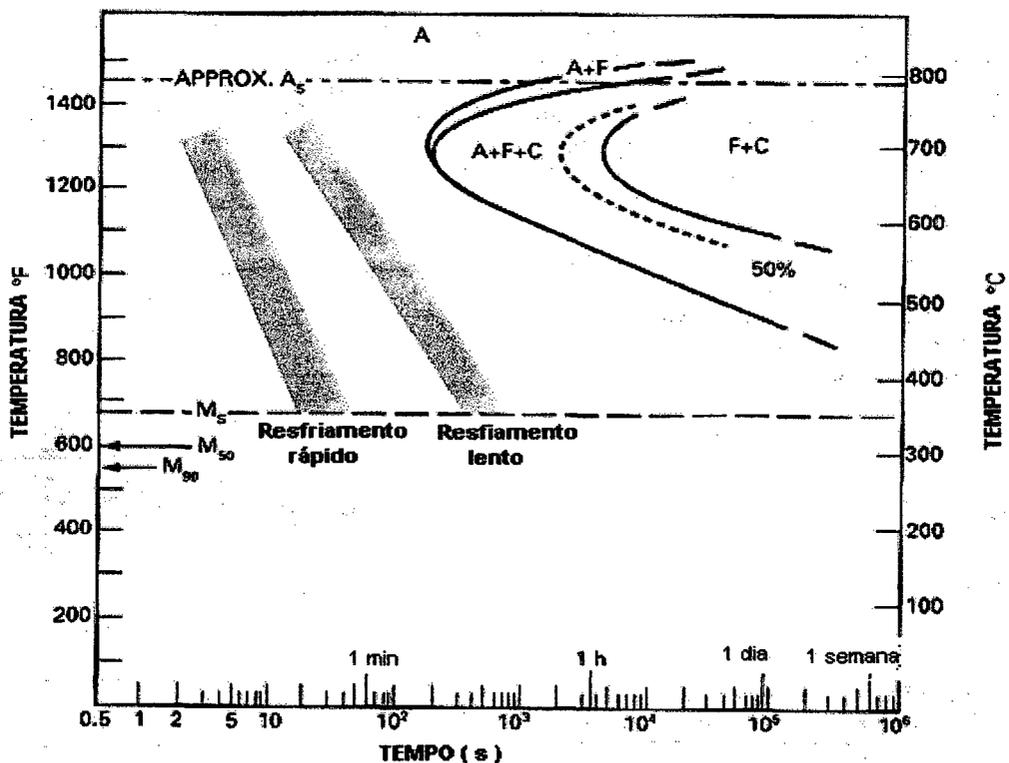


FIGURA 2.3 - Diagrama TTT para aço inoxidável 410 (Welding Handbook, vol.4, 1998).

A dureza do aço AISI 410 está relacionada principalmente com o teor de carbono atingindo um máximo para 0,6%C. Maiores teores de carbono não resultam em aumento significativo da dureza promovendo apenas a formação de carbonetos primários, os quais proporcionarão aumento da resistência à abrasão.

2.3 – Soldabilidade do Aço Inoxidável Martensítico AISI 410

A maior dificuldade encontrada para a utilização dos aços inoxidáveis martensíticos é sua baixa soldabilidade. Dentre as causas que contribuem para a mesma, tem-se a formação de trincas a frio, provocadas pela presença de hidrogênio associada à alta dureza junto ao metal de solda e na ZAC. Esta elevada dureza é resultante do ciclo térmico de aquecimento e rápido resfriamento que ocorre na ZAC durante a soldagem, equivalente ao de um tratamento térmico de têmpera. Entretanto, tomadas as devidas precauções, os aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 podem ser soldados sob várias condições: como recozido; semi-endurecido; endurecido; temperado e revenido. (Welding Handbook, vol.4, 1998).

A dureza na ZAC depende do teor de Carbono do aço e com seu aumento a soldabilidade diminui, aumentando a suscetibilidade à trinca por hidrogênio e diminuindo a tenacidade (Rodriguez, 1987).

A figura 2.4 retirada de Marshall e Farrar (1998) mostra a dureza da martensita produzida numa ZAC temperada para o aço martensítico com 12%Cr, em função do teor de carbono.

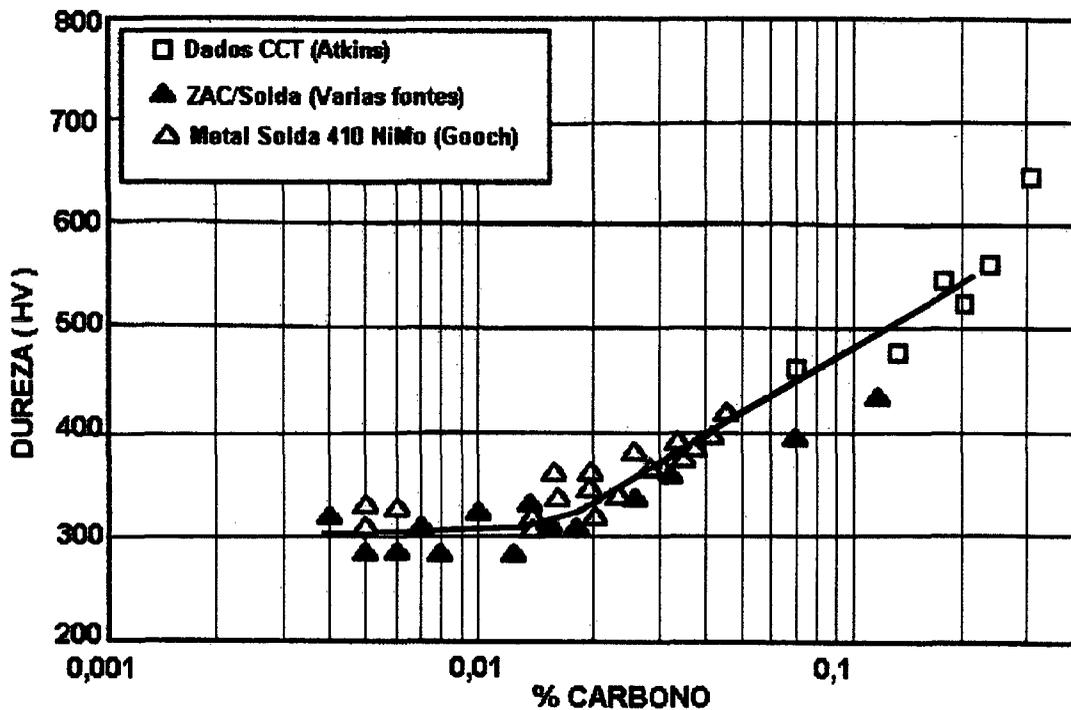


FIGURA 2.4 – Influência do C sobre a dureza da ZAC temperada e da solda para aços martensíticos com 12%Cr (Marshall e Farrar, 1998).

Na condição como soldada, as propriedades mecânicas na ZAC destes aços não são satisfatórias. Em geral, na junta soldada de um aço inoxidável martensítico deve ser executado tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), com o objetivo de melhorar suas propriedades mecânicas e, principalmente, sua tenacidade.

O valor da resistência ao impacto para o aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado ao óleo a 1010°C e revenido ao ar a 593°C é de 52 J na temperatura ambiente.

A figura 2.5 mostra o efeito da temperatura de revenido sobre as propriedades mecânicas de um aço AISI 410 com 12% Cr e 0,15% C.

A figura 2.6 mostra o efeito da temperatura de revenido sobre a resistência ao impacto do aço inoxidável Fe - 12% Cr, para vários teores de carbono. Os maiores valores de

tenacidade ao impacto são obtidos nas temperaturas de revenido ao redor de 260°C, e acima de 600°C. A tenacidade resultante do revenido na faixa de temperaturas entre 450 a 550°C é muito baixa, devido ao endurecimento secundário, que ocorre pela precipitação de carboneto nessa faixa de temperatura (Smith, 1993).

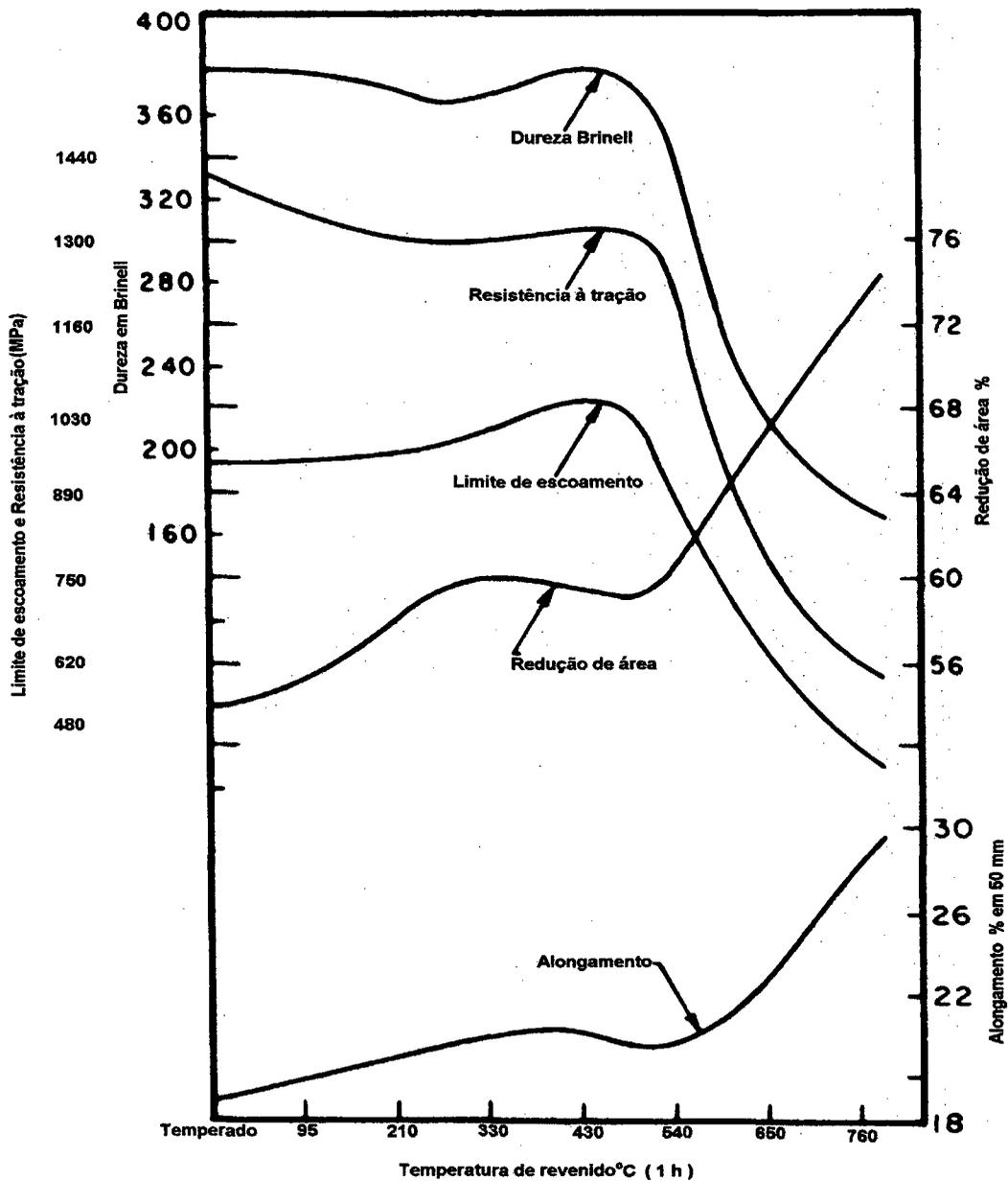


FIGURA 2.5 – Efeito da temperatura de revenido sobre as propriedades do aço AISI 410 (Smith, 1993).

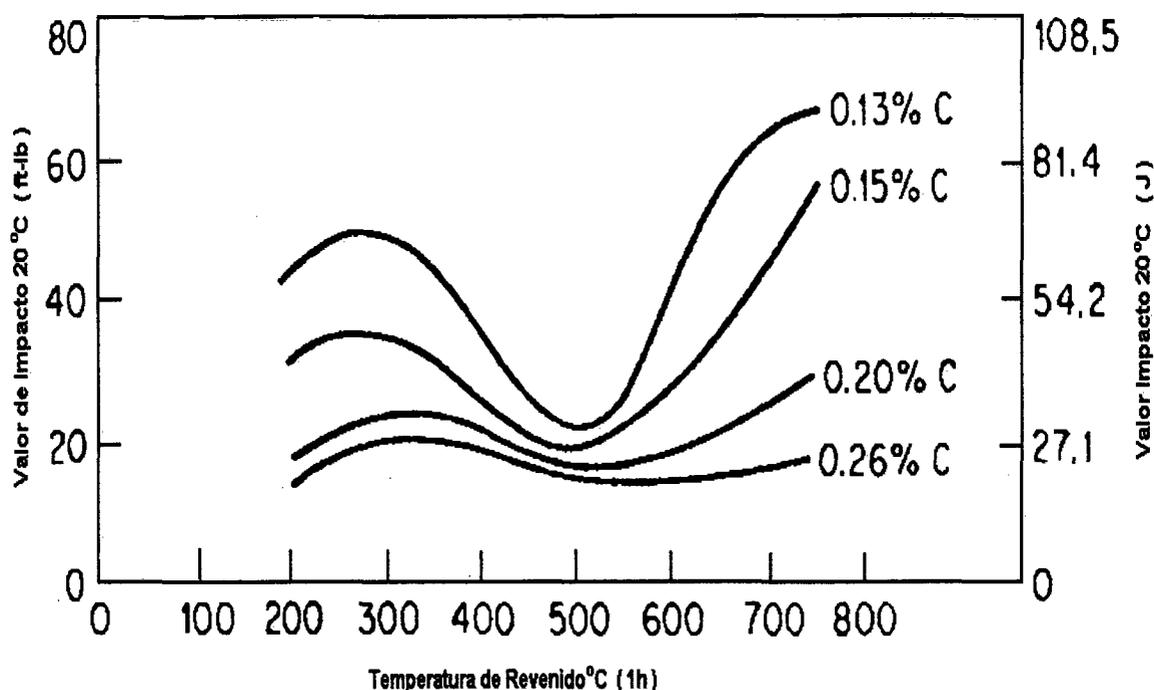


FIGURA 2.6 – Efeito da temperatura de revenido sobre a resistência ao impacto do aço inoxidável Fe - 12% Cr (Smith, 1993).

A aplicação de um pré-aquecimento e um controle da temperatura entre passes de solda são necessários para evitar as trincas por hidrogênio na soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos. O pré-aquecimento é aplicado para abaixar a taxa de resfriamento, permitindo mais tempo para o hidrogênio difundir. A temperatura recomendada para o pré-aquecimento fica na faixa de 200 a 300°C (Wilcox, 1975), ou seja, abaixo da temperatura inicial da transformação martensítica (M_s), que se situa em torno de 330°C.

As temperaturas de início e final da transformação martensítica M_s e M_f , em função dos elementos de ligas C, Mn, Cr e Ni, podem ser calculadas utilizando-se da seguinte expressão: (Folkard, 1988)

$$M_s = 492 - 125 \times \% C - 65,5 \times \% Mn - 10 \times \% Cr - 29 \times \% Ni \quad (2.1)$$

$$M_s - M_f \cong 150^\circ C \quad (2.2)$$

Observa-se que todos os elementos acima em especial o carbono abaixam a temperatura M_s .

A razão para a escolha da temperatura de pré-aquecimento abaixo da M_s , é assegurar que ocorra a máxima transformação martensítica pois, do contrário, o tratamento térmico após a soldagem (TTPS) será ineficiente. Isto ocorre por duas razões (ASM Handbook, Stainless Steels, 1996): primeiro, a estrutura parcialmente austenítica reterá hidrogênio e, quando resfriado até a temperatura ambiente, esse hidrogênio pode conduzir a trinca; segundo, pode ocorrer durante o tratamento térmico uma transformação da austenita em martensita, de forma que esta será dura e não revenida.

Outro fator que influencia o pré-aquecimento é a espessura do material a ser soldado uma vez que o nível de restrição imposto pela espessura do material controla a trinca induzida por hidrogênio de uma junta soldada. Se o metal de base ou a ZAC forem fragilizados pela presença do hidrogênio, então o nível elevado de restrição da junta pode determinar a ocorrência da trinca.

2.4 – Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM)

O objetivo do surgimento no mercado do novo aço AIMM, no início da década de sessenta, foi melhorar a limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, mediante a redução do teor de carbono e adição adequada de níquel.

No final da década de oitenta, os aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono passaram a possuir uma composição química como segue: máximo de 0,08%C, 12 a 17% Cr, 3,5 a 6% Ni e até 2,5% Mo (Straube, 1988).

O diagrama pseudo-binário, aplicável aos aços AIMM é mostrado na figura 2.7, contendo um proporção de cromo e níquel de 3:1, aproximadamente.

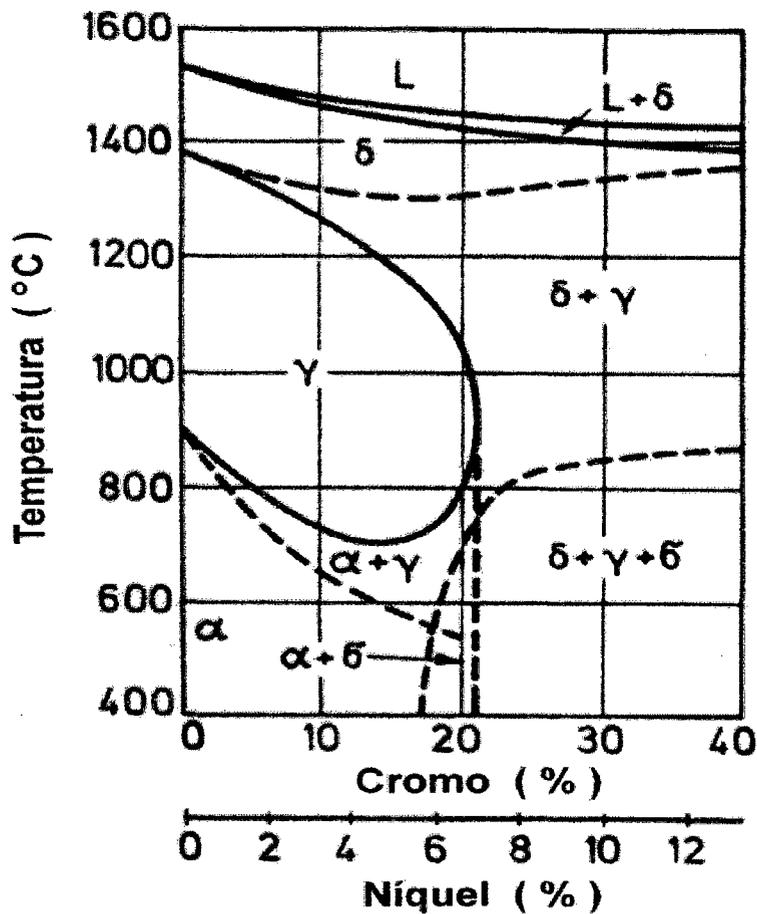


FIGURA 2.7 – Diagrama de equilíbrio pseudo – binário Fe-Cr (Folkard, 1988)

Uma liga 13%Cr/4%Ni solidifica completamente ferrítica e a transformação gama ocorre na faixa de 1300 a 1200°C, em condições de equilíbrio. Nas taxas reais de resfriamento em uma operação de soldagem pequenas quantidades de ferrita delta são subresfriadas na mudança delta – gama. No resfriamento subsequente a austenita

transforma-se em martensita numa temperatura entre 250 – 200°C (Ms), independente da taxa de resfriamento (figura 2.8). Após o completo resfriamento a estrutura consiste de martensita *macia e tenaz* com pequenas frações de ferrita e austenita residual, na faixa de 1-10% dependendo do tipo de liga.

O molibdênio confere a estes aços melhor resistência à corrosão em meios de maior agressividade, porém a sua presença provoca a estabilização da ferrita delta, o que tende a diminuir a tenacidade (Straube, 1988).

Assim como os aços inoxidáveis martensíticos convencionais, os aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) permitem obter uma estrutura totalmente martensítica mesmo para velocidades de resfriamento extremamente lentas durante a têmpera. Componentes com até 40" de espessura apresentam estrutura 100% martensítica após o resfriamento ao ar (Crawford, 1974).

2.5 – Aço CA-6NM

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados segundo o Alloy Casting Institute (ACI) de acordo com sua composição química e utilização (Metals Handbook vol.1, 1984).

A primeira letra desta especificação, indica o seu uso para resistir à corrosão (C) ou a altas temperaturas (H). A segunda letra classifica nominalmente os teores de cromo e níquel. Com o correspondente aumento do teor de níquel, a designação é alterada de A a Z. Os números que seguem às duas primeiras letras indicam o máximo teor de carbono ($\% \times 100$). Finalizando, os elementos de liga presentes são indicados

pela primeira letra correspondente a cada elemento. Desta forma, o aço CA-6NM é um aço resistente à corrosão do tipo 13% Cr, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% C.

Um dos objetivos em se limitar o teor de carbono em 0,06% está na possibilidade do surgimento de trincas a quente. Através de análise térmica diferencial, foi constatado um menor intervalo *liquidus-solidus* para aços com teores de carbono mais baixo e conseqüentemente uma redução significativa na ocorrência de defeitos resultantes da solidificação (Baggström, 1964).

No diagrama TRC (transformação no resfriamento contínuo) do aço CA-6NM, apresentado na figura 2.8, percebe-se que mesmo sob taxas de resfriamento extremamente lentas não há a formação de outro microconstituente (perlita, ferrita ou bainita) além da martensita, revelando a alta temperabilidade deste tipo de aço.

Destaca-se que a temperatura para completa formação da austenita (A_{c3}) situa-se próxima a 720° C (Figura 2.7). Todavia, valores de ductilidade de amostras solubilizadas nesta temperatura encontravam-se abaixo do que era esperado, provavelmente devido à existência de carbonetos não dissolvidos (Crawford, 1974). É recomendável, logo, uma temperatura de austenitização na faixa de 950 a 1050° C.

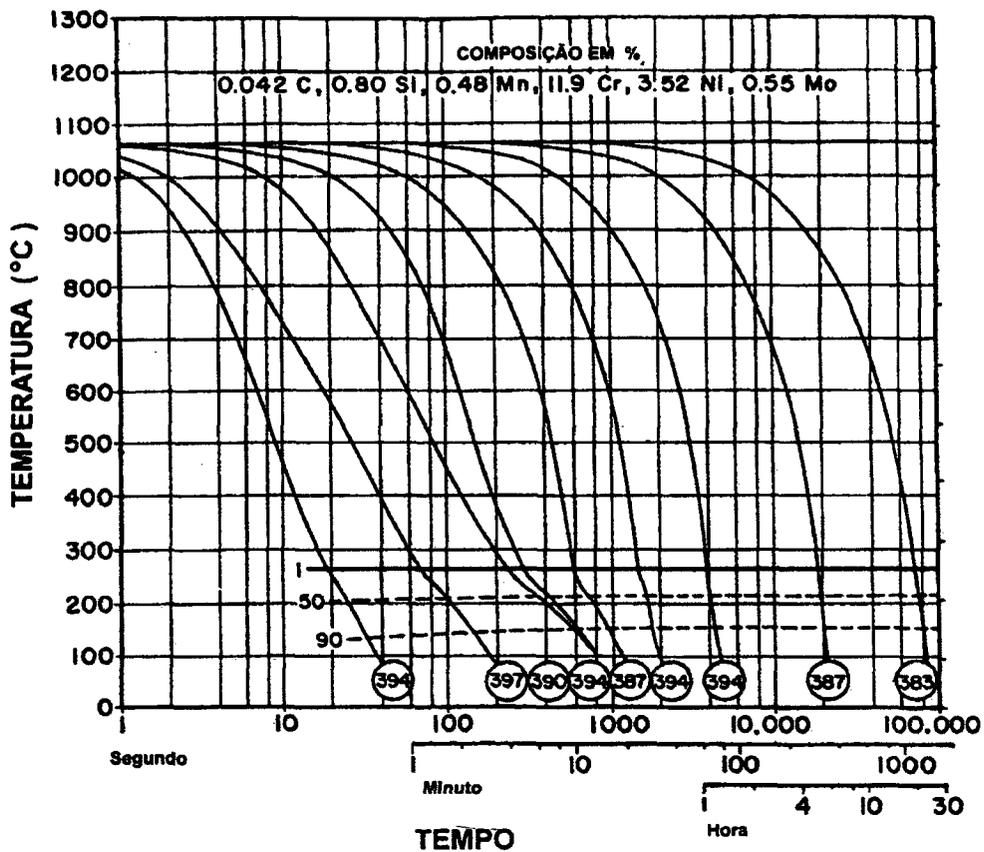


FIGURA 2.8 – Diagrama TRC para o aço CA-6NM (Crawford, 1974).

As transformações que ocorrem no revenido possuem características decisivas na obtenção da tenacidade nos aços CA-6NM. A temperatura de revenido acima de 550° C tem-se a formação de uma austenita estável e finamente distribuída no interior da microestrutura, somente detectável por difratometria de raio-X (Brezina, 1980), microscopia eletrônica (Niederau, 1977) ou espectrometria Mössbauer (Bilmes, 1997).

A ótima tenacidade dos aços CA-6NM é resultante, além do revenido da martensita da presença da austenita formada entre 550 e 600° C, a qual não se transforma em martensita após o resfriamento. Foi verificado com a utilização de ensaios dilatométricos, que o início do aparecimento desta austenita se dá por volta de 550° C, alcançando um conteúdo máximo de cerca de 30% a 615° C. Acima desta temperatura ocorre uma redução da austenita formada e ainda o surgimento de uma

austenita instável capaz de transformar-se em martensita após o resfriamento (Folkhard, 1988). A figura 2.9 apresenta a variação da percentagem total de austenita com aumento da temperatura do revenido.

Na figura 2.10 são apresentados os valores das propriedades mecânicas em função da temperatura de revenido. A referida figura mostra também, os teores dos tipos de austenita (estáveis ou instáveis) em função da temperatura de revenido.

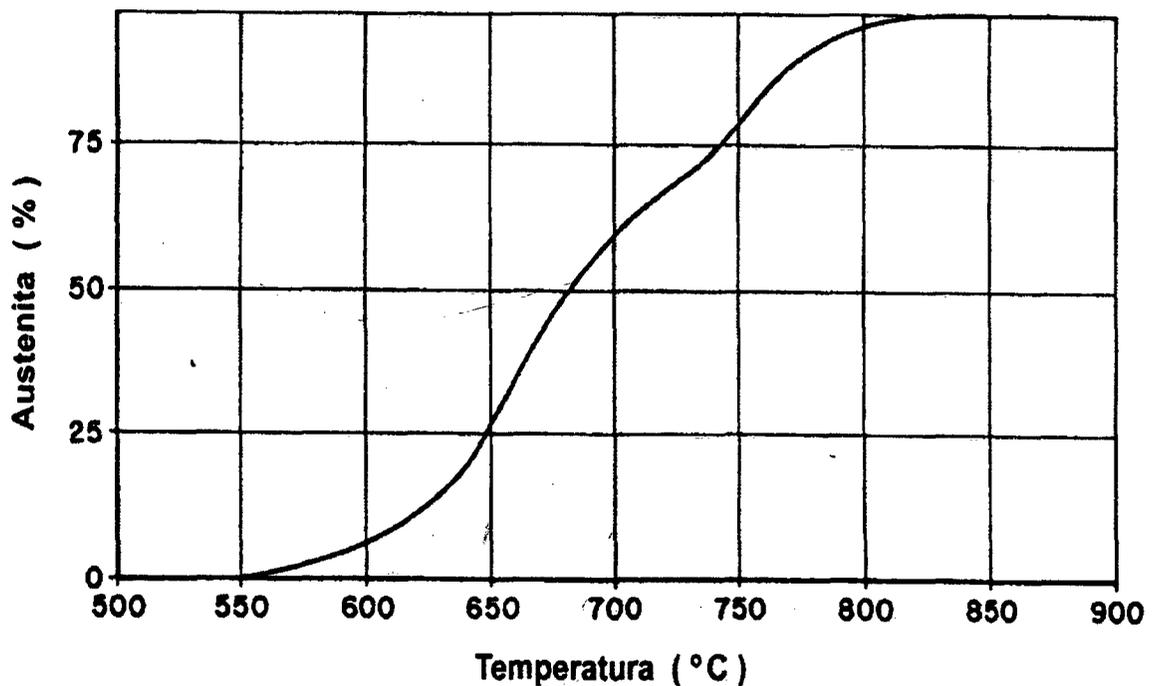


FIGURA 2.9 – Gráfico mostrando o percentual total de austenita formada em função da temperatura de revenido (Niederau, 1977).

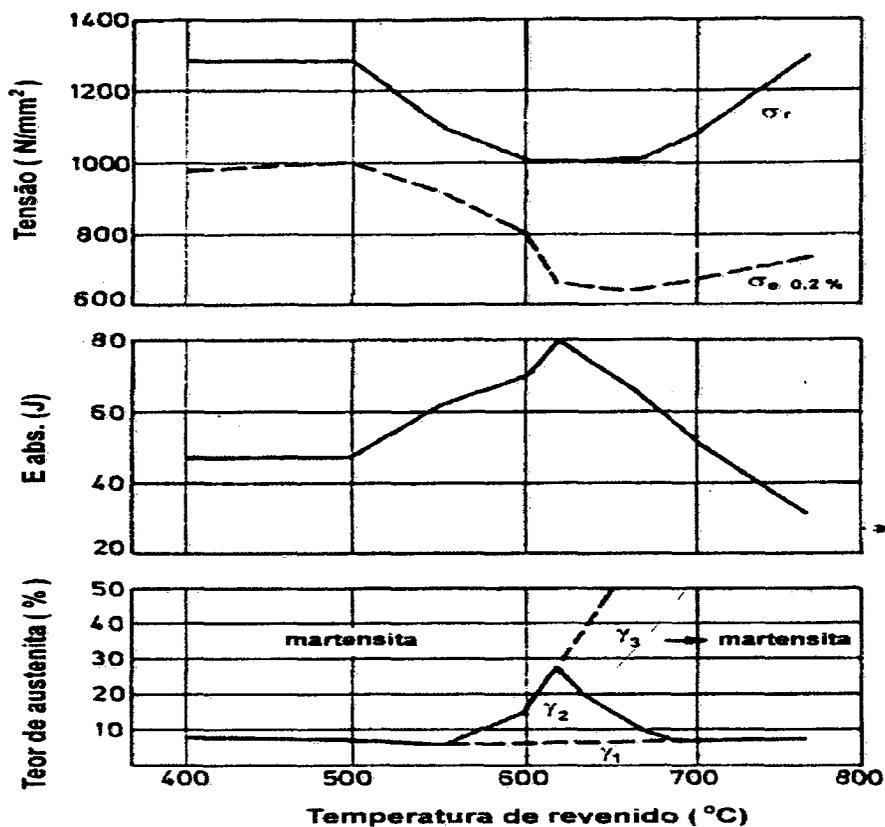


FIGURA 2.10 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenido (Folkhard, 1988).

γ_1 – austenita residual estável, superresfriada durante a transformação γ - α

γ_2 – austenita temperada estável, finamente dispersa na matriz

γ_3 – austenita instável que transforma em martensita (não revenida) após a tempera e revenido

Segundo os pesquisadores Crawford (1974); Negrete (1991) e Gooch (1995), bons resultados com relação à redução da dureza máxima, objetivando evitar o fenômeno da corrosão sob tensão, são obtidos através da realização de duplo revenido, o primeiro na temperatura de 670° C e o segundo entre 550° C e 600° C.

Adicionalmente, o fato do revenido poder resultar numa redução da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos macios está diretamente ligado à

precipitação de carbonetos de cromo que ocorre durante o tratamento térmico. Para se obter máxima resistência à corrosão (com exceção da corrosão sob tensão) esses aços são utilizados as vezes no estado temperado (Brezina, 1980).

2.6 – Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos macios

A maior vantagem dos aços inoxidáveis martensíticos macios (CA-6NM), com relação aos aços inoxidáveis martensíticos convencionais (AISI 410), é a sua soldabilidade.

As três principais características que proporcionam a melhor soldabilidade dos aços e metais de adição do tipo inoxidável martensítico macio são (Brezina, 1980; Folkhard, 1988; Juraga et al, 1995):

- a) baixo teor de carbono (0,018 a 0,05%), que conduz à formação de uma martensita de baixo carbono *macia e tenaz*, tanto no metal de solda como na zona afetada pelo calor (ZAC).
- b) baixa quantidade de ferrita delta (1 a 5%) prevenindo o crescimento de grão em altas temperaturas.
- c) presença da austenita residual, que reduz a tendência à trinca provocada pelo hidrogênio.

Apesar dos fatores acima mencionados, para que se obtenha uma maior garantia da qualidade durante a soldagem destes aços, os seguintes procedimentos devem ser adotados:

- Soldagem com consumível similar, contendo no máximo 0,040% C aproximadamente 12% Cr e de 4 a 6% Ni, resultando num máximo de 5% de ferrita

delta na região da solda. O propósito em limitar o teor de carbono é evitar elevada dureza no metal de solda e a formação de carbonetos. Valores de dureza acima de 275 HV (Gooch, 1995) ou superiores a 248 HV (Crawford, 1974; ASTM A 743, 1993), comprometem a resistência à corrosão sob tensão em meios contendo sulfetos.

- Podem ser soldados com processos ao arco voltaico, utilizando-se de parâmetros adequados.
- Trincas a frio (hidrogênio) na zona fundida poderão ocorrer se o teor de hidrogênio do metal de adição for superior a 5ml/100g.
- Grandes espessuras (acima de 20mm) requerem pré-aquecimento, de aproximadamente 150°C, e controle de temperatura interpasse, cujo valor deverá ser abaixo da temperatura de transformação martensítica (M_s), pelo fato mencionado na seção 2.2. O cálculo de M_s através da expressão 2.1 leva a valores na faixa de 150 a 200°C.
- Para redução na dureza e obtenção de altos valores de tenacidade e resistência à fadiga, faz-se necessário a execução de tratamento térmico posterior à soldagem como revenido ou têmpera e revenido (Akhtar, 1986).

2.7 – Técnicas de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)

Com as técnicas de soldagem para reparos sem TTPS deseja-se, através de procedimentos rigorosamente controlados, aproveitar o calor gerado na própria soldagem para obter uma microestrutura adequada na ZAC do metal de base, com requisitos mínimos de tenacidade e de dureza máxima, que garantam a integridade do

componente reparado. Dependendo do tipo de componente e da solicitação, o principal objetivo pode ser o refino de grão para aumentar a resistência à trinca de reaquecimento ou diminuir a dureza para minimizar o risco de corrosão sob tensão (Buschinelli, 1992).

A representação esquemática da figura 2.11 ilustra a terminologia a ser empregada para nomear as diferentes sub-regiões da ZAC, para um aço carbono com 0,015% C.

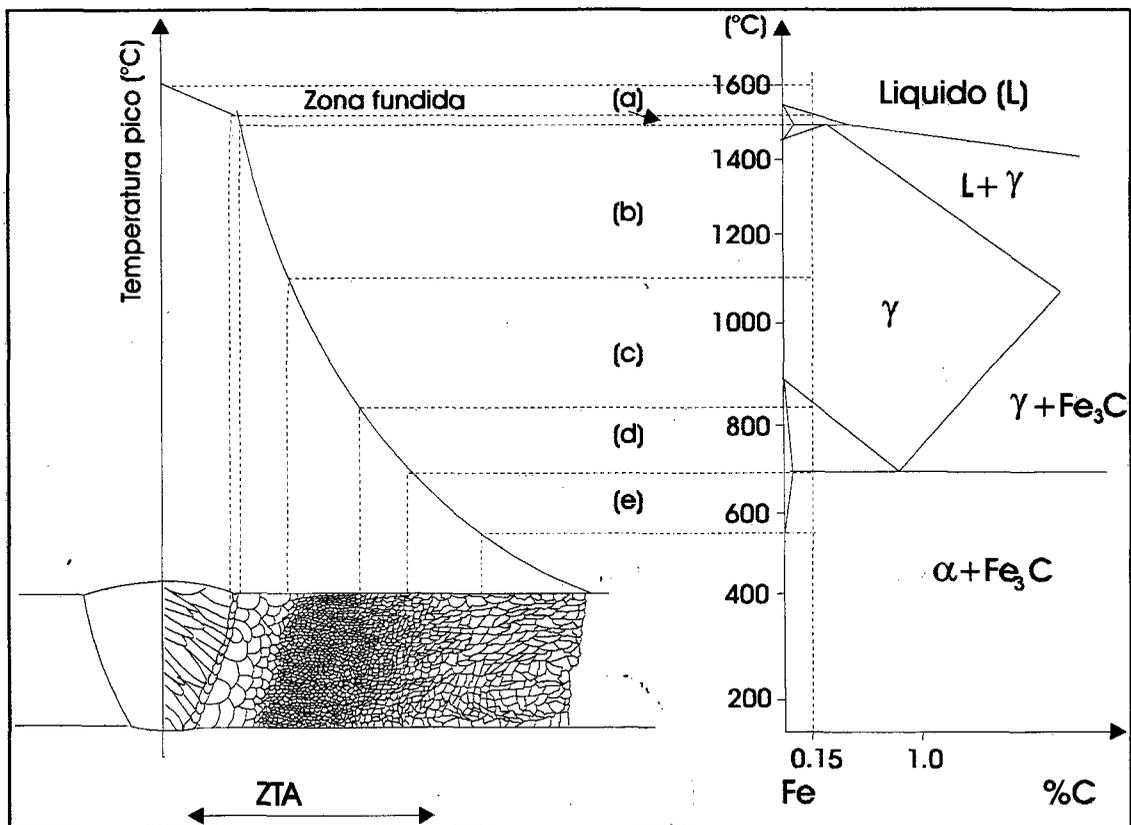


FIGURA 2.11 – Diagrama esquemático das regiões da ZAC para um aço baixo carbono. (Easterling, 1983).

- (a) ZT = zona de transição
- (b) ZAC – GG = zona de grãos grosseiros
- (c) ZAC – N = zona de refino de grão ou normalizada

(d) ZAC – IC = zona intercrítica

(e) ZAC – SC = zona subcrítica

O limite inferior da ZAC-GG para os aços ferríticos é em torno de 1100°C , que é uma temperatura suficientemente elevada para ocorrer a dissolução de carbonetos ou nitretos e, com isso, permite o crescimento de grão. Todavia, a largura da ZAC-GG e o crescimento acentuado dos grãos podem ser limitados pelo uso de baixos aporte térmicos.

Em solda multipasses os ciclos térmicos sucessivos induzem a formação de diferentes sub-regiões como ilustrado na figura 2.12.

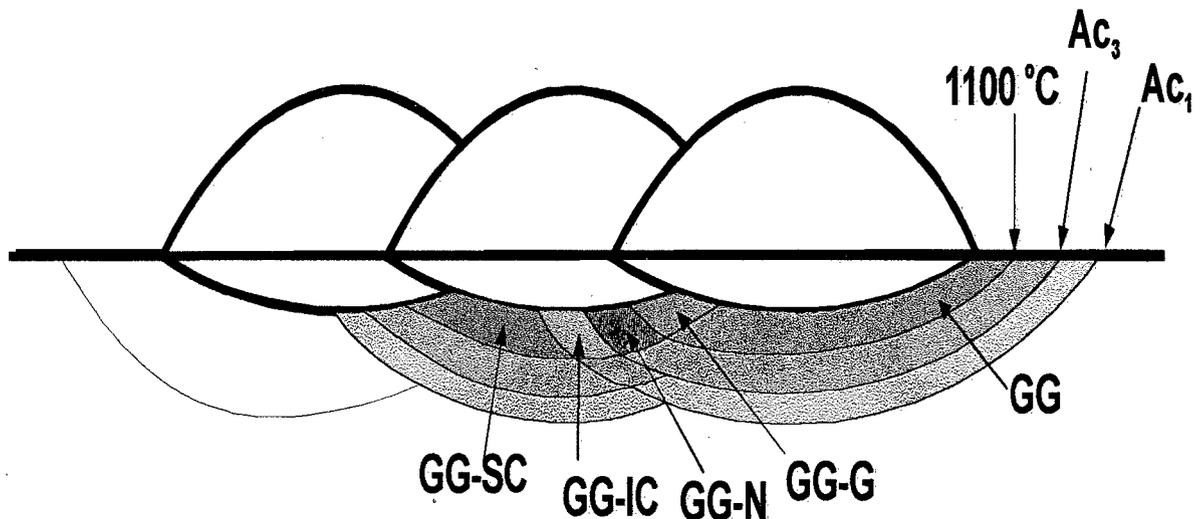


FIGURA 2.12 – Sub-regiões da ZAC em soldagem multipasses (Buschinelli, 1992)

GG-G = região de grãos grosseiros reaquecida acima de 1100°C

GG-N = região de grãos grosseiros normalizada

GG-IC = região de grãos grosseiros reaquecida na temperatura intercrítica

GG-SC = região de grãos grosseiros reaquecida na temperatura subcrítica

2.7.1 – Técnica de soldagem para reparo com meia camada

A técnica da meia - camada, adotada pelo código ASME e aplicada em componentes nucleares, foi desenvolvida para o reparo por soldagem de aços ferríticos para vaso de pressão, onde o convencional TTPS não poderia ser aplicado. O objetivo desse procedimento é refinar completamente e revenir a microestrutura da ZAC – GG do metal 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 de 3,2mm (ASME III). Essa camada de amanteigamento é então esmerilhada até 50% de sua espessura (ver figura 2.13 a). Camadas subseqüentes 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. Esse procedimento funciona bem, desde que o controle seja cuidadoso. A retirada da meia - camada (esmerilhamento manual) é entretanto uma atividade difícil e demorada, principalmente em trabalhos expostos á radioatividade, onde o tempo de permanência do operário/soldador é limitado. Dessa forma é compreensível que a técnica da dupla – camada passou a ser uma alternativa vantajosa.

2.7.2 – Técnicas de soldagem para reparo com dupla - camada

Esta técnica foi inicialmente desenvolvida na década de 60 junto a Central Electricity Generating Board (CEGB) do Reino Unido para evitar o problema das trincas de reaquecimento na ZAC de aços Cr-Mo-V durante o TTPS. Ela também é conhecida

como técnica do *passee de revenido* propriamente dita (Verón, 1988). Sua vantagem sobre a técnica da meia – camada é que dispensa o esmerilhamento da camada inicial de amanteigamento (ver figura 2.13 b).

Esta técnica utiliza um método controlado de deposição, de modo que a segunda camada execute o refino e a redução da dureza na ZAC gerada pela primeira camada. A eficácia da técnica depende dos parâmetros de soldagem utilizados nas deposições das camadas e da temperabilidade do material de base.

A primeira camada já produz um certo grau de refino. Este fato depende da seqüência de deposição e da superposição entre os passes (ver figura 2.12). Já a segunda camada penetra na primeira, realizando o refino da região de grãos grosseiros na ZAC produzida pela primeira camada.

Aspectos essenciais a serem observados na aplicação eficaz da técnica são (Niño e Buschinelli, 1992):

- Conhecimentos das dimensões do cordão da primeira camada (que não dependem unicamente do aporte térmico),
- adequada sobreposição dos cordões,
- adequada relação entre os aportes térmicos das camadas,
- uso de temperaturas de pré-aquecimento e interpasse relativamente elevadas,
- cavidade do reparo suficientemente aberta para permitir um adequado ângulo de ataque do eletrodo ou tocha.

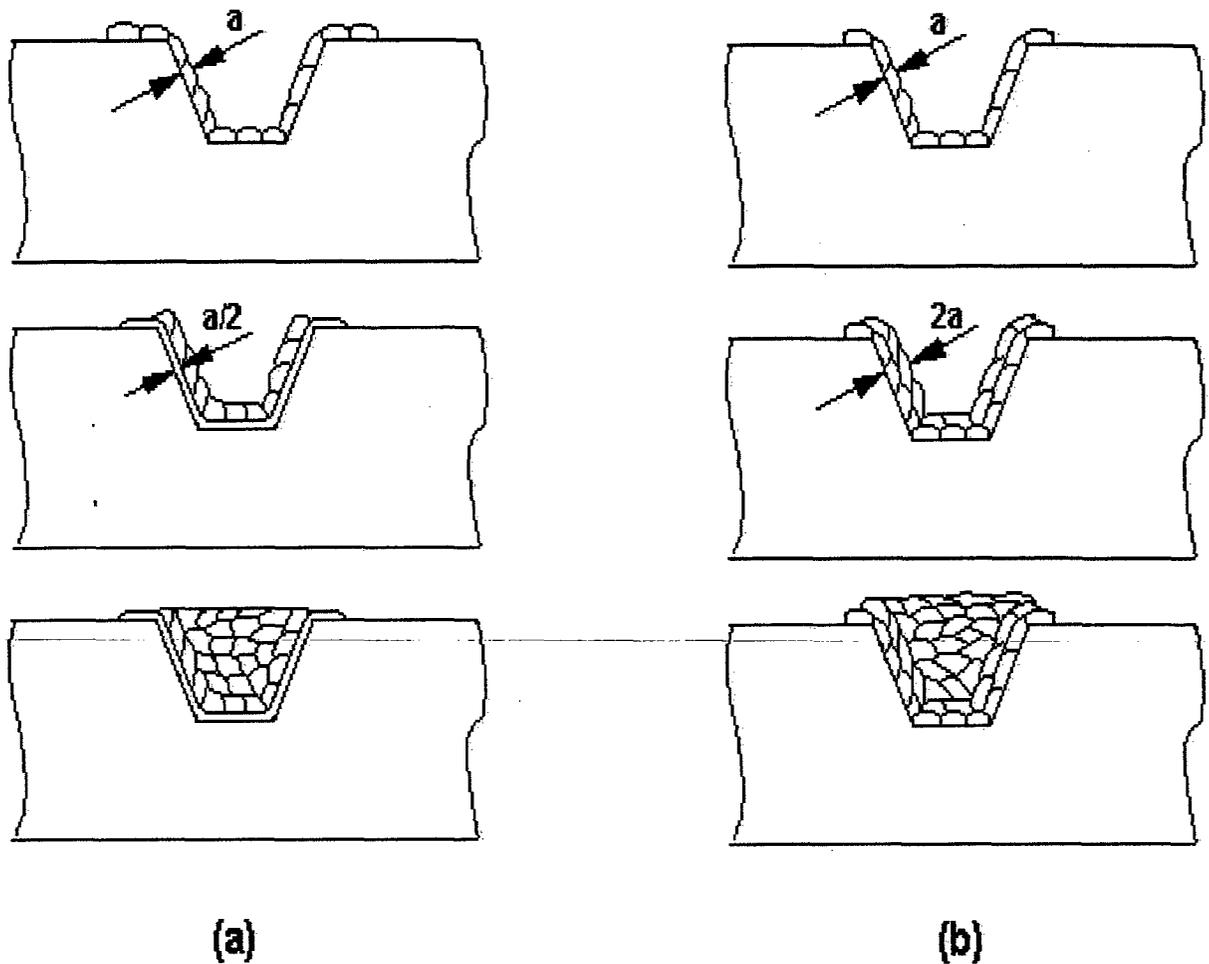


FIGURA 2.13– Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia – camada e (b) dupla - camada (ASME, Section XI, IWB 4000)

O laboratório de soldagem (Labsolda) – EMC da UFSC vem desde o início da década de 90 aplicando a técnica de reparo por soldagem com dupla - camada com resultados aplicados para as seguintes classes de materiais: aço Cr – Mo (Niño e Buschinelli, 1995), aço CA-6NM (Henke, 1998) e aço AISI 4140 (Bueno, 1999).

A aplicação dessas técnicas ao aço CA-6NM não foi bem sucedida devido a pequena faixa revenida (25%); explorou-se executar os reparos através da refusão por TIG, a fim de promover na ZAC o revenido da região de GG do cordão depositado. Esse tema será explorado no item 2.7.5.

2.7.3 – Conceito de sub e sobrepenetração/critério de refino

Embora já seja possível um alto grau de refino na seqüência de passes de uma mesma camada, o refino total só será obtido pela deposição estritamente controlada da segunda camada de solda.

A ação do refino associada à segunda camada de solda é ilustrada na figura 2.14.

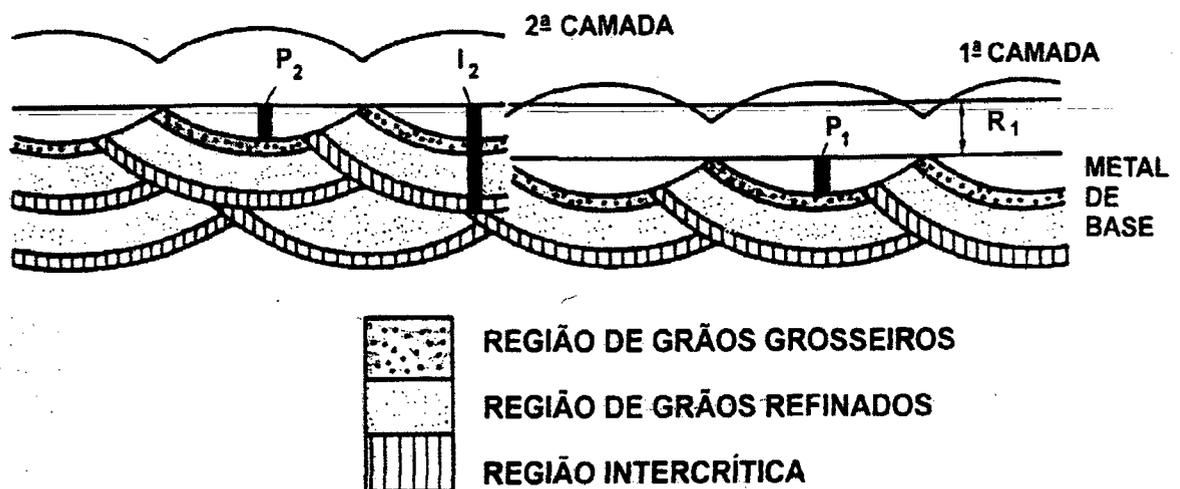


FIGURA 2.14 – Esquema de uma soldagem multipasses (Buschinelli, 1992).

Normalmente considera-se que o refino completo ocorrerá na região delimitada pelas isotermas A_{C3} e aproximadamente 1100°C (para aços ferríticos). Fora desses limites ocorrerão refino parcial e revenido, apenas o revenido ou pelo contrário, austenitização e re-têmpera. Os parâmetros de refinamento mais importantes são a média da altura do cordão de solda da primeira camada (que vai determinar a penetração da ZAC da segunda camada) a profundidade da região de grãos grosseiros da primeira camada, e a penetração da região de refino da segunda camada de solda. Estes parâmetros são característicos das condições de soldagem utilizadas, sendo

estimados a partir de medidas de depósitos simples representativos de cada camada. A ZAC – GG estende-se somente poucos décimos de milímetros além da linha de fusão, de modo que a profundidade da linha de fusão pode ser tomada como uma aproximação conveniente do limite inferior da região de grãos grosseiros da ZAC.

Pode-se então adotar, em primeira aproximação, que o refino da ZAC – GG da camada inferior será conseguido se:

$$P_2 < (R_1 + P_1) < l_2 \quad (2.3)$$

Onde:

P_1 e P_2 - penetração dos cordões de solda das camadas 1 e 2, respectivamente.

R_1 - altura média da primeira camada de solda.

l_2 - profundidade das isothermas de refino de grão da camada 2.

Se $P_2 > (R_1 + P_1)$, então a linha de fusão do segundo passe irá ter uma penetração passante à linha de fusão do primeiro passe, produzindo uma segunda ZAC não refinada. Essa condição é denominada "sobrepeneção" e acontece quando:

$$P_2 > (R_1 + P_1) \quad (2.4)$$

Similarmente, se $l_2 < (R_1 + P_1)$, então as isothermas de refino da segunda camada estarão localizadas no metal de solda e a ZAC – GG da primeira camada não será refinada. Essa condição é denominada "subpeneção".

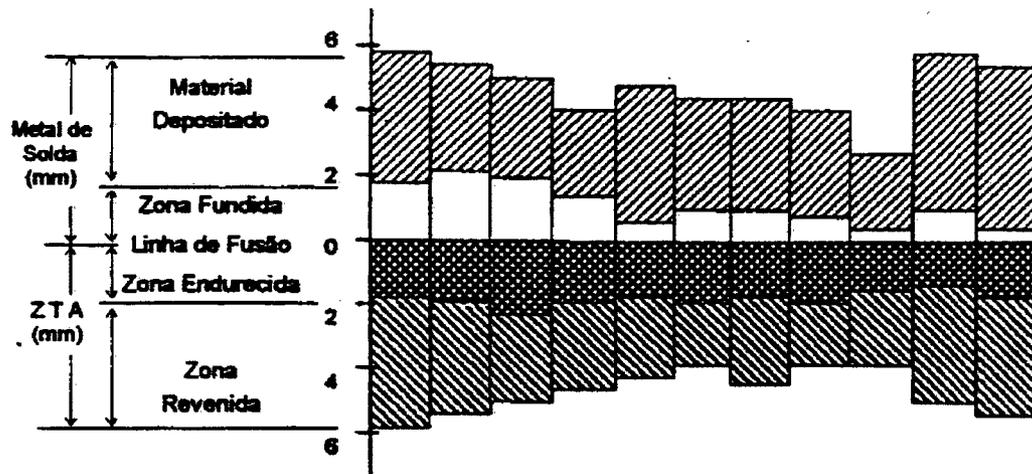
2.7.4 – O teste de Higuchi e sua aplicação a um aço baixa - liga

O código **ASME** especifica para a técnica da meia - camada que 50% da primeira sejam removidos. Entretanto é questionável se tal requisito é sempre válido, independente da espessura variável dos cordões de amateigamento.

Assim, os pesquisadores Higuchi et al (1980) obtiveram um critério claro sobre a espessura da camada a ser removida, executando uma série de testes com simples deposição, práticos e fundamentais, sobre uma chapa do metal de base temperada em água e não revenida, de onde obteriam o perfil de dureza na seção transversal aos cordões depositados. Através deste método é possível conhecer o alcance das regiões de revenido (macias) e de re-têmpera (duras) ao longo da ZAC.

A figura 2.15 reúne os resultados obtidos por Higuchi et al (1980) para as dimensões do cordão e da ZAC, para diferentes aportes térmicos e posições de soldagem, em seu estudo de reparo de um aço baixa liga utilizado em vaso de pressão.

A seleção das condições de reparo deve ser feita de forma que a região de grãos grosseiros da ZAC produzida pela primeira camada seja revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada depositada. Portanto, é necessário fazer com que a zona revenida produzida pela ZAC da segunda camada depositada coincida com a zona re-temperada produzida pela ZAC da primeira camada. Reparos efetuados nessas condições apresentam bom desempenho, particularmente quanto à tenacidade na ZAC.



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	95	65	185	95	65	135	90
Diam. do Eletrodo (mm)	4,0	3,2	2,6	4,0	3,2	2,6	4,0	3,2	4,0	3,2
Posição	Plana			Horizontal			Vertical			

FIGURA 2.15 – Dimensões do cordão e da ZAC para diferentes aportes térmicos e posições de soldagem (Higuchi et al, 1980).

2.7.5 – O teste de Higuchi e sua aplicação ao aço CA-6NM

No estudo realizado por Henke (1998), sobre o aço CA-6NM, o teste de Higuchi demonstrou uma estreita faixa revenida, em torno de apenas 25% da largura da ZAC (ver figura 2.16). Isso é decorrente da baixa temperatura A_{c1} (620°C), a qual impede que temperaturas mais altas proporcionem uma ação mais efetiva na redução da dureza, pois acima de A_{c1} ocorre a austenitização parcial. Isto motivou-o a realizar os reparos com amanteigamento usando metal de adição austenítico, com posterior refusão mediante três passes TIG com energias decrescentes, a fim de promover o revenido da ZAC.

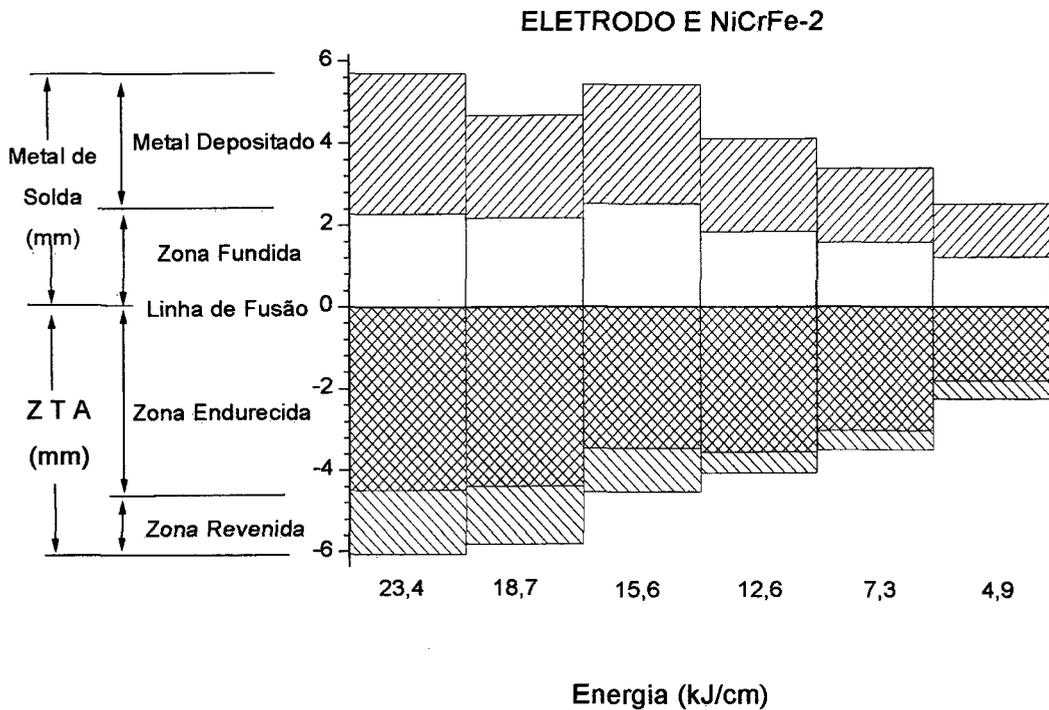


FIGURA 2.16 – Dimensões das várias regiões do metal de solda e ZAC em função da energia de soldagem para cordões depositados com eletrodo E NiCrFe-2 sobre aço CA-6NM com 0,035%C (Henke, 1998)

Nas análises metalográficas efetuadas por Henke(1998), foi constatado refino da granulação, ao invés do crescimento da mesma, junto à linha de fusão (figura 2.17). Por apresentarem uma temperatura A_{C4} mais baixa (próxima a 1220°C) que a dos aços ferríticos, os aços inoxidáveis martensíticos macios permitem que ocorra a transformação $\gamma \leftrightarrow \delta$, numa faixa relativamente mais larga durante o ciclo de soldagem, promovendo com isso refino próximo à linha de fusão.

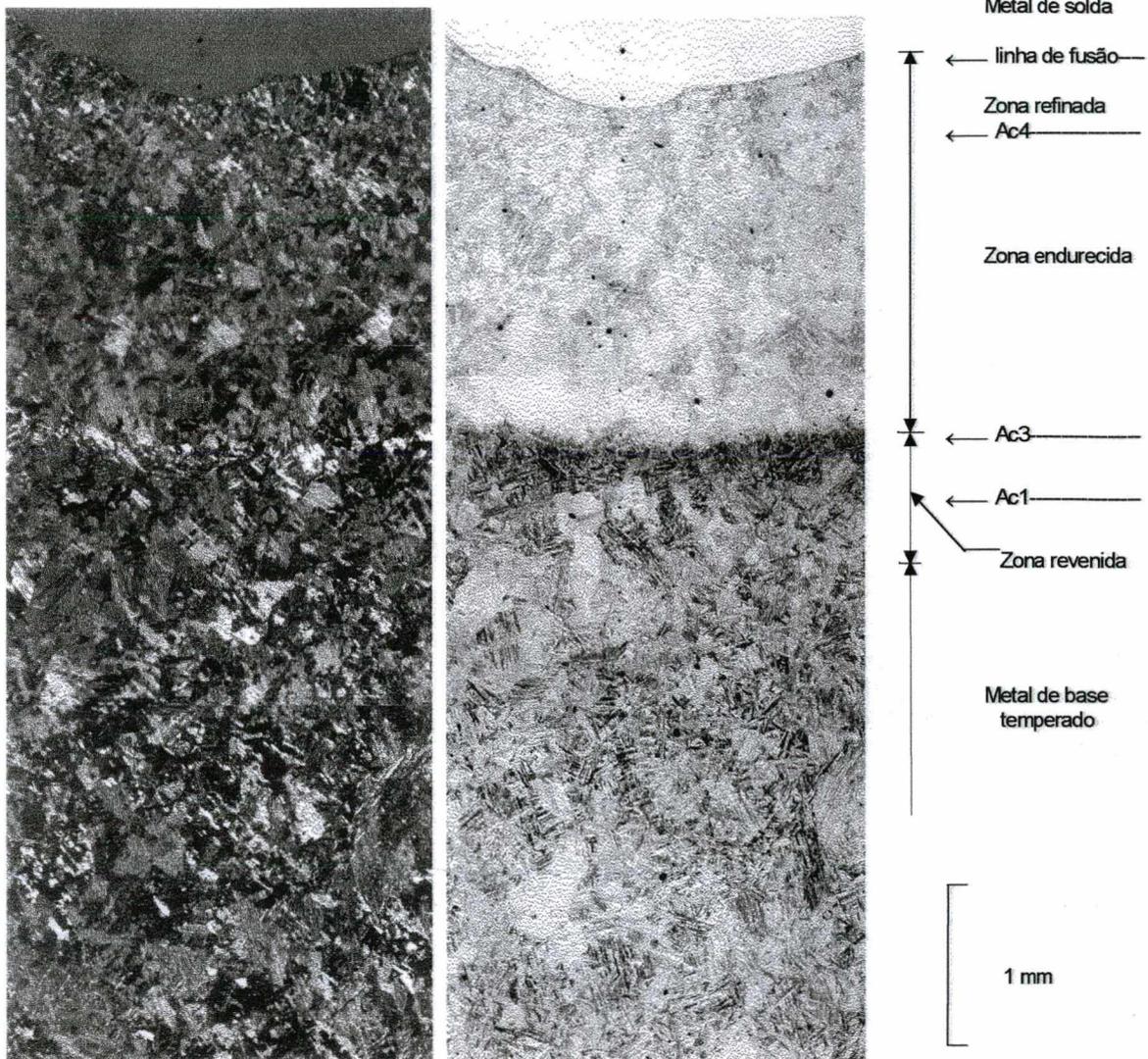


FIGURA 2.17 - Microestruturas ao longo do metal de solda, ZAC e metal de base.

Solda dissimilar. Aporte: 4,9 kJ/cm. Ataque: Vilella/Luz polarizada (Henke, 1998).

2.7.5 – Revenido na ZAC mediante refusão com tocha TIG

A utilização da tocha TIG como técnica de reparo por soldagem sem TTPS, para o aço 5Cr-0,5Mo, foi proposta pelos pesquisadores Niño e Buschinelli (1992), com a

finalidade de promover o revenido da ZAC produzida por uma camada de solda depositada com eletrodo revestido.

A figura 2.18, retirada do trabalho de Henke (1998), ilustra o esquema de aplicação dos três passes TIG.

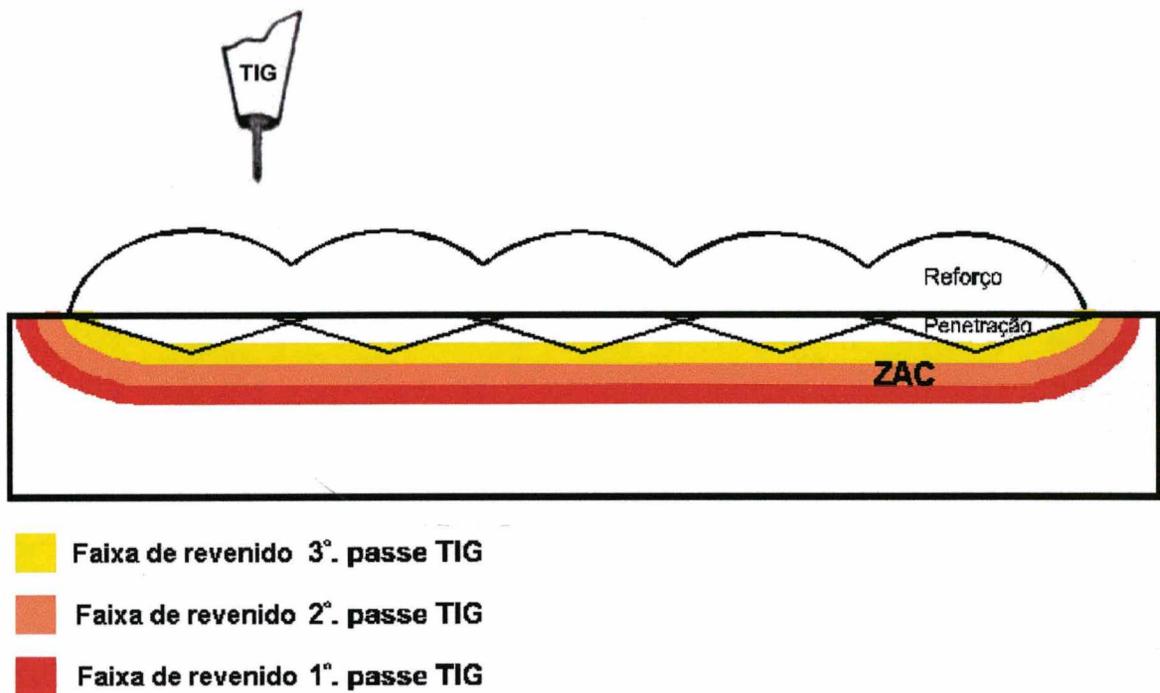


FIGURA 2.18 – Esquema da aplicação de três passes TIG sobre a primeira camada, a fim de obter o revenido da ZAC do metal base (Henke, 1998).

Segundo Henke, para determinar as energias necessárias para a aplicação dos passes TIG, inicialmente foi necessário verificar a profundidade das isotermais provocadas pela tocha TIG sobre o metal base. Para tal foi efetuado a refusão com TIG sobre uma chapa de aço CA-6NM, utilizando diferentes níveis de energia e posterior determinação da profundidade através de medidas de dureza.

Para promover o revenido na ZAC foi executado o reaquecimento, de duas camadas depositadas com metal de base austenítico (E 309-L15) com três passes TIG, com energias decrescentes (12,3, 10,3 e 8,7kJ/cm), procurando fazer com que as isotermas de revenimento abrangessem toda a largura da ZAC.

A refusão por TIG foi motivado pelos resultados parcialmente positivos obtidos no trabalho de Henke (1998):

- por um lado relativa eficácia no revenido da ZAC do aço CA-6NM com 0,035%C,
- de outro fragilização da solda quando do uso de metal de adição austenítico.

Conforme mostram os perfis de dureza da ZAC nas condições antes e após o reaquecimento (ver figura 2.19), com essa técnica dos três passes TIG foi possível reduzir a dureza em 30 HV.

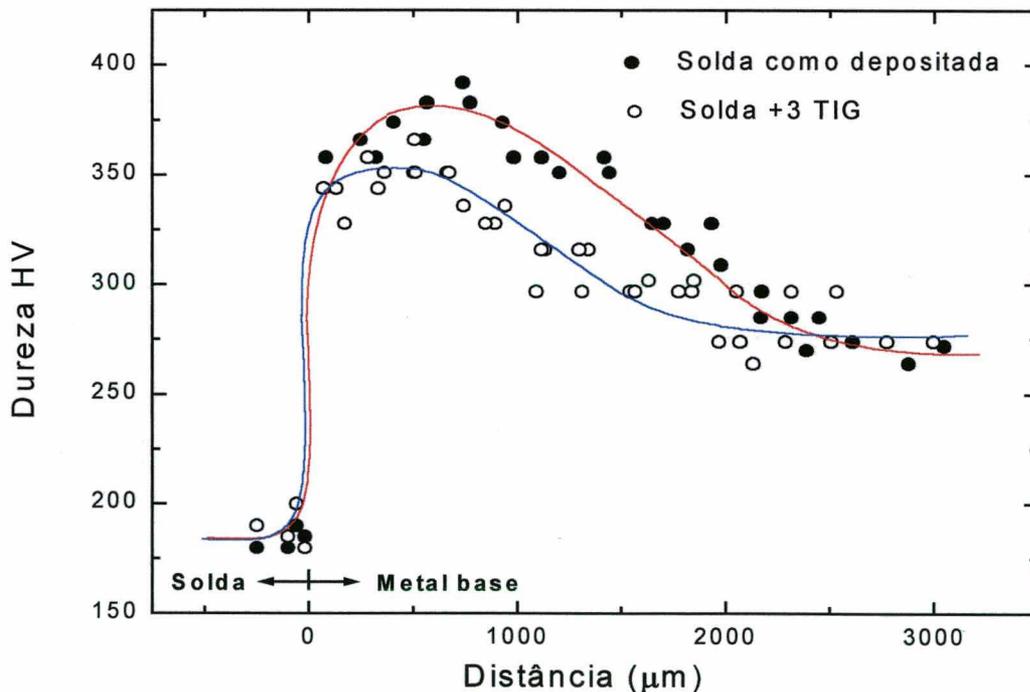


FIGURA 2.19 – Perfis de dureza obtidos na ZAC antes e após o reaquecimento com TIG sobre o metal de solda austenítico E 309L-15 (Henke, 1998).

2.8 – Metal de solda com material similar baixo carbono

Existe hoje no mercado consumíveis similares com baixo teor de carbono ($< 0,03$), para a soldagem dos aços A1MM. Portanto, é de grande interesse a pesquisa no campo da soldagem utilizando-se destes eletrodos.

Na literatura foram encontrados os seguintes valores de tenacidade ao impacto (a 20°C) nos metais depositados com diferentes processos e consumíveis:

- 1) soldas efetuadas com eletrodos revestidos similares (com $0,031\%C$) apresentaram, na zona fundida, valores de resistência ao impacto na condição como soldada entre 30 a 40 J, e após revenido ($600^{\circ}\text{C}/8\text{h}$) entre 70 a 80 J (Folkhard, 1988).
- 2) Soldas efetuadas pelo processo MIG com arame maciço (com $0,018\%C$) apresentaram valores de resistência ao impacto de 110 e 180 J, respectivamente, na condição como soldada e após revenido $600^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ (Bilmes et al., 1997).
- 3) Soldas efetuadas com arame tubular (com $0,07\%C$) apresentaram valores de resistência ao impacto de 30 e 56 J, respectivamente, na condição como soldada e após revenido $600^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ (Bilmes et al., 1999).
- 4) No trabalho de pesquisa realizado por Henke (1998) utilizando processo de soldagem com eletrodos revestidos e um metal de base CA-6NM com $0,035\%C$, foram os seguintes os resultados:
 - utilizando-se do metal de adição martensítico (com $0,05\%C$), na condição como soldado, obteve uma dureza próxima de 450 HV que, resultaria numa baixa tenacidade.
 - A tenacidade junto à linha de fusão numa junta soldada com metal de adição austenítico foi de aproximadamente 26 J. Constatou-se, em todos os corpos de prova, que a fratura propagou-se pelo metal de solda, ao invés da ZAC. Esta

fragilização no metal de solda esteve associada à formação de inclusões (as maiores atingindo 25 μm) de óxidos contendo Al, Si e Mn. Esta foi o principal motivo do baixo valor da tenacidade, uma vez que a resistência ao impacto prevista para o metal de adição usado (AWS E 309 L) no estado como soldado é de, no mínimo, 65 J (Folkhard, 1988).

Não foi encontrado na literatura nenhum trabalho de reparo por soldagem sem TTP para o aço AISI 410. Já para o aço CA-6NM, os poucos trabalhos publicados destacam-se: o de Aktar (1982) realizado para a British Columbia Hydro, Canadá, e do Henke (1998) realizado para a COPEL, Curitiba - PR. Ambos tratam-se de reparo em turbinas hidráulicas, todos utilizaram metal de adição austenítico depositado com eletrodo revestido.

Também não foi encontrado na literatura trabalho sobre a soldagem de reparos dos aços inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar depositado com MIG corrente pulsada com arame maciço ou tubular.

2.9 – Endurecimento secundário proveniente dos ciclos térmicos de soldagem

No trabalho publicado por Akhtar (1982) sobre o reparo de aços martensíticos macios sem TTPS realizado para a British Columbia Hydro, Canadá, objetivando desenvolver procedimento de reparo de rotores de turbinas hidráulicas fabricadas em aço com 13,3% Cr e 2,5% Ni, a opção pela soldagem sem TTP deriva da dificuldade em realizar tratamento térmico localizado a temperaturas elevadas (600°C). Neste trabalho o autor optou pelo uso de metal de adição austenítico com 50% Co com

elevada resistência à cavitação, que apresenta maior solubilidade ao hidrogênio (prevenindo a ocorrência de trincas a frio) em relação ao similar martensítico.

Segundo Akhtar, entre as camadas depositadas há a formação do que ele denomina uma “zona de transição” de elevada dureza, cujo valor depende do número de passes subseqüentes aplicados (figura 2.20). Até o terceiro passe obter-se-ia uma redução da dureza enquanto que, para uma maior quantidade de passes a dureza volta a aumentar.

Em relação ao aumento da dureza a partir do quarto ciclo térmico (figura 2.21), o pesquisador não comenta as causas deste fato, há fortes indícios que este deve-se ao endurecimento secundário, visto que o eletrodo revestido com 50%Co, utilizado neste trabalho, possuía em torno de 9% de tungstênio.

Salienta-se que no trabalho de Akhtar (1982) não são citadas as energias de soldagem utilizadas, o que impossibilita uma melhor análise dos resultados obtidos por ele.

Os carbonetos de molibdênio e de tungstênio são mais estáveis que a cementita, de maneira que esses carbonetos se forma se houver suficiente energia de ativação. A taxa de crescimento deles na martensita revenida é determinada principalmente pela difusibilidade do molibdênio e tungstênio na ferrita. Visto que as taxas de difusão destes elementos na ferrita são muito baixas em relação à do carbono nos aços baixo carbono, os carbonetos produzidos são muito finos e com baixas taxas de crescimento.

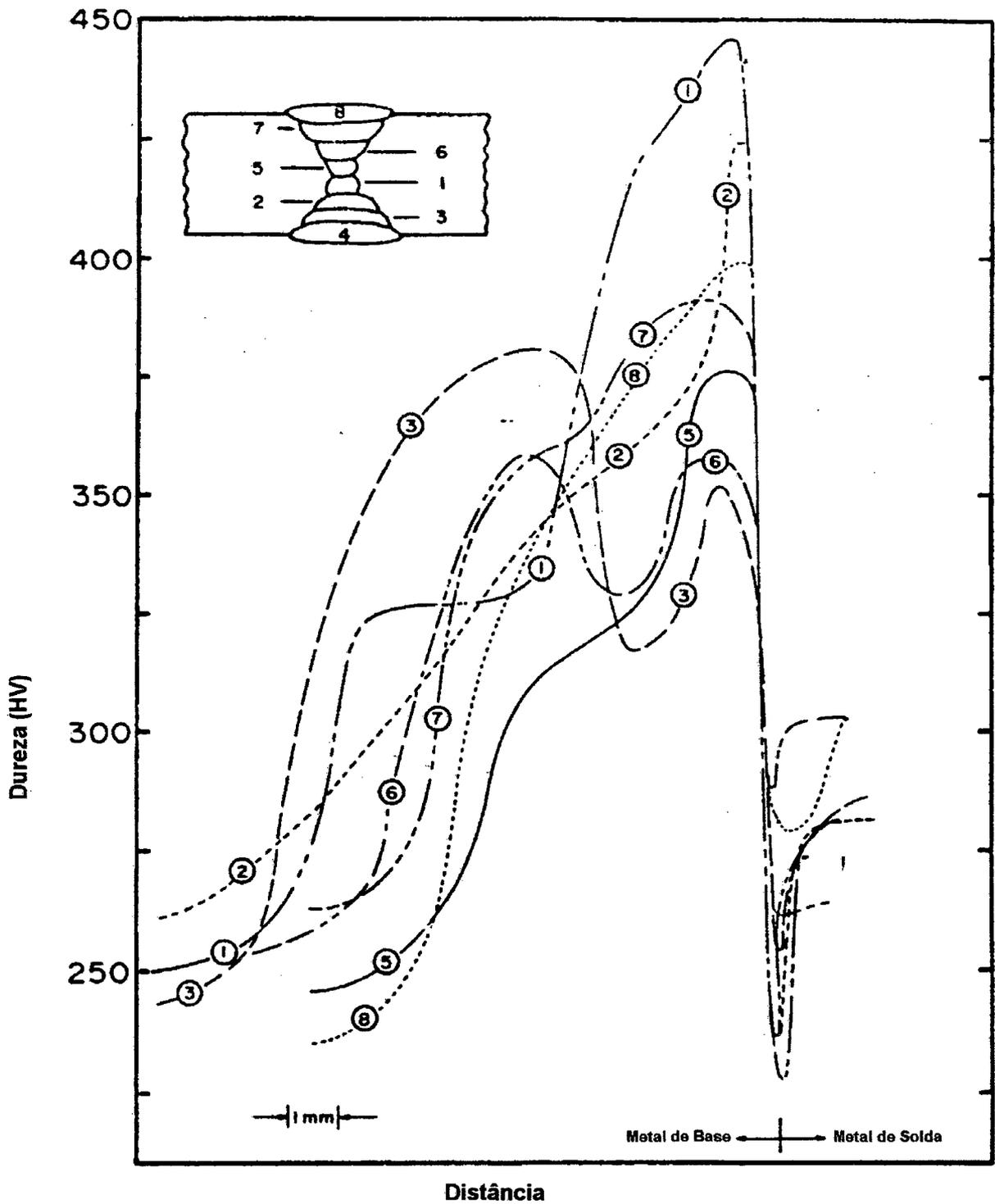


FIGURA 2.20 – Influência da quantidade de passes sobre os perfis de dureza obtidos na soldagem de um aço 13%Cr-2,5%Ni com eletrodo de 50%Co (Akhtar, 1982).

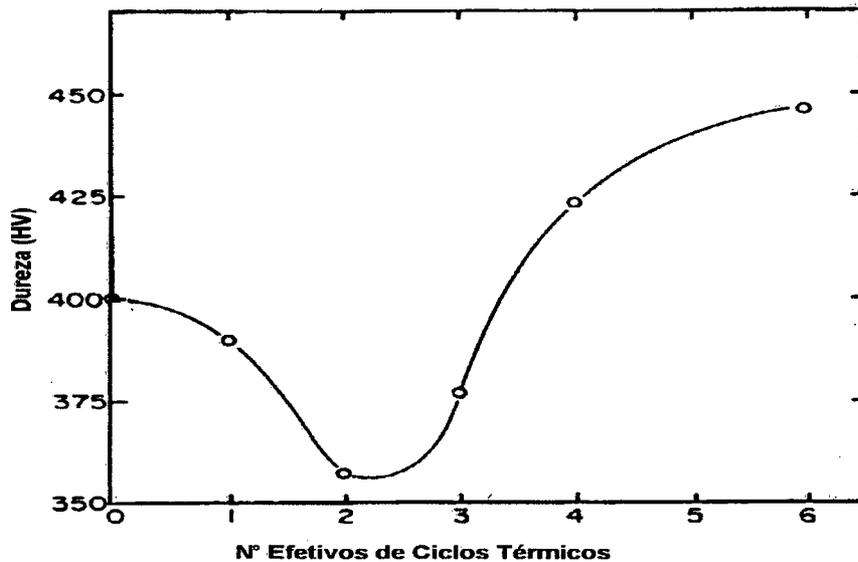


FIGURA 2.21 – Dureza em função da quantidade de ciclos térmicos experimentados na soldagem multipasses do aço 13%Cr-2,5%Ni com elétrodo de 50%Co (Akhtar, 1982).

Portanto, o aumento da dureza obtida por Akhtar a partir do quarto passe, é pela formação de carboneto de tungstênio, devido a baixa difusibilidade do volumoso átomo na ferrita (Smith, 1993)

A figura 2.22 mostra o efeito do tungstênio sobre a dureza após o revenido de um aço temperado contendo 0,1% C.

O molibdênio é muito mais propício a gerar endurecimento secundário no aço do que o tungstênio. O mecanismo pelo qual ocorre o endurecimento secundário nos aços contendo molibdênio é a precipitação muito fina de carbonetos de molibdênio (Mo_2C), na forma de pequenas agulhas que dificultam o movimento de discordâncias da rede formada pela martensita temperada. O Mo_2C endurece a ferrita, alcançando um máximo efeito de endurecimento secundário quando to revenido é feito a 550°C (Smith, 1993).

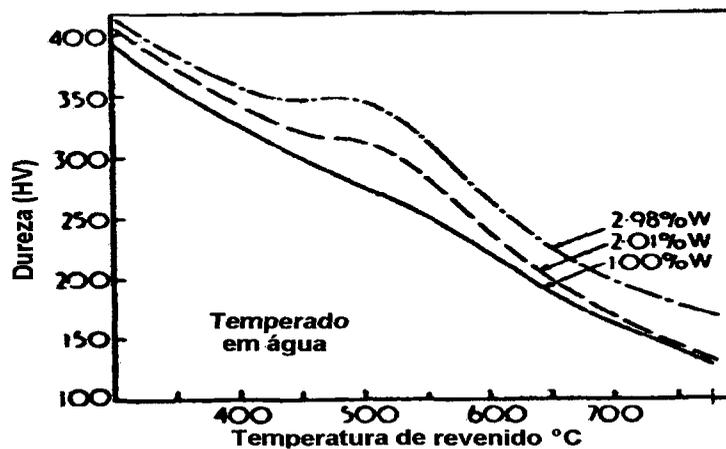


FIGURA 2.22 – Efeito do tungstênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,1%C (Smith, 1993).

A figura 2.23 mostra o efeito do molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado com 0,1%C. Nesta figura pode-se observar que a partir de um teor de 0,47% Mo, ocorre um marcante endurecimento secundário para esse aço. Esse endurecimento é maior do que aquele obtido com tungstênio.

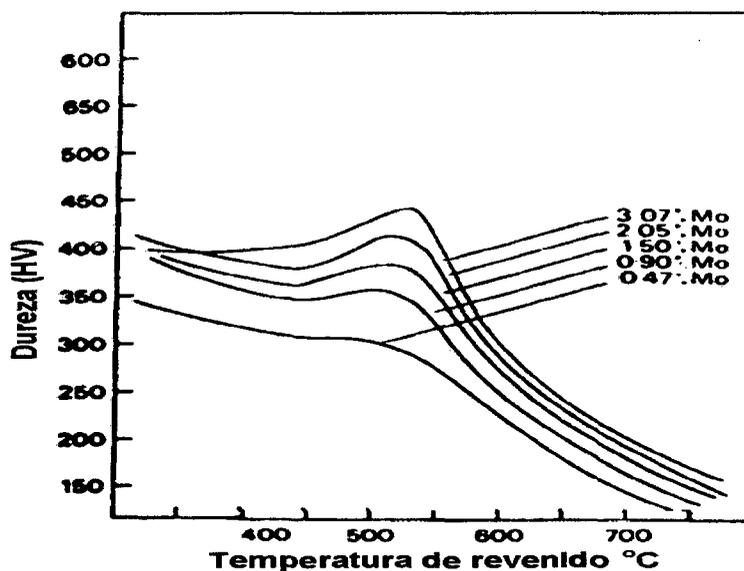


FIGURA 2.23 – Efeito do molibdênio sobre a dureza no revenido de um aço temperado contendo 0,1%C (Smith, 1993).

O endurecimento secundário após o revenido dos aços A1MM ocorre quando eles são microligados ao vanádio (até 0,16%), ao nióbio (até 0,06%) e ao nitrogênio (até 0,09%). Estes dados foram obtidos no trabalho de Berns e Xiwen (1992), resultando no aumento da tensão de escoamento, permitindo também revenir em uma temperatura mais alta (+ 100°C) e com suficiente tenacidade.

2.10 – Processos de soldagem a arco com eletrodos contínuos

A soldagem com eletrodos contínuos utilizada nesta pesquisa foi motivada, além de encontrar no mercado consumíveis similares com baixos teores de carbono, apresentam muitas vantagens em relação aos eletrodos revestidos, dos quais podemos citar (Wainer et al. 1992):

- Processo semi-automático bastante versátil, podendo ser adaptado facilmente para a soldagem automática;
- Por usar um arame – eletrodo contínuo, podem ser depositadas soldas longas sem paradas;
- A soldagem pode ser executada em todas as posições (dependendo da transferência metálica);
- A velocidade de soldagem pode ser elevada;
- Taxa de deposição elevada devido à alta densidade de corrente na ponta do arame

A soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo consumível MIG/MAG, baseia-se na formação de um arco elétrico entre a peça e um eletrodo maciço continuamente alimentado. A poça de fusão assim formada, é protegida por um gás, ou mistura de gases, inerte ou oxidante (ativo), e daí provém o fato de, no Brasil, ele ainda

ser geralmente denominado de MIG – *Metal Inert Gas*, ou MAG – *Metal Active Gas* (Guerra, 1996).

A soldagem com eletrodo tubular assemelha-se ao processo MIG/MAG, nele são utilizados os mesmos equipamentos do MIG/MAG como fonte de energia e alimentador de arame, a exceção é feita para a tocha que, para o tipo auto - protegido, não requer alimentação de gás.

No processo com eletrodo tubular é usado um arame - eletrodo tubular que pode ter:

- a) pó metálico no seu interior (*metal cored arc welding*),
- b) fluxo no seu interior (*flux cored arc welding*).

Este fluxo no interior do arame tubular possui duas variantes:

- auto – protegido (*self – shielded arc welding*),
- com gás de proteção externo.

O processo de soldagem MIG/MAG vem ganhando espaço em termos de automação devido aos avanços eletrônicos dos equipamentos de soldagem e ao aprimoramento das metodologias. Isto possibilita a soldagem em qualquer posição (Dutra et al., 1992).

A corrente pulsada oferece algumas vantagens em relação a soldagem por curto circuito. Dentre outras vantagens pode-se destacar (Paula e Dutra, 1996):

- melhor estabilidade do arco;
- maior controle da penetração;
- utilização de baixas energias sem ocorrer curto circuito, aumentando a qualidade do metal depositado;
- ausência de salpicagem.

O uso de corrente pulsada possibilita a soldagem de materiais com pequenas espessuras, e a soldagem fora da posição plana (como a vertical e sobre-cabeça).

Na soldagem MIG/MAG em corrente pulsada, o objetivo é provocar o desprendimento das gotas com uma frequência e tamanho controlado antes que as mesmas entrem em contato com a poça líquida (isto é, evitando o curto circuito). Isto se consegue comandando pulsos de corrente de tal forma que uma gota seja depositada para cada pulso. Para ter condições estáveis na transferência metálica, deverá haver um equilíbrio entre a velocidade com que o eletrodo é introduzido no arco e a sua velocidade de fusão.

A figura 2.24, extraída do livro de Wainer et al. (1992), mostra os perfis do cordões de solda obtidos no processo MIG em função dos diversos gases e misturas.

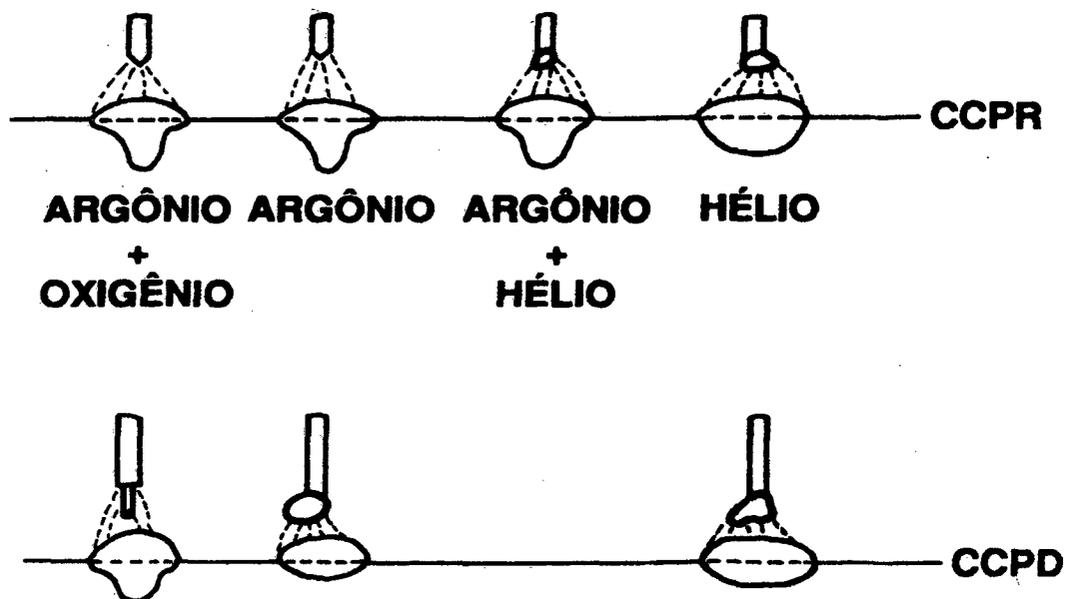


FIGURA 2.24 – Perfil do cordão de solda para diversos gases e misturas para o processo MIG. (Wainer et al. 1992).

CCPR – corrente contínua polaridade reversa (tocha ligada no positivo)

CCPD – corrente contínua polaridade direta (tocha ligada no negativo)

Argônio e hélio são os gases inertes utilizados no processo MIG, “especificamente” o primeiro. Estes gases definem o perfil obtido no cordão de solda: o argônio produz cordões com muito maior penetração no centro do que nas bordas, enquanto que com o hélio eles possuem maior reforço, com penetração grande e constante.

3 - MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizados dois aços inoxidáveis martensíticos como metais de base (AISI 410 e CA-6NM) no estado temperado e revenido. Para metais de adição foram utilizados os arames maciço e tubular, ambos depositados com o processo de soldagem MIG pulsado.

As soldas foram executadas em várias configurações de juntas para a avaliação da resistência ao impacto nos metais de base e de adição.

A aplicação das técnicas de reparos sem TTPS para os materiais foram:

- para o aço CA-6NM através da refusão com a tocha TIG,
- para o aço AISI 410 através do teste prático de Higuchi.

3.1 – Materiais

3.1.1 – Metal de base CA-6NM

Foram utilizadas placas nas dimensões de 200x80x25 mm, cortadas a partir de tarugos fundidos de aço CA-6NM temperado e revenido, fornecidos pela COPEL – Companhia Paranaense de Energia. Para esse aço as composições químicas e propriedades mecânicas são apresentados nas tabelas 3.1 e 3.2, respectivamente.

TABELA 3.1- Composições químicas do aço CA-6NM

Elemento	(*)% em peso	(*)% em peso	(**)% em peso
	Amostra A	Amostra B	Norma
Carbono	0,021	0,035	máx. 0,06
Manganês	0,55	0,50	máx. 1,00
Silício	0,54	0,59	máx. 1,00
Cromo	12,47	11,80	11,5 – 14,0
Níquel	3,52	4,22	3,5 – 4,5
Molibdênio	0,50	0,62	0,4 – 1,0
Vanádio	0,087	-----	-----
Fósforo	0,012	-----	máx. 0,04
Enxofre	0,004	0,017	máx. 0,03

(*) Espectrometria de emissão ótica

(**) Requisitos da norma ASTM A743-93 para o CA-6NM.

TABELA 3.2 - Propriedades mecânicas do aço CA-6NM^(*)

Resistência à tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HV0,3	Impacto 20°C (J)
819,4	745,3	25	260	194

(*) Valores obtidos nesse trabalho na condição de temperado a 1050°C (ao ar) e revenido a 580°C (2h).

3.1.2 – Metal de base AISI 410

Foi utilizado tarugo forjado com diâmetro de 210 mm, fornecido pela COPEL – Companhia Paranaense de Energia. Para esse aço as propriedades mecânicas e composição química são apresentados nas tabelas 3.3 e 3.4, respectivamente.

TABELA 3.3 - Propriedades mecânicas do aço AISI 410 utilizado nesta pesquisa^(*)

Resistência à tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HV	Impacto 20°C (J)
827	724	20	275	52

TABELA 3.4 - Composição química do aço AISI 410

Elemento	(*)% em peso	(**)% em peso
Carbono ^(***)	0,15	máx. 0,15
Manganês	0,35	máx. 1,00
Silício	0,45	máx. 1,00
Cromo	11,54	11,5 – 13,0
Níquel	0,23	-----
Molibdênio	0,10	-----
Fósforo	0,02	máx. 0,04
Enxofre	0,02	máx. 0,03

(*) Espectrometria de emissão ótica

(**) ASM Stainless Steels, 1996

(***) Combustão para medida do carbono

3.1.3 – Metal de Adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço)

O metal de adição da especificação AWS A5.9 (ER 410 Ni Mo) é um arame eletrodo maciço utilizado no processo de soldagem MIG, similar ao metal de base (CA-6NM). Composição química e propriedades mecânicas do metal depositado, na condição soldada, são apresentadas nas tabelas 3.5 e 3.6, respectivamente.

TABELA 3.5 - Composição química do metal de adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço).

Elemento	% em peso(*)	% em peso(**)
Carbono	0,021	máx. 0,06
Manganês	0,54	máx. 0,6
Silício	0,33	máx. 0,5
Cromo	12,33	11,0 - 12,5
Níquel	4,14	4,4 - 5,0
Molibdênio	0,50	0,4 - 0,7
Fósforo	0,016	máx. 0,03
Enxofre	0,007	máx. 0,03
Cobre	0,03

(*) Certificado N° 7788/98 Bohler UTP Técnica de Soldagem Ltda.

(**) Especificado pela norma AWS A5.9-77

TABELA 3.6 – Propriedades mecânicas do metal de adição AWS ER 410 Ni Mo
(maciço)

Resistência à tração (MPa)(*)	Alongamento(*) (%)	Dureza(**) HV0,3	Impacto 20°C(**) (J)
760	15	340	69

(*) Fornecido pelo fabricante do consumível

(**) Valor médio obtido nesse trabalho

3.1.4 – Metal de Adição AWS E 410 Ni Mo T-2 (tubular)

O metal de adição da especificação AWS A5.22 (E 410 Ni Mo T-2) é um eletrodo tubular, cuja composição química e propriedades mecânicas do metal depositado, na condição soldada, encontram-se nas tabelas 3.7 e 3.8, respectivamente.

TABELA 3.7 - Composição química do metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2 (tubular)

Elemento	% em peso(*)	% em peso(**)
Carbono	0,04	máx. 0,06
Manganês	0,36	máx. 1,00
Silício	0,46	máx. 1,00
Cromo	11,19	11,0 – 12,5
Níquel	4,45	4,0 – 5,0
Molibdênio	0,56	0,4 – 0,7
Fósforo	0,02	máx. 0,04
Enxofre	0,004	máx. 0,03
Cobre	0,05	max. 0,5

(*) Espectrometria de emissão ótica

(**) Especificado pela norma AWS A5.22-77

TABELA 3.8 - Propriedades mecânicas do metal de adição AWS E410 Ni MoT-2
(tubular)

Resistência mínima à tração(*) (MPa)	Alongamento mínimo em 51mm(*) (%)	Dureza(**) HV0,3	Impacto 20°C(**) (J)
758	15	346	35

(*) Especificado pela Norma AWS A5.22 – 77

(**) Valor médio obtido nesse trabalho

3.2 – Processo de Soldagem

Para a execução da soldagem foi utilizado o processo MIG em corrente pulsada com arames – eletrodo maciço e tubular. Os seguintes equipamentos foram utilizados na soldagem: Fonte de soldagem multiprocesso e microprocessada MTE Digitec 300; medidor de tensão e corrente TC-1; cabeçote alimentador de arame STA-20; sistema de translação e oscilação da tocha marca BUG-O (pertencentes ao LABSOLDA – EMC UFSC, todos fabricados pela IMC Engenharia de Soldagem, Instrumentação e Automação Ltda, exceto o sistema BUG-O).

A tabela 3.9 e figuras 3.1 e 3.2 mostram as variáveis de soldagem e os oscilogramas para o processo MIG com corrente pulsada e arame maciço. Já a tabela 3.10 e figura 3.3 mostram as variáveis de soldagem e o oscilograma para o processo arame tubular com corrente pulsada.

TABELA 3.9 – Variáveis de soldagem para o processo MIG pulsado, com arame maciço AWS ER 410 Ni Mo, diâmetro do arame de 1,2 mm, com gás de proteção 98% Ar+2% O₂ na vazão de 15 l/min.

I_p (A)	I_b (A)	t_p (ms)	t_b (ms)	V_a (m/min)	V_s (cm/min)	AT (kJ/cm)
300	95	4,5	12,2	4,1	18,3	10,4

I_p – corrente de pulso I_b – corrente de base t_p – tempo de pulso

t_b – tempo de base V_s – velocidade de soldagem

AT – aporte térmico V_a – velocidade de alimentação de arame

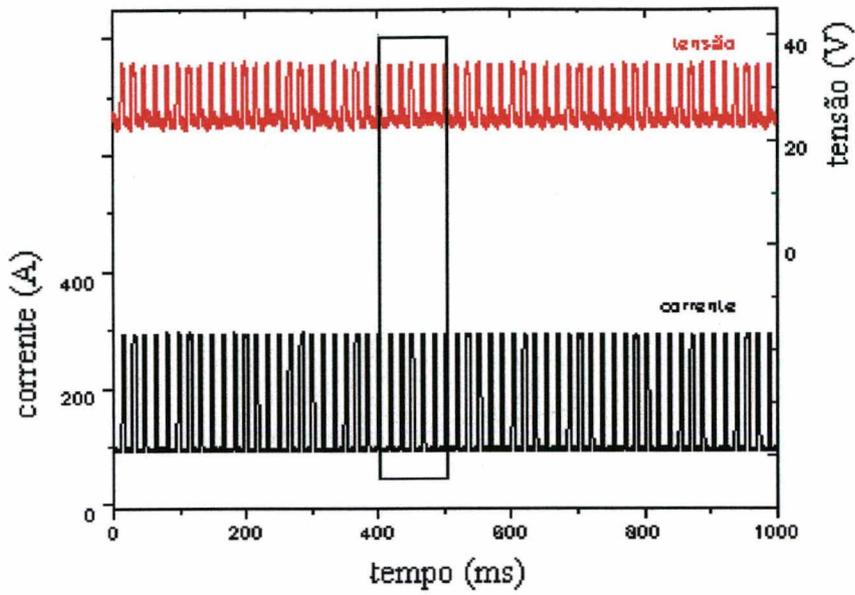


FIGURA 3.1 - Oscilogramas de Corrente e Tensão obtidos no processo de soldagem MIG pulsado com arame maciço.

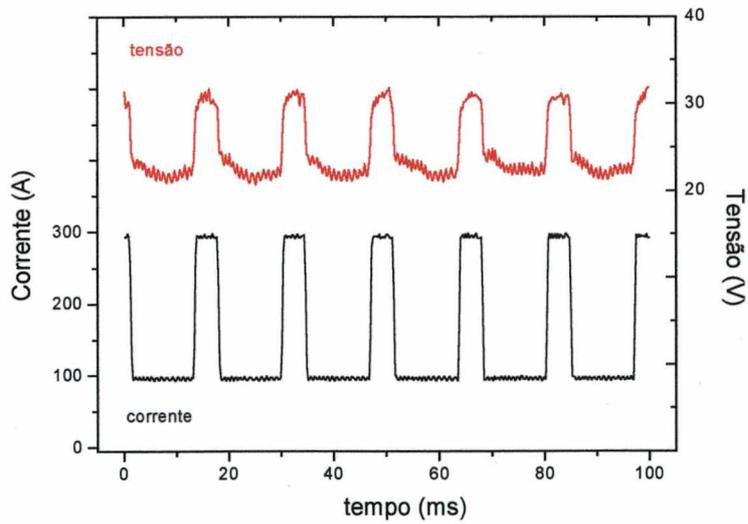


FIGURA 3.2 – Detalhe dos oscilogramas mostrados na figura 3.1

TABELA 3.10 – Variáveis de soldagem para o processo eletrodo tubular com metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2, diâmetro do arame de 1,2 mm, com gás de proteção 98% Ar + 2%O₂ na vazão de 15 l/min.

Ip (A)	Ib (A)	tp (ms)	tb (ms)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	AT (kJ/cm)
300	65	4,5	25,5	4,3	18,3	7,6

Ip – corrente de pulso Ib – corrente de base tp – tempo de pulso

tb – tempo de base Vs – velocidade de soldagem

AT – aporte térmico Va – velocidade de alimentação de arame

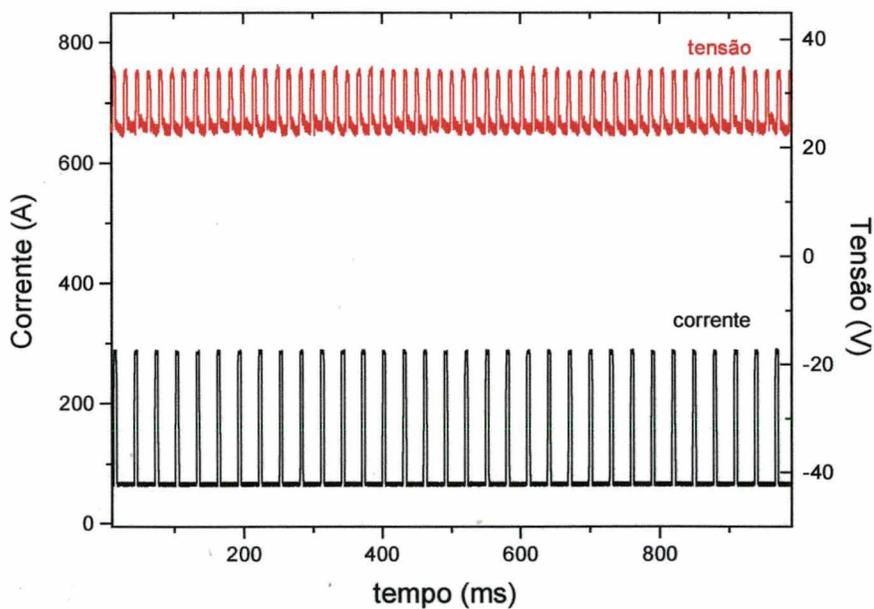


FIGURA 3.3 - Oscilogramas de Corrente e Tensão obtidos no processo eletrodo tubular.

3.3 – Juntas soldadas para avaliação da resistência ao impacto

Tendo como pretensão avaliar a tenacidade nas ZAC's junto à linha de fusão dos diferentes metais de base (CA-6NM e AISI 410), e dos diferentes metais de solda (obtidos com arame maciço e tubular), foram executadas as soldagens em varias configurações de junta para a retirada de corpos de prova de impacto (dimensões do corpos de prova em acordo com a norma ASTM E 23 – 72).

A temperatura de pré-aquecimento mínima foi de 150°C, e a temperatura de interpasse máxima foi de 180°C.

3.3.1 – Junta soldada para avaliação da resistência ao impacto na ZAC do metal base CA-6NM

Para avaliar a tenacidade na ZAC do metal base CA-6NM com 0,021%C, foram soldadas juntas em meio V com ângulo de 45°. O objetivo de um lado do bisel ser com chanfro reto foi o de permitir a retirada de corpos de prova Charpy com o entalhe na ZAC junto a linha de fusão, conforme a figura 3.4.

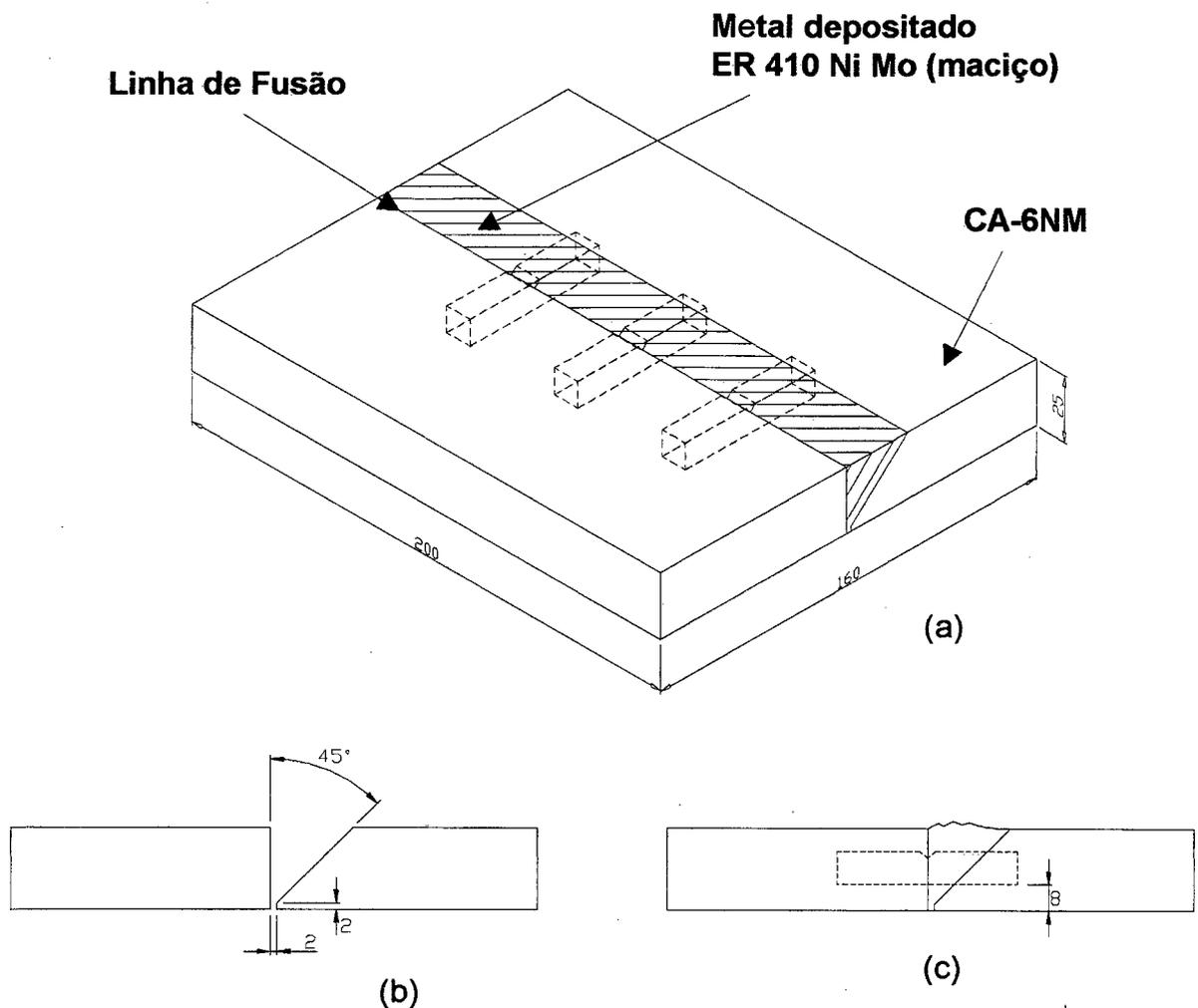


FIGURA 3.4 – Detalhes dos corpos de prova Charpy utilizados para avaliação da tenacidade na ZAC do CA-6NM com 0,021%C

- (a) Localização para retirada dos corpos de prova. (b) Croqui da junta a ser soldada. (c) Posição da retirada dos corpos de prova Charpy (dimensões em mm).

A junta foi executada com o processo de soldagem MIG pulsado arame maciço e com a oscilação transversal da tocha de 10 mm na frequência de 0,5 Hz, com as variáveis de soldagem apresentados na tabela 3.9.

3.3.2 – Junta soldada para avaliação da resistência ao impacto na ZAC do metal base AISI 410

Para avaliar a tenacidade na ZAC do metal base AISI 410 com 0,15%C, foram soldadas juntas em meio V com ângulo de 45°, permitindo desta forma a retirada de corpos de prova Charpy com o entalhe localizado sobre a ZAC junto à linha de fusão, de acordo com a figura 3.5.

Para obtenção desta junta, inicialmente, foram depositadas no chanfro reto duas camadas com aporte térmico diferente (6,3 e 9,5 kJ/cm na primeira e segunda camada, respectivamente). Após aplicar a primeira camada foi executado um esmerilhamento (desbaste) de 0,5 mm para aplicação da segunda camada. Isto foi realizado a fim de reaver a ZAC formada no primeiro passe da solda sobre o chanfro reto (figura 3.5c).

Tanto as camadas depositadas sobre o chanfro reto como o preenchimento da junta foram executadas com o processo de soldagem MIG pulsado arame maciço e com a oscilação transversal da tocha de 10 mm na frequência de 0,5 Hz, com as variáveis de soldagem apresentados na tabela 3.9.

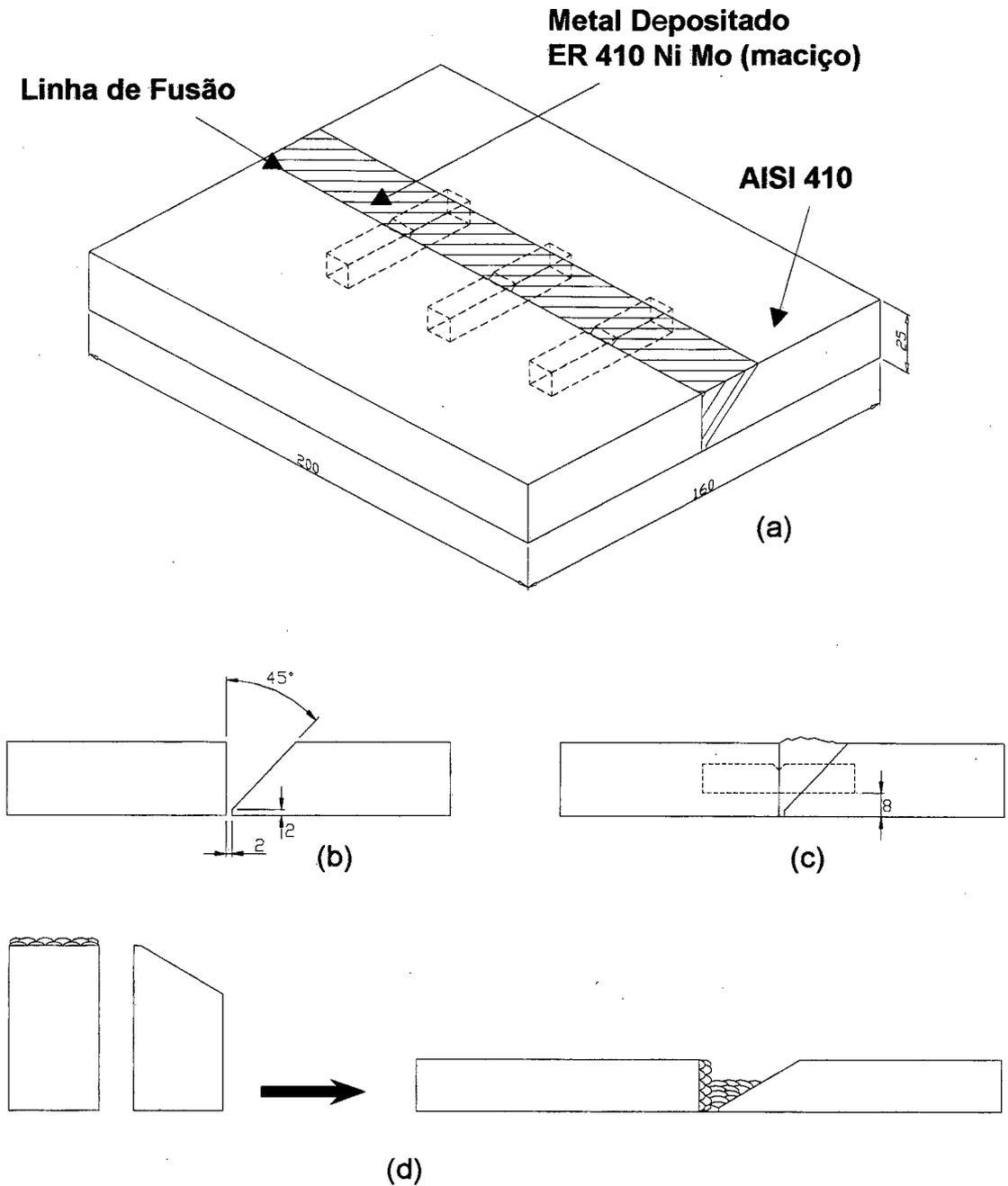


FIGURA 3.5 – Detalhes dos corpos de prova Charpy utilizados para avaliação da tenacidade na ZAC do AISI 410.

(a) Localizações para retiradas dos corpos de prova Charpy na ZAC e metal base.

(b) Croqui da junta a ser soldada.

(c) Posição da retirada dos corpos de prova Charpy, dimensões em mm

(d) Deposição de duas camadas no chanfro reto e enchimento da junta (dimensões em mm).

3.3.3 – Junta soldada para avaliação da resistência ao impacto no metal de adição com arame maciço (AWS ER 410 Ni Mo)

Para a avaliação e comparação da tenacidade do metal depositado com arame maciço foram soldadas juntas em V conforme figura 3.6. Sobre o aço baixo carbono (AISI 1020) como metal base foram depositadas duas camadas de amanteigamento nas faces dos chanfros com metal de adição AWS ER 410 Ni Mo, afim de minimizar a diluição do metal de base no metal de solda. Posteriormente, a junta foi preenchida pelo processo de soldagem MIG pulsado com arame maciço e com a oscilação transversal da tocha de 10 mm na frequência de 0,5 Hz. As variáveis de soldagem são apresentadas na tabela 3.9.

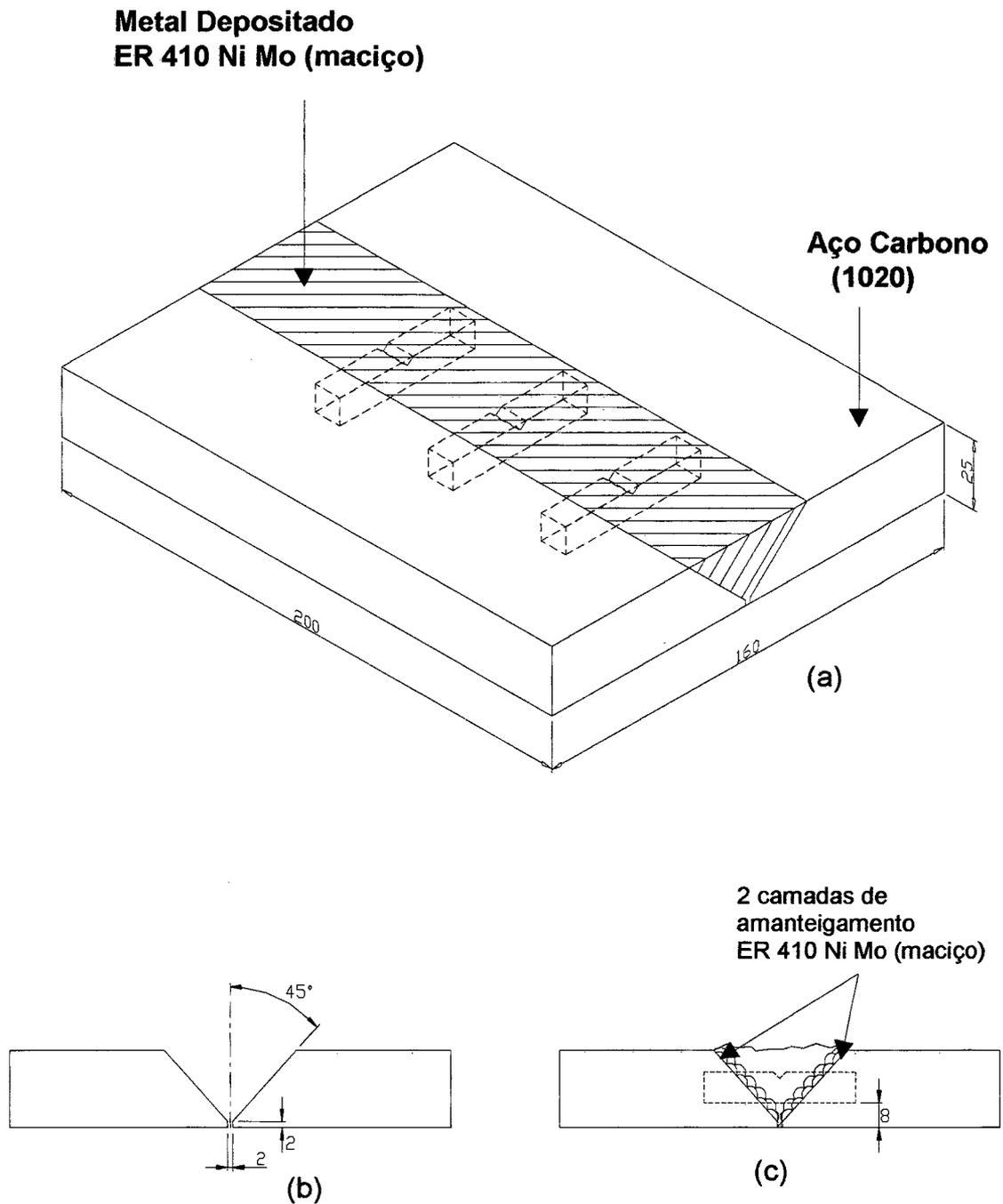
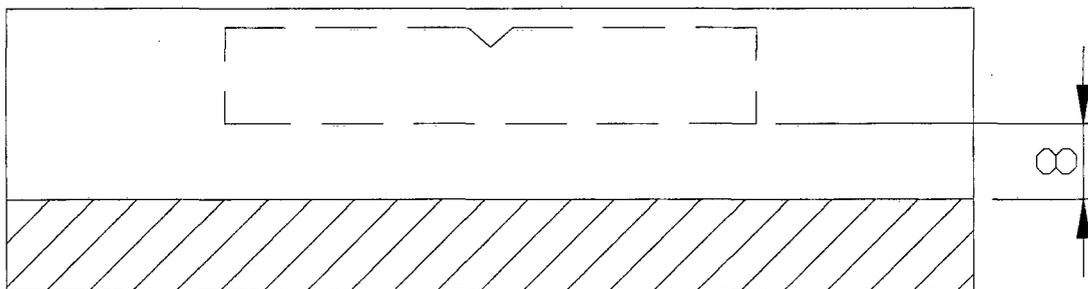
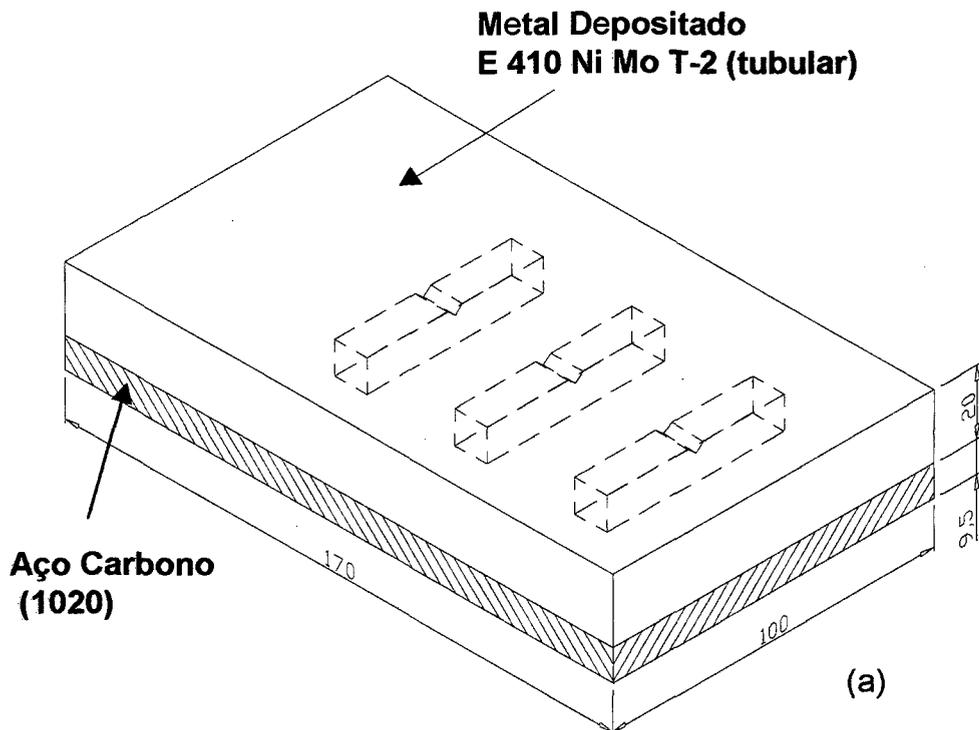


FIGURA 3.6 – Detalhes dos corpos de prova Charpy utilizados para avaliação da tenacidade no metal depositado com arame maciço.

(a) Localização para retirada dos corpos de prova Charpy. (b) Croqui da junta a ser soldada. (c) Amanteigamento nas faces do chanfro e posição da retirada dos corpos de prova Charpy (dimensões em mm).

3.3.4 – Depósito para avaliação da resistência ao impacto no metal de adição com arame tubular (AWS E 410 Ni Mo T-2)

Para avaliar a tenacidade do metal de depositado com arame tubular, foram depositadas 10 camadas sobre de uma chapa de aço baixo carbono (AISI 1020), tentando simular soldas de revestimento para reparar áreas erodidas em pás de turbinas de usinas hidroelétricas, como pode ser visto na figura 3.7. A soldagem foi executada pelo processo MIG pulsado arame tubular e com a oscilação transversal da tocha de 10 mm na frequência de 0,5 Hz, com as variáveis de soldagem apresentados na tabela 3.10. Foram retirados corpos de provas em uma região na qual não houve diluição com metal de base



(b)

FIGURA 3.7 – Croqui do depósito de solda para avaliação da tenacidade no metal de adição tubular. (a) Localização para retirada dos corpos de prova Charpy. (b) Posição da retirada dos corpos de prova Charpy (dimensões em mm).

3.4 – Levantamento das condições para revenido com TIG para o aço CA-6NM

No teste de Higuchi realizado por HENKE (1998), o aço CA-6NM (tabela 3.1 amostra B) apresentou estreita faixa revenida da ZAC e pouca queda de dureza. Portanto, na execução da soldagem sem TTPS nesse aço foi utilizado o reaquecimento com três passes TIG com energias decrescentes, a fim de promover o revenido da ZAC.

As energias de soldagem para aplicação do reaquecimento com três passes TIG foram calculadas usando a equação da reta obtida no trabalho de Henke (1998), fazendo as correções necessárias em função da espessura a ser aplicada.

$$P_{ZAC} = 0,690 + 0,528 * E \quad (3.1)$$

onde:

P_{ZAC} - profundidade da isoterma de revenido (mm)

E – aporte térmico (kJ/cm)

Através da equação (3.1), a isoterma de revenido do primeiro passe deveria atingir uma profundidade de 6,6 mm, correspondente à soma do reforço da primeira camada e a distância até onde ocorreu o revenido. As profundidades das isotermas do segundo e terceiro passes foram de 6,0 mm e 5,4 mm, respectivamente.

Foi executado a soldagem pelo processo MIG pulsado com arame maciço sobre uma placa de aço CA-6NM temperada e revenida cuja composição química aparece na tabela 3.1. A camada depositada foi reaquecida com três passes TIG com energias decrescentes (ver figura 2.15), de forma que as isotermas de revenido abrangessem toda a largura da ZAC. As condições para o reaquecimento encontram-se na tabela 3.11.

Foram levantados os perfis de dureza das ZAC's nas condições antes e após o reaquecimento com TIG (ver figura 4.6). Foi levantado um perfil de dureza na seção transversal do cordão de solda depositado sobre uma chapa, de acordo com o esquema da figura 3.8. Para este levantamento foi utilizado um microdurometro da marca SHIMADSU modelo HMV - 2000, os valores de dureza foram medidos na escala Vickers com carga aplicada de 300 gramas e tempo de aplicação de 15 segundos, sendo que a distância entre os pontos medidos foi de $200\mu\text{m}$. As medições de microdureza Vickers foram efetuadas em acordo ASTM E 384 – 73.

TABELA 3.11 - Variáveis adotadas para o reaquecimento com TIG sobre o metal depositado com MIG corrente pulsada arame maciço.

Energia (kJ/cm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)
11,2	186	15	14,7
10,0	166	15	14,7
8,9	148	14	14,7

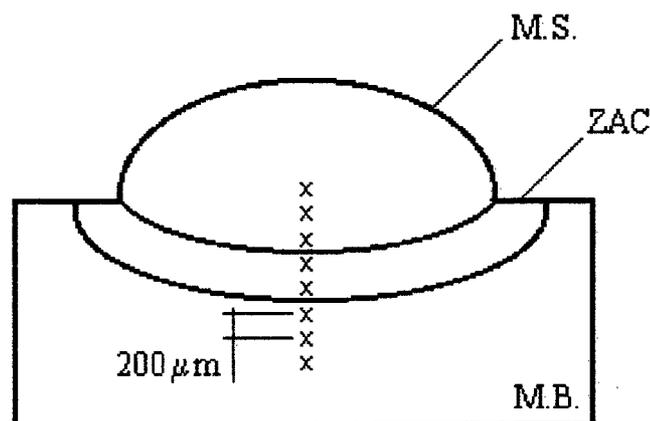


FIGURA 3.8– Esquema indicativo da medição de microdureza na seção transversal do cordão de solda depositado sobre uma chapa.

3.5 – Teste prático de Higuchi para o aço AISI 410

Com a finalidade de avaliar o alcance das faixas revenida (macia) e re-têmperada (dura) ao longo da ZAC em função da energia de soldagem, foi realizado o ensaio prático de Higuchi.

Foram depositados cordões isolados, utilizando-se três condições de aporte térmico, em uma chapa de aço AISI 410 temperada em óleo ($T_{\text{aust.}} = 1000^{\circ}\text{C}$) e não revenida.

A soldagem foi executada com MIG pulsado arame maciço, com as mesmas da tabela 3.9, exceto a velocidade de soldagem, que foi variada para obter os diferentes aportes térmicos, como mostra a tabela 3.12.

TABELA 3.12 – Aportes térmicos obtidos em função da velocidade de soldagem para o processo MIG corrente pulsada com arame maciço.

Velocidade de Soldagem (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/cm)
10	18,9
20	9,5
30	6,3

Sobre a seção transversal dos cordões depositados foi levantado o perfil de microdureza Vickers (HV 0,3), na direção perpendicular à superfície da chapa (figura 3.8).

Foram determinadas as dimensões da camada, penetração e altura média do reforço, e a profundidade da ZAC através do projetor de perfis com aumento de 10 X. A microestrutura das amostra foi observada por meio de microscopia ótica.

3.6 – Simulação de Ciclos Térmicos

Com a finalidade de verificar o eventual endurecimento secundário do aço CA - 6NM quando submetidos a múltiplos ciclos de soldagem, foram executadas simulações de ciclos térmicos em corpos de prova desse aço, com as dimensões mostradas na figura 3.9.

A tabela 3.1 amostra B apresenta a composição química do aço CA-6NM submetido à simulação.

O simulador de ciclo térmico foi desenvolvido por Cáceres (1999). Maiores detalhes sobre o equipamento poderão ser obtidos em sua dissertação de mestrado.

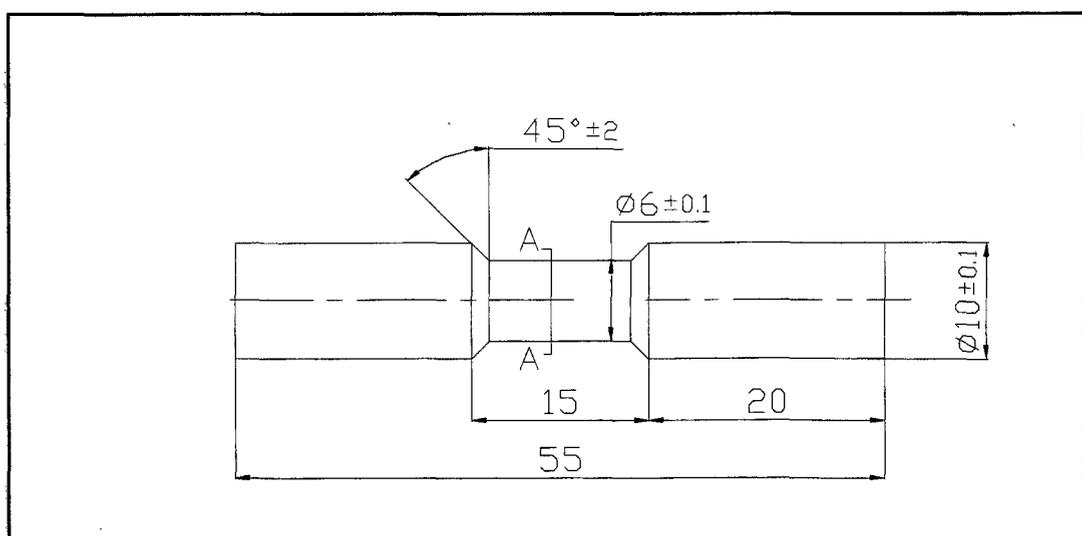


FIGURA 3.9 - Dimensões do corpo de prova para simulação de ciclo térmico.

A figura 3.10 mostra os detalhes dos ciclos térmicos executados em cada corpo de prova. Nela pode-se observar a temperatura real atingida em cada ciclo.

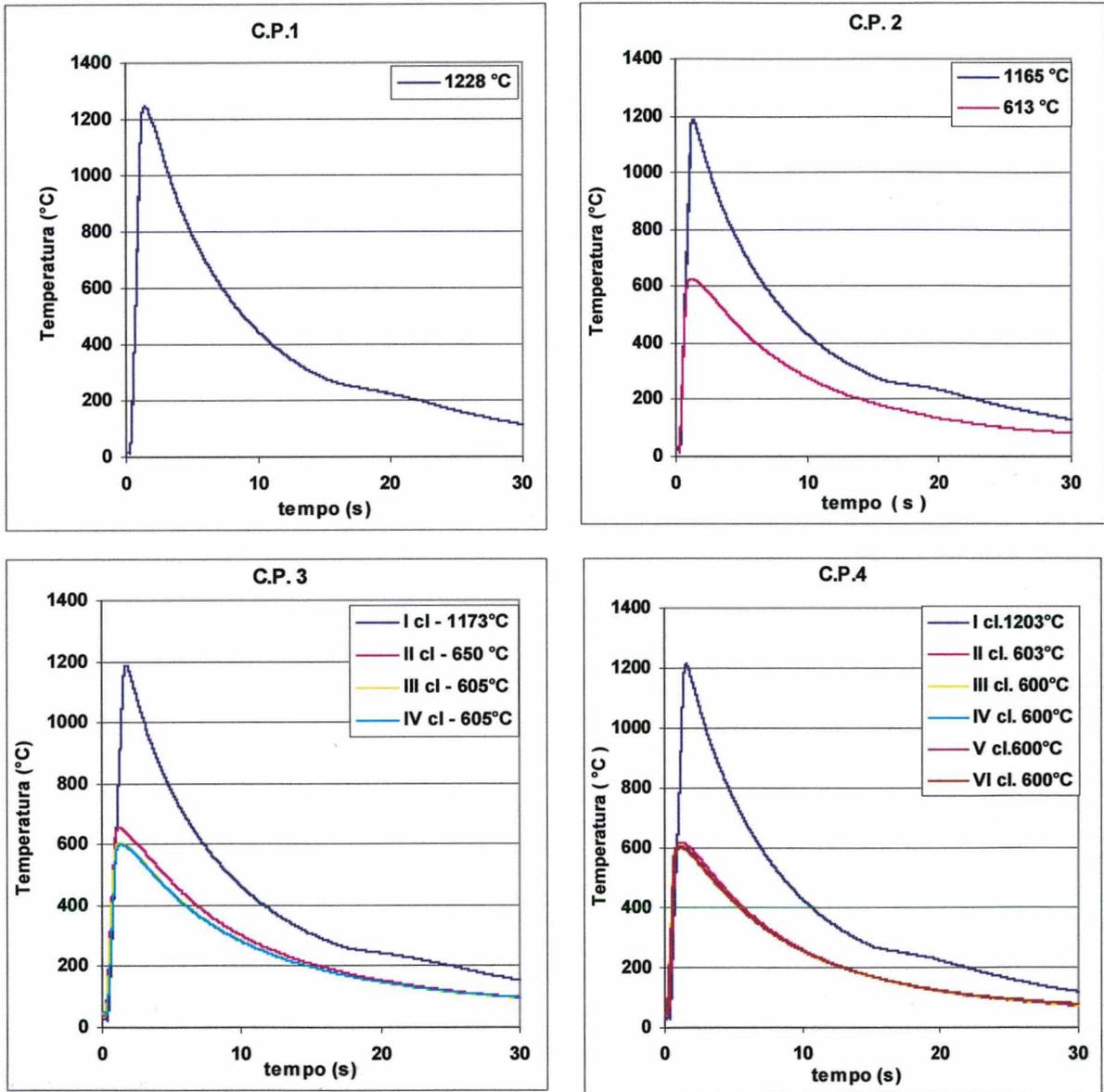


FIGURA 3.10 – Detalhes dos ciclos térmicos executados em cada corpo de prova.

3.7 – Ensaio acelerado de cavitação

Foi avaliada a resistência à cavitação do metal de base CA-6NM (com composição química apresentada na tabela 3.1 amostra A), na condição temperado e revenido, e dos metais de solda depositados com arames maciço e tubular.

Os ensaios foram executados de acordo com a norma ASTM G-32/92, modificada para o **método indireto**, onde os corpos de prova ficam posicionados de forma estacionária a uma distância de 0,5 mm em relação à ponta de sacrifício (ver figura 3.10).

Para a realização dos ensaios foi utilizado um gerador ultrasônico KLN Ultraschall GmbH tipo 500, que produz uma oscilação axial da ponta do sonotrodo pelo chamado efeito piezoelétrico a uma frequência de 20 ± 0.2 kHz, sendo aplicada uma amplitude de oscilação, na ponta do sonotrodo, pico a pico de $0,05 \pm 0.0025$ mm, sob temperatura controlada do fluido de ensaio em torno de 22 ± 1 °C. Após tempos pré determinados de ensaio, os CP's eram submetidos a pesagem em balança digital, marca Mettler Toledo modelo AG com precisão de 0,1 mg, objetivando o levantamento das perdas cumulativas de massa e das taxas erosivas instantâneas provocadas pelo teste acelerado. Maiores detalhes sobre o equipamento de cavitação puderam ser obtidos no trabalho de Barra (1998).

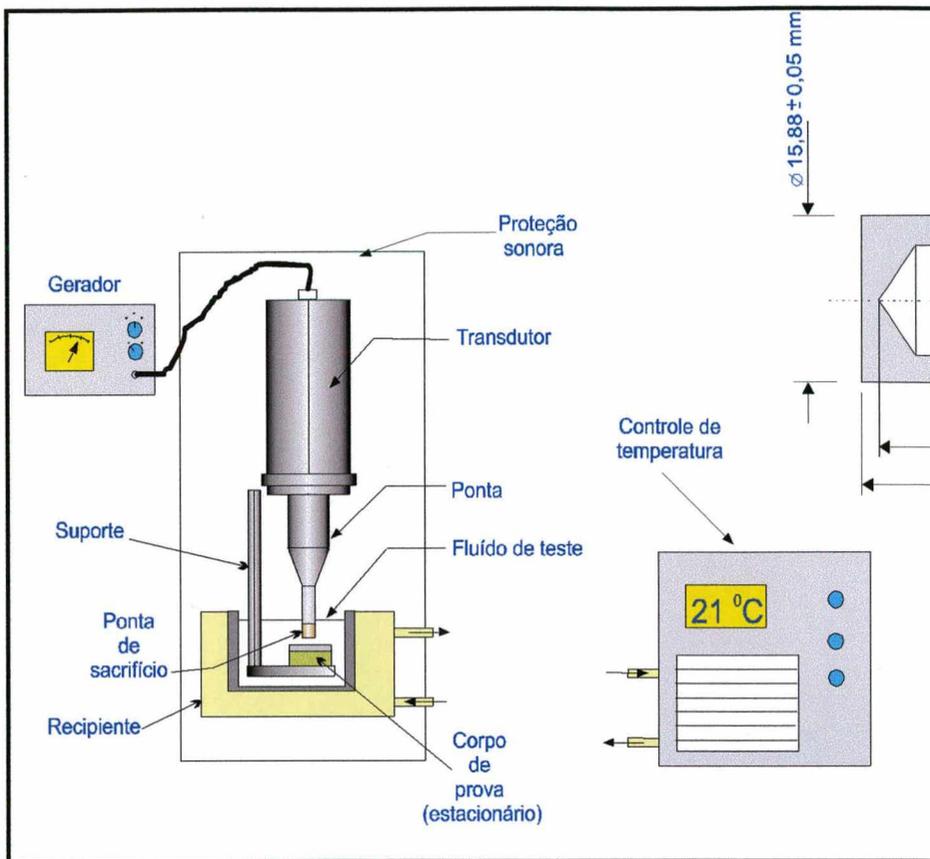


Figura 3.11 - Representação do teste acelerado de cavitação pelo método indireto
(Barra,1998)

4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – Caracterização do aço CA-6NM visando reparo por soldagem sem TTP

4.1.1 – Microestrutura, dureza e tenacidade do metal de base e ZAC simulada

A microestrutura do aço fundido CA-6NM, reproduzida na figura 4.1, mostra no estado como recebido uma matriz martensítica revenida com pequenas ilhas de ferrita delta.

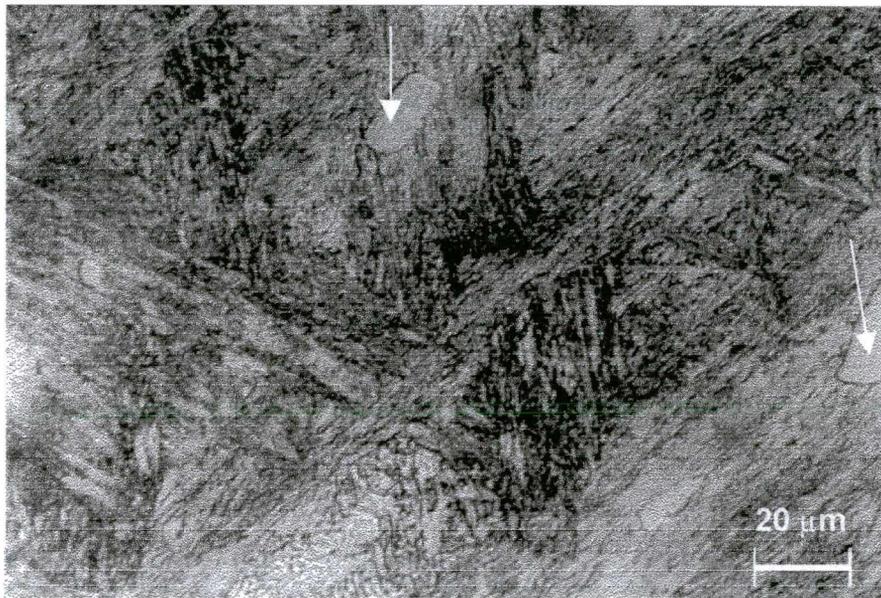


FIGURA 4.1- Microestrutura do aço CA-6NM temperado e revenido com 0,021%C mostrando martensita revenida com ilhas de ferrita delta (flechas).

Ataque: Vilella.

O aço CA-6NM com 0,021% C no estado temperado e revenido apresenta dureza de 260 HV e tenacidade ao impacto na temperatura ambiente de 194 J. Por outro lado, este mesmo tipo de aço, porém com 0,035%C apresenta dureza de 280 HV e tenacidade ao impacto de 119 J (Henke, 1998), o que demonstra a forte influência do teor de carbono sobre a tenacidade destes aços.

Estes elevados valores de tenacidade devem-se, provavelmente, à austenita finamente dispersa na matriz, que não pode ser detectada por microscopia ótica. As pequenas ilhas de ferrita delta (em torno de 5%) não afetam a tenacidade (Folkhard, 1988).

A dureza máxima encontrada está de acordo com a norma ASTM E140-88 para o CA-6NM, que prevê valor máximo de 275 HV (Gooch 1995), no estado temperado e revenido.

Os resultados da tenacidade na temperatura ambiente nos metais de base no estado temperado e revenido e no estado apenas temperado, simulando distintas sub-regiões da ZAC, estão representados na figura 4.2.

As energias absorvidas no ensaio Charpy das ZAC simuladas também mostraram diferenças significativas, em função do teor de carbono. Diante destes resultados cabem os seguintes comentários:

- O percentual de carbono no metal de base é preponderante no resultado da tenacidade. Quanto menor teor de carbono mais tenaz é a ZAC;
- A temperatura na qual foi realizada a simulação determina o valor obtido da tenacidade, e ela está relacionada com a microestrutura resultante (ver figura 4.3):
- Os maiores valores de tenacidade encontradas correspondem, contrariamente ao que poderia ser esperado, à ZAC de alta temperatura: uma microestrutura martensítica bem mais refinada, e também com menor dureza (306 HV), resulta do aquecimento acima

de A_{C4} , ou seja até o campo ferrítico delta, que se alarga numa faixa mais ampla no caso deste material, conforme o pseudo - binário da figura 2.7.

- Os menores valores encontrados correspondem à ZAC de baixa temperatura: uma microestrutura martensítica mais grosseira, com maior dureza (327 HV), resulta do aquecimento entre A_{C3} e A_{C4} ou seja no campo austenítico ($A_{C4} > T > A_{C3}$).

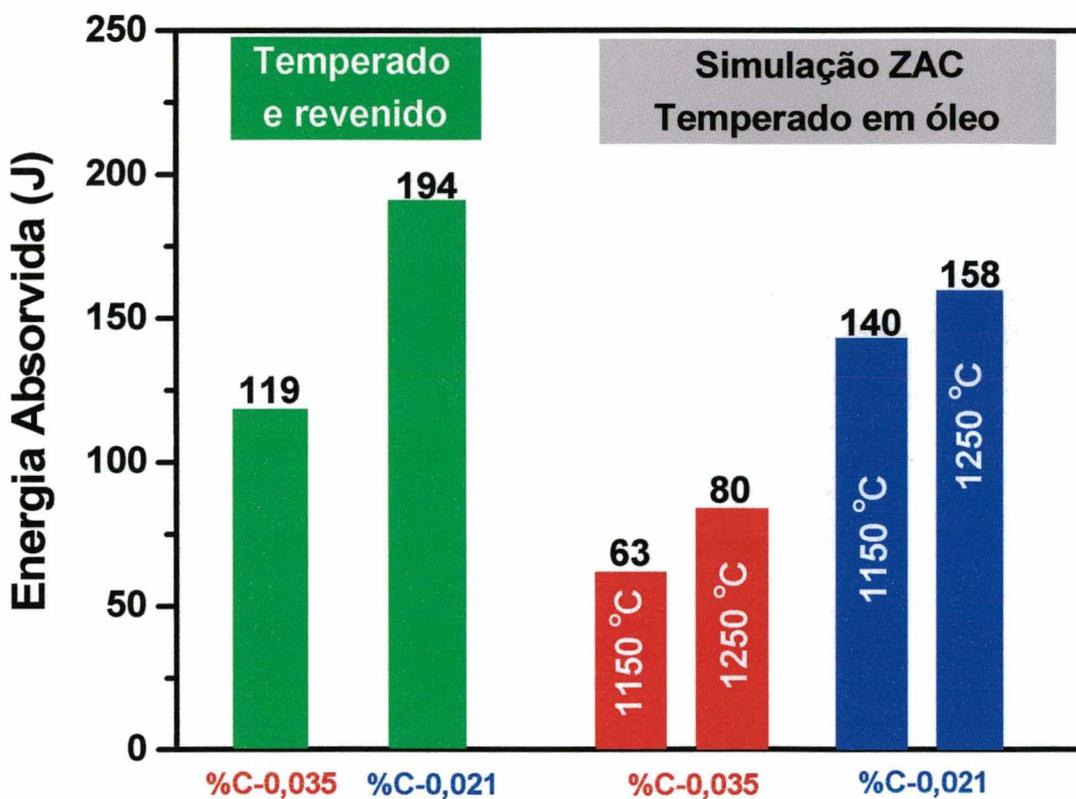


FIGURA 4.2 – Valores de tenacidade ao impacto a temperatura ambiente para metal de base com diferentes teores de carbono, em duas condições: temperado e revenido, e após simulação da ZAC.

Os valores obtidos de resistência ao impacto superam o limite mínimo fixado pelo fabricante de turbinas, bem como a norma DIN 17445, que cita como requisito para o aço G-X 5 CrNi 13 4 (CA-6NM), o valor médio de 50 J.

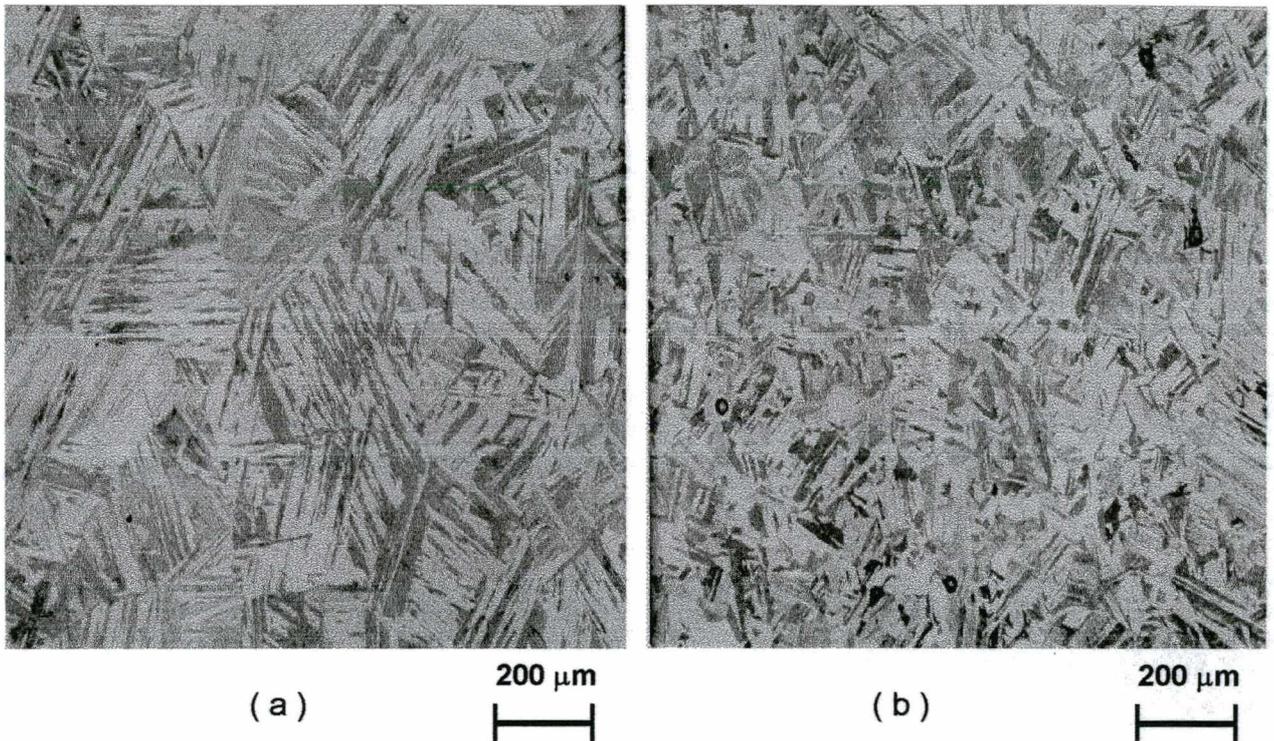


FIGURA 4.3 – Microestruturas da ZAC simuladas do aço CA-6NM com 0,021%C

(a) temperado a 1150°C ($A_{C4} > T > A_{C3}$) granulometria grosseira e dureza 327 HV

(b) temperado a 1250°C ($T > A_{C4}$) granulometria refinada e dureza 306 HV

A figura 4.4 mostra as durezas obtidas nos corpos de prova após a simulação da ZAC, que estão diretamente relacionadas com o percentual de carbono. Por outro lado, a dureza também está relacionada com a microestrutura, sendo interessante notar, que nesse caso de uma matriz martensítica a menor dureza corresponde à microestrutura mais refinada, possivelmente pela presença da ferrita delta.

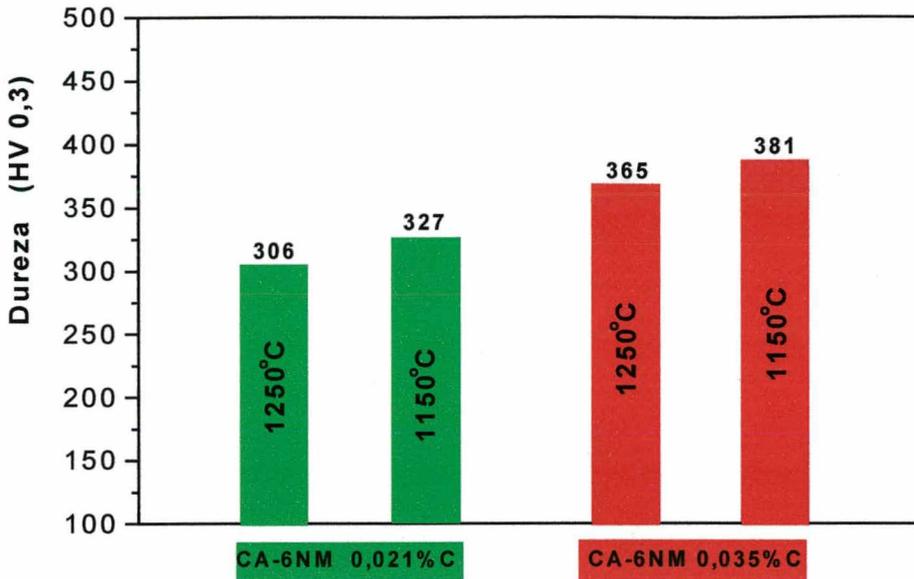


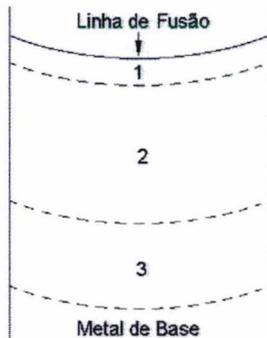
FIGURA 4.4 – Valores de dureza obtidos no aço CA-6NM (com dois teores de C) após simulação da ZAC a duas temperaturas de pico.

Os valores de dureza máxima aqui obtidos (na temperatura de 1150⁰C) estão dentro da faixa de dispersão com dados colhidos na literatura (Marshall e Farrar, 1998), para a dureza da ZAC temperada de um aço martensítico com 12%Cr em função do teor de carbono (figura 2.4).

Os dados até aqui obtidos, de baixa dureza e alta tenacidade no estado temperado para o aço CA-6NM, apontam como possível o reparo por soldagem sem TTP.

4.1.2 – Aplicabilidade do revenimento por TIG para o aço CA-6NM com 0,021%C (após soldagem com MIG pulsado arame maciço)

Aqui são analisadas as microestruturas das três regiões da ZAC sob o cordão depositado sem TTPS, no processo MIG pulsado com arame maciço sobre o aço CA-6NM com 0,021%C temperado e revenido (ver figura 4.5).



3 Regiões da ZAC:

- 1 - Grão Refinado → Martensita + Ferrita
- 2 - Grão Grosseiro → Martensita
- 3 - Revenido → Martensita Revenida



Região 1

200 μm



Região 2

200 μm



Região 3

200 μm



FIGURA 4.5 – Microestruturas das sub-regiões da ZAC de um cordão depositado sem TTPS, no processo MIG pulsado com arame maciço sobre o aço CA-6NM com 0,021%C temperado e revenido

A figura 4.6 ilustra os perfis de dureza obtidos em duas regiões da ZAC (vide a figura 4.7), antes e após o reaquecimento com tocha TIG sobre a camada depositada com arame maciço no aço CA-6NM com 0,021% C.

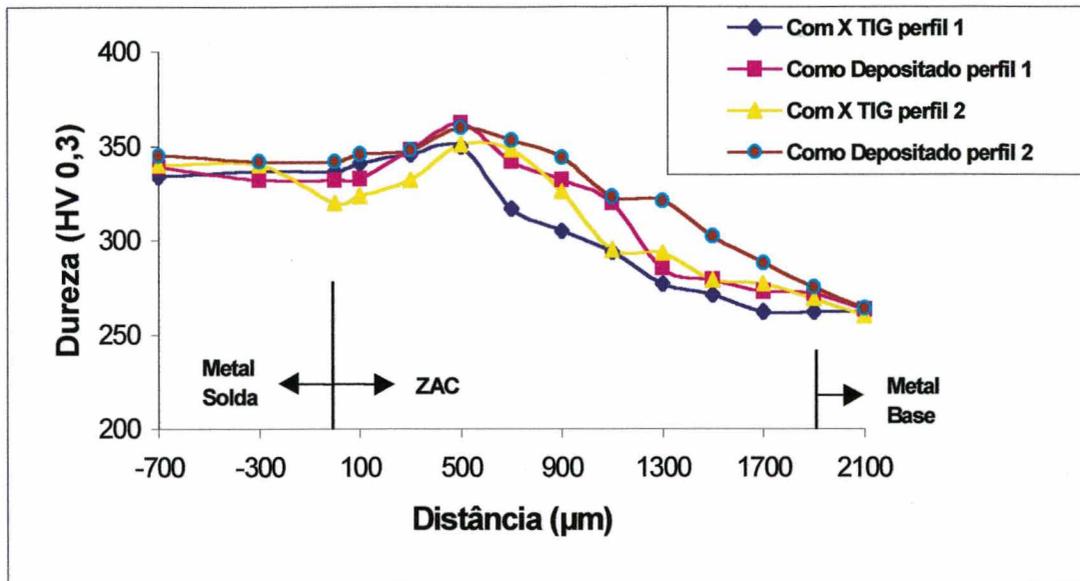


FIGURA 4.6 – Perfis de dureza obtidos em duas regiões da ZAC, antes e após reaquecimento com TIG sobre a camada depositada com arame maciço no aço CA-6NM com 0,021%C.

Os resultados mostram que o aço CA-6NM com 0,021%C já possui dureza relativamente baixa na condição como soldado e, após a aplicação do reaquecimento com três passes TIG, ocorreu no máximo uma redução na dureza de aproximadamente 20 HV, o que significa que esse tratamento foi pouco eficaz.

A menor dureza encontrada na ZAC até a distância de 500 µm, foi para a condição com três passes TIG no perfil 2 (figura 4.7). Esta redução deve-se, provavelmente, a um certo grau de revenido proveniente do passe lateral.

O pico de dureza encontrado não foi na linha de fusão, mas a uma certa distância desta linha ($\cong 500 \mu\text{m}$), que coincide com a microestrutura grosseira representada nas figuras 4.3(a) e 4.5 (região 2).

Pode-se constatar que a dureza máxima na ZAC como soldada, devido ao baixo teor de carbono do metal de base, não ultrapassa 360 HV.

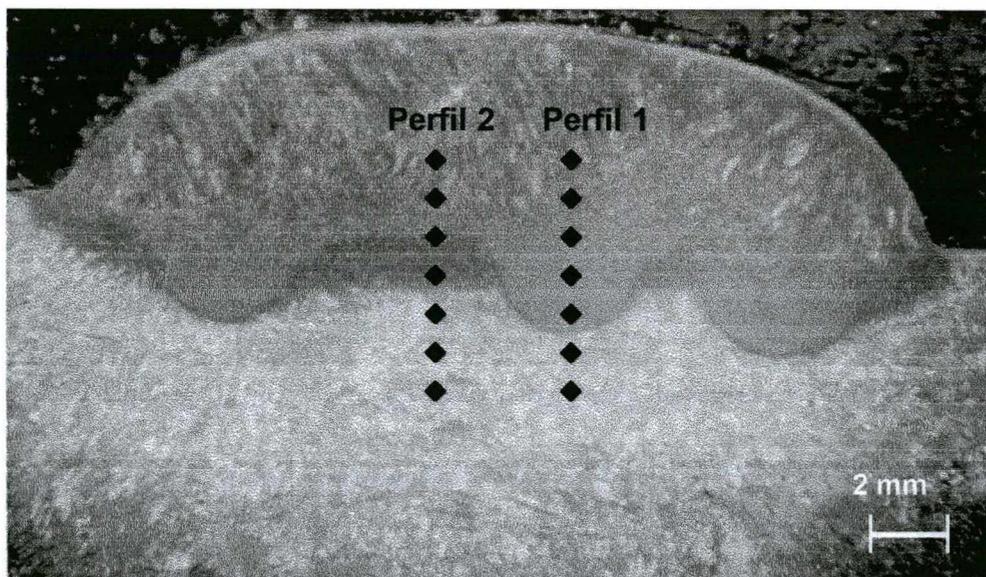
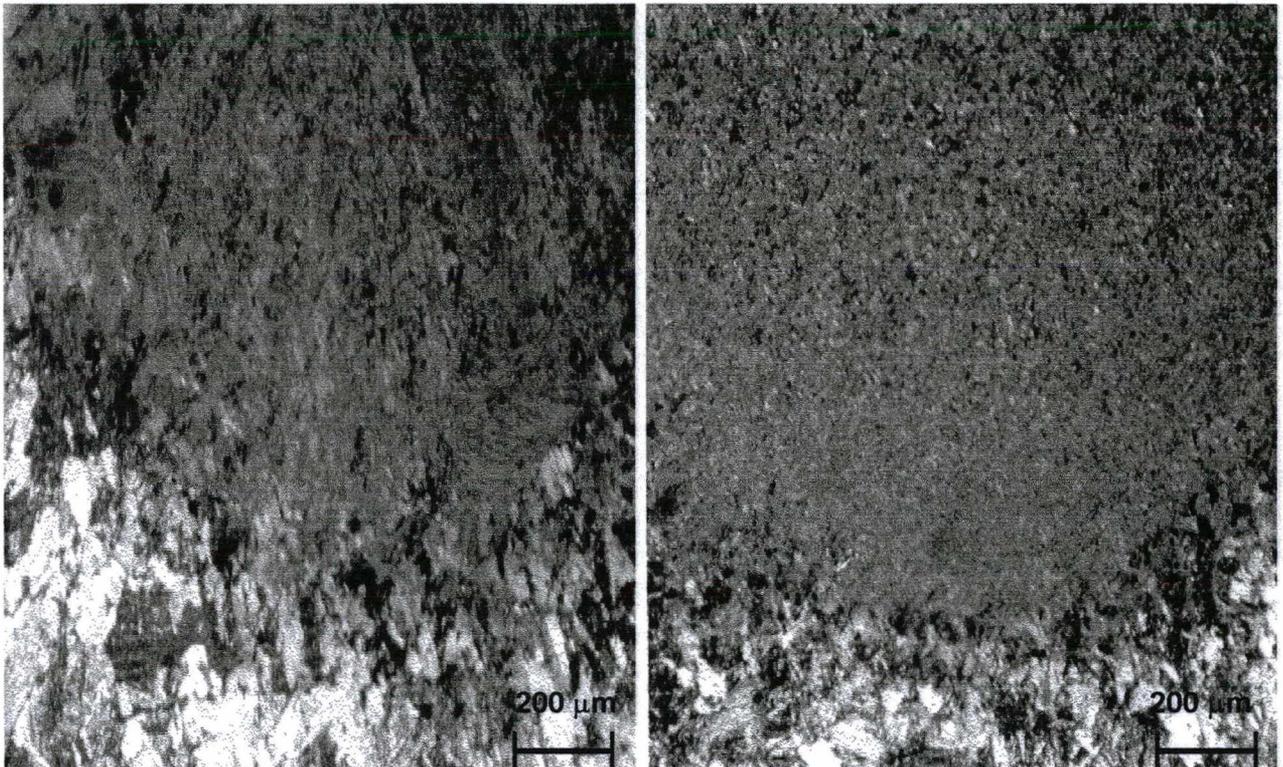


FIGURA 4.7 - Macrografia mostrando a geometria irregular da linha de fusão na soldagem MIG pulsado com arame maciço sobre o aço CA-6NM com 0,021% C. Locais dos perfis de dureza é indicado esquematicamente.

A linha de fusão proveniente do processo MIG é irregular (figura 4.7), portanto, difícil a aplicação dos passes de revenido, sem evitar sobre ou sub-penetração.

A figura 4.8 mostra as microestruturas do metal depositado próximo a linha de fusão, antes e após aplicação dos três passes TIG. Observa-se na zona fundida após aplicação do TIG o refino da microestrutura, nessa região a temperatura proveniente do passe TIG foi acima de A_{C4} , demonstrando a presença de sobre-penetração (este fato ocorreu em virtude da linha de fusão ser irregular e, portanto, está mais próxima da

tocha TIG). Quando do cálculo da profundidade da isoterma de revenido, através da equação 3.1, não foram consideradas esta enorme variação na linha de fusão.



Zona fundida como soldada

Zona fundida com 3 TIG

FIGURA 4.8 – Microestruturas das zonas fundidas próximo a linha de fusão, antes e após aplicação dos três passes TIG.

Assim sendo, além de ser difícil a aplicação de três passes TIG na soldagem MIG para o aço CA-6NM, esta técnica revela-se desnecessária, em função dos níveis de dureza relativamente baixos já observados para esse aço com 0,021%C no estado como soldado.

4.1.3 – Tenacidade ao impacto da ZAC do aço CA-6NM com 0,021%C no estado como soldado

A macrografia representada na figura 4.9 mostra o resultado típico da ruptura dos corpos de prova Charpy entalhados na ZAC junto à linha de fusão. A fratura em todos os ensaios desviou-se em direção ao metal de solda. A média da energia absorvida, no caso do metal de base CA-6NM com 0,021%C e soldagem MIG pulsada com arame maciço AWS ER410NiMo foi de 79 J na temperatura ambiente. A fratura invariavelmente propagada no metal de solda impede a determinação direta das propriedades da ZAC, podendo-se apenas inferir dessas observações, que essa região no estado como soldada teria tenacidade superior à do metal de solda. Constatação semelhante foi feita por Henke et al (1998), quando da soldagem dissimilar do aço CA-6NM, pois ele observou a fratura sempre no metal de adição austenítico, naquele caso com um valor de 55 J.

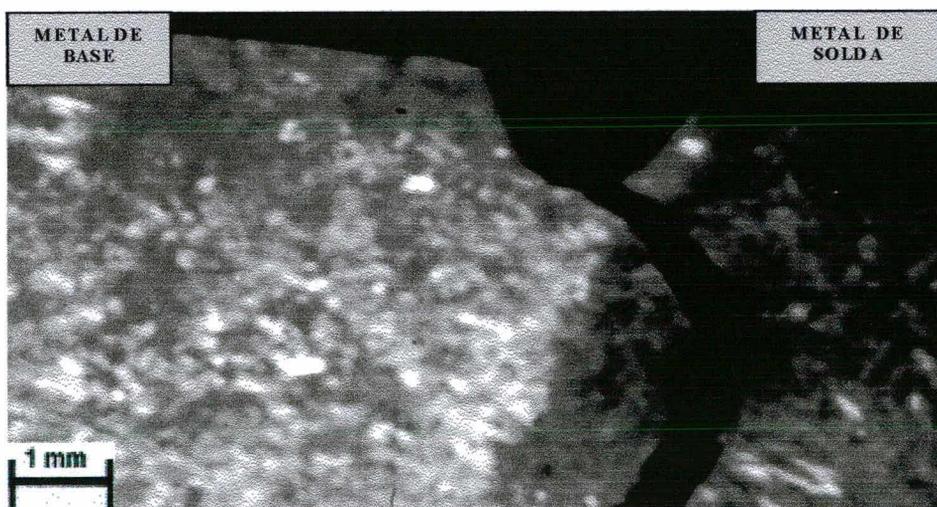


FIGURA 4.9 – Macrografia mostrando a região fraturada após o ensaio Charpy. Observa-se o entalhe na ZAC do CA-6NM com 0,021%C e a propagação da fratura no metal de solda com arame maciço.

4.1.4 – Avaliação da tendência do aço CA-6NM ao endurecimento secundário numa solda multipasse

Com objetivo de avaliar o endurecimento no aço CA-6NM, através do revenido proveniente dos ciclos térmicos impostos numa solda multipasses, foram executadas simulações de ciclos térmicos, os resultados obtidos são apresentados na figura 4.10.

Os ensaios de simulação térmica foram executados, no aço CA-6NM com 0,035% C (tabela 3.1 amostra b).

Analisando o resultado da simulação através da figura 4.10, nela observamos que no corpo de prova n° 4 ocorreu um aumento significativo da dureza. Neste foram executados cinco ciclos térmicos de revenido. Os resultados mostram-nos que até três ciclos térmicos de revenido ocorreu uma redução da dureza.

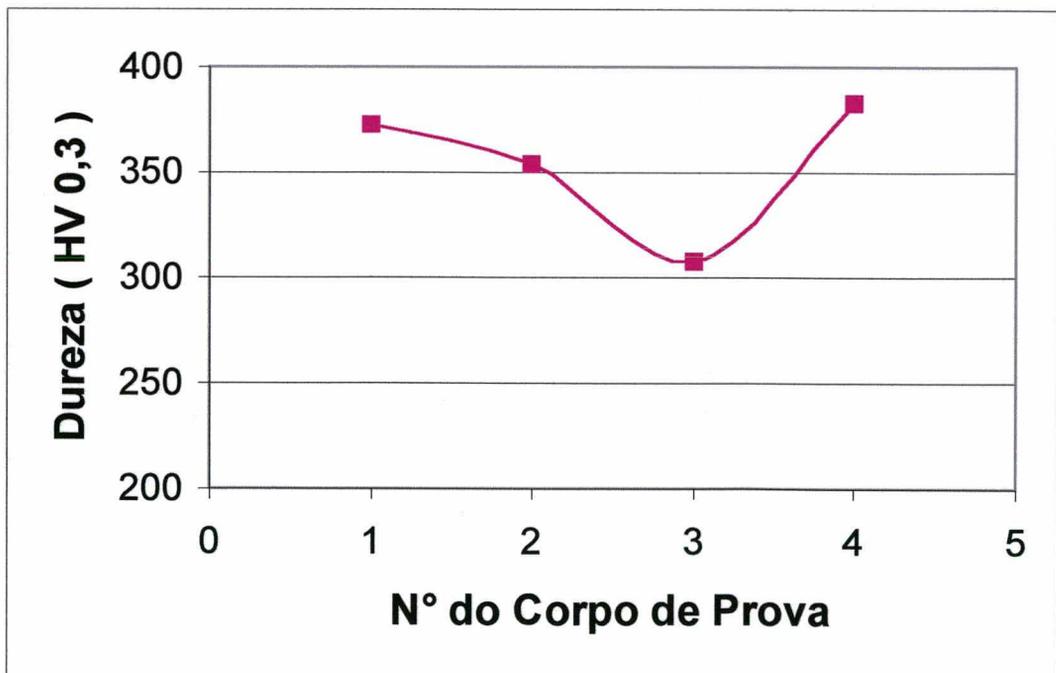


FIGURA 4.10 – Curva mostrando a tendência do aço CA-6NM ao endurecimento secundário.

Este aumento de dureza no corpo de prova nº 4, está associado ao endurecimento secundário, visto que, o aço onde foram realizados os ensaios apresentam um percentual de molibdênio em torno de 0,62%. Na literatura Smith (1993) mostra o efeito do molibdênio sobre o endurecimento secundário, que a partir do percentual de 0,5% Mo produz um aumento na dureza de um aço temperado.

O efeito do molibdênio no endurecimento secundário é causado por uma fina precipitação de carboneto de molibdênio (Mo_2C), não sendo detectado por microscopia ótica.

4.2 – Caracterização do AISI 410 visando reparo por soldagem sem TTP

4.2.1 – Microestrutura, dureza e tenacidade

A microestrutura do aço AISI 410 na figura 4.11 submetido a tratamento térmico de tempera e revenido (austenitizado à 1000°C por 1h e temperado em óleo , depois revenido à 700°C por 2h e resfriado ao ar), mostra uma matriz martensítica revenida e carbonetos (Metals Handbook Vol.7, 1972).

O aço AISI 410 cuja composição química está apresentada na tabela 3.4, no estado temperado e revenido apresenta dureza de 275 HV e tenacidade a temperatura ambiente de 52 J.

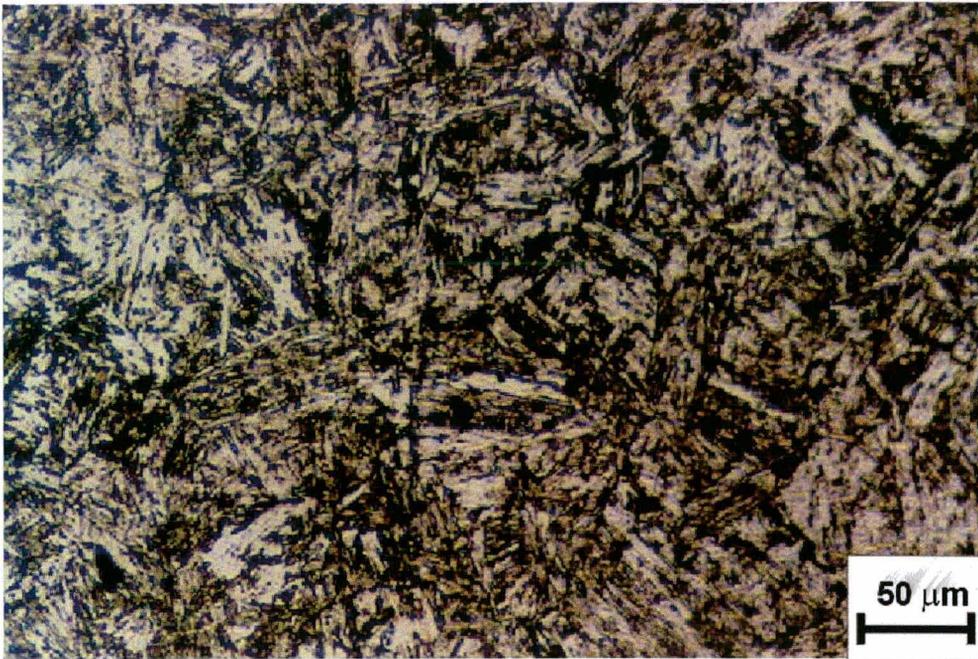


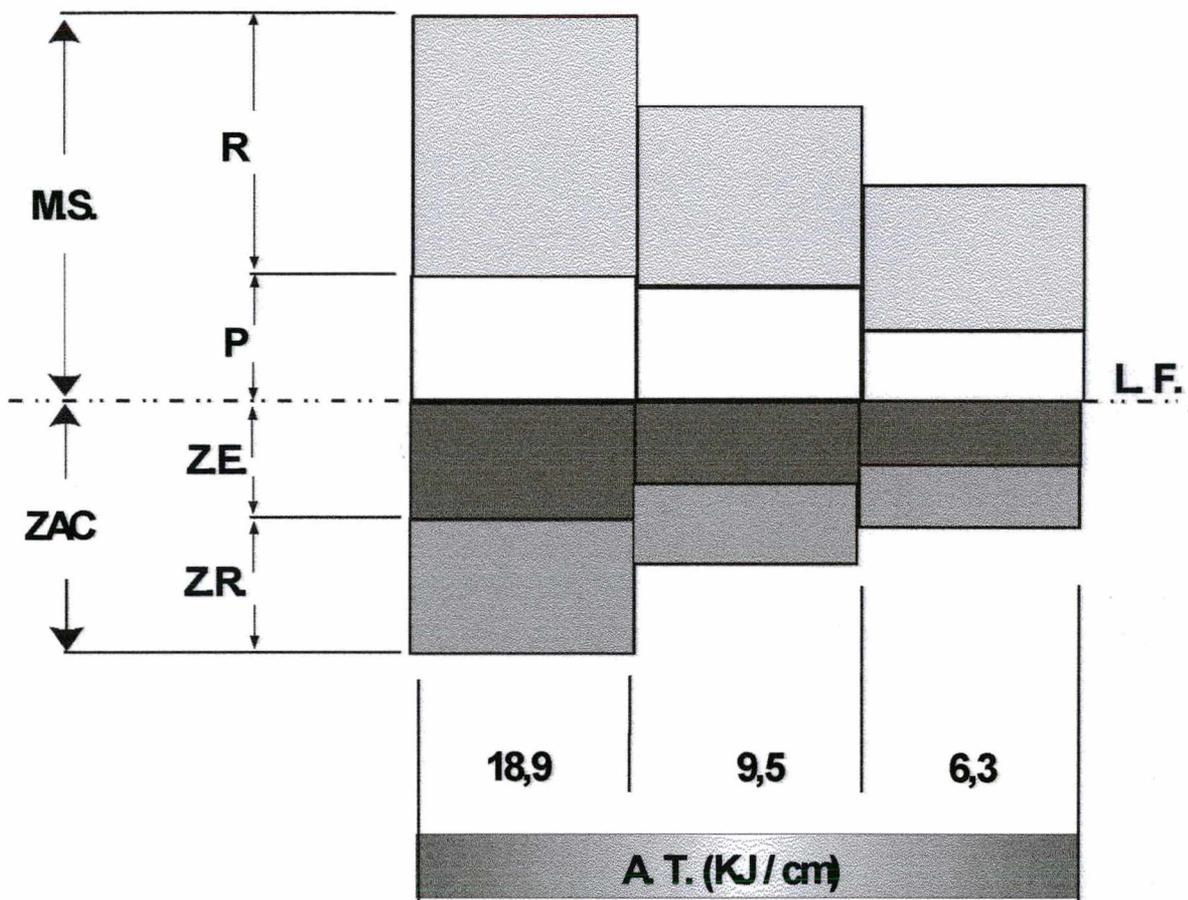
FIGURA 4.11 – Microestrutura do aço AISI 410 mostrando martensita revenida com carbonetos. Ataque: Vilella.

4.2.2 – Teste de Higuchi para determinação do revenido em função do aporte térmico para o aço AISI 410

Os resultados do teste de Higuchi são apresentados nas seguintes informações, para o aço AISI 410 soldado com arame maciço:

- A figura 4.12 mostra de forma esquemática a espessura das várias sub-regiões do metal de solda e da ZAC em função do aporte térmico de soldagem.
- Perfis de dureza da figura 4.13).
- Através da tabela 4.1 que contém as dimensões das várias sub-regiões do metal de solda e ZAC em função do aporte térmico de soldagem.

Verifica-se que a zona revenida originada pelo calor da soldagem atinge aproximadamente 50% da ZAC, ou seja metade da ZAC produzida durante a soldagem é zona endurecida e o restante é revenida.



R: Reforço
 P: Penetração
 ZE: Zona Endurecida
 ZR: Zona Revenida

MS.: Metal de Solda
 ZAC: Zona Afetada Calor
 L.F.: Linha de Fusão
 A.T.: Aporte Térmico

FIGURA 4.12 – As sub-regiões do metal de solda e ZAC em função do aporte térmico de soldagem no teste Higuchi com MIG pulsado sobre o aço AISI 410 temperado.

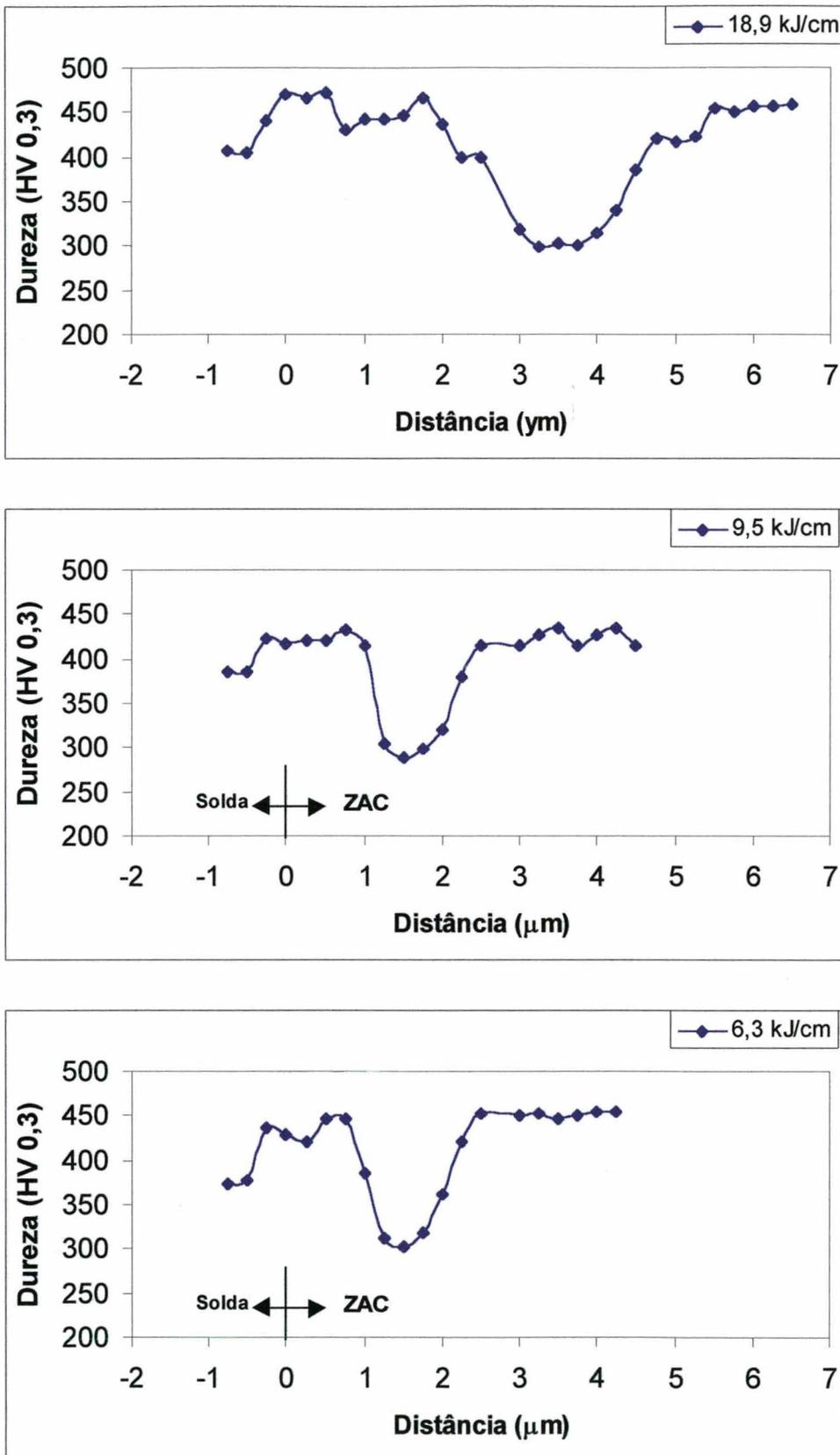


FIGURA 4.13 - Perfis de dureza na seção transversal dos cordões depositados com diferentes níveis de aporte térmico sobre o aço AISI 410 temperado.

TABELA 4.1 – Dimensões (em mm) das várias regiões do metal de solda e ZAC em função do aporte térmico de soldagem

Regiões	Aporte Térmico		
	18,9 kJ/cm	9,5 kJ/cm	6,3 kJ/cm
Reforço	5,15	3,25	2,75
Penetração	1,55	2,10	1,40
Z. Revenida	2,80	1,60	1,00
Z. Endurecida	2,65	1,65	1,00

Dado relevante foi o grau de revenimento da ZAC, que atingiu em torno de 150 HV (ver figura 4.13) em relação ao material temperado. Esta redução expressiva está associada por um lado à mais alta temperatura A_{C1} (800°C) do aço AISI 410 em comparação ao aço AC-6NM (620°C), bem como ao teor bem mais baixo de Mo.

A figura 4.14 mostra as microestruturas da camada depositada com MIG pulsado arame maciço, da ZAC e do metal de base AISI 410 temperado. Através da dureza é possível perceber a zona revenida da ZAC, pois ali é maior o tamanho da impressão.

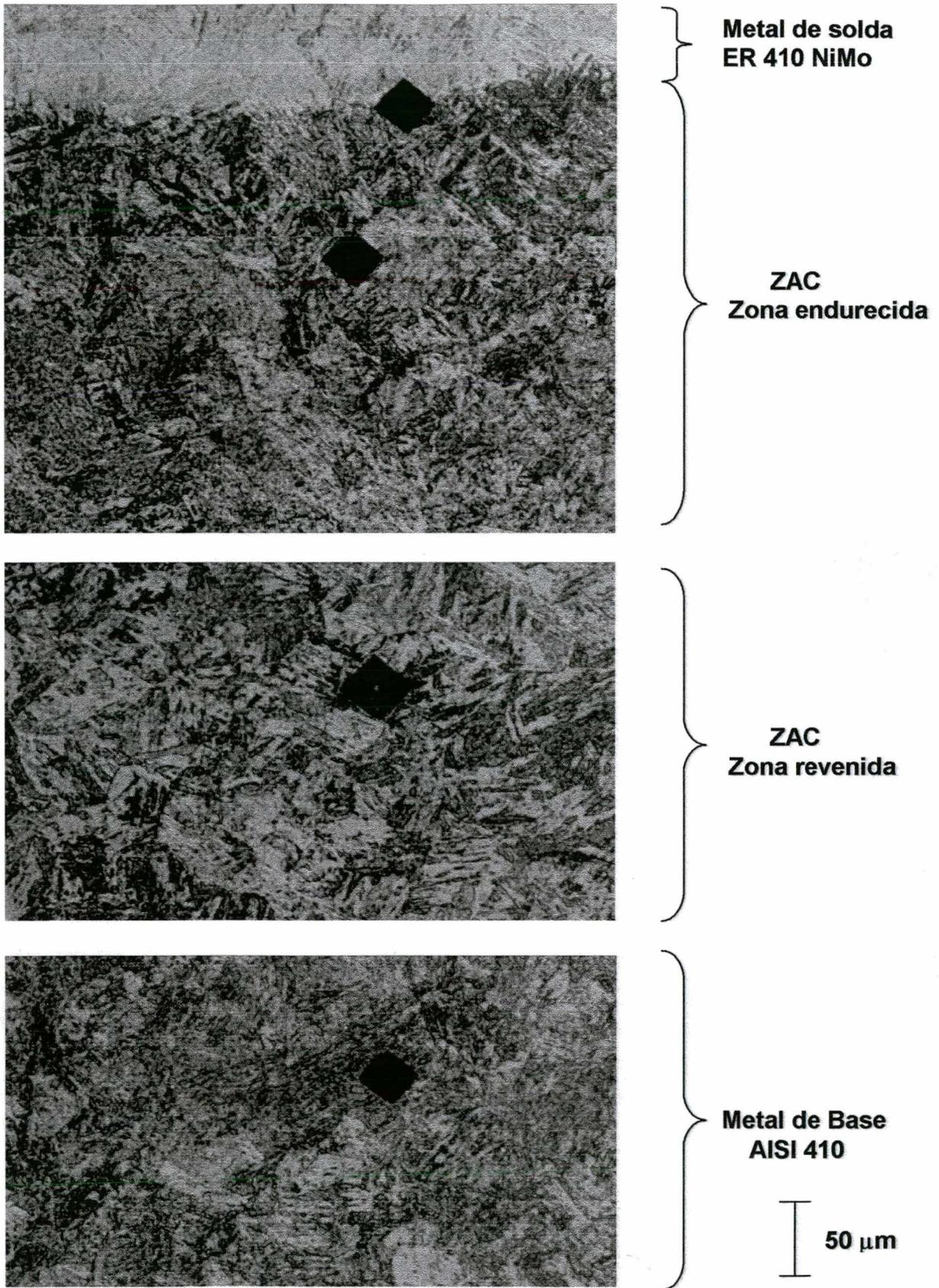


FIGURA 4.14 – Microestrutura da solda com MIG pulsado arame maciço, ZAC e metal de base AISI 410 temperado. Aporte térmico: 9,5 kJ/cm. Ataque: Vilella.

4.2.3 – Execução da soldagem do aço AISI 410 sem TTP

O resultado do teste de Higuchi, discutido na seção anterior, mostrou que a aplicação da técnica da dupla camada ao aço AISI 410 é recomendável, visto que houve o revenido em 50% da ZAC e que a dureza nesta zona foi significativamente baixa.

A aplicação da técnica da dupla camada pelo processo de soldagem MIG pulsado com arame maciço exige, entretanto esmerilhamento prévio, portanto um procedimento intermediário entre a “meia – camada” e “dupla – camada” propriamente dita, conforme proposta no código ASME para eletrodos revestidos.

Inicialmente, foi depositada uma camada sobre a face reta do chanfro (ver figura 3.5d) com aporte térmico de 6,3 kJ/cm. Foi retirado por esmerilhamento 0,5 mm da espessura do depósito, pois ele apresenta reforço excessivo dos cordões, o que é típico do processo MIG (baixa molhabilidade). Finalmente, foi depositada a segunda camada com aporte térmico de 9,5 kJ/cm, objetivando revenir a ZAC produzida pela primeira camada.

Após a aplicação da técnica da dupla camada “modificada”, foi levantada a dureza na ZAC, conforme perfil representado na figura 4.15.

Pode-se mencionar que:

- a dureza máxima na ZAC foi de apenas 290 HV. Este valor é baixo se comparado ao aço AISI 410 temperado, pois o valor obtido para esta condição foi de 450 HV;
- houve uma diminuição ainda maior da dureza no final da ZAC, entre as distâncias de 2,0 a 2,25 mm.
- a ZAC teve um extensão de 2,25 mm;

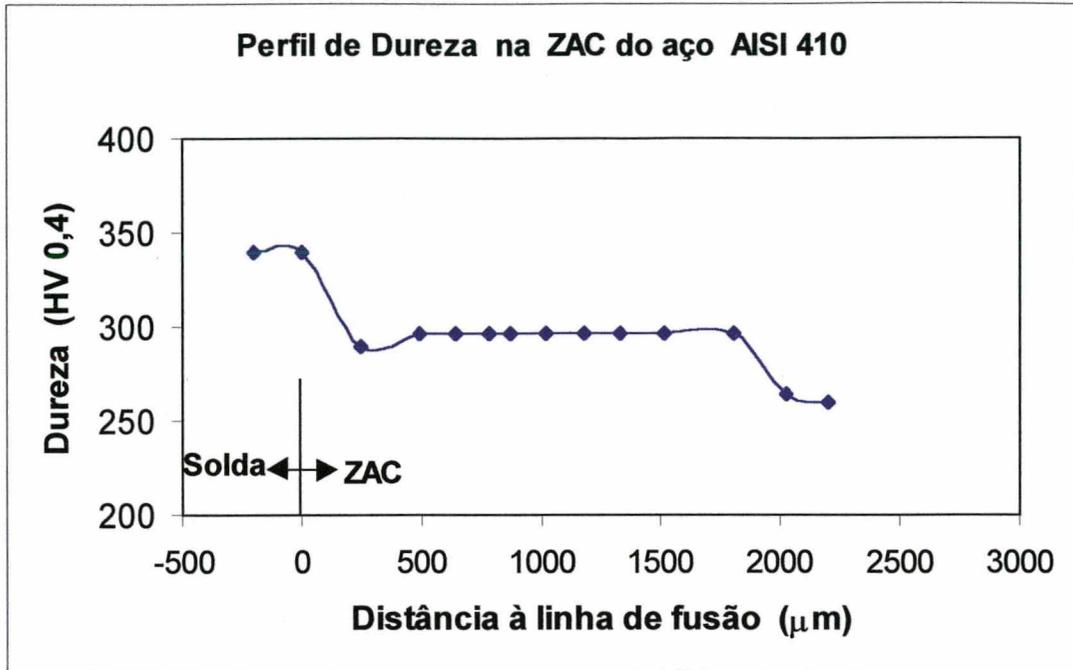


FIGURA 4.15 – Perfil de dureza na ZAC do aço AISI 410 após a aplicação da técnica da “dupla – camada” modificada.

Reforçando o que foi explícito anteriormente, os resultados até aqui expostos, demonstram a eficiência da técnica da “dupla – camada” modificada para o processo MIG pulsado com arame maciço, para reparo por soldagem sem TTP do aço inoxidável martensítico AISI 410.

4.2.4 – Avaliação da tenacidade na ZAC do aço inoxidável martensítico AISI 410

A energia absorvida na fratura do corpo de prova por Charpy, na ZAC resultante do processo de soldagem MIG pulsado com arame maciço e metal de base aço inoxidável martensítico AISI 410, após a soldagem sem TTP com aplicação da técnica da dupla camada foi de 49 J na temperatura ambiente.

Este valor de tenacidade obtido na ZAC do aço AISI 410 é comparável ao valor encontrado no metal de base AISI 410 temperado e revenido (temperado em óleo e revenido à 593°C), que é de 52 J (ASM Stainless Steels, 1996).

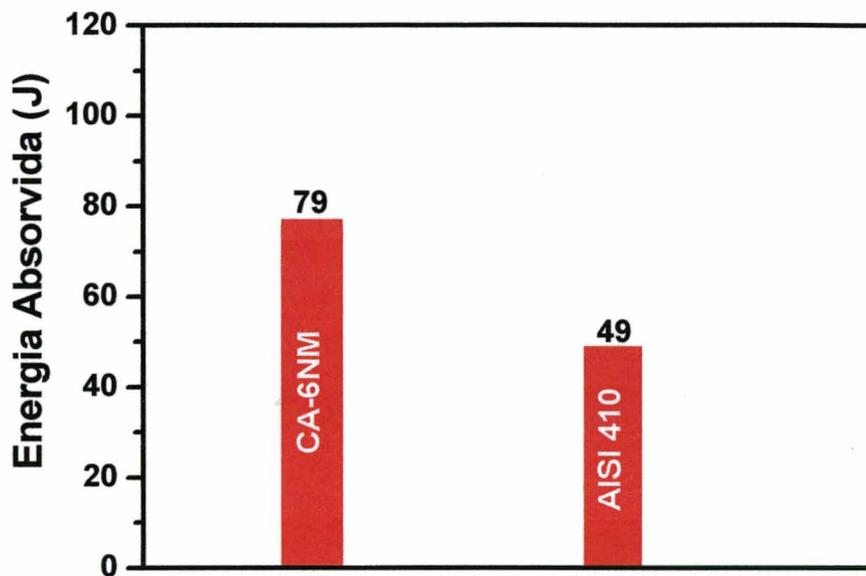


FIGURA 4.16 - Valores de resistência ao impacto na temperatura ambiente na ZAC dos aços CA-6NM com 0,021% C e do aço AISI 410 junto à linha de fusão.

A figura 4.17 mostra a macrografia do corpo de prova após o ensaio Charpy, onde podemos constatar que a propagação da fratura ocorreu na linha de fusão.

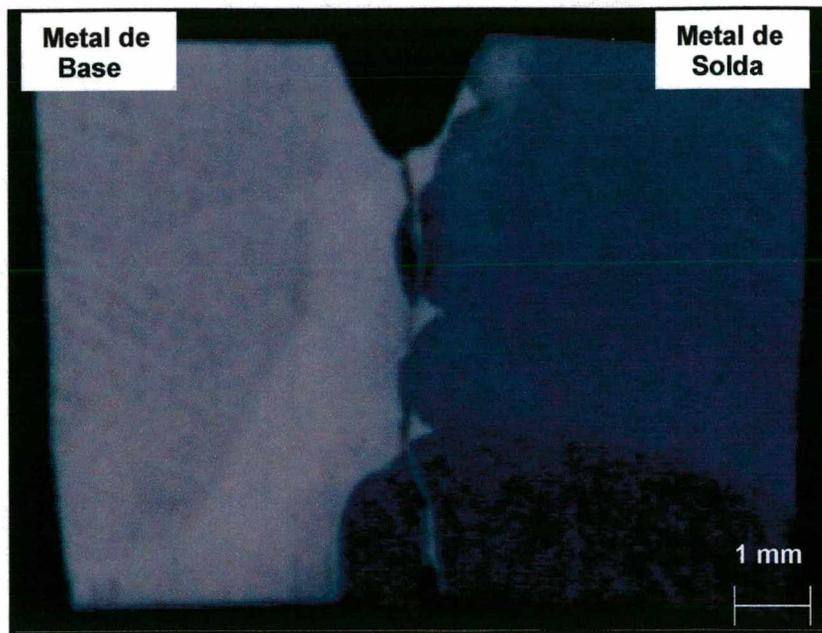


FIGURA 4.17 – Macrografia mostrando a propagação da fratura na linha de fusão na ZAC do aço AISI 410.

Na face fraturada da ZAC, após o ensaio Charpy, observada no microscópio eletrônico de varredura – MEV, verifica-se a formação de *alvéolos* como a principal característica microfractográfica de uma fratura dútil, conforme pode ser visto na figura 4.18.

Outra constatação foi a distribuição não uniforme dos *alvéolos* revelando nucleação de cavidades em momentos distintos ao longo do processo de fratura. As microcavidades que nuclearam mais cedo tem maior chance de crescer.

Através da figura 4.18 observa-se que o plano da fratura foi transgranular, sendo uma prova microscópica de fratura dútil.

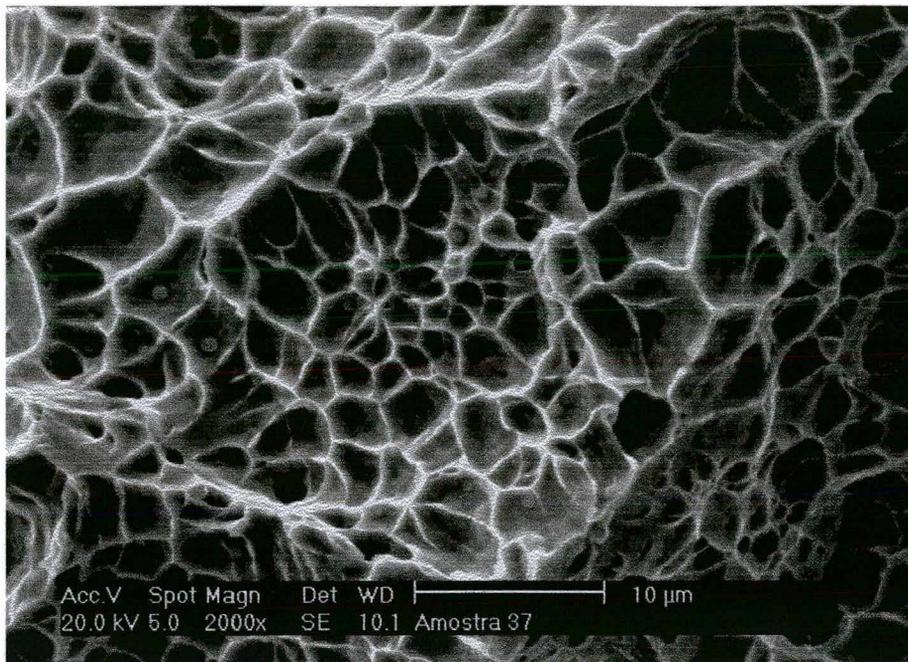


FIGURA 4.18 – Fratografia do corpo de prova Charpy da ZAC do Aço AISI 410, mostrando a fratura dútil com presença de *alvéolos*.

4.3 – Caracterizações dos metais de adição visando a soldagem sem TTP

4.3.1 – Composição química, microestrutura e dureza

Os metais de adição utilizados nesta pesquisa apresentam composições químicas dentro da faixa especificada pela norma AWS (American Welding Society), tanto para o arame eletrodo maciço AWS ER 410 Ni Mo, como para o arame tubular AWS E 410 Ni Mo T-2, e estão de acordo com as tabelas 3.5 e 3.7, respectivamente.

O metal depositado com arame maciço AWS ER 410 Ni Mo, na condição como soldado, apresenta ao microscópio ótico uma microestrutura totalmente martensítica.

A ferrita delta (δ) e austenita (γ), possivelmente presentes nesta microestrutura, não podem ser reveladas por microscopia ótica (Folkhard, 1988). A figura 4.19, mostra a microestrutura do metal depositado com arame maciço pelo processo de soldagem MIG pulsado.

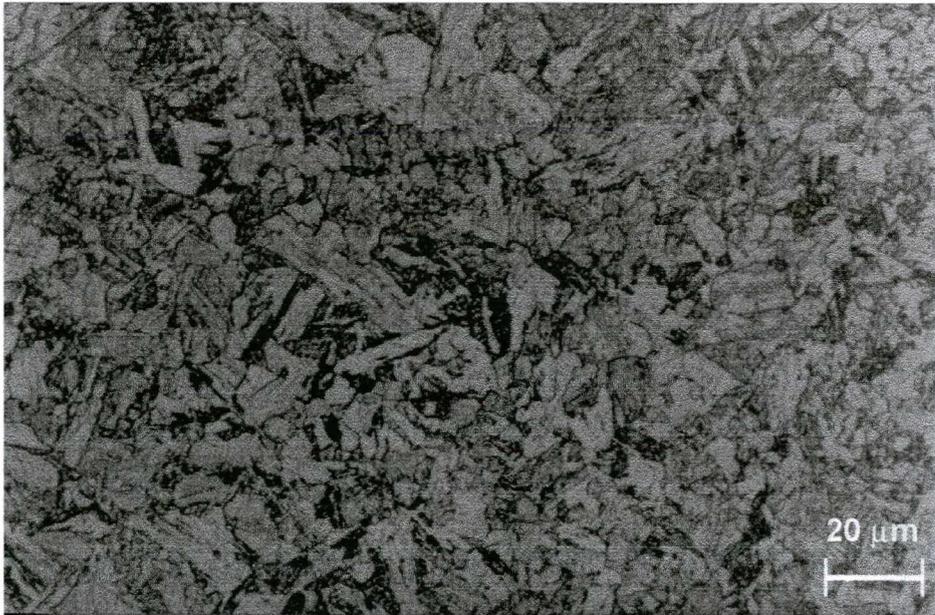


FIGURA 4.19 – Microestrutura martensítica do metal depositado com arame maciço AWS ER 410 Ni Mo. Dureza: 340 HV. Ataque: Vilella.

O comentário anterior, a respeito da microestrutura do depósito com arame maciço, serve para o metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2 arame tubular, na condição como soldado. A figura 4.20, mostra uma matriz martensítica resultante do metal depositado com arame tubular e processo de soldagem MIG pulsado.



FIGURA 4.20 – Microestrutura martensítica do metal depositado com arame tubular AWS E 410 Ni Mo T-2. Dureza: 346 HV. Ataque: Vilella.

Fazendo uma análise das figuras 4.19 e 4.20, pode-se constatar que houve diferença muito pequena na microestrutura, apresentando maior refino na matriz martensítica no depósito com arame tubular. Esta pouca divergência na microestrutura é em virtude dos metais depositados apresentarem: composições químicas similares, o fato de serem depositados com o mesmo processo de soldagem, a pouca diferença de aporte térmico (maciço 10,4 kJ/cm e tubular 7,6 kJ/cm) e a mesma condição (como soldado).

Os metais depositados, no estado como soldado, também mostraram dureza similar. A dureza obtida para o metal depositado com arame maciço foi de 340 HV, enquanto para o metal depositado com arame tubular foi de 346 HV. Os valores relativamente baixos encontrados, podem ser devido ao revenido entre os passes de solda, pois se trata de uma soldagem multipasses.

Em função dos resultados da dureza serem semelhantes para os dois metais depositados, foi analisado o percentual de carbono no metal depositado com arame maciço, que acusou valor de 0,036%C. Este aumento no teor de carbono (0,021% tabela 3.5) poderia advir da contaminação do arame por óleo existente nos roletes de tração do cabeçote da fonte de soldagem. Por outro lado, dificilmente ocorreria a contaminação de carbono no metal depositado através da diluição, visto que, foi realizado o depósito na configuração de junta de acordo com os requisitos da norma AWS.

Não é possível estabelecer um relação entre os valores de dureza nos metais de adição e o teor de carbono através da figura 2.4, visto que os valores foram medidos numa solda multipasses, de forma que ocorre um certo revenido pelos passes subseqüentes: a dureza foi medida na mesma localização do cordão onde foram retirados os corpos de prova para o ensaio Charpy (figuras 3.6 e 3.7).

Por outro lado a equação 4.2, proposta por Suzuki (1985) para o cálculo da dureza (HV) máxima da martensita em função do teor de carbono,

$$HV_M = 884 \cdot C + 287 \quad (4.2)$$

Fornece para o metal depositado:

- com arame maciço com 0,036%C **HV_M = 318**

- com arame tubular com 0,040%C **HV_M = 322**

Os valores acima previstos para a dureza da martensita diferem daqueles medidos nos corpos de prova, pois a equação acima foi resultado de uma regressão linear, para uma faixa de teor de carbono superior a 0,08%.

4.3.2 – Execução da soldagem para avaliação do comportamento dos consumíveis em relação a molhabilidade do cordão

No início deste trabalho de pesquisa cogitou-se em utilizar somente o processo de soldagem MIG pulsado com arame maciço. Porém, no decorrer do mesmo houve dificuldade na determinação das variáveis para execução de uma solda de qualidade em virtude da baixa molhabilidade do cordão. A figura 4.21 mostra o perfil de um cordão depositado sobre uma chapa, onde se observa um reforço da solda muito acentuado, e alta penetração somente no centro do cordão. Esta penetração concentrada no centro do cordão de solda é típica da soldagem MIG/MAG com gás de proteção rico em argônio. Por isso, foi testado também o processo MIG pulsado com arame tubular, com o objetivo de melhorar a molhabilidade do cordão, como será discutido a seguir.

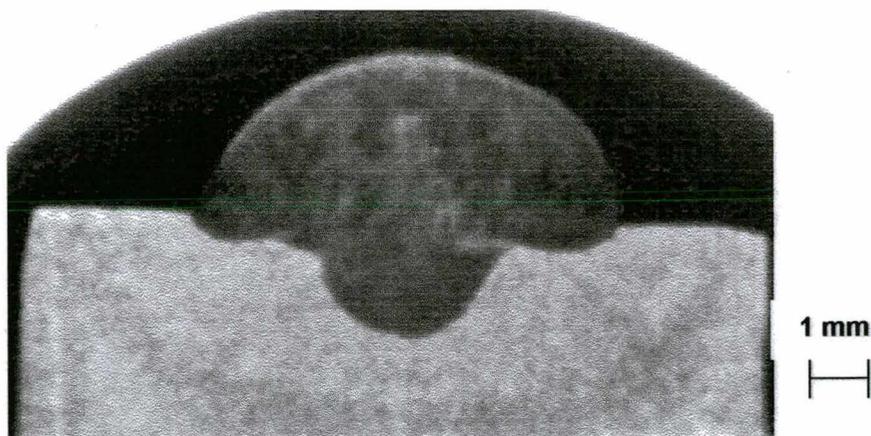


FIGURA 4.21 – Macrografia mostrando o perfil do cordão depositado com MIG pulsado arame maciço AWS ER 410 Ni Mo e gás de proteção (98% Ar + 2% O₂).

Inicialmente, foram depositados cordões retos com os arames eletrodos maciços. Após uma série de testes, todos na posição plana, determinou-se a melhor

condição para a transferência metálica com arco pulsado, isto motivado pela possibilidade de soldagem em qualquer espessura e em todas as posições. As variáveis e o oscilograma foram apresentados na seção 3.2.

Foi executada uma soldagem na posição plana em uma junta de topo, conforme croqui da figura 3.6. Quando do término da soldagem foi realizado ensaio radiográfico. A junta soldada apresentou falta de fusão entre cordões, como mostra a figura 4.22. Esta descontinuidade é do tipo falta de fusão no pé do cordão (*toe of the bead*), que está associada à pouca molhabilidade. Este tipo de defeito já foi constatado no trabalho realizado por Blome et al.(1995).

Para minimizar o problema da molhabilidade do cordão de solda com arame eletrodo maciço, variou-se a composição do gás de proteção, passando de Ar + 2% O₂ para Ar + 5% O₂, sem resultados satisfatórios.

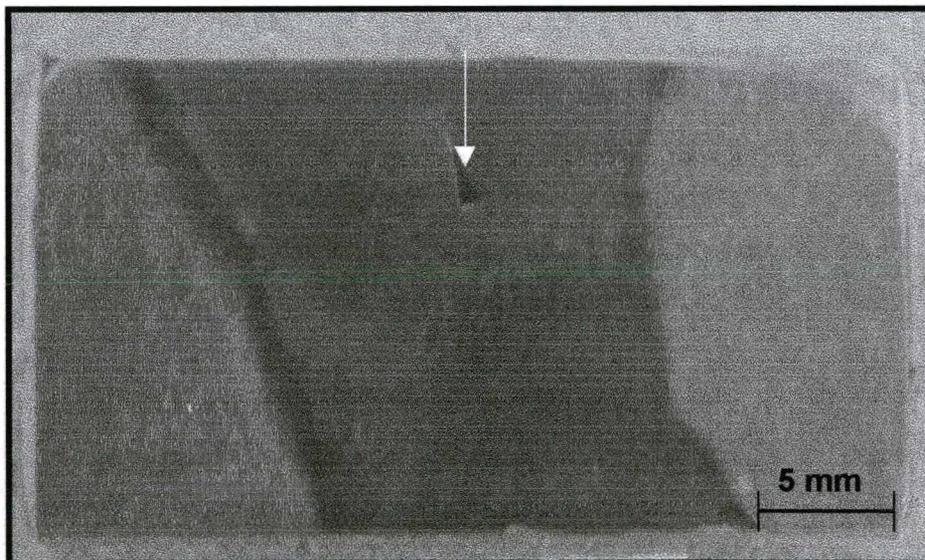


FIGURA 4.22 – Macrografia de uma junta soldada mostrando a descontinuidade do tipo falta de fusão no pé do cordão.

Foram realizados ensaios oscilando a tocha de soldagem, permitindo com isso o tecimento da poça de solda. Desta maneira foi possível minimizar a descontinuidade do tipo falta de fusão.

O objetivo da escolha do processo de soldagem MIG com eletrodo tubular foi de melhorar a molhabilidade do cordão de solda. Neste sentido foram depositadas várias camadas sobre uma chapa de aço carbono. Durante a deposição foi executada a oscilação da tocha e efetuado também o controle da temperatura interpasse. Os resultados obtidos com relação às descontinuidades presentes no cordão e sua molhabilidade, foram melhores do que os obtidos no processo com arame eletrodo maciço.

Porém, já os primeiros ensaios de tenacidade ao impacto, realizados no metal depositado com arame tubular, mostraram valores de energia absorvida na condição como soldado muito baixos (valor médio de 34 J). Dados da literatura (Bilmes et al 1999) confirmam este valor relativamente baixo, pois para este metal de adição no estado como soldado foram obtidos 30 J. Serão discutidos com mais detalhes adiante na seção 4.3.3, os valores de resistência ao impacto obtidos nos metais de adição.

Apesar, deste apresentar bom desempenho com relação à molhabilidade do cordão, pelo fato do eletrodo tubular apresentar baixo valor de resistência ao impacto não foi possível utilizá-lo no decorrer deste trabalho, porque o objetivo desta pesquisa é precisamente o de determinar um procedimento de soldagem e escolher um metal de adição que garantam boa tenacidade na condição como soldado.

4.3.3 – Avaliação da resistência ao impacto dos metais de adição

Os resultados da resistência ao impacto a temperatura ambiente nos metais depositados (maciço e tubular) são apresentados na figura 4.23.

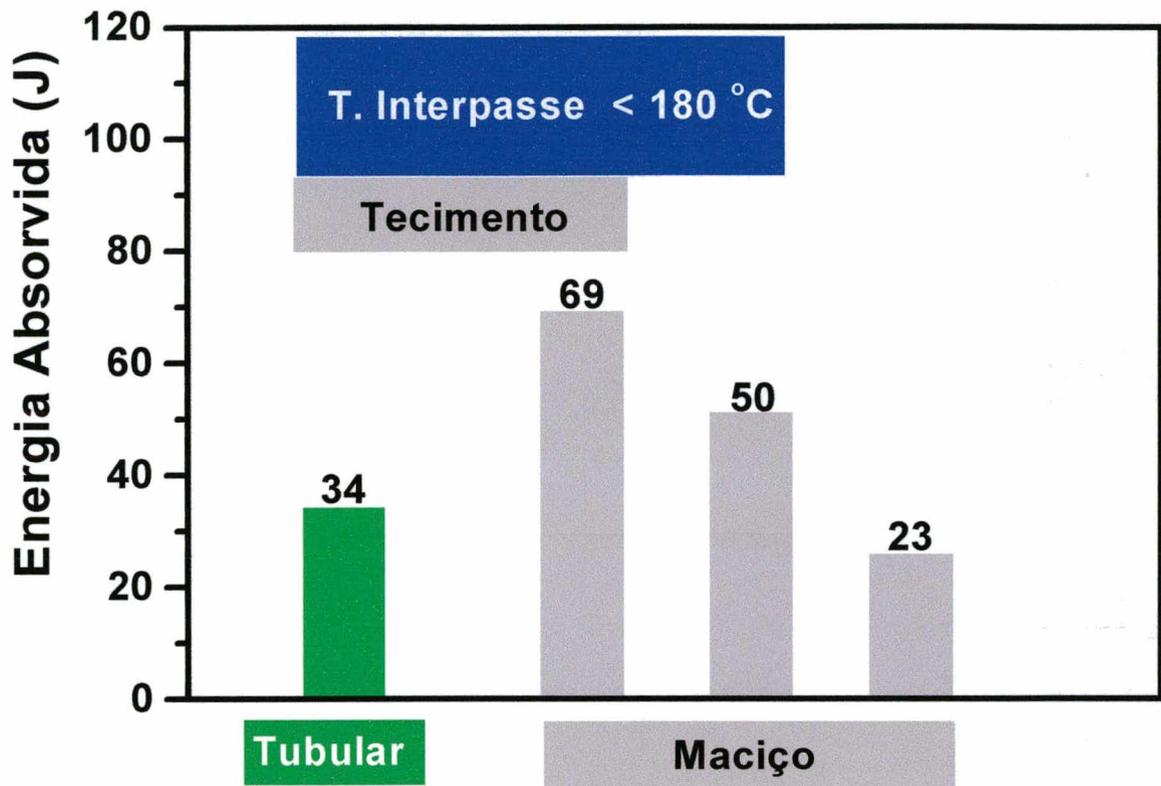


FIGURA 4.23 – Valores de resistência ao impacto a temperatura ambiente dos metais depositados (maciço e tubular).

4.3.3a – Avaliação da resistência ao impacto do metal depositado com arame maciço

O valor da resistência ao impacto do metal depositado com arame maciço depende das condições de como foi soldado. Observamos na figura 4.23 três valores distintos de energia absorvida, que merecem os comentários:

- O menor valor de 23 J, corresponde ao metal depositado com arame maciço sem tecimento. Nesta soldagem não foi controlada a temperatura interpasse, o que mostra a importância desse fator na tenacidade do metal depositado.
- 50 J foram atingidos com o controle da temperatura interpasse: mantida sempre abaixo de 180°C para que ocorresse fração elevada de transformação da martensita, fazendo com que o passe posterior pudesse reverter o anterior.

Entretanto, neste caso a tenacidade foi prejudicada em virtude do metal de solda apresentar algumas descontinuidades (figura 4.22), pela baixa molhabilidade do cordão depositado sem tecimento.

- Com o controle de temperatura interpasse e o tecimento da poça, a energia absorvida no ensaio Charpy a temperatura ambiente foi de 69 J. Este valor é relevante se comparado com outros da literatura para metais depositados com MIG arame maciço (lembrando que na análise química, o percentual de carbono do metal de solda ensaiado foi de 0,036%):

Folkhard et al (1988), apresentaram vários resultados de resistência ao impacto no metal depositado.

- Na soldagem com eletrodo revestido (E 410 Ni Mo) com teor de 0,031%C, na condição como soldado, a resistência ao impacto obtida foi de 36 J.

- Na soldagem MIG convencional com arame maciço (ER 410 Ni Mo) com teor de 0,022%C, revenido a 600°C por 2 horas, a resistência ao impacto obtida foi de 88 J.

Henke (1998), no seu trabalho de pesquisa executou a soldagem com eletrodo revestido (ER 410 Ni Mo) com teor de 0,05%C. Na condição como soldada, obteve valores de dureza próximos a 450 HV. Em função desta alta dureza ele concluiu que a tenacidade do metal depositado seria muito baixa, visto que a dureza do metal depositado foi superior à do metal base temperado.

Bilmes et al (1997), apresentaram o resultado de tenacidade ao impacto do metal de solda obtido pelo processo de soldagem MIG arame maciço (ER 410 Ni Mo) com teor de 0,018%C. O valor da resistência ao impacto a temperatura ambiente por eles obtido foi de 110 J na condição como soldado.

Observando a fratura do corpo de prova Charpy ensaiado, através da microscopia eletrônica de varredura – MEV, verifica-se a presença de *alvéolos*, sendo esta a principal característica microfractográfica de uma fratura dútil. A figura 4.24 mostra a fractografia do corpo de prova Charpy do metal depositado com arame maciço, onde podemos constatar *alvéolos* grandes e profundos.

Reafirmamos, o aspecto dútil na face fraturada no corpo de prova Charpy do metal depositado com arame maciço, apresenta macroscopicamente significativa deformação plástica e uma grande região fibrosa, como pode ser visto através da figura 4.25.

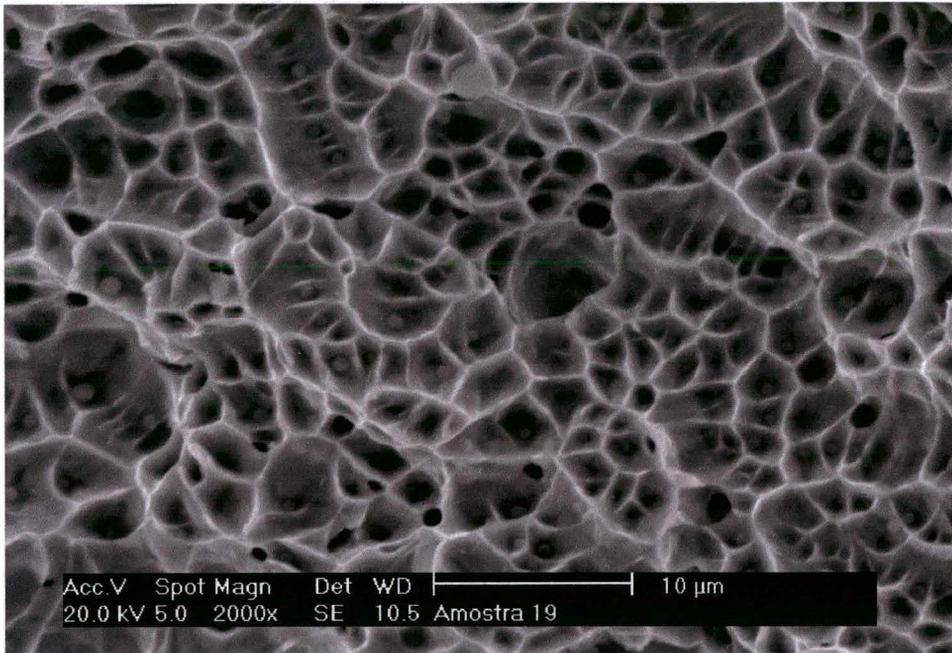


FIGURA 4.24 – Fratografia do corpo de prova ensaiado por Charpy do metal depositado com arame maciço, mostrando fratura dútil com presença de *alvéolos*.

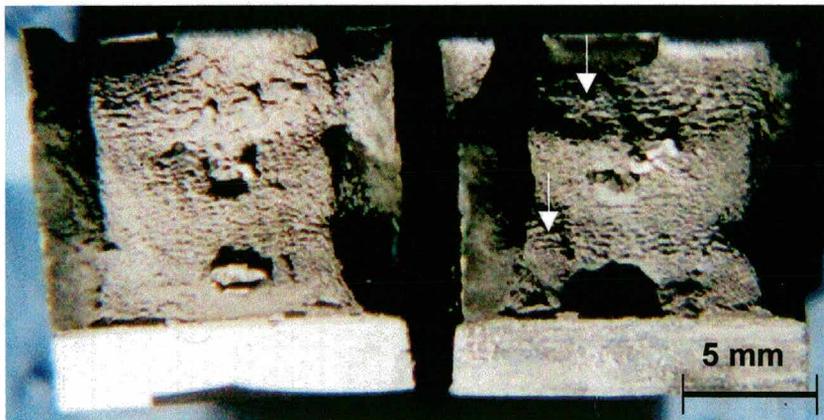


FIGURA 4.25 – Superfície de fratura de um dos corpos de prova Charpy depositado com arame maciço, onde constata-se macroscopicamente o aspecto dútil, as flechas indicam as regiões fibrosas.

Numa das faces de fratura dos corpos de prova Charpy, observa-se uma saliência, medindo aproximadamente 1 mm de diâmetro. Ao observar essa saliência no MEV (figura 4.26) podem ser distinguidas duas regiões:

- uma que seria matriz, porque através do espectro de análise por EDX apareceram, predominantemente, os elementos principais do metal de adição (Fe, Cr e Ni);
- - uma outra que seria uma inclusão, porque através do espectro de análise por EDX apareceram, predominantemente, os elementos oxigênio e silício. Por ser o metal de adição um arame maciço, não era esperado obter silicato no metal depositado. Porém, o silício é proveniente do metal de adição (0,033%Si) e o oxigênio veio, provavelmente, do gás de proteção, que possuía uma composição de 98% argônio e 2% de oxigênio.

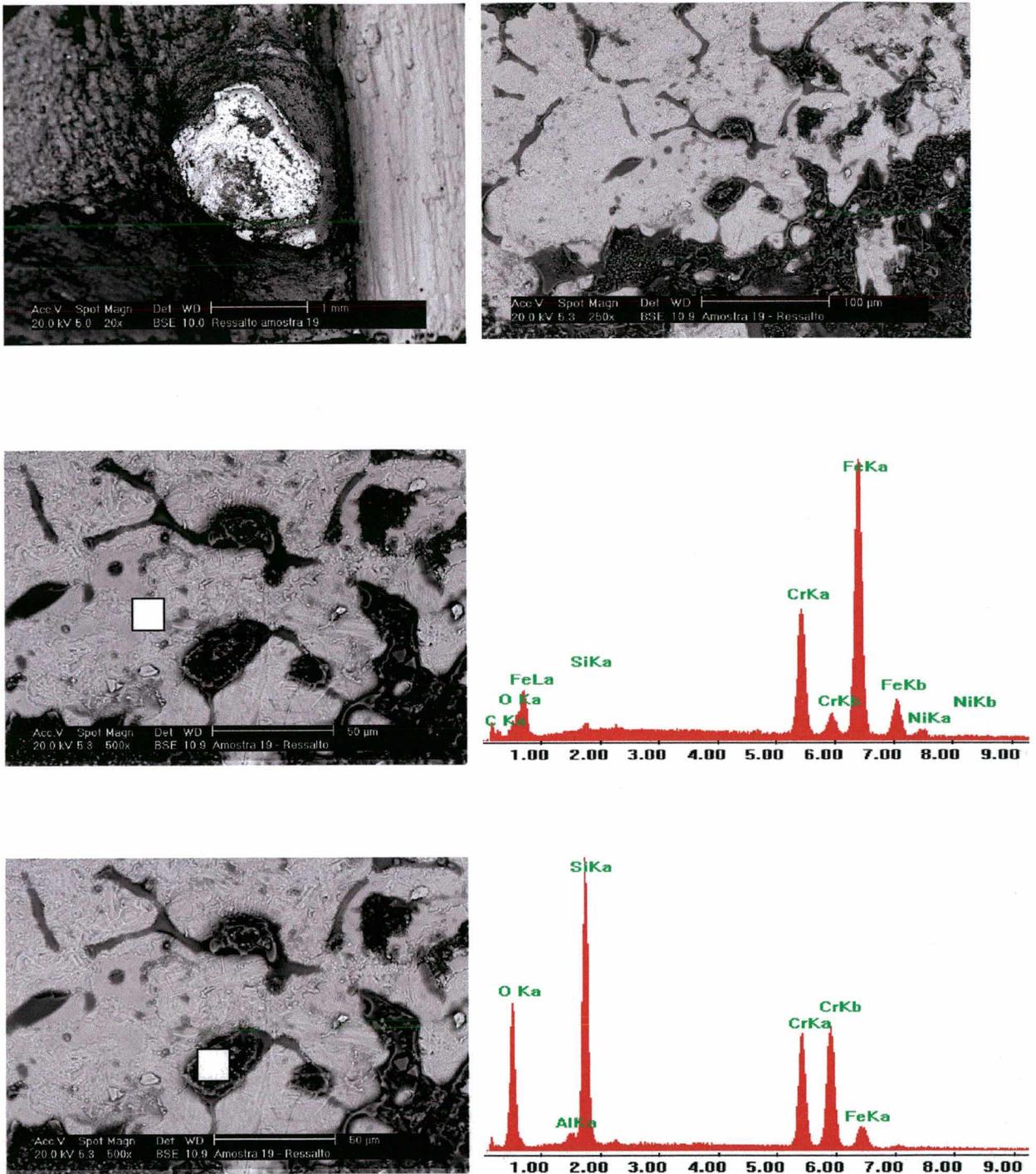


FIGURA 4.26 – Fratografia de um corpo de prova Charpy do metal depositado com arame maciço, detalhando a saliência próximo ao entalhe. Mostrando o espectro resultante de análise por EDX em duas regiões (quadrados brancos) da saliência, que correspondem à matriz e a uma inclusão.

4.3.3b – Avaliação da resistência ao impacto no metal depositado com arame tubular

A energia absorvida na fratura do corpo de prova por Charpy no metal depositado com arame tubular foi muito baixa (valor médio foi de 34 J). Há fortes indícios de que o baixo valor da tenacidade nesse metal de solda deve-se à presença de partículas óxidas.

Como pode ser visto na figura 4.27, através de microscopia eletrônica de varredura, observou-se a formação de *alvéolos*, como a principal característica microfractográfica de uma fratura dútil.

No centro dos *alvéolos* podem ser observadas inclusões de óxidos, que atuaram como nucleadores de microcavidades por decoesão da interface, fazendo com que diminuísse a energia absorvida durante a fratura. Outra constatação foi a distribuição não uniforme dos *alvéolos*, fazendo com que haja nucleação de cavidades em momentos distintos ao longo do processo de fratura. As microcavidades que nuclearam mais cedo tem maior chance de crescer. Através da figura 4.27 observa-se que o plano da fratura foi transgranular, sendo uma prova microscópica de fratura dútil.

Através da análise por energia dispersiva de raios-X (EDX), de acordo com a figura 4.28, constatou-se que tais partículas eram basicamente óxidos contendo silício, titânio e alumínio. A origem desses óxidos deve-se, provavelmente, ao fluxo existente no interior do arame tubular.

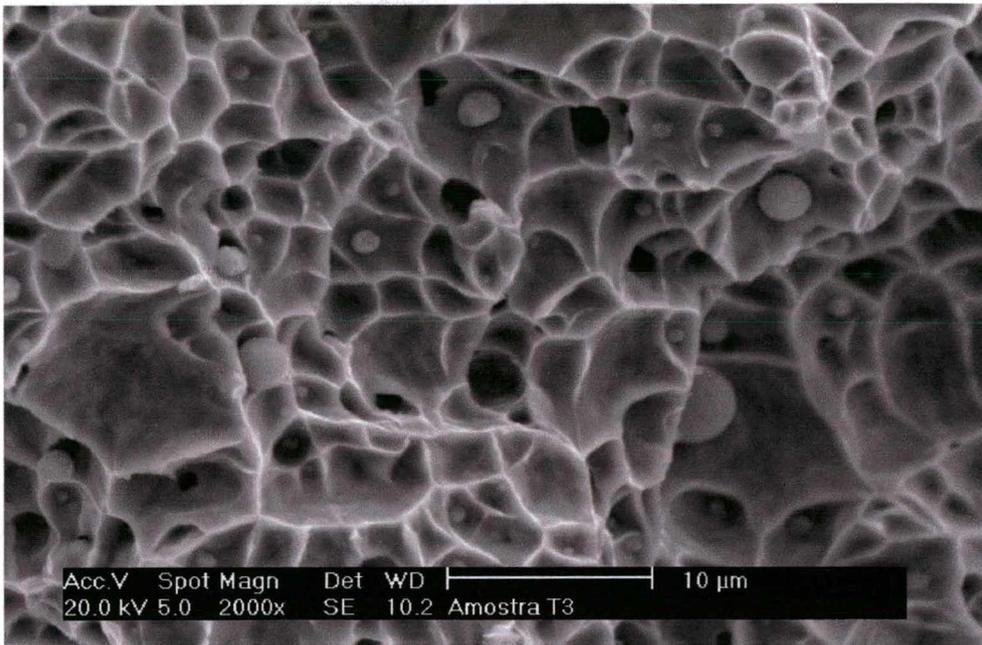


FIGURA 4.27 – Superfície fraturada observada ao MEV do metal depositado com arame tubular, onde constata-se a presença de *alvéolos* contendo partículas de óxidos no seu interior.

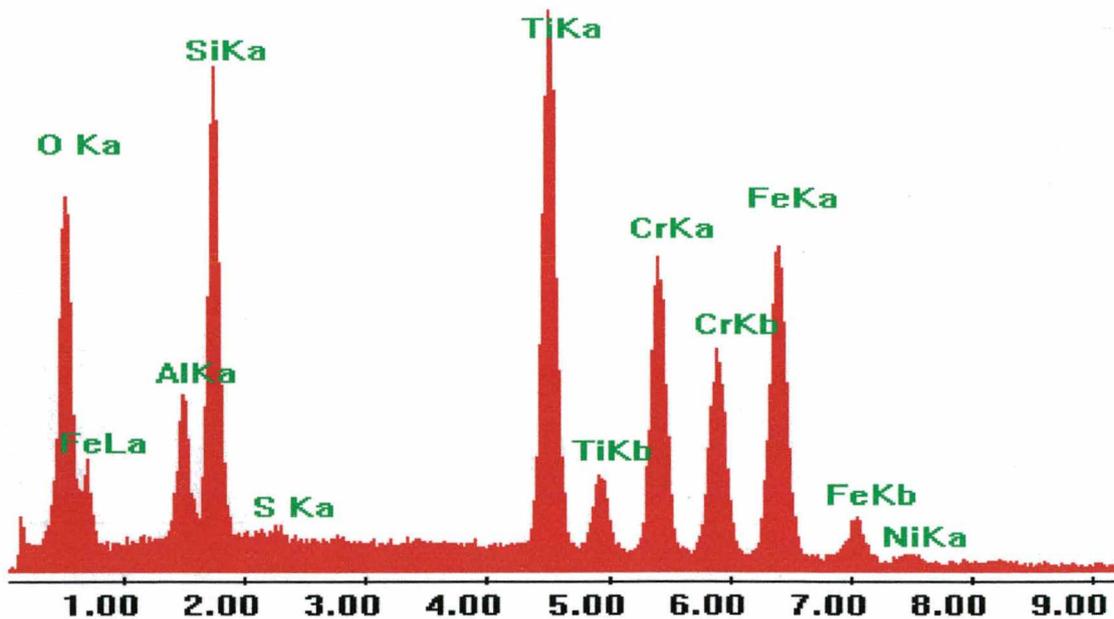


FIGURA 4.28 – Espectro resultante de análise por EDX junto às partículas esféricas existentes no interior dos *alvéolos*, em metal depositado com arame tubular.

4.4 – Avaliação da resistência à cavitação do aço CA-6NM e dos metais de adição (maciço e tubular).

Os resultados do ensaio acelerado de cavitação do aço CA-NM com 0,021% C temperado e revenido e nos metais de adição (maciço e tubular) no estado como soldado são apresentados na figura 4.29.

O melhor comportamento tiveram os metais de adição (em comparação ao aço CA-6NM temperado e revenido) e, dentre esses menor taxa de erosão foi para o arame maciço, no estado como soldado e sem tecimento.

Estas diferenças encontradas na resistência à cavitação, estão relacionadas com as microestruturas (particularmente o tamanho de grãos), como também, com o percentual de fases presentes na microestrutura (martensita, austenita e ferrita delta), resultantes das condições de processamento dos materiais (fundição e soldagem).

Os metais de adição, na condição como soldado, apresentaram melhores resultados em relação ao aço CA-6NM temperado e revenido, por apresentarem microestrutura mais refinada, como pode ser visto através das figuras 4.1, 4.19 e 4.20, do metal de base CA-6NM, do metal depositado com arame maciço e arame tubular, respectivamente.

Os dados de dureza não podem ser correlacionados com a resistência à cavitação, visto que os metais depositados com arame maciço e tubular apresentaram valores de dureza muito próximos (340 e 346 HV, respectivamente), enquanto que a resistência à cavitação foi bem diferente. Admite-se que a presença de inclusões provenientes do fluxo do arame tubular tenham efeito negativo, favorecendo a maior erosão desse material.

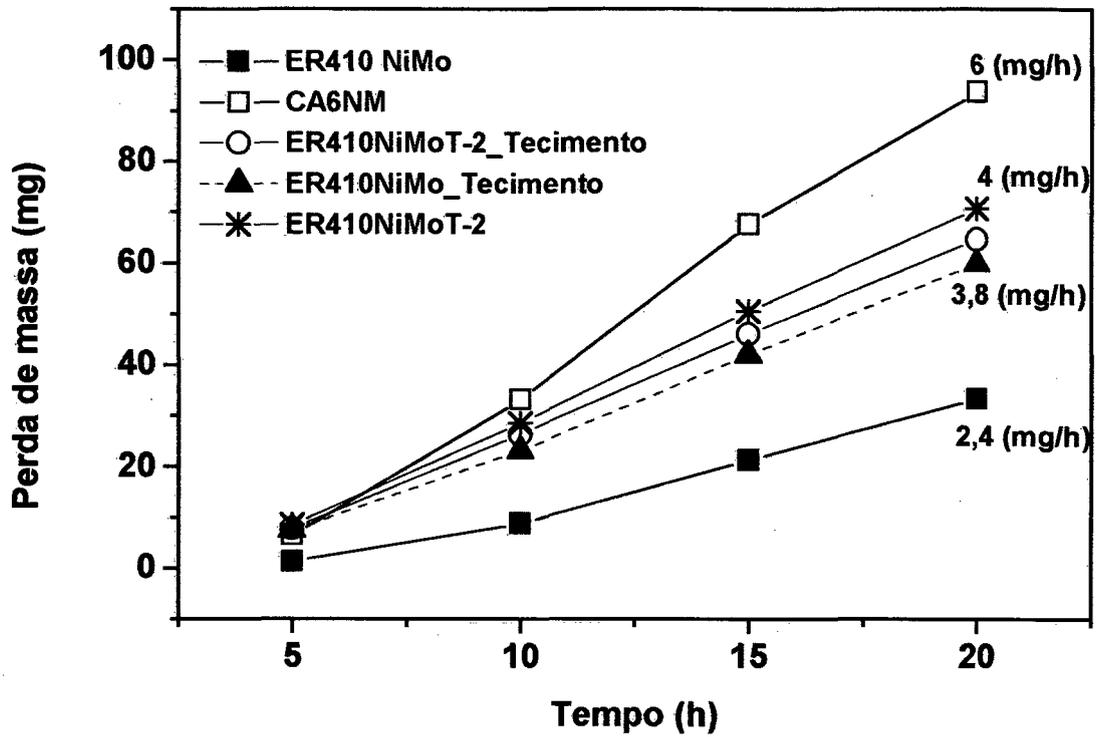


FIGURA 4.29– Gráfico comparativo de resistência à cavitação, incluindo a taxa de erosão, para os metais de adição (maciço e tubular) na condição como soldado e o aço CA-6NM temperado e revenido.

5 – CONCLUSÕES

Os resultados obtidos nas etapas experimentais desse trabalho e a análise da literatura específica sobre o tema, permitem as seguintes conclusões, apresentadas em primeiro lugar para os metais de base e, posteriormente, para os metais de adição:

5.1 – Metal de base CA-6NM

- Com uma baixa temperatura A_{C4} o AIMM tipo 13Cr/4Ni mostra junto à linha de fusão uma ZAC de grãos refinados relativamente extensa. Essa região possui menor dureza e superior tenacidade que a ZAC grosseira adjacente formada abaixo de A_{C4} e num local afastado cerca de 500 μm da linha de fusão.
- Para garantir um nível mínimo de tenacidade do AIMM no estado como soldado, de modo a atender requisitos das normas de fabricação, deve-se restringir o teor de carbono:
- A simulação térmica das distintas subregiões da ZAC mostrou que a tenacidade da zona mais frágil (ZAC grosseira) eleva-se de 63 para 140 J com a redução do teor de carbono de 0.035 para 0.021%.
- Para o aço com 0.021%C a resistência ao impacto na ZAC como soldada supera 79 J a temperatura ambiente.
- Linha de fusão irregular no amanteigamento com MIG pulsado arame maciço inviabiliza o recurso da refusão por TIG para o revenido da ZAC.

- Esses resultados indicam que o recurso do reaquecimento com a tocha TIG para promover o revenimento da ZAC pode ser dispensável, desde que seja controlado o teor de carbono do metal base.
- Foi comprovado através de simulações de ciclos térmicos que o aço CA-6NM com 0,035%C, apresenta acima de três ciclos térmicos à aproximadamente 600°C endurecimento secundário, provavelmente em função de seu conteúdo de molibdênio.

5.2 – Metal de base AISI 410

- O aço AISI 410 possui alto teor de carbono (0,15%) e a soldagem deste material, sem tratamento térmico posterior, conduz a uma alta dureza na ZAC (450 HV). Como consequência esta região possui baixa tenacidade e é altamente suscetível às trincas por hidrogênio.
- O teste de Higuchi mostrou que a faixa revenida da ZAC atinge em torno de 50% da largura total e apresenta uma queda acentuada na dureza. Portanto, o aço AISI 410 permite o reparo pela técnica da dupla camada.
- Porém, o reparo pelo processo MIG pulsado com arame maciço exige o esmerilhamento do excesso do reforço da primeira camada. Com a aplicação da técnica da dupla camada modificada para o MIG pulsado foram obtidos resultados satisfatórios: A resistência ao impacto Charpy na linha de fusão foi de 49 J a temperatura ambiente, valor semelhante ao de 52 J publicado na literatura para o aço AISI 410 temperado e revenido (ASM Handbook, Stainless Steels, 1996).

5.3 – Metal de adição AWS ER 410 Ni Mo (maciço)

Do comportamento do metal depositado com arame maciço pode-se concluir:

- Aspectos negativos da geometria do cordão como reforço excessivo e, principalmente, a penetração somente no centro do cordão, foram encontrados quando utilizado o processo MIG com gás de proteção rico em argônio, devido à baixa molhabilidade do cordão.
- Para diminuir os efeitos dessa baixa molhabilidade do cordão, foi preciso executar o tecimento. Esta dificuldade encontrada durante a soldagem, foi a principal causa do surgimento das descontinuidades conhecidas como falta de fusão no pé do cordão.
- A mais alta tenacidade encontrada para o metal depositado foi na condição com tecimento e controle de temperatura interpasse ($T < 180^{\circ}\text{C}$). A resistência ao impacto Charpy a temperatura ambiente foi de 69 J na condição como soldado. Este valor supera o limite mínimo fixado pela norma DIN 17445, que cita para o aço CA6-NM, valor médio de 55 J.
- A melhor performance encontrada em relação à resistência a cavitação foi para o metal depositado com arame maciço sem tecimento, apresentando uma taxa de erosão de apenas 2,4 mg/h, bastante inferior ao metal de base CA-6NM temperado e revenido (6 mg/h) e ao metal depositado com arame tubular (4 mg/h).

5.4 – Metal de adição AWS E 410 Ni Mo T-2 (tubular)

Durante a fase experimental desta pesquisa observou-se o comportamento do metal depositado com arame tubular, do qual pode-se concluir:

- O metal depositado com arame tubular apresenta melhor desempenho em relação à molhabilidade do cordão em comparação ao arame maciço.
- A resistência ao impacto Charpy para o metal depositado com arame tubular não atende os requisitos de tenacidade para reparo de componentes como turbinas hidráulicas. Porém, o valor obtido de 34 J a temperatura ambiente e na condição como soldado equivale ao encontrado na literatura (de 30 J na temperatura ambiente).
- O baixo valor de tenacidade encontrado para este metal depositado deve-se a elevada fração de partículas de óxidos (Si, Al e Ti), oriundas do fluxo.

5.5 – Considerações Finais

No final deste trabalho de pesquisa sugerem-se os seguintes procedimentos de reparo por soldagem sem TTP:

- Para o aço CA-6NM com 0,021%C

Execução da soldagem utilizando o processo MIG pulsado com consumível AWS ER 410 Ni Mo com baixo teor de carbono (0,02%).

- Para o aço AISI 410

Soldagem utilizando o processo MIG pulsado como consumível AWS ER 410 Ni Mo com baixo teor de carbono (0,02%). Aplicando a técnica da dupla camada "modificada", que inclui o cuidado de retirar por esmerilhamento 0,5 mm do reforço da primeira camada.

6 – PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Determinar as variáveis e os parâmetros para o processo MIG com pulsação térmica, visando a execução da soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos sem tratamento térmico posterior, utilizando-se o arame maciço AWS ER 410 Ni Mo com baixo teor de carbono ($\leq 0,020\%$). Tendo como objetivo apresentar no metal depositado, além de melhorar as propriedades mecânicas, as seguintes características: boa molhabilidade do cordão, ajuste do perfil do cordão com menor reforço e penetração mais uniforme, gerando uma ZAC mais regular.

Executar simulação de ciclos térmicos para o metal de adição com arame maciço AWS ER 410 Ni Mo, a fim de avaliar a ocorrência do endurecimento secundário pelo revenido proveniente dos passes subseqüentes.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKHTAR, A. Field Welding of Hydraulic Turbines made of Martensitic Stainless Steel. **Report of Canadian Electrical Association Montreal**. June, 1982.

AKHTAR, A. Materials technology for turbine performance. **Water Power & Dam Construction**, 1986, p 13-19.

ALBERRY, P. J. and JONES, W. K. Computer model for prediction of HAZ microstructures in multipass weldments. **Metals Technology**, 1982.

ASM Specialty Handbook, Stainless Steels, U. S. A : **ASM**, 1996.

ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Article IWB 4000, Repair Procedures.

ASTM A 743 – 93. Standard specification for castings, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general application.

ASTM E23 – 72 (Reapproved 1978), Standard Methods for **NOTCHED BAR IMPACT TESTING OF METALLIC MATERIALS**, 1985, p 273-289.

ASTM E384 – 72 (Reapproved 1979), Standard Methods for **MICROHARDNESS VICKERS OF MATERIALS**, 1985, p 559-579.

ASTM G32 – 92, Standard Test Methods for **CAVITATION EROSION USING VIBRATORY APPARATUS**, 1992, p 97-110.

AWS A5.22 – 77 (idêntica a norma ASME Sec.II SFA-5.22 versão em português), **ELETRODOS TUBULARES PARA SOLDAGEM A ARCO DE AÇOS RESISTENTES À CORROSÃO, AO CROMO E AO CROMO-NÍQUEL**, 1980, p 341-359.

- AWS A5.9 – 77 (idêntica a norma ASME Sec.II SFA-5.9 versão em português),
ELETRODOS NUS E VARETAS PARA SOLDAGEM A ARCO DE AÇOS INOXIDÁVEIS, 1980, p 152-168.
- BAGGSTRÖM, G. New Steel for Turbine Runners. **Water Power**, Dec., 1964.
- BARRA, Sérgio R. Influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis ligados ao cobalto. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1998.
- BERNS, HANS and XIWEN, XIE. Secondary Hardening of Soft – Martensitic Stainless Steels by V, NB, and N. **Radex – Rundschau**. Helt1, 1992, p 71-78.
- BILMES, P. et al. Microestructuras y Propiedades de Metales de Soldadura de Aceros Inoxidables Soft martensiticos. **Congresso ABM**, São Paulo, 1997, p 1-13.
- BILMES, P., LLORENTE, C., SOLARI, M. Efecto de los Tratamientos térmicos Post Soldadura Sobre Depósitos FCAW de Aceros 13%Cr 4NiMo. **X Congreso Argentino de Soldadura**, 1999.
- BLOME, K. et al. Reconditioning of Worn Turbines with Metal – Cored. **Stainlees Steel Europe**. April, 1995, p 58-61.
- BREZINA, P. Martensitic Cr Ni steels with low carbon content. **Escher Wyss news**, 1980, p 218-235.
- BUENO, Eleandro R. Desenvolvimento do Procedimento de Soldagem do AISI 4140 sem Tratamento Térmico Posterior. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1999.
- BUSCHINELLI, A. J. A. Técnicas de reparo por soldagem sem tratamento térmico de alívio de tensões e sua aplicação a aços Cr-Mo. **Monografia para concurso público**. Florianópolis, 1992.

- CÁCERES, Luiz M. Previsão do efeito de revenido da Zona Termicamente Afetada em Soldagem Multipasse. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1999.
- CRAWFORD, James D. CA6-NM an Update. In; **29th Annual Steel Founder's Society of America Technical and Operating Conference**. Nov. 1974, p 1-13.
- DUTRA, Jair C. et al. Uma Contribuição ao Estudo da Seleção de Variáveis na Soldagem MIG/MAG Pulsada. **Congresso Regional latino Americano de Soldagem**. Rio de Janeiro, Abril 92, V.2, p 925-942.
- EASTERLING, K. Introduction to the physical metallurgy of welding. **Butterworths**, 1983.
- FOLKARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. New York – Wien: Springer verlag, 1988.
- GOOCH, T. G. Heat Treatment of Welding 13% Cr – 4%Ni Martensitic Stainless Steel for Sour Service. **Welding Research Supplement**. July, 1995, p 213-222.
- GUERRA, Ivan M. Soldagem & Técnicas Conexas: Processo. **UFRGS**, Porto Alegre: editado pelo autor, 1996.
- HENKE, Sérgio L. Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem de Aço Inoxidáveis Martensítico Macio tipo CA-6Nm sem Tratamento Térmico Posterior. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1998.
- HENKE, Sérgio L. et al. Especificação de procedimento de reparo por soldagem de aços inoxidáveis martensíticos macios sem tratamento térmico posterior. **XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**. Fortaleza, setembro 1998.
- HIGUCHI, M. et al. A Study on weld repair through half bead method. **IHI Engineering Review**. V. 13, n.2, Apr.1980, p 15-19.

- JURAGA, Ivan et al. Experimental Testing of Weldability of the Grade X5 CrNi 13 4 Soft Martensitic Steel. **UDK 621.791.669.15.24.26**. Zavarivanje, 1995.
- MARSHALL A . W. and FARRAR J. C. M. Welding of Ferritic and Martensitic 13%Cr Steels. **Doc. IIW – IX – H – 422 – 98**, 1998.
- METALS Handbook, Vol. 7, 8. ed. Atlas of Microstructures of Industrial Alloys. U. S. A : **ASM**, 1972.
- METALS Handbook, Vol. 1, 9. ed. Properties and Selection of Metals. U. S. A.: **ASM**, 1984.
- NEGRETE, A .; SANTAMARIA, F. Soldadura por haz de electrones de acerosa inoxidable martensiticos del tipo 13 Cr – 4 Ni. **Revista soldadura**, 1991, p 45-49.
- NIEDERAU, Hermann J. State of development of soft martensitic stainless chromium-nickel steels Ed. Kurt H. Miska, **Climax Molybdenum Company**, 1977.
- NIÑO, C. E, BUSCHINELLI, A. J. A. Análise de Alternativas de Reparo por Soldagem de Aços Cr-Mo. **XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**. Caxias do Sul, 1995, p 241-257
- NIÑO, C. E., BUSCHINELLI, A . J. A . Estudo da aplicabilidade da tocha TIG para produzir revenido. **Relatório Labsolda/RLAM Projeto 226/91**, Setembro 1992.
- NIÑO, Carlos E. Previsão da Dureza Máxima na Zona Afetada pelo Calor em Soldagem. **Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica**. Florianópolis, 1989.
- ORTEGA, J. M. Amo. Soldadura de los Aceros Inoxidables, Consideraciones Metalurgicas. **Revista Soldadura**. 1985, p 31-34.
- PAULA JR., Ó. S., DUTRA, J.C. Uma Contribuição para a Comparação entre o Processo MIG/MAG Convencional e Pulsado. **XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**. Blumenau, 1996, p 239-250.

- RODRIGUEZ, L.M. Sodabilidad de los Aceros Inoxidables Martensíticos. **Revista Soldadura**. 1987, p 129-135.
- SMITH, Willian F. Structure and Properties of Engineering Alloys. 2. ed. Singapore: **McGraw – Hill**, 1993.
- STRAUBE, H. Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. **Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design**. Cambridge, UK, Set. 12-14, 1988.
- SUZUKI, H. A new formula for estimating HAZ maximum hardness. **Transactions of Japan Welding Society**, 1985, p 61-68.
- VERÓN, P. Reparaciones soldadas fuera de código. **Revista Soldadura**, 1988, p 218-221.
- WAINER, Emílio, et al. Soldagem Processo e Metalurgia. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., 1992.
- WELDING Handbook. Vol. 4, 8. ed. U. S. A.: **AWS**, 1998.
- WILCOX, Waynel L. Welding Stainless Steel (the 400 series). **Meal Progress**, 1975, p 140-148.