

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

**DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO TIPO CA-6NM SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR**

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

SÉRGIO LUIZ HENKE

FLORIANÓPOLIS, JUNHO DE 1998

**DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO TIPO CA-6NM SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR**

SÉRGIO LUIZ HENKE

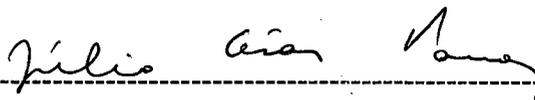
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA

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



AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI - ORIENTADOR

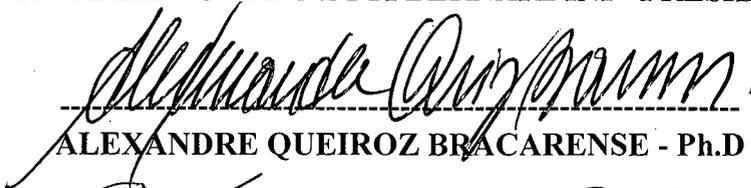


JÚLIO CESAR PASSOS - COORDENADOR DO CURSO

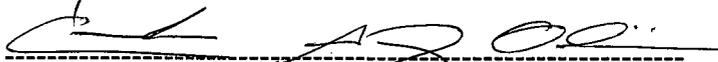
BANCA EXAMINADORA



PEDRO AMADEO NANNETTI BERNARDINI - PRESIDENTE



ALEXANDRE QUEIROZ BRACARENSE - Ph.D



CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA

*Aos meus pais, à Elizabete minha
esposa e à Aline minha filha.*

AGRADECIMENTOS

À Companhia Paranaense de Energia - COPEL e ao Laboratório Central de Pesquisa e Desenvolvimento - LAC, pela oportunidade e confiança depositadas no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli pela orientação, estímulo e apoio realizado.

Ao Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez pela coorientação deste trabalho.

Aos amigos do LACMAT em especial ao Gabriel, Maurício e Kleber pelo apoio e colaboração prestados.

Ao Técnico Valério do Labsolda pela colaboração nas operações de soldagem.

Ao Eng. José Augusto Corrêa da PETROBRÁS pelos materiais de soldagem fornecidos.

Ao CNPq. pelo apoio financeiro.

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

SUMÁRIO

Página

1 - INTRODUÇÃO.....	1
2 - REVISÃO DE LITERATURA.....	3
2.1 - Aços inoxidáveis martensíticos	3
2.2 - Aços inoxidáveis martensíticos macios.....	6
2.3 - Aço CA-6NM	9
2.4 - Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos macios	16
2.5 - Técnicas de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).....	18
2.5.1 - Técnica da “meia-camada”	21
2.5.2 - Técnica da “dupla-camada”	21
2.5.3 – O teste prático de Higuchi	23
2.5.4 - Conceitos de sub e sobrepenetração.....	25
2.5.5 – Aplicação das técnicas sem TTPS ao aço CA -6NM	27
3 - MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 - Materiais.....	31
3.2 - Teste de Higuchi.....	33
3.3 - Avaliação das dimensões do cordão e ZTA	33

3.4 - Levantamento das condições para reparo com TIG.....	34
3.5 - Simulação de reparo para avaliação da tenacidade	35
4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	38
4.1 - Teste de Higuchi.....	38
4.2 - Dimensões do cordão e ZTA.....	44
4.3 - Profundidade do aporte de calor provocado pela tocha TIG	45
4.4 - Reaquecimento com tocha TIG	46
4.5 - Avaliação da tenacidade.....	51
5 - CONCLUSÕES.....	57
6 - SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	59
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	60

ILUSTRAÇÕES

Página

FIGURA 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.	5
FIGURA 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C contendo 12% de cromo.....	5
FIGURA 3 - Diagrama TTT para o aço AISI 410.....	6
FIGURA 4 - Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-Ni.	7
FIGURA 5 - Efeito do teor de níquel sobre o campo austenítico do diagrama Fe-Cr.	8
FIGURA 6 - Diagrama TTT para o aço CA-6NM.....	13
FIGURA 7 - Gráfico demonstrando % de austenita em função da temperatura de revenido.	13
FIGURA 8 - Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenido	14
FIGURA 9 - Resistência à cavitação de materiais utilizados em rotores.	15
FIGURA 10 - Diagrama esquemático das regiões da ZTA para um aço baixo carbono.....	19
FIGURA 11 - Corte transversal de cordão de solda.....	20
FIGURA 12 - Técnicas de reparo sem TTPS.	22
FIGURA 13 - Dimensões do cordão de solda e da ZTA para diferentes posições de soldagem e aportes térmicos seguindo o ensaio desenvolvido por Higuchi.....	25

FIGURA 14 - Esquema de uma soldagem multipasses.....	26
FIGURA 15 - Perfil de dureza relacionado ao número de passes para uma junta em duplo V em aço 13/2 CrNi.....	29
FIGURA 16 - Valores de resistência ao impacto apresentados nos trabalhos de Akhtar.....	30
FIGURA 17 - Microestrutura do aço CA-6NM utilizado nos ensaios.....	31
FIGURA 18 – Esquema da aplicação de três passes TIG sobre metal austenítico.....	34
FIGURA 19 – Sequência para avaliação da tenacidade da ZTA.....	36
FIGURA 20 - Perfis de dureza obtidos junto à seção transversal dos cordões depositados sobre placa temperada (e não revenida) utilizando eletrodo revestido tipo E NiCrFe - 2.....	40
FIGURA 21 - Perfis de dureza obtidos junto à seção transversal dos cordões depositados sobre placa temperada (e não revenida) utilizando eletrodo revestido tipo E 410NiMo.....	40
FIGURA 22 - Dimensões das várias regiões do metal de solda e ZTA em função da energia de soldagem para cordões depositados com eletrodo E 410 NiMo.....	41

FIGURA 23 - Dimensões das várias regiões do metal de solda e ZTA em função da energia de soldagem para cordões depositados com eletrodo E NiCrFe-2.	41
FIGURA 24 - Microestruturas ao longo do metal de solda, ZTA e metal de base. Solda com material dissimilar.	42
FIGURA 25 - Microestruturas ao longo do metal de solda, ZTA e metal de base. Solda com material dissimilar. Luz polarizada.	43
FIGURA 26 - Forma esquemática dos perfis de dureza encontrados nos materiais base no estado temperado e temperado e revenido.	44
FIGURA 27 - Relação entre energia de soldagem e profundidade de penetração provocada pelo aquecimento com tocha TIG.	46
FIGURA 28 - Corpo de prova extraído após refusão com tocha TIG efetuada sobre camada de solda depositada com eletrodo E NiCrFe-2.	47
FIGURA 29 - Microestrutura obtida junto à linha de fusão após refusão com TIG sobre a camada de solda utilizando eletrodo NiCrFe-2.	47
FIGURA 30 - Microestrutura do metal de solda pertencente ao eletrodo 309-15L após refusão com TIG.	48

FIGURA 31 - Microestrutura do metal de solda pertencente ao eletrodo NiCrFe-2 após refusão com TIG.	48
FIGURA 32 - Perfis de dureza obtidos junto à ZTA antes e após a refusão com TIG sobre camada depositada com eletrodo E 309-15L.....	50
FIGURA 33 - Microestrutura da ZTA junto à linha de fusão onde constatata-se a presença de ferrita delta.....	50
FIGURA 34 - Micrografia efetuada transversalmente à região fraturada após ensaio Charpy.	51
FIGURA 35 - Microestrutura junto à linha de fusão destacando a presença de zonas parcialmente diluídas sob forma de ilhas e penínsulas.	52
FIGURA 36 - Superfície de fratura de um dos corpos de prova após ensaio Charpy onde constata-se o aspecto frágil da mesma.	53
FIGURA 37 - Superfície fraturada observada ao MEV.	53
FIGURA 38 - Espectro resultante de análise por EDX.....	54
FIGURA 39 - Microestrutura junto à linha de fusão onde constata-se a presença de óxidos.	54

FIGURA 40 - Efeito do teor de carbono em relação à dureza para um

aço 13Cr4Ni55

TABELAS

Página

TABELA 1 - Composição química do aço CA-6NM conforme norma ASTM A 743-93.....	10
TABELA 2 - Propriedades mecânicas para o aço CA-6NM segundo a norma ASTM A 743-93.....	10
TABELA 3 - Composição química do aço CA-6NM utilizado nos experimentos.....	31
TABELA 4 - Propriedades mecânicas do aço CA-6NM utilizado nos experimentos.....	32
TABELA 5 - Composição química segundo as normas AWS A5.4 e A5.11, dos eletrodos de soldagem utilizados nos experimentos.....	32
TABELA 6 - Parâmetros de soldagem adotados para deposição de camada de solda.....	33
TABELA 7 - Parâmetros adotados para o reaquecimento com TIG sobre as camadas de metal de solda dissimilar.....	35
TABELA 8 - Parâmetros adotados para o reaquecimento com TIG para avaliação da tenacidade.....	36
TABELA 9 - Dimensões da camada de solda depositada com eletrodo E 309L-15.....	44

TABELA 10 - Tenacidade a 20°C das ZTAs com e sem reaquecimento

com TIG51

RESUMO

Foram realizados ensaios em aço inox martensítico macio CA-6NM, visando estabelecer procedimentos de reparo pela técnica da *dupla-camada*, que permite dispensar a necessidade de tratamento térmico posterior, normalmente recomendado para atingir os níveis de tenacidade do material original.

A deposição de cordões em chapa previamente temperada mostrou que o efeito de revenido produzido por um passe de soldagem subsequente ocorre numa estreita faixa da ZTA, o que está associado à baixa temperatura Ac1 desse material. Adicionalmente, quando da soldagem com eletrodo similar (E 410NiMo) a dureza dentro do metal de solda atingiu valores ainda maiores (450 HV) que aqueles da ZTA produzida no metal de base.

Assim sendo, explorou-se uma variante de reparo com reaquecimento por TIG, com o uso de uma primeira camada de amanteigamento com material de adição austenítico (E 309), em cima do qual foram efetuados três passes TIG com energias gradativamente menores. A redução da dureza máxima na ZTA para o nível de 360 HV e a resistência ao impacto da junta soldada são promissores quando confrontados com dados da literatura sobre a aplicação da técnica da *dupla-camada* para esse aço.

Verificou-se, entretanto, que tal técnica possui restrições com relação ao metal de aporte utilizado devido à ocorrência de trincas a quente durante o reaquecimento com TIG.

ABSTRACT

Tests were performed in soft martensitic stainless steel CA-6NM, in order to specify welding procedures by double-layer technique, avoiding the need of postweld heat treatment frequently recommended to meet original base metal toughness.

Bead on plate welds made on quenched base metal plate revealed that the tempering effect imposed by subsequent pass occurs over a narrow band of HAZ, due to the low Ac1 temperature of the material. When welding with a similar consumable (E 410 NiMo) the weld metal showed hardness values (450 VHN) in excess of that of the base metal HAZ.

Accordingly, an alternative technique was explored, wich involves a buttering layer with an austenitic material (E 309) followed by three TIG reheating passes, applied with gradually decreasing energies. The observed reduction in the maximum hardness to 360 VHN and the level of weld joint toughness are encouraging when compared to reported data on the application of the double-layer technique to this kind of steel.

However there are restrictions in relation to the type of austenitic consumable because the possibility of hot cracking occurence when reheated with TIG.

1 - INTRODUÇÃO

Um número significativo de rotores de turbinas hidráulicas e componentes da indústria química e petroquímica vem sendo fabricado cada vez mais com aços inoxidáveis martensíticos contendo 11-13% de cromo e 1-6% de Ni. Tais aços além de oferecerem uma maior resistência à erosão por cavitação, possuem uma tensão de escoamento cerca de duas vezes superior aos convencionais aços C-Mn tipo ASTM A 27 (500 MPa comparada com 225 MPa), e ainda melhor soldabilidade se comparados aos tradicionais aços inoxidáveis martensíticos com 12% Cromo e 0-1% de Ni, o que torna-os economicamente viáveis para o uso de rotores em turbinas com capacidade de geração de até 500 MW (1).

Componentes fundidos, contendo 13% Cr, 4%Ni e C menor ou igual a 0,06%, classificados na norma ASTM A 743-93 como liga CA-6NM, são os mais conhecidos desta categoria de aços.

Apesar de possuírem boa soldabilidade, com menores exigências com relação às temperaturas de pré-aquecimento e interpasse, a região da solda bem como a zona termicamente afetada (ZTA) destes aços ainda apresentam restrições com relação à corrosão sob fadiga, tenacidade à fratura e resistência ao impacto (1).

Tratamentos térmicos, na faixa de 550 a 650°C, permanecem sendo recomendados quando da soldagem com metais similares a fim de serem obtidas no metal de solda e/ou ZTA propriedades próximas ao do metal base.

O uso de metais de solda dissimilares (classe austenítica) não é recomendado em componentes estruturais, devido a baixa tensão de escoamento dos mesmos comparada aos da classe martensítica. No entanto suas propriedades mecânicas não

inviabilizam o uso destes como metal de adição no reparo de superfícies erodidas por cavitação em rotores de turbinas hidráulicas.

Neste trabalho são avaliadas técnicas alternativas de soldagem, empregando metais de solda similares e dissimilares ao material base que permitam eliminar o uso de tratamentos térmicos posteriores à soldagem (TTPS) atendendo satisfatoriamente as exigências relacionadas ao uso dos aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) tipo CA-6NM, particularmente em rotores de turbinas hidráulicas.

2 - REVISÃO DE LITERATURA

2.1 - Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos convencionais são essencialmente ligas Fe-Cr-C com teores de cromo situados entre 11,5-18% e 0,1-1,2%C capazes de serem endurecíveis por têmpera.

Tais aços são conhecidos pela moderada resistência à corrosão, ampla faixa de resistência mecânica e custo relativamente baixo.

São classificados como inoxidáveis em função do teor de cromo, responsável por desenvolver um filme de óxido passivante junto à superfície, suficiente para conferir resistência à oxidação e à corrosão até mesmo a temperaturas próximas de 600°C (2).

A figura 1 ilustra o diagrama de equilíbrio Fe-Cr, onde percebe-se o limite do campo austenítico próximo a 12%. Destaca-se ainda a ação ferritizante do cromo quando utilizado como elemento de liga nos aços.

A obtenção de estrutura totalmente martensítica, através de tratamento térmico, está condicionada em atingir o campo austenítico limitado pela composição química do aço.

O efeito provocado pela adição de 12% de cromo no sistema ferro-carbono é ilustrado no diagrama pseudo-binário da figura 2. Além de contrair o campo austenítico γ (gama), o cromo desloca a composição eutetóide para 0,35%, provoca o aumento da temperatura eutetóide e reduz a máxima solubilidade do carbono na austenita a 0,7%.

Do ponto de vista metalúrgico, os aços inoxidáveis martensíticos respondem à têmpera e ao revenido similarmente aos aços carbono e aços baixa liga temperáveis. Uma diferença significativa é que, em função do alto teor de cromo, tais aços permitem ser temperados com velocidades de resfriamento extremamente lentas (3, 4), como exemplificado na figura 3 que mostra o diagrama TTT para o aço AISI 410.

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 estrutura totalmente martensítica. Quando aquecidos na faixa de 815 a 950°C há a austenitização parcial, ocasionando no resfriamento uma microestrutura mista de ferrita e martensita.

A dureza de tais aços está relacionada principalmente com o teor de carbono. Teores acima de 0,6% não resultam num aumento significativo da dureza promovendo apenas a formação de carbonetos primários os quais proporcionarão aumento da resistência à abrasão (3). Dentro desta família de aços existem ligas especiais, em que os elementos de liga são adicionados com o objetivo de, além de corrigir a microestrutura, retardar o efeito do revenido, aumentar a resistência à tração, a ductilidade, a tenacidade e a resistência a altas temperaturas (3, 4).

Um dos problemas enfrentados quando da utilização de aços inoxidáveis martensíticos convencionais diz respeito à sua baixa soldabilidade. Dentre as causas que contribuem para a mesma, a formação de trincas a frio, provocadas pela presença de hidrogênio associada à alta dureza junto ao metal de solda e na zona termicamente afetada (ZTA), é sem dúvida a mais importante (4 - 8). A necessidade de reduzir a dureza e conseqüentemente aumentar a tenacidade em tais regiões requer uma redução do teor de carbono (9).

A redução do teor de carbono em aços contendo 13% de Cr, resulta na contração do campo austenítico exigindo adições de níquel a fim de manter-se a capacidade de obtenção de uma estrutura totalmente martensítica isenta de ferrita δ (delta).

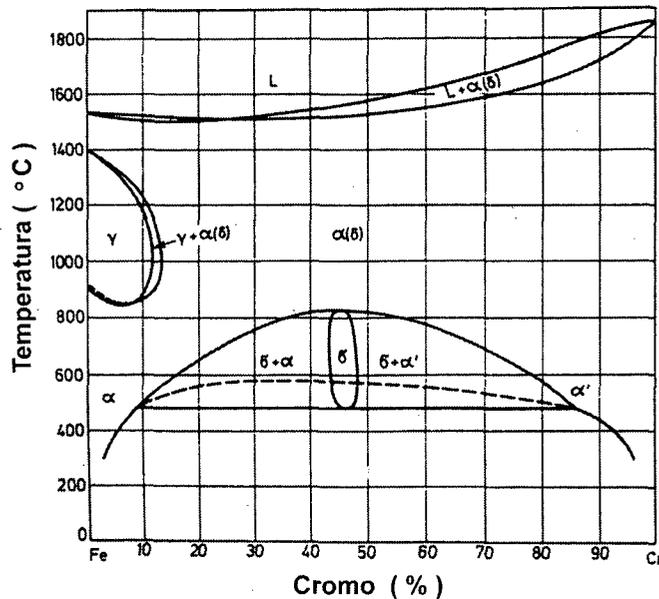


FIGURA 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.

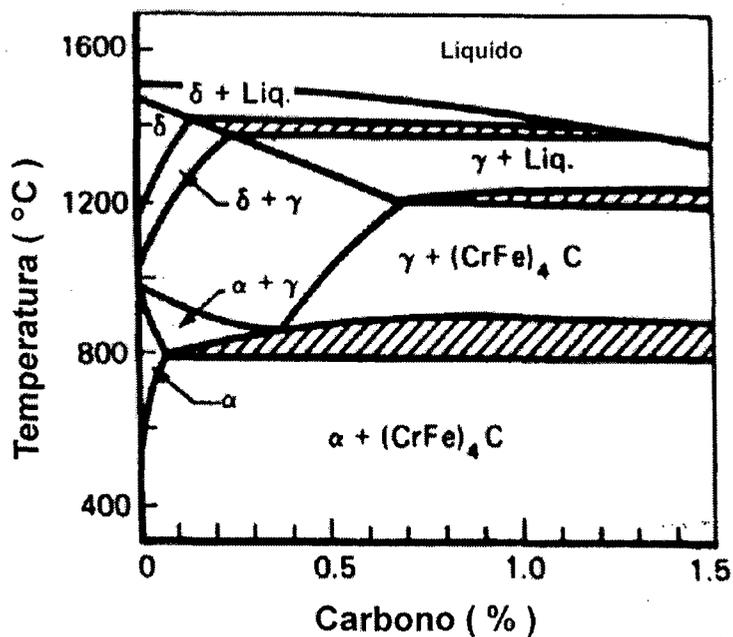


FIGURA 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C contendo 12% de cromo (3).

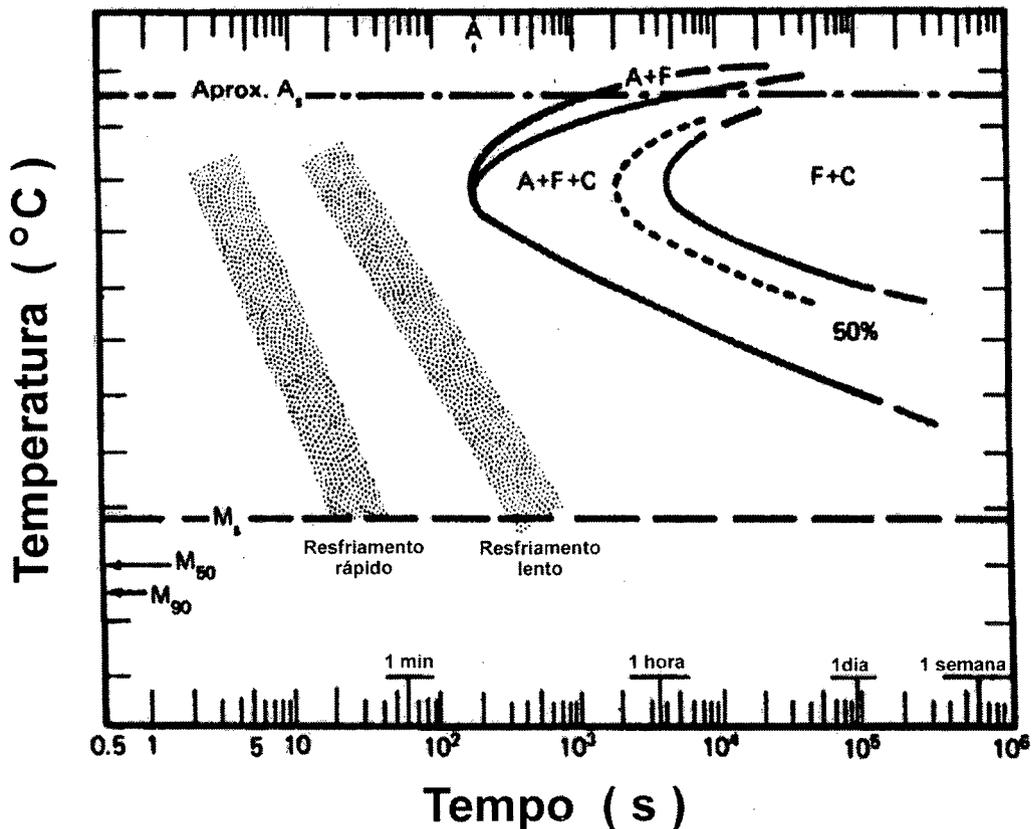


FIGURA 3 - Diagrama TTT para o aço AISI 410 (3).

2.2 - Aços inoxidáveis martensíticos macios

No final da década de cinquenta surgiu no mercado um novo tipo de aço inoxidável martensítico, que passou a ser conhecido como aço inoxidável martensítico macio (AIMM). O objetivo foi de melhorar a limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, os quais apresentam alta susceptibilidade à fissuração exigindo rigorosas medidas preventivas durante a soldagem dos mesmos.

O surgimento desta nova classe de aços inoxidáveis coube às pesquisas desenvolvidas em alguns países da Europa, em especial na Suécia e Suíça (9). Nestes países, buscava-se um novo tipo de aço para a fabricação de rotores de turbinas

hidráulicas, o qual deveria apresentar, dentre outras propriedades, vantagens com relação à resistência à cavitação e soldabilidade, esta última quando na fabricação ou reparo destes componentes.

No final dos anos oitenta, a família dos aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono passou a ser constituída por aços contendo um teor máximo de 0.08% C e individualmente entre 12 a 17% de Cr, 3,5 a 6% de Ni e até 2,5% de Mo (10).

Na figura 4 é apresentado detalhe do diagrama pseudo-binário utilizado para aços inoxidáveis dessa família que contém uma proporção de cromo e níquel de 3:1 aproximadamente.

A figura 5 ilustra o efeito provocado pelo níquel sobre o campo austenítico onde constata-se a ampliação do mesmo a medida que cresce a porcentagem deste elemento.

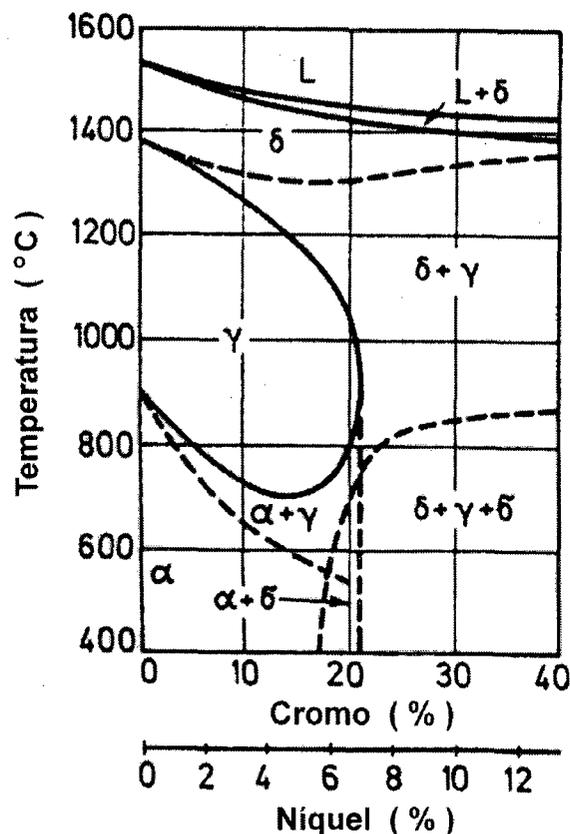


FIGURA 4 - Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr-Ni (11).

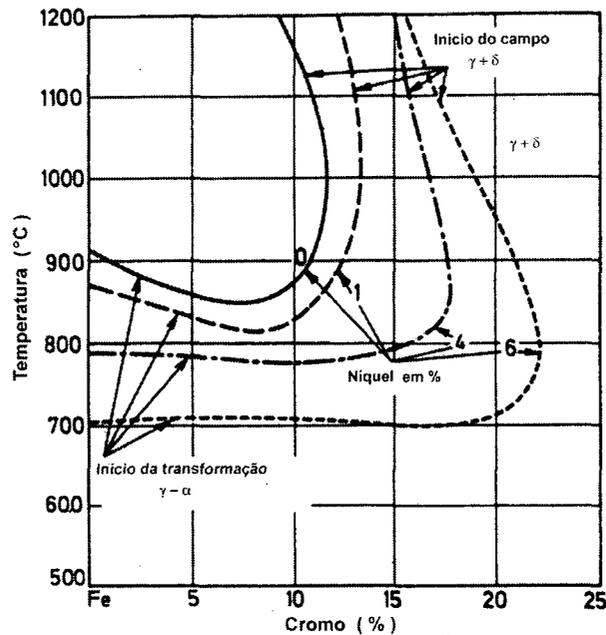


FIGURA 5 - Efeito do teor de níquel sobre o campo austenítico do diagrama Fe-Cr (11).

Além do níquel contribuir na ampliação do campo austenítico, provoca o abaixamento das temperaturas de início e fim de transformação martensítica (M_s e M_f) podendo estas situarem-se abaixo da temperatura ambiente para altos teores deste elemento. Este efeito é significativo acima de 5,5% (10). Atualmente vem sendo estudado o uso de nitrogênio como elemento austenitizante, a fim de minimizar o uso do níquel neste tipo de aço (10).

O molibdênio confere melhor resistência à corrosão em meios de maior agressividade, porém a presença deste elemento provoca a estabilização da ferrita delta, o que tende a diminuir a tenacidade (10).

Assim como os aços inoxidáveis martensíticos convencionais, os AIMM permitem a obtenção de estrutura totalmente martensítica mesmo para velocidades de resfriamento extremamente lentas durante a têmpera (5, 9, 12). Componentes com até 40" de espessura apresentaram estrutura 100% martensítica após resfriamento ao ar

(5). Desta forma, microestrutura bem como propriedades mecânicas independem, de certa forma, da taxa de resfriamento adotada a partir da temperatura de austenitização.

Apesar do inferior teor de C os aços AIMM possuem pouca tenacidade na condição temperada (inferior a 35 J na temperatura ambiente), e na maioria das vezes requerem tratamento de revenido a fim de se obter tenacidade e resistência mecânica compatíveis com a necessidade específica.

Nas seções seguintes serão apresentados aspectos relativos à composição química, fabricação, propriedades mecânicas, resistência à corrosão, tratamentos térmicos e soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos macios obtidos por fundição. Em especial será dado ênfase ao aço CA-6NM, tema de deste trabalho.

2.3 – Aço CA-6NM

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados segundo o Alloy Casting Institute - ACI - conforme sua composição química e utilização (13).

Para os aços fundidos, a primeira letra desta especificação, denota 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 ($\% \times 100$). Finalmente, os elementos de liga presentes são indicados pela primeira letra correspondente a cada elemento. Assim a designação para o aço CA-6NM refere-se a um aço resistente à corrosão tipo 13% Cr contendo no máximo 0,06% C, ligado com níquel e molibdênio.

Segundo a norma ASTM A 743-93 (14), o aço inoxidável CA-6NM corresponde a uma liga cuja composição química é apresentada na TABELA 1 (porcentagem em peso). Com relação às propriedades mecânicas um aço CA-6NM temperado e revenido entre 565 e 620 °C, deve atender as exigências da TABELA 2.

TABELA 1 - Composição química do aço CA-6NM

Elemento	% em peso
Carbono	0,06 max.
Manganês	1,00 max.
Silício	1,00 max.
Enxofre	0,03 max.
Fósforo	0,04 max.
Cromo	11,5-14,0
Níquel	3,5-4,5
Molibdênio	0,4-1,0

TABELA 2 - Propriedades mecânicas do aço CA-6NM segundo a norma ASTM A 743 (valores mínimos exigidos).

Resistência à Tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
755	550	15

Com relação à prática de fundição, realizada em moldes de areia, a mesma exige precauções a fim de serem evitados os seguintes problemas:

- O primeiro problema em potencial, refere-se aos teores residuais de hidrogênio, oxigênio, enxofre e fósforo, os quais poderão implicar a formação de trincas após solidificação ou a redução da ductilidade do aço. Novas técnicas de refino estão possibilitando a redução dos teores destes elementos para valores inferiores a 5 ppm (10).

- Uma das razões 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 (15).

- Em grandes seções (500 x 700 mm) foram observadas macro-segregações resultantes da ação de elementos estabilizadores de austenita. Tais defeitos denominados segregações em "V" ocasionam falsos resultados quando da execução de ensaios não destrutivos por partículas magnéticas, além de permitirem o acúmulo de inclusões não metálicas ou ainda contribuírem na formação de micro-rechupes junto às mesmas. Suspeita-se que tal defeito reduza a resistência à fadiga do material (12).

Uma vez ajustados os procedimentos de fusão e controle de composição é necessário ainda estabelecer a prática de tratamento térmico a ser executada em tais aços.

Na figura 6 é apresentado o diagrama TTT do aço CA-6NM contendo várias curvas de resfriamento contínuo. Percebe-se em tal diagrama, que mesmo a taxas de resfriamento extremamente lentas não há a formação de outro microconstituente (perlita, ferrita ou bainita) a não ser martensita revelando a alta temperabilidade deste tipo de aço. Destaca-se que a temperatura para a completa formação de austenita (Ac_3), situa-se próxima a 720°C. Entretanto, valores de ductilidade de amostras solubilizadas a esta temperatura, situavam-se bem abaixo do que era esperado ao que parece devido à existência de carbonetos não dissolvidos (5). Recomenda-se, portanto, uma temperatura de austenitização na faixa de 950 a 1050°C.

As transformações que ocorrem no revenido apresentam características de caráter decisivo na obtenção de tenacidade de tais aços. Acima de 550°C tem-se a formação de uma austenita estável e finamente distribuída no interior da microestrutura, detectável por, difratometria de raio-X (12,15), microscopia eletrônica (9) ou espectrometria Mösbauer (33).

A boa tenacidade dos A.I.M.M. é resultante, além da formação de martensita revenida, da austenita formada entre 550 e 600°C a qual não se transforma em martensita após resfriamento. Entretanto valores consideráveis (45 J) desta propriedade podem ser obtidos caso seja efetuado revenido mesmo a temperaturas mais baixas (10). Foi verificado a partir de ensaios dilatométricos, que o início do surgimento desta austenita se dá por volta de 570°C alcançando um conteúdo máximo, cerca de 30%, a 615°C. Acima desta temperatura ocorre a desintegração da austenita formada e ainda o surgimento de uma austenita instável capaz de se transformar em martensita após resfriamento. A figura 7 apresenta a variação da porcentagem de austenita com o aumento da temperatura de revenido. O gráfico onde são apresentados valores de propriedades mecânicas em função da temperatura de revenido, figura 8, revela a possibilidade da obtenção de alta resistência mecânica com boa tenacidade resultante da formação da austenita estável finamente distribuída no interior do material.

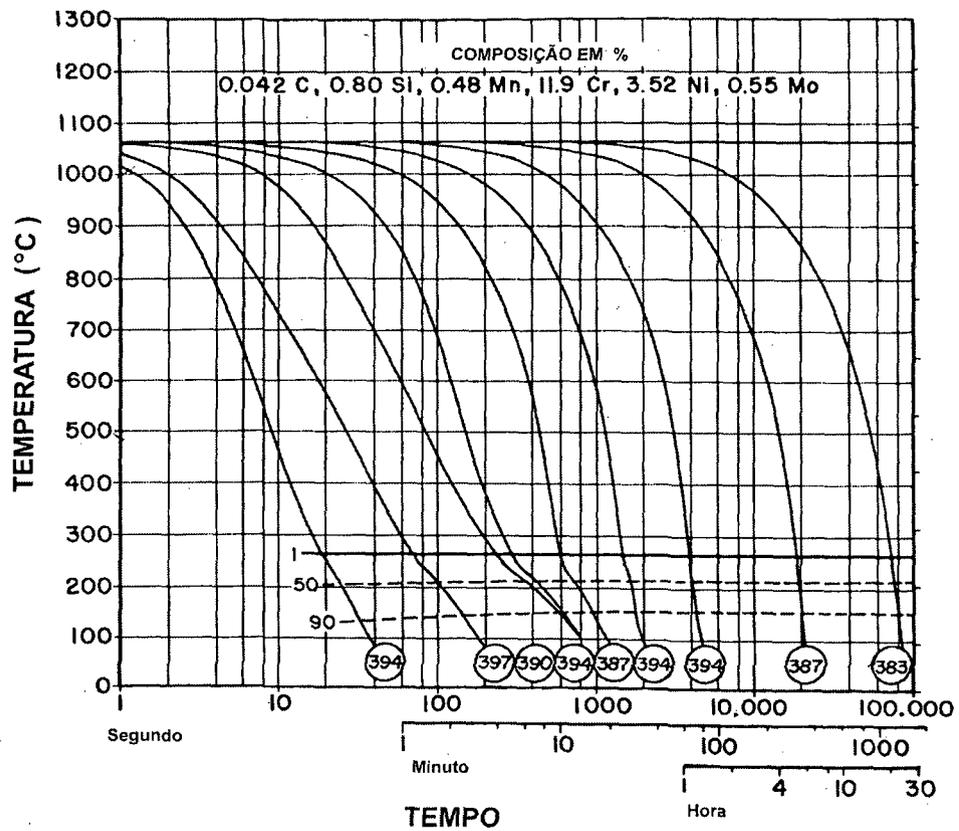


FIGURA 6 - Diagrama TTT para o aço CA-6NM (5).

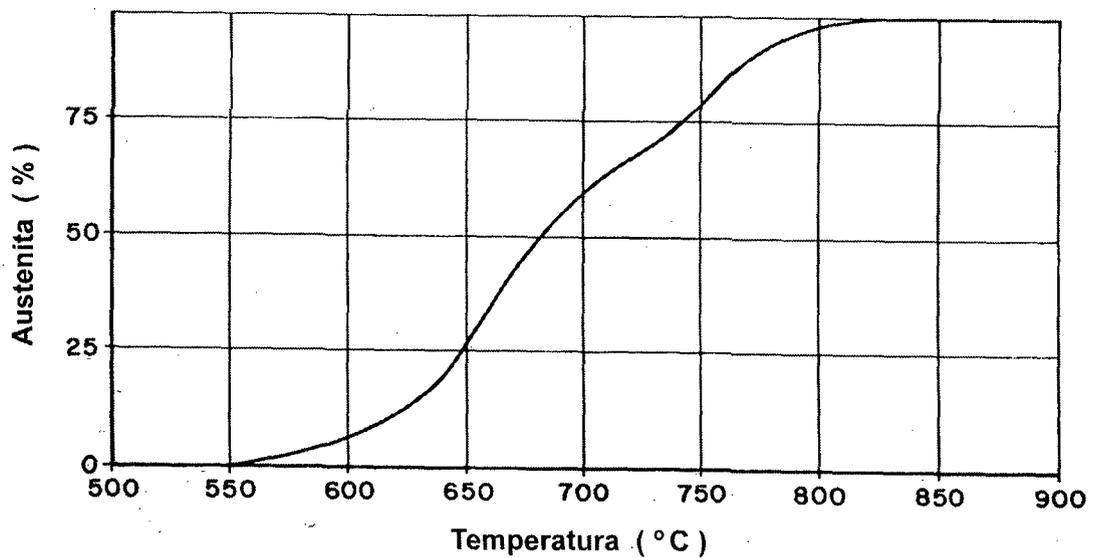


FIGURA 7 - Gráfico mostrando % de austenita formada em função da temperatura de revenido (9).

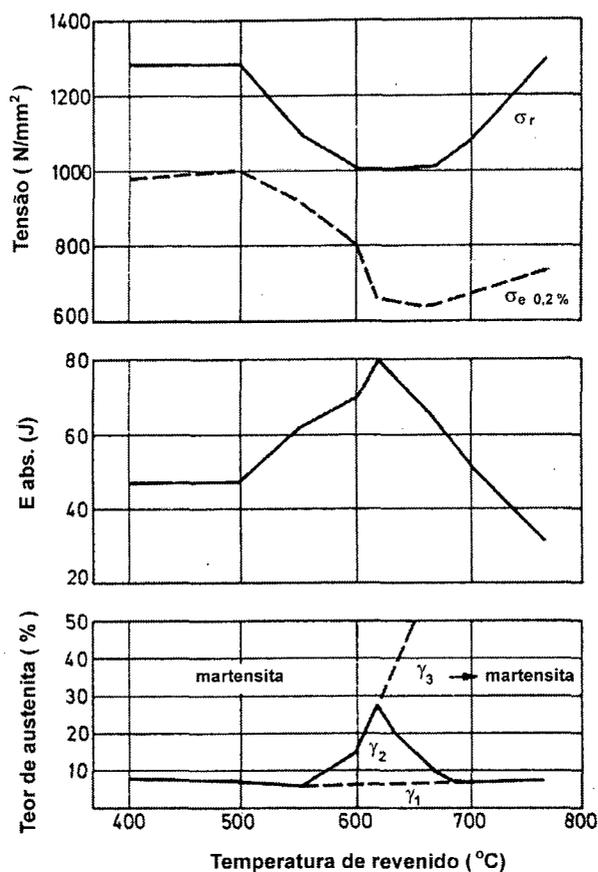


FIGURA 8 – Variação das propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenido (9).

Segundo (5, 16 e 17) bons resultados com relação à redução da dureza máxima a fim de evitar o fenômeno de corrosão sob tensão são obtidos através da realização de duplo revenido, sendo o primeiro ciclo realizado a 670°C e o segundo entre 550°C e 600°C.

Com relação à fragilização a 475°C, a mesma poderá vir a ocorrer em tais aços somente para períodos superiores a 800 horas a esta temperatura (11).

A influência das temperaturas de revenido é revelada ainda na redução da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos macios. Tal redução está diretamente ligada à precipitação de carbonetos de cromo desenvolvida durante o

revenido. Para se obter máxima resistência à corrosão (exceto corrosão sob tensão) a condição temperada é muitas vezes utilizada (12).

Ensaaios efetuados com o objetivo de verificar a tendência à corrosão intergranular em função do tratamento térmico, permitiram constatar a ocorrência de corrosão generalizada ao invés de corrosão localizada em contorno do grão (12). Em componentes fundidos e em regiões soldadas, a severidade do ataque depende da presença de micro-segregações (12).

Com relação à resistência à cavitação, a figura 9 apresenta o desempenho de alguns materiais utilizados em turbinas hidráulicas quando ensaiados através de vibração com equipamento de ultra-som em laboratório.

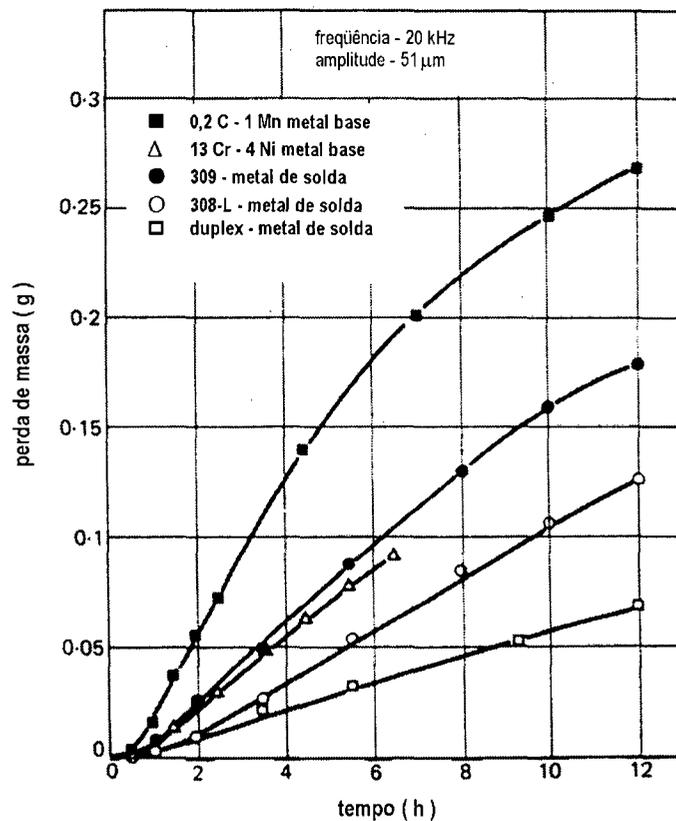


FIGURA 9 - Resistência à cavitação de materiais utilizados em rotores de turbinas hidráulicas (1).

2.4 - Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos macios.

Como citado anteriormente, a maior vantagem dos AIMM, com relação aos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, é a sua soldabilidade.

A formação de uma martensita de baixo carbono “macia e tenaz”, tanto no metal de solda como na zona termicamente afetada (ZTA), a baixa quantidade de ferrita delta (o que reduz o risco de crescimento de grão) e, ainda, o fato de apresentar uma menor tendência à fissuração provocada pelo hidrogênio graças à presença de austenita residual, são os principais fatores que proporcionam a melhor soldabilidade de tais aços (9, 11, 12, 15).

Apesar destas características, os seguintes procedimentos para que se obtenha uma maior garantia da qualidade durante a soldagem de tais aços são recomendados:

- Soldagem com eletrodo similar, contendo no máximo 0,040% de carbono aproximadamente 12% de cromo e de 4 a 6% de níquel, resultando num máximo de 5% de ferrita delta na região da solda. O objetivo em se limitar o teor de carbono é evitar dureza elevada na região da solda, haja vista a ação predominante deste elemento com relação a tal propriedade (16), bem como na formação de carbonetos. Valores de dureza excessivos, superiores a 275 HV (16) ou 248 HV (5,14,19), comprometem a resistência à corrosão sob tensão de tais aços em meios contendo sulfetos.
- Eletrodos revestidos e fluxos (arco submerso) devem ser previamente aquecidos conforme orientações dos fabricantes ou no mínimo a 300°C durante duas horas

antes do início da soldagem. Assim como os aços baixa liga e aços inoxidáveis martensíticos convencionais, os aços AIMM também apresentam certa susceptibilidade à fragilização por hidrogênio. O valor limite de hidrogênio difusível para tais aços situa-se próximo a 3 ppm (12). Aços obtidos por processos que não envolvam fusão a vácuo ou desgaseificação apresentam teores de hidrogênio superiores a este limite sendo necessário portanto maiores precauções na eliminação das fontes de hidrogênio durante a soldagem.

- Componentes de grande espessura (acima de 20mm) devem ser pré-aquecidos a aproximadamente 100°C (11).
- Efetuar a soldagem abaixo da temperatura Ms com uma temperatura de interpasse entre 100 a 150°C (11, 17). Desta forma, a estrutura de cada cordão de solda após ser transformada de austenita em martensita, pode ser revenida pelos passes subseqüentes (11).
- Para obtenção de altos valores de resistência ao impacto, tenacidade à fratura e resistência à fadiga, faz-se necessário a realização de tratamento térmico posterior à soldagem como revenido ou têmpera e revenido (11, 22). Dados apresentados por (11) revelam que soldas efetuadas com eletrodo revestido similar apresentam, na região do metal de solda, valores de resistência ao impacto (a temperatura ambiente) entre 30 e 40 J na condição como soldada e 70 a 80 J após revenido.

Destaca-se porém dados obtidos por (33) onde através da soldagem por GMAW utilizando metal de adição aço 13Cr-4Ni contendo 0,018% de carbono obteve-se 110 J de resistência ao impacto no estado como soldado devido ao baixo teor de carbono.

Quando tratamentos térmicos pós-soldagem, apresentam dificuldades de serem efetuados no local onde está instalado o componente a ser soldado, outra alternativa, seria o uso de eletrodos da classe austenítica (11, 20, 22). Estes, apesar de apresentarem tensão de escoamento inferior (aproximadamente 50%) à da classe martensítica, possuem maior solubilidade ao hidrogênio e conseqüentemente menor probabilidade de fissuração quando da presença deste elemento.

2.5 - Técnicas de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Com as técnicas de reparo sem TTPS pretende-se, através da utilização de procedimentos estritamente controlados, aproveitar o calor gerado na própria soldagem para obter uma microestrutura adequada na zona termicamente afetada (ZTA) do metal base, com requisitos mínimos de tenacidade e de dureza máxima, que garantam a integridade do componente reparado, em particular sua resistência à fratura frágil, às trincas de reaquecimento e à corrosão sob tensão (23).

Inicialmente, para uma introdução da terminologia aqui empregada, consideremos através da representação esquemática da figura 10 as distintas sub-regiões da ZTA para um aço carbono com 0,15% de C.

- (a) ZT = Zona de transição
- (b) ZTA - GG = Zona de grãos grosseiros
- (c) ZTA - N = Zona normalizada ou de refino de grãos
- (d) ZTA - IC = Zona intercrítica
- (e) ZTA - SC = Zona subcrítica

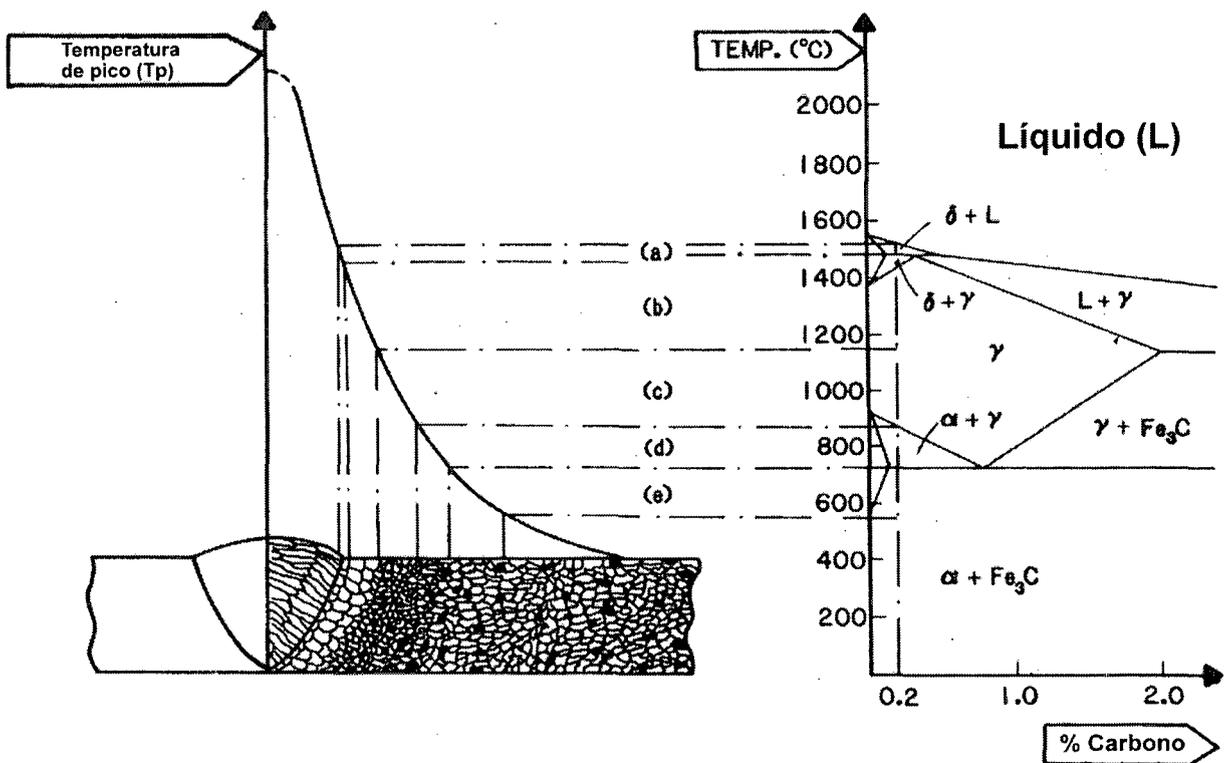


FIGURA 10 - Diagrama esquemático das regiões da ZTA para um aço baixo carbono.

No corte transversal de um cordão de solda representado na figura 11 as regiões de refino de grão e intercrítica estão mais corretamente delimitadas pelas temperaturas Ac_3 e Ac_1 dinâmicas, nesse caso não ignorando o efeito da alta taxa de aquecimento imposta por um ciclo térmico de soldagem sobre as linhas do diagrama.

O limite inferior da ZTA GG para os aços ferríticos é da ordem de 1100°C. ou seja, temperatura suficientemente elevada para promover a dissolução de carbonetos ou nitretos e que favorece o crescimento de grão. Entretanto pelo uso de baixos aportes térmicos podem ser limitados, a largura da ZTA-GG, e mesmo o crescimento de grão, pelo efeito que exerce o elevado gradiente térmico junto à linha de fusão e a restrição do espaço físico sobre o crescimento de grão, conhecido com *thermal pinning* (24).

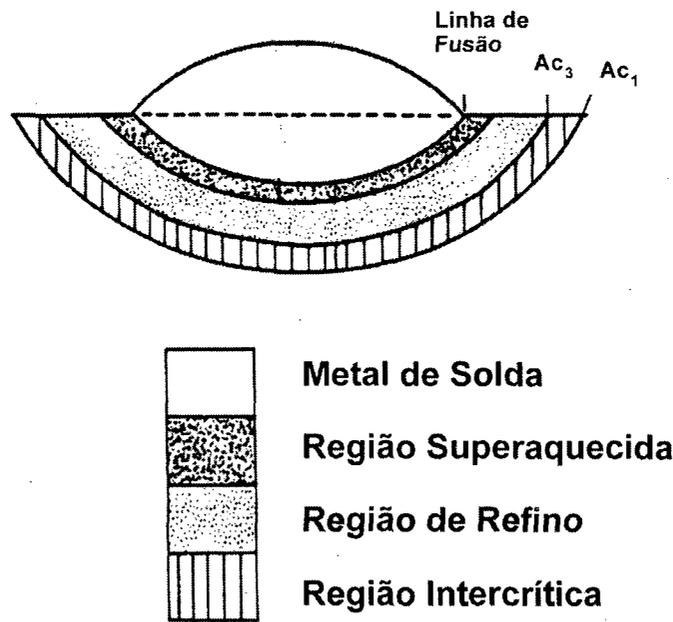


FIGURA 11 - Corte transversal de cordão de solda.

Para um aço inoxidável 13Cr-4Ni, conforme ilustrado anteriormente na figura 4, pode-se verificar que as temperaturas Ac_4 e Ac_3 situam-se próximas a 1300 e 720 °C respectivamente.

2.5.1 - Técnica da “meia-camada”

A técnica da “meia-camada”, adotada pelo código ASME (25) e aplicada em componentes nucleares, foi desenvolvida para o reparo por soldagem de aços ferríticos para vasos de pressão, onde o convencional TTPS não poderia ser aplicado. O objetivo desse procedimento é refinar completamente e revenir a microestrutura da ZTA-GG do material de base. O reparo é executado somente pela soldagem com eletrodos revestidos. Inicialmente é feito um amanteigamento com uma camada de metal de solda em toda a cavidade a ser reparada, usando eletrodos de 2,4 mm (ASME XI) ou 3,2 mm (ASME III). Essa camada de amanteigamento é então esmerilhada até 50% de sua espessura (ver figura 12). Camadas subseqüentes são então depositadas com eletrodos de maior diâmetro (até 4,0 mm) para promover o refino de grão e o revenido da ZTA-GG da primeira camada. Esse procedimento funciona bem, desde que o controle seja cuidadoso, mas como isso nem sempre é possível na prática, os resultados podem ser questionáveis. Além disso, o esmerilhamento manual é uma atividade bastante penosa, principalmente em trabalhos expostos à radioatividade, onde o tempo de permanência do operário é limitado. Dessa forma é compreensível que a técnica da “dupla-camada” passou, a ser uma alternativa vantajosa.

2.5.2 - Técnica da “dupla-camada”

Com essa designação essa técnica foi inicialmente desenvolvida nos anos sessenta junto à Central Electricity Generating Board (CEGB) do Reino Unido para

evitar o problema das trincas de reaquecimento nas ZTAs de aço Cr-Mo-V durante TTPS (23). Ela também é conhecida como técnica do “passe de revenido”, uma vez que dispensa o esmerilhamento da camada inicial de amanteigamento (figura 12b).

Esta técnica utiliza um método controlado de deposição, de modo que a segunda camada promova o refino e a redução de dureza da ZTA gerada pela primeira camada. A eficácia da técnica depende basicamente dos parâmetros de soldagem utilizados nas deposições das camadas.

A primeira camada já produz um certo grau de refino, sendo dependente da sequência de deposição. A segunda camada penetra na primeira promovendo um refino da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor da primeira camada.

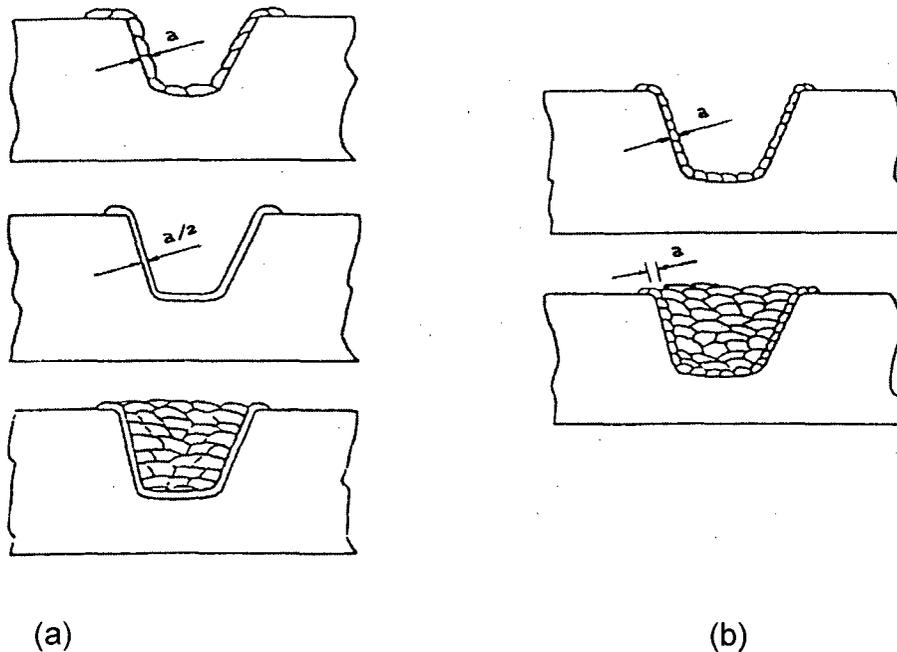


FIGURA 12 - Técnicas de reparo sem TTPS (a) meia camada e (b) dupla camada (25).

Aspectos essenciais a serem observados na aplicação eficaz da técnica são:

- dimensões do cordão da primeira camada (i.e., aporte térmico).
- adequada sobreposição dos cordões.
- relação de aporte térmico entre as camadas.
- temperatura de pré-aquecimento e interpasse relativamente elevadas.
- cavidade de reparo suficientemente aberta para permitir adequado ângulo de ataque do eletrodo.

Uma variedade da técnica da dupla-camada usando TIG mecanizado foi desenvolvida pela CEGB para refinar e revenir aços Mn-Mo-Ni do tipo ASTM A 508, classe 2. Essa variante requer seis camadas de solda para promover tanto o refino como o revenido da ZTA. As três primeiras camadas produzem refino e as três últimas o revenido (26).

Destaca-se ainda o emprego da tocha TIG como forma de provocar o revenimento (27) da ZTA a fim de melhorar o comportamento à fadiga de juntas soldadas.

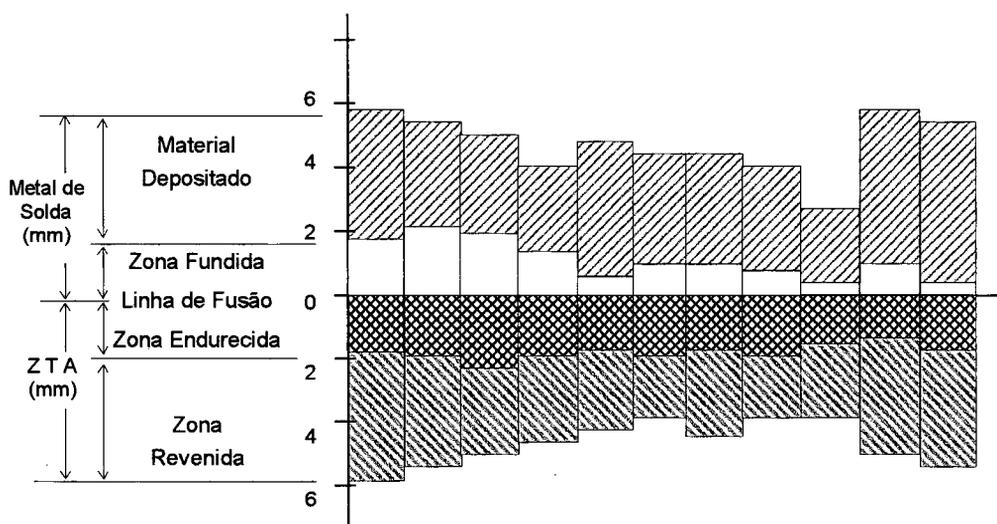
2.5.3 - O teste prático de Higuchi

Embora seja especificado pelo código ASME que 50% da primeira camada sejam removidos, é questionável se tal requisito seja sempre válido independentemente da espessura variável dos cordões de amanteigamento. Nesse sentido Higuchi, à frente de outros pesquisadores japoneses, obteve um critério claro sobre a espessura da camada a ser removida, executando uma série de testes de simples deposição, práticos e fundamentais, sobre uma placa do metal base previamente temperada em água e não revenida. Através do perfil de dureza na seção

transversal aos cordões de solda depositados é possível conhecer o alcance das regiões de revenido (macias) e de re-têmpera (duras) ao longo da ZTA.

A figura 13 reúne resultados obtidos por Higuchi para as dimensões do cordão e da ZTA, para diferentes posições de soldagem e vários aportes térmicos, em seu estudo do reparo de aço baixa-liga (C 0,22; Mn 0,80; Ni 0,85; Cr 0,36; Mo 0,59%) para vasos de pressão. A seleção das condições de reparo pode então ser feita de tal modo que a ZTA produzida pela primeira camada seja revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada de solda. Dessa forma é necessário fazer com que a zona macia da ZTA da segunda camada depositada coincida com a zona endurecida da ZTA primária. Conforme Higuchi, para as condições empregadas seria adequado deixar uma espessura residual de 2 a 2,5 mm (40 a 80% da original) da primeira camada, depositada com eletrodos de 2,6 mm, para propiciar o revenimento pelos cordões da segunda camada, feitos com eletrodos de 3,2 mm de diâmetro. Essas condições se aplicam para as demais apresentadas na figura 13.

Reparos efetuados nessas condições mostraram excelente performance, em particular quanto à tenacidade da ZTA, quando comparados com os obtidos em procedimento convencional de soldagem (todos passes com eletrodos de 3,2 mm e aporte térmico igual a 13 kJ/cm) seguido de tratamento de alívio de tensão em forno.



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

FIGURA 13 - Dimensões do cordão e da ZTA para diferentes posições de soldagem e aportes térmicos seguindo o ensaio desenvolvido por Higuchi (28).

2.5.4 - Conceitos de sub e sobrepenetração/critérios 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 de refino associada à segunda camada de solda é ilustrada na figura 14. Normalmente considera-se que o refino completo ocorrerá na região delimitada pelas isotermas Ac_3 e aproximadamente $1100^\circ C$ (para aços ferríticos). Fora desses limites ocorrerão refino parcial e revenido, apenas 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 ZTA 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 usadas, sendo estimados a partir de medidas de depósitos simples representativos de cada camada (29). A ZTA - GG estende-se somente poucos décimos de milímetro 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 ZTA (26).

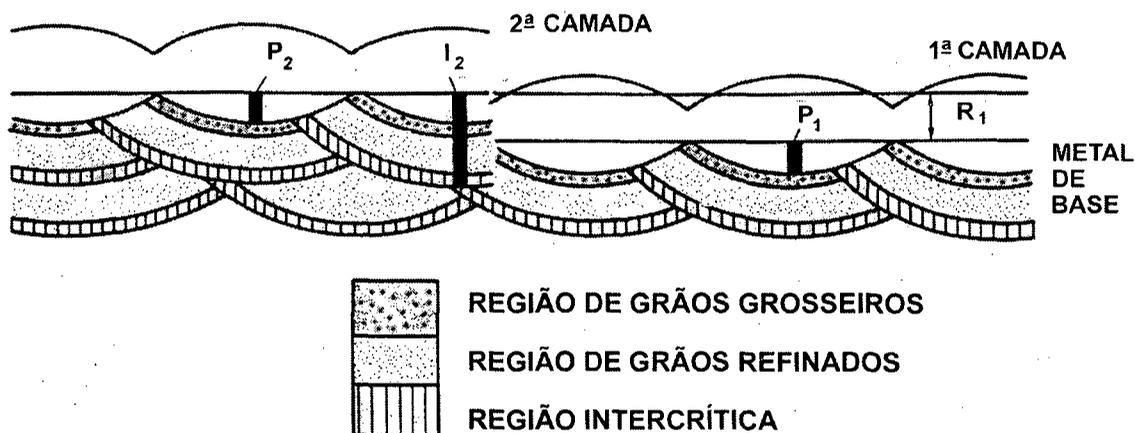


FIGURA 14 - Esquema de uma soldagem multipasses (23).

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

$$P_2 < (R_1 + P_1) < I_2 \quad (1)$$

onde:

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

R_1 - Altura média da 1ª 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 ZTA não refinada. Essa condição é denominada "sobrepeneção" e acontece quando:

$$P_2 > (R_1 + P_1). \quad (2)$$

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

2.5.5 - Aplicação das técnicas sem TTPS ao aço CA-6NM.

Dentre os poucos trabalhos publicados sobre o reparo de aços martensíticos macios sem TTPS, merecem destaque os trabalhos de Akhtar realizados para a British Columbia Hydro, Canadá, (1, 35), objetivando desenvolver procedimentos de reparo de rotores de turbinas hidráulicas fabricados em aços 13/2 CrNi e 13/4 CrNi. A opção pela soldagem sem TTPS deriva da dificuldade em realizar tratamento térmico localizado às elevadas temperaturas requeridas (aproximadamente 600 °C). Nesses trabalhos o autor optou pelo uso de materiais de adição austeníticos (um contendo 50 %Co e outro com 15 %Cr-25 %Ni) com relativamente elevada resistência à cavitação, pois estes apresentam maior solubilidade ao hidrogênio (o que evita a ocorrência de trincas a frio na ZTA). Por outro lado, descartou o uso de metais de adição similares ao metal de

base pois, na ausência de tratamento térmico, isto resultaria na obtenção de baixa tenacidade e menor resistência à fadiga em soldas envolvendo tais materiais (1, 35).

Conforme Akhtar, entre o metal de base e metal de solda há a formação do que ele denomina uma “zona de transição” de elevada dureza, cujo valor depende do número de passes subseqüentes aplicado (figura 15); com um número entre 1 e 3 passes, obter-se-ia uma redução da dureza; para uma maior quantidade de passes, a dureza volta a aumentar para valores de até 400 HV. Akhtar não identifica a causa desse fenômeno de endurecimento e cita apenas que o abaixamento da dureza é resultante de um revenimento provocado pelos dois ou três passes subseqüentes.

Com relação à resistência ao impacto de tal “zona de transição”, Akhtar obteve valores desta propriedade próximos àqueles dos materiais de base, conforme ilustrado na figura 16. Não fica claro, porém, se os valores encontrados estão associados a regiões com dureza superior ou inferior a 400 HV, haja vista a possibilidade de obtenção de regiões com diversos números de passes subseqüentes dentro da junta em K utilizada nos ensaios.

Salienta-se que nos trabalhos de Akhtar não são citadas as energias de soldagem utilizadas, o que impossibilita uma melhor análise dos resultados obtidos por ele.

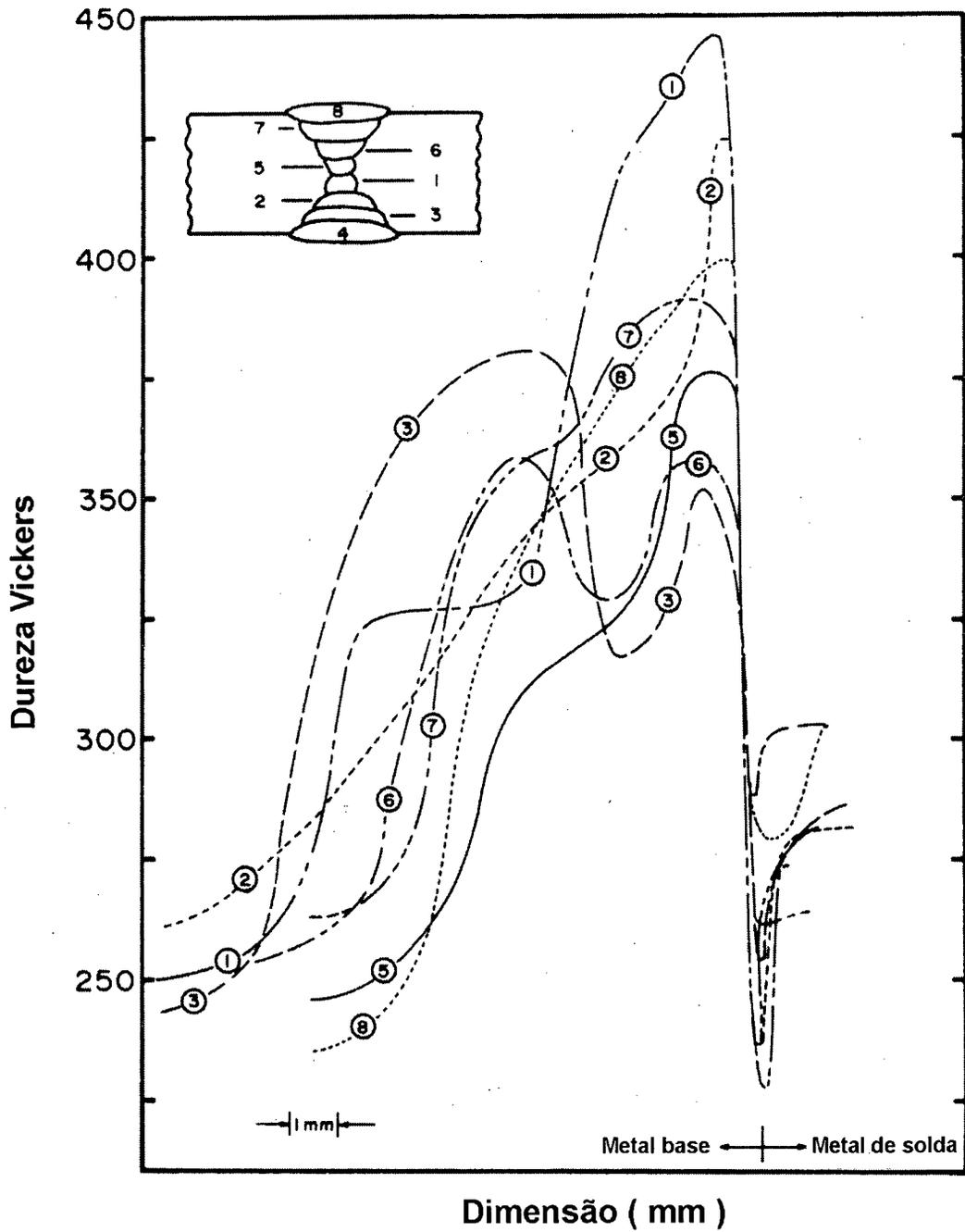


FIGURA 15 - Influência da quantidade de sobrepasses sobre o perfil de dureza na ZTA para uma soldagem em junta em duplo-V em aço 13/2 CrNi (1, 35).

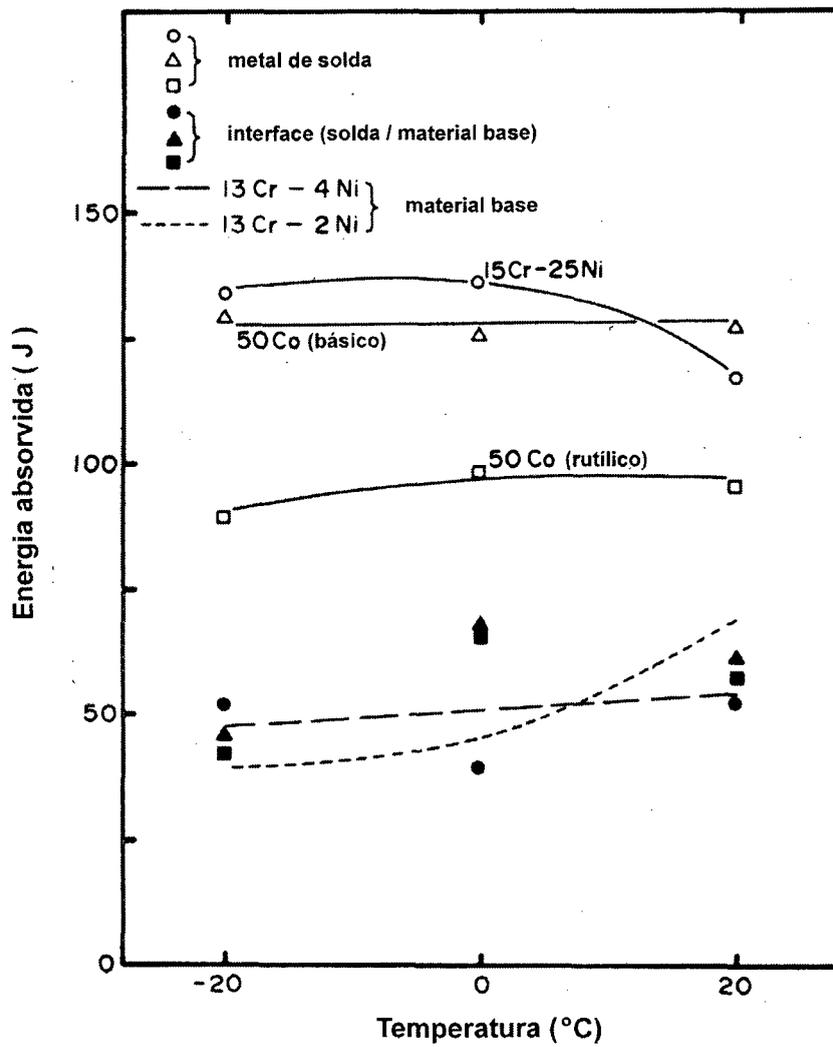


FIGURA 16 – Valores de resistência ao impacto na interface solda/material de base, obtidos na soldagem de um aço 13Cr-4Ni com 0.05 %C (1,35).

A seguir será relatada a metodologia adotada no estudo da soldabilidade do aço CA-6NM utilizando as técnicas de soldagem sem TTPS.

3 - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Materiais

Para os ensaios foram usadas placas medindo 200x100x30mm, cortadas a partir de tarugos fundidos de aço CA-6NM (fundidos em conjunto com os rotores adquiridos pela Usina Governador Parigot de Souza da COPEL - Companhia Paranaense de Energia) cuja microestrutura, propriedades mecânicas e composição química são apresentadas na figura 17 e tabelas 3 e 4.

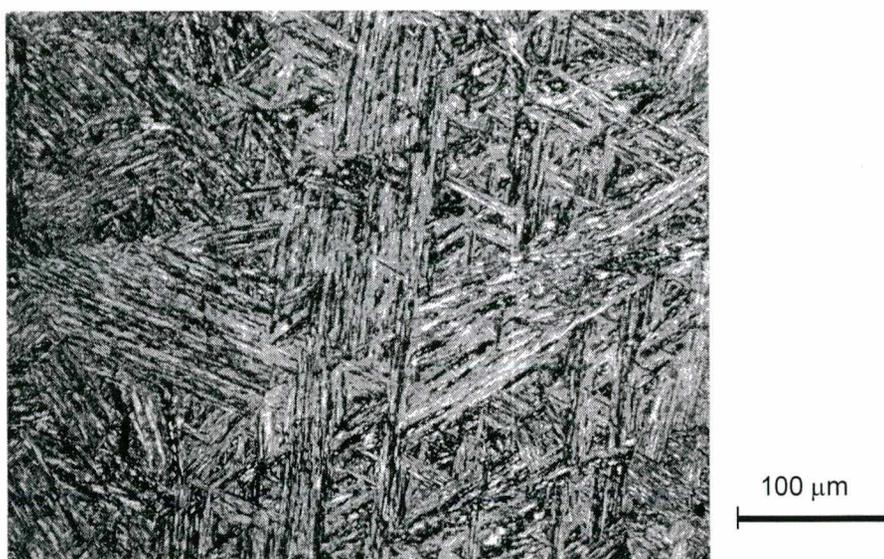


FIGURA 17 - Microestrutura do aço CA-6NM utilizado nos ensaios. Martensita revenida livre de ferrita delta. Ataque: Vilella.

TABELA 3 - Propriedades mecânicas do aço CA-6NM utilizado nos experimentos.

Resistência à Tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Impacto 20°C (J)
840	665	23	119

TABELA 4 - Composição química do aço CA-6NM utilizado nos experimentos (% em peso).

Elemento	% em peso
Carbono	0,035
Manganês	0,50
Silício	0,59
Fósforo	—
Enxofre	0,017
Cromo	11,80
Níquel	4,22
Molibdênio	0,62

Para execução da soldagem foram utilizados eletrodos revestidos, de materiais similares e dissimilares ao material base, cuja composição química encontra-se na tabela 5.

TABELA 5 - Composição química segundo as normas AWS A5.4 e A5.11, dos eletrodos de soldagem utilizados nos experimentos^(*).

Eletrodo	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
E 410 NiMo(**)	0,050	0,40	0,49	0,020	0,015	12,3	4,3	0,63	restante
E NiCrFe-2	0,10	0,75	3,5	0,03	0,02	13-17	62min.	0,50-2,50	11,0
E 309L-15	0,04	0,90	0,5-2,5	0,04	0,03	22-25	12-14	2,0-3,0	restante

(*) Valores isolados representam o máximo admissível com exceção do níquel para o eletrodo E NiCrFe-2.

(**) Obtidos na análise química do metal depositado.

3.2 - Teste de Higuchi

Com o objetivo de avaliar a extensão da faixa revenida em função da energia de soldagem, foram efetuados depósitos de solda com diferentes níveis de energia sobre placa temperada e não revenida utilizando eletrodos revestidos tipos AWS E 410NiMo e AWS E NiCrFe-2 (similar e dissimilar ao material base respectivamente). A extensão das zonas foi avaliada mediante análise metalográfica e medições de microdureza Vickers utilizando carga de 100 gramas (HV 0,1), efetuadas sobre corpos de provas seccionados transversalmente sobre os cordões. Devido à dificuldade em se identificar no exame metalográfico o limite da zona revenida, esse limite foi considerado como sendo aquele em que os valores dureza situassem abaixo de 340 HV ou seja abaixo do valor mínimo encontrado para a placa no estado temperado.

3.3 - Avaliação das dimensões da camada e ZTA.

A fim de avaliar as dimensões médias da camada depositada com eletrodo revestido e a extensão da ZTA, foi efetuada simples deposição de cordão utilizando eletrodo dissimilar sobre uma placa em condições similares às de uso (isto é temperada e revenida a 600°C por 2h), com as condições constantes na tabela 6. Em seguida foram determinadas as dimensões da camada (penetração e altura média do reforço) e a profundidade da ZTA através de microscopia estereoscópica com dez aumentos.

TABELA 6 - Parâmetros de soldagem adotados para deposição de camada de solda.

Energia (kJ/cm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min.)	Diâmetro elet. (mm)
5,0	70	24	22,5	2,5

3.4 - Levantamento das condições para revenido com TIG.

Em função da grande extensão da zona endurecida na ZTA (cerca de 75%), da pequena largura revenida e da elevada dureza do material de solda similar observados no teste de Higuchi, explorou-se realizar os reparos com amanteigamento usando material austenítico e posterior reaquecimento com três passes TIG com energias decrescentes sobre este, a fim de promover o revenido da ZTA (figura 18).

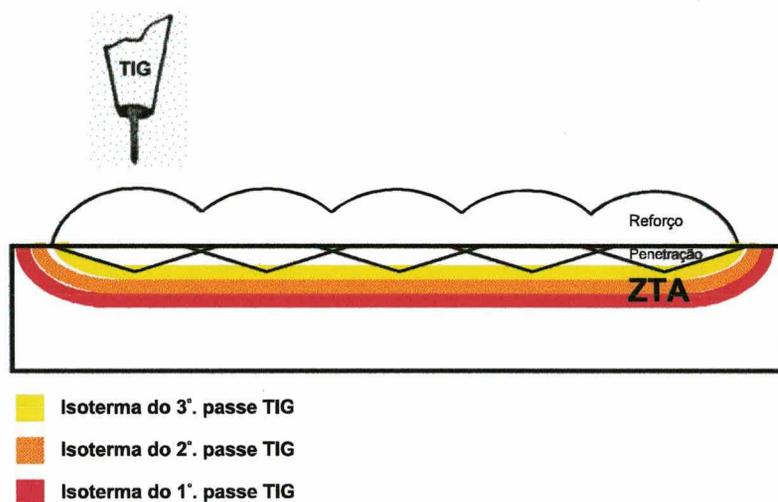


FIGURA 18 – Esquema da aplicação de três passes TIG sobre metal austenítico a fim de obter o revenido da ZTA do material base.

Foi necessário, porém, verificar inicialmente a profundidade das isotermas provocadas pela tocha TIG sobre o material base. Para isto foi efetuado o aquecimento com TIG sobre uma placa de aço CA-6NM utilizando diferentes níveis de energia e posterior determinação da profundidade através de medidas de dureza.

Com base nos resultados até aqui encontrados, foi efetuada uma pré-avaliação do efeito do reaquecimento com três passes TIG sobre duas camadas depositadas com materiais austeníticos, E 309-L15 e E NiCrFe-2, ambas com 5 kJ/cm. O reaquecimento com TIG foi efetuado com energias decrescentes, de forma que as isotermas de revenimento abrangessem toda a largura da ZTA. As condições para o reaquecimento encontram-se na tabela 7 e foram determinadas conforme item 4.4.

Em seguida foram levantados os perfis de dureza das ZTAs nas condições antes e após o reaquecimento com TIG (ver figura 32).

TABELA 7 - Parâmetros adotados para o reaquecimento com TIG sobre as camadas de metal de solda dissimilar.

Energia - (kJ/cm)	Corrente - (A)	Tensão - (V)	Velocidade - (cm/min)
12,3	146	14,8	10
10,3	122	13,3	10
8,7	103	12,3	10

3.5 - Simulação de reparo para avaliação da tenacidade.

Com o objetivo de avaliar e comparar as tenacidades junto às ZTAs, nas condições antes e após reaquecimento com TIG, foi soldada uma junta em semi-V com ângulo de 45° a fim de permitir a retirada de corpos de prova Charpy padrão com o entalhe localizado sobre a ZTA junto à linha de fusão (figura 19).

Para obtenção desta junta, inicialmente, foi depositada uma camada de amanteigamento com eletrodo E 309L-15 sobre o bordo reto de uma das chapas seguindo as condições da tabela 6.

O reaquecimento com TIG foi efetuado apenas sobre meia camada depositada permanecendo inalterada a outra metade, a fim de comparar a tenacidade entre as regiões revenidas e não revenidas. As condições utilizadas para o reaquecimento com TIG encontram-se na tabela 8. Tais condições foram determinadas a partir medições efetuadas em chapa aquecida na borda devido ao fluxo de calor mais restrito.

Os passes TIG foram realizados, diretamente acima de cada cordão, utilizando eletrodo de tungstênio-tório com diâmetro de 2,4 mm e ângulo da ponta com 60°. Como atmosfera protetora/ionizante, foi utilizado gás argônio a uma vazão de 14 l/min. Para

controlar a velocidade linear da tocha foi usado um sistema de deslocamento automatizado.

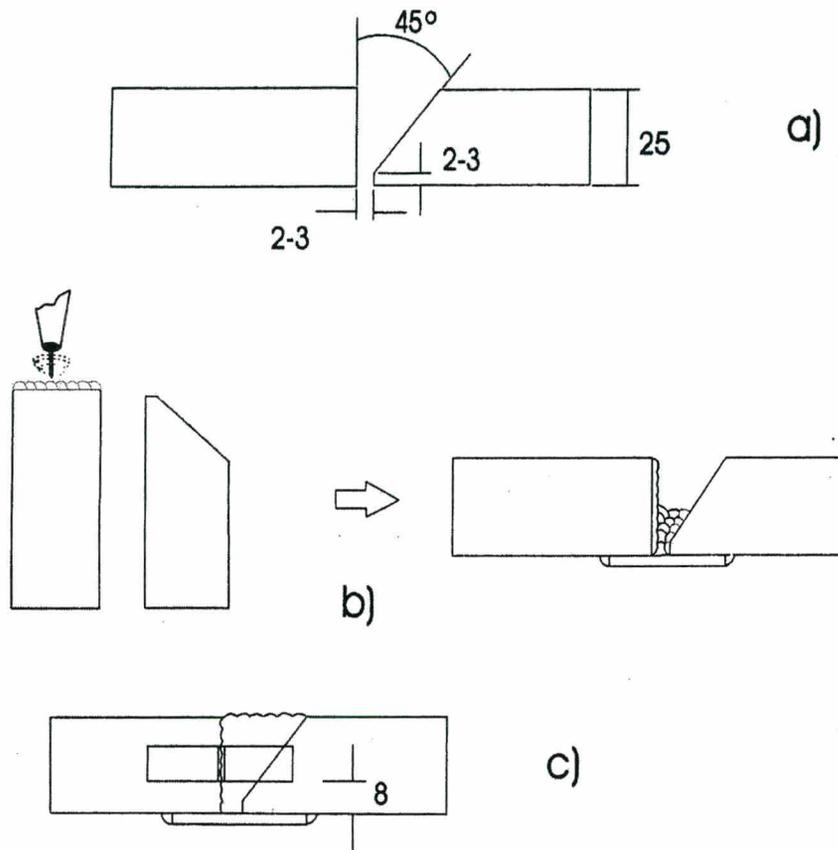


FIGURA 19 – Sequência para avaliação da tenacidade da ZTA. (a) Junta a ser soldada. (b) Amanteigamento seguido de TIG e enchimento da junta. (c) Localização para retirada dos corpos de prova Charpy. Dimensões em mm.

TABELA 8 - Parâmetros adotados para o reaquecimento com TIG para avaliação da tenacidade.

Energia - (kJ/cm)	Corrente - (A)	Tensão - (V)	Velocidade - (cm/min)
6,5	81	13,4	10
3,4	50	11,5	10
1,8	25	11,9	10

Após aquecimento com TIG e antes de posicionar as chapas para preencher a junta, foram depositadas duas camadas com energias de soldagem inferior à primeira com o intuito de evitar a ocorrência de sobrepenetração.

Para o preenchimento da junta foi utilizado eletrodo com diâmetro de 3,25 mm e com energia de soldagem inferior a 7 kJ/cm.

As temperaturas de pré-aquecimento e interpasse utilizadas durante as operações de soldagem foram 130 e 150 °C respectivamente.

4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.

4.1 - Teste de Higuchi.

As figuras 20 e 21 apresentam os perfis de dureza resultantes da aplicação dos cordões de solda sobre material temperado (dureza média 350 HV). Os valores de espessura das várias regiões são apresentados nas figuras 22 e 23. Na figura 24 o efeito do revenido é revelado pela maior sensibilidade ao ataque químico (escurecimento).

Percebe-se nestas figuras que a faixa revenida decorrente do calor da solda não é superior a 25% da largura total da ZTA e que a queda de dureza com relação à dureza inicial foi de 30 HV.

O fato de se obter uma estreita faixa de camada revenida deve ser atribuído à elevada resistência ao revenimento por parte dos aços inoxidáveis martensíticos (30,31) e à baixa temperatura A_{c1} (620 °C) do aço CA-6NM a qual impede que temperaturas mais altas proporcionem uma ação mais efetiva com relação à redução da dureza devido a austenitização parcial acima de A_{c1} . Supõe-se que para outros aços inoxidáveis martensíticos, com temperaturas A_{c1} superiores à do aço CA-6NM, os mesmos apresentem uma faixa de revenimento mais larga e com valores de dureza dentro desta mais baixos.

Comparando os resultados obtidos por Higuchi para um aço baixa liga (figura 13), observa-se uma maior abrangência da faixa revenida dentro da ZTA (1,5 vezes a faixa endurecida) e maior a queda da dureza (de 440 HV para 340 HV) o que possibilita a realização tanto do revenido como do refino da granulação através dos sobrepasses de soldagem. Tal possibilidade não é permitida para o aço CA-6NM em função da estreita faixa de revenido em relação às demais dimensões do cordão.

Destaca-se ainda os valores de dureza próximos a 450 HV encontrados no metal de solda martensítico. Tais valores, como esperado, estão correlacionados ao teor de carbono deste (0,050%), superior ao encontrado para o material base (0,035%), o que resulta ainda em uma menor tenacidade.

Nas análises metalográficas foi constatado refino da granulação ao invés do crescimento da mesma junto à linha de fusão. Por apresentarem uma temperatura A_{c4} mais baixa, comparada aos aços ferríticos, próxima a 1220°C (ver figura 4), os AIMM permitem que ocorra a transformação $\gamma \leftrightarrow \delta$ durante ciclo térmico de soldagem promovendo o refino próximo à linha de fusão. Aliado a este fato, não foi observado aumento significativo da granulação na ZTA se comparada à granulação do material base (ver figura 25, obtida com luz polarizada). O não crescimento da granulação na ZTA, torna desnecessário a realização do tratamento de refino através dos ciclos de soldagem.

Não foram observadas trincas tanto nos metais de solda quanto no material base.

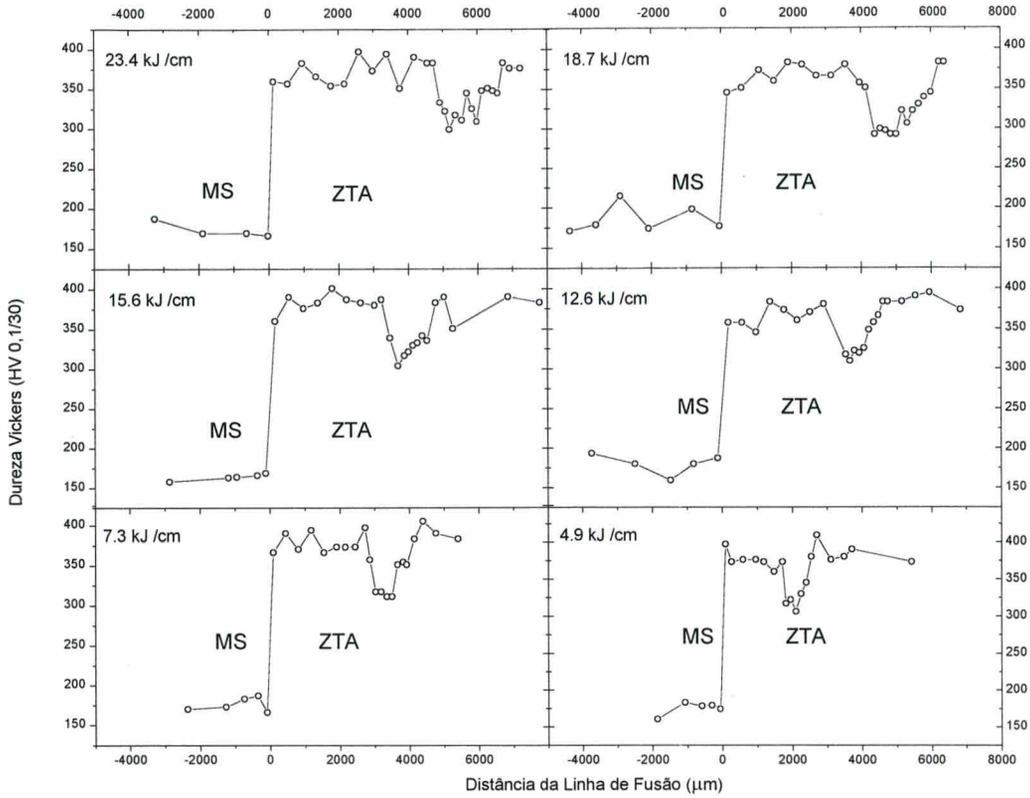


FIGURA 20 - Perfis de dureza obtidos junto à seção transversal dos cordões depositados com diferentes níveis de energia sobre placa temperada (e não revenida) utilizando eletrodo revestido tipo E NiCrFe – 2

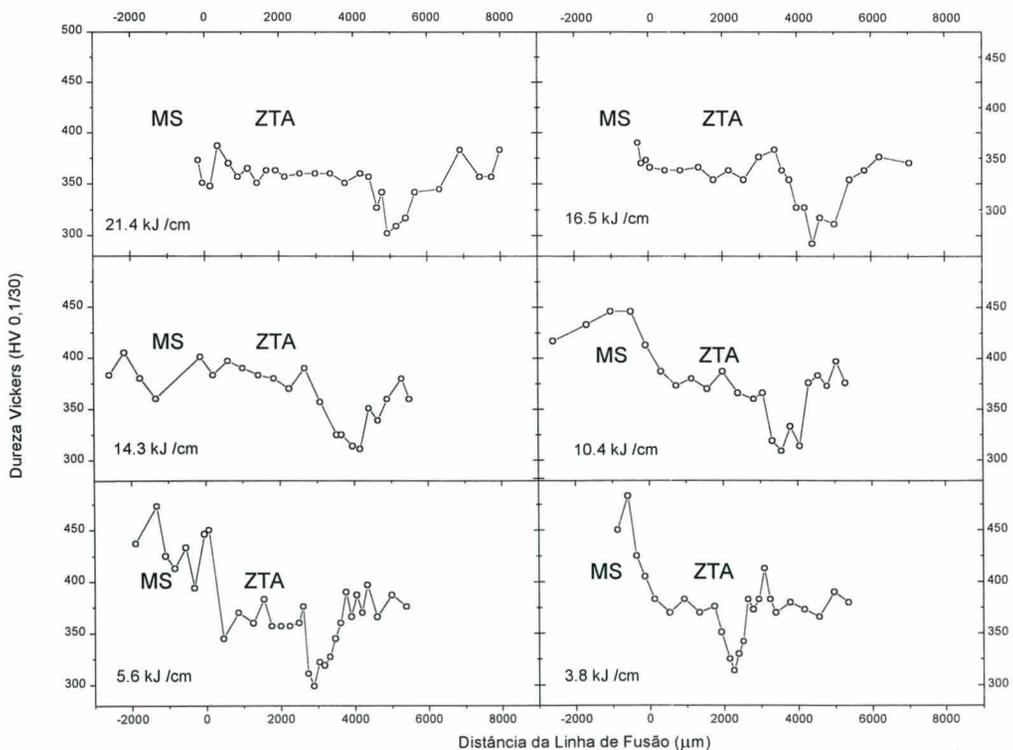


FIGURA 21 - Perfis de dureza obtidos junto à seção transversal dos cordões depositados com diversos níveis de energia sobre placa temperada (e não revenida) utilizando eletrodo revestido tipo E 410NiMo.

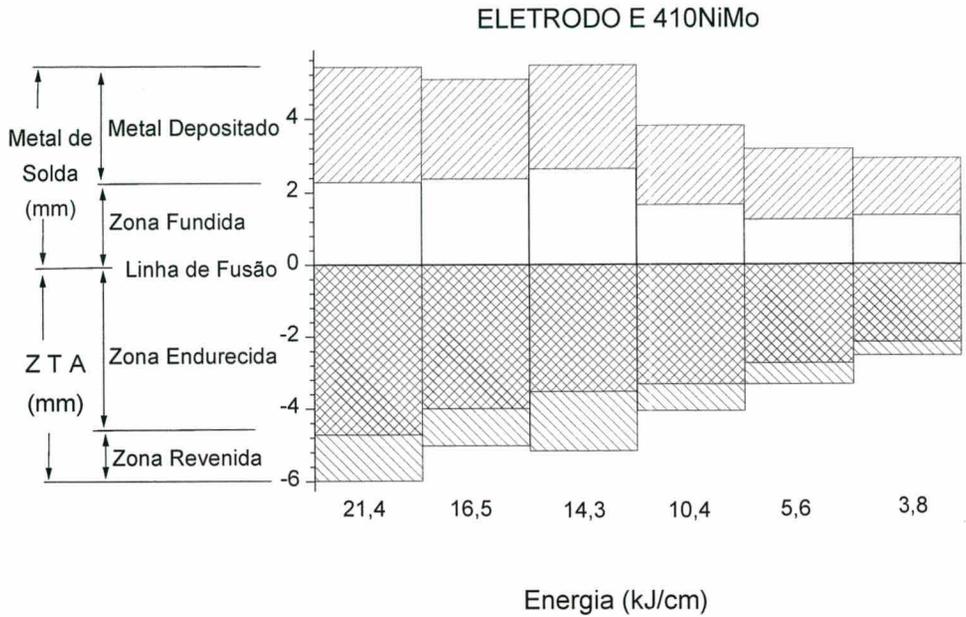


FIGURA 22 - Dimensões das várias regiões do metal de solda e ZTA em função da energia de soldagem para cordões depositados com eletrodo **E 410NiMo**.

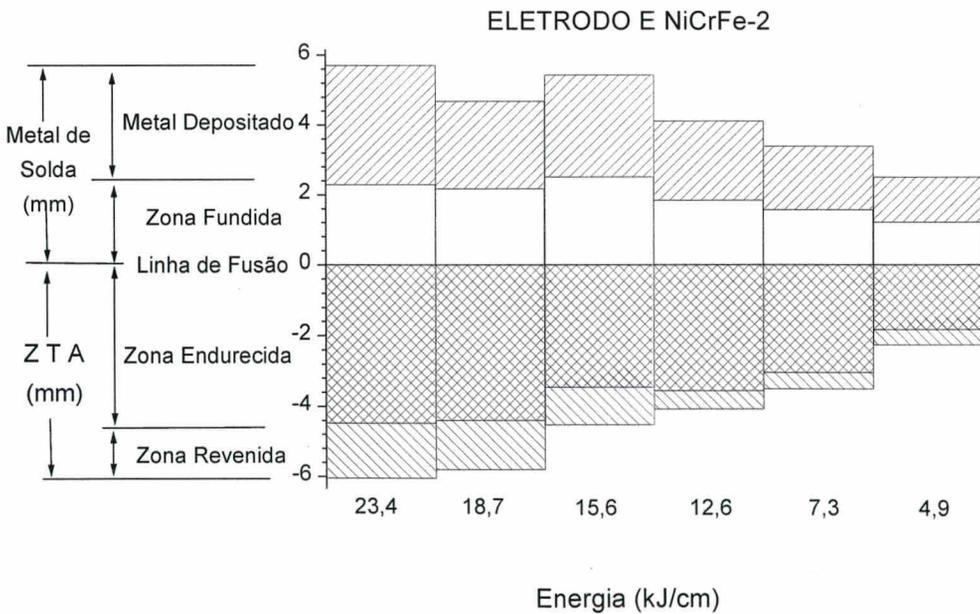


FIGURA 23 - Dimensões das várias regiões do metal de solda e ZTA em função da energia de soldagem para cordões depositados com eletrodo **E NiCrFe-2**.

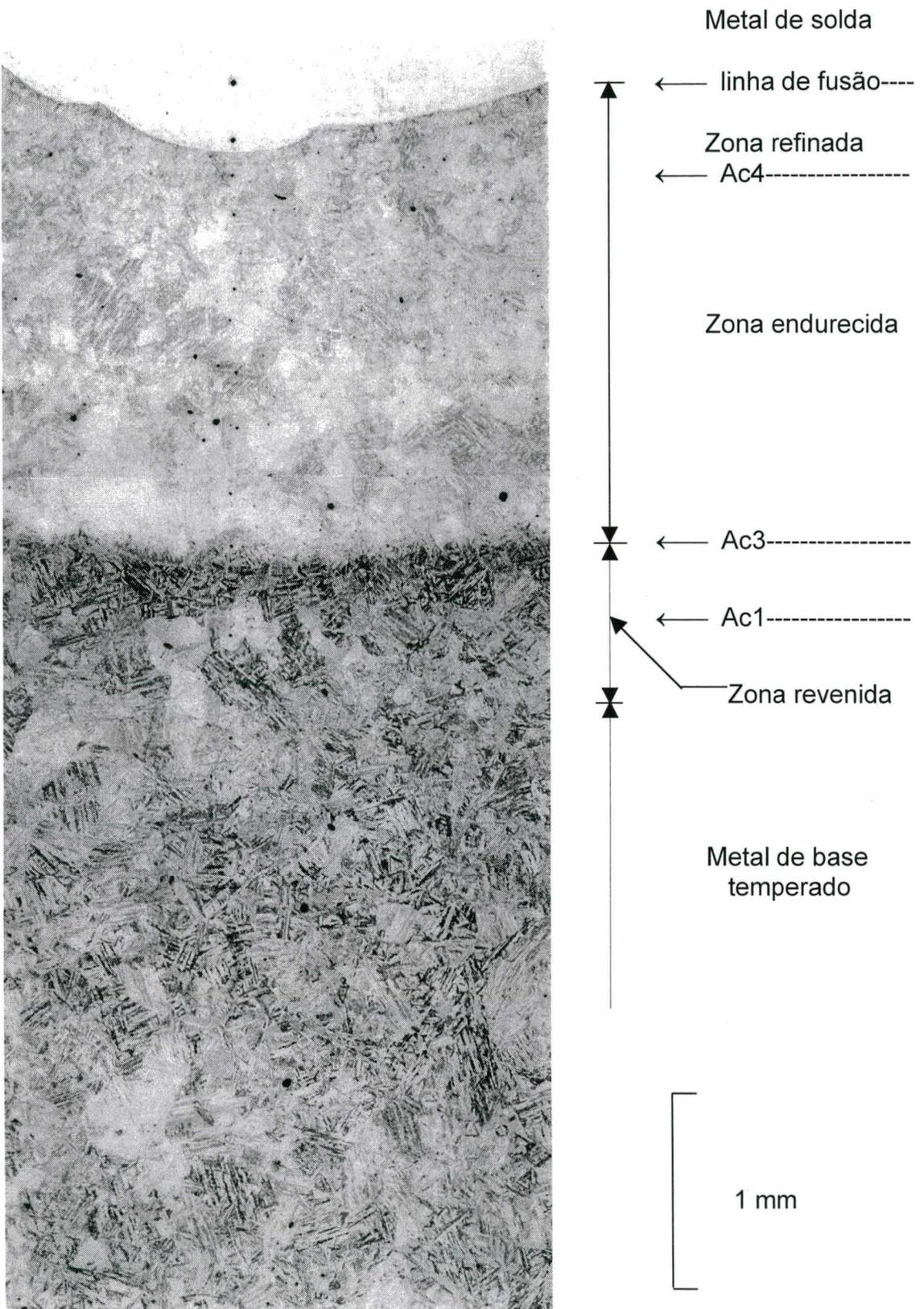


FIGURA 24 - Microestrutura ao longo do metal de solda, ZTA e metal de base. Solda com material dissimilar. Aporte: 4,9 kJ/cm. Ataque: Vilella

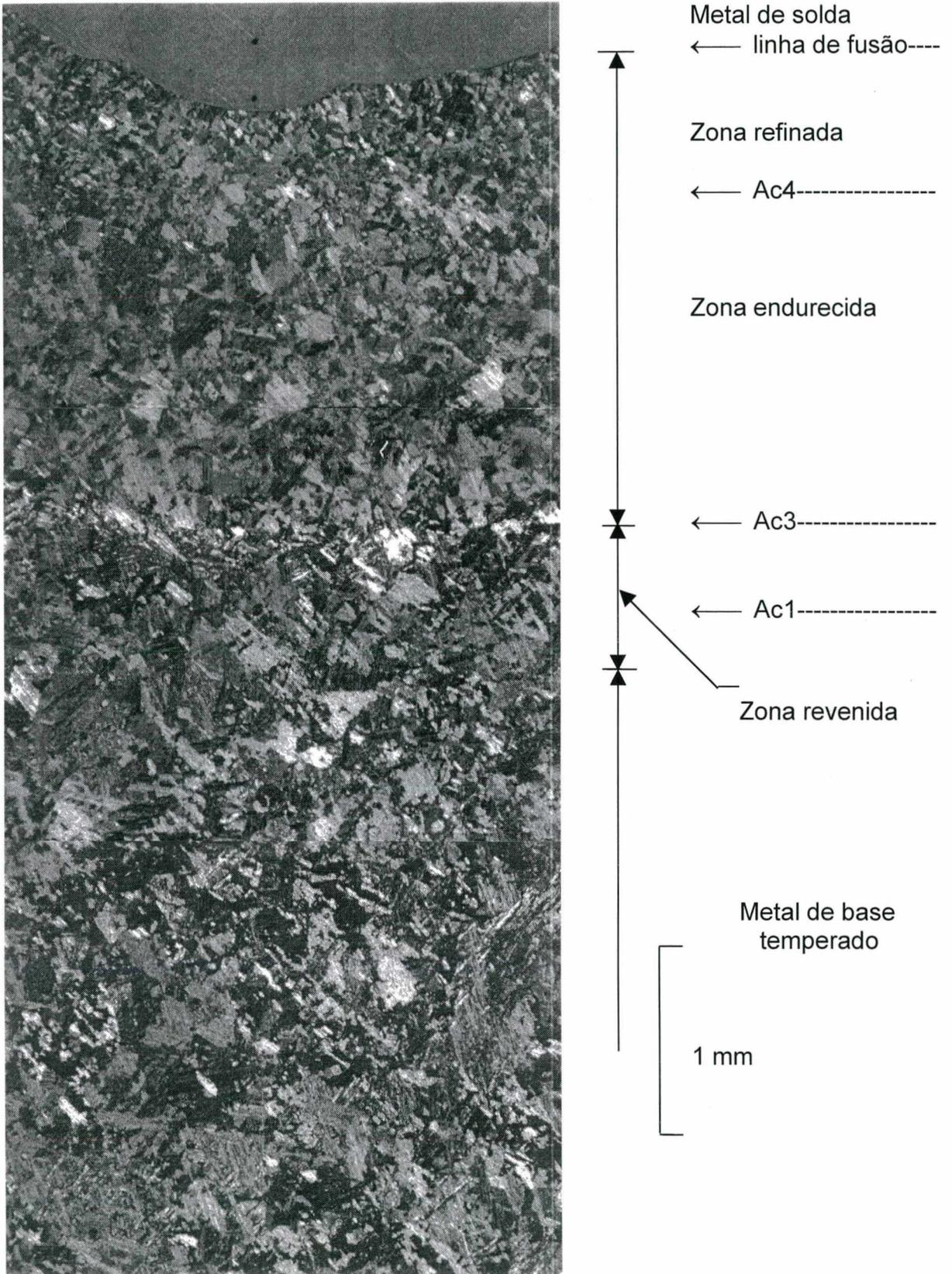


FIGURA 25 - Microestrutura ao longo do metal de solda, ZTA e metal de base. Solda com material dissimilar. Aporte: 4,9 kJ/cm. Ataque: Vilella/Luz polarizada.

4.2 - Dimensões do cordão e ZTA.

As dimensões da camada depositada encontram-se na tabela 9.

TABELA 9 - Dimensões da camada de solda depositada com eletrodo E 309L-15 com energia de 5 kJ/cm.

Profund. da ZTA - mm	Penetração - mm	Reforço - mm
$2,4 \pm 0,2$	$0,7 \pm 0,1$	$1,9 \pm 0,3$

Ao comparar os valores de dureza na ZTA obtidos sobre chapa na condição de serviço (temperada e revenida, conforme a figura 32) e aqueles do teste de Higuchi (chapa temperada, conforme as figuras 20 e 21), constata-se que, para uma mesma energia de soldagem, o perfil de dureza obtido depende da microestrutura inicial do metal de base. Na figura 26 são mostrados de forma esquemática os perfis de dureza obtidos para as duas condições iniciais do material bem como temperaturas de pico alcançadas a partir da linha de fusão.

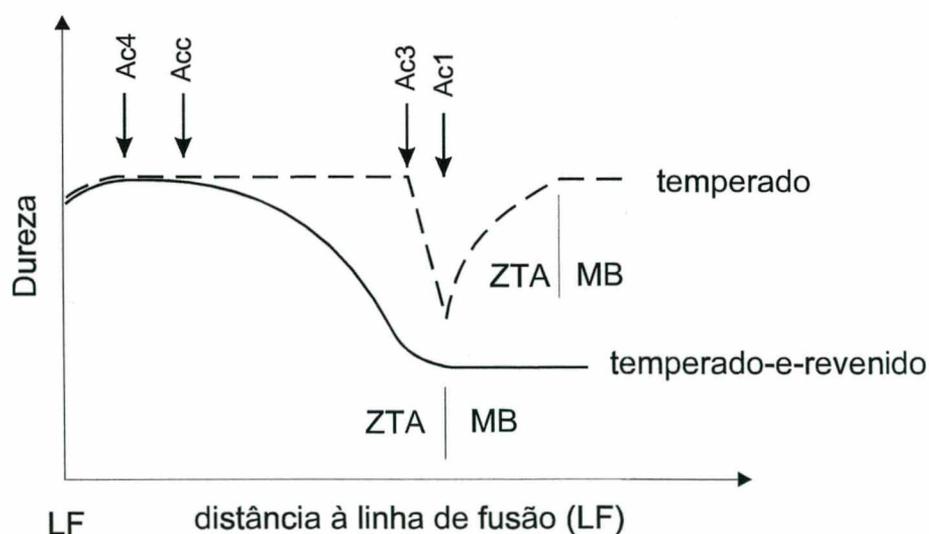


FIGURA 26 – Forma esquemática dos perfis de dureza encontrados nos materiais base no estado temperado e temperado e revenido.

Tal constatação estaria relacionada à presença ou não de carbonetos de cromo do tipo $M_{23}C_6$. A presença destes, a qual é possível apenas na condição temperada e revenida, proporcionaria, conforme a temperatura de pico na ZTA, uma parcial homogeneização da austenita durante o ciclo térmico de soldagem acarretando na formação de uma martensita com menor teor de carbono e menor dureza que por sua vez resulta em aumento gradativo de dureza a partir de Ac_1 . Acima desta temperatura a região dos contornos de grão é austenitizada e re-temperada no resfriamento rápido, atingindo desta forma valores de dureza acima daqueles na condição revenida. Temperaturas de pico superiores à temperatura onde ocorre total dissolução dos carbonetos (Acc), o perfil de dureza pode ser considerado o mesmo para ambos os materiais.

Conforme observado, para o material previamente temperado, acima de Ac_3 ocorre austenitização total seguido de re-têmpera e abaixo de Ac_1 ocorre revenido da martensita. Entre Ac_1 e Ac_3 ocorrem dois processos simultâneos (a) austenitização parcial dos contornos de grão com re-têmpera no resfriamento e (b) revenido da martensita no interior dos grãos.

Verifica-se ainda que acima de Ac_4 , onde ocorre dureza máxima, as duas curvas são decrescentes. Tal comportamento é justificado no item 4.4.

4.3 - Profundidade das isothermas provocada pela tocha TIG.

Os resultados de profundidade de penetração do calor provocado pela tocha TIG sobre o metal base são apresentados na figura 27.

A partir deste gráfico obteve-se a equação da reta $P_{zta} = 345 + 264E$ a qual possibilitou a determinação das energias de soldagem para execução do revenido da ZTA através de três passes TIG conforme descrito na seção seguinte.

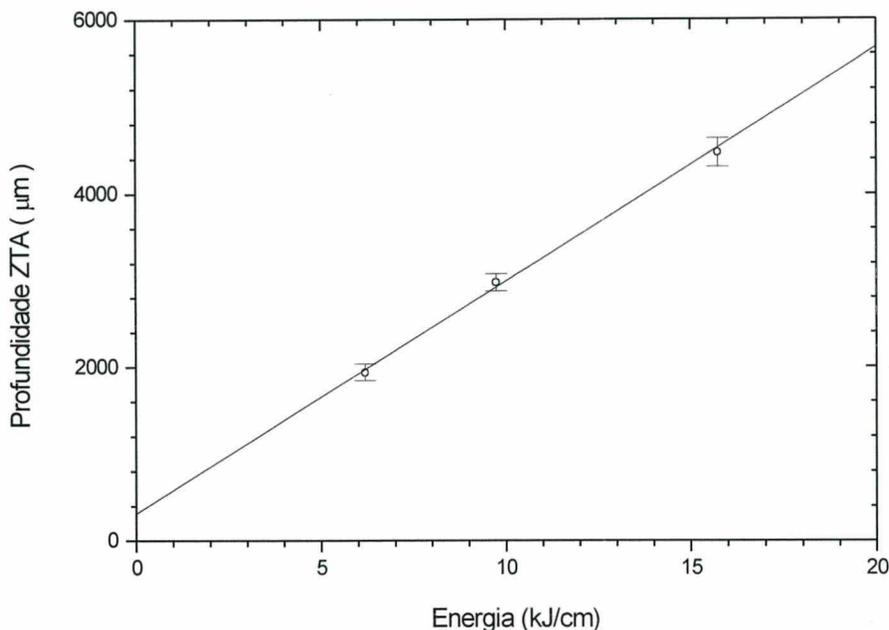


FIGURA 27 - Relação entre energia de soldagem e profundidade de penetração provocado pelo aquecimento com tocha TIG sobre o material base.

4.4 - Reaquecimento com tocha TIG.

As energias de soldagem para aplicação do reaquecimento com três passes TIG foram calculadas usando a reta de regressão obtida nos testes do item 4.3 (figura 27), de modo que as regiões a serem revenidas pelos três ciclos térmicos ficassem distribuídas ao longo da ZTA previamente endurecida. Desta forma, a isoterma de revenido do primeiro passe deveria atingir uma profundidade de 3.6 mm, correspondente à soma do reforço da primeira camada e a profundidade até onde a dureza atingiu 320 HV (conforme a figura 32). A profundidade da isoterma do terceiro passe corresponderia à soma do reforço e penetração da primeira camada, que equivale a 2.6 mm. A profundidade do segundo passe foi escolhida de modo ficar entre as duas anteriores, ou seja com um valor de 3.1 mm.

A camada com eletrodo E NiCrFe2 não apresentou trincas ao ser depositada. Porém, ao ser reaquecida com tocha TIG, surgiram típicas trincas a quente

principalmente no sentido longitudinal dos cordões (ver figuras 28 e 29). Tais trincas não foram constatadas quando da refusão do metal de solda obtido com eletrodo E 309L-15.

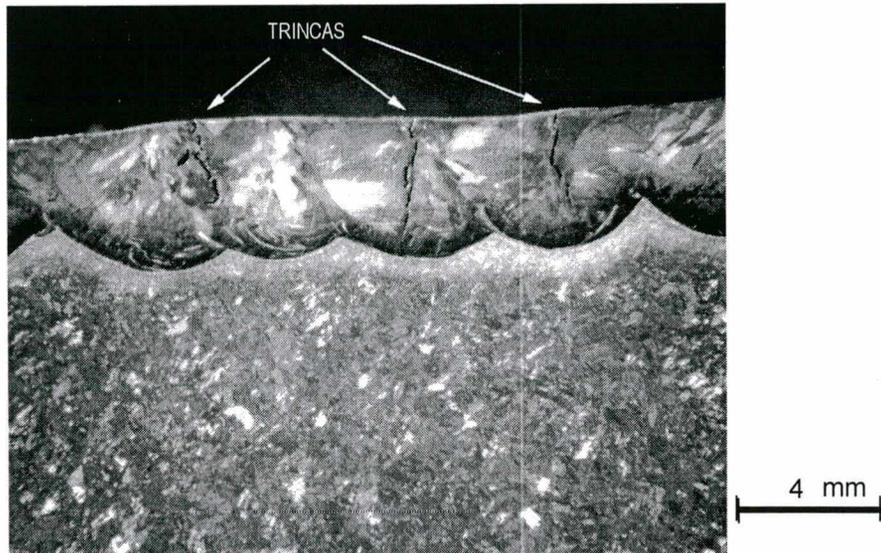


FIGURA 28 - Corpo de prova extraído após reaquecimento com tocha TIG efetuado sobre camada de solda depositada com eletrodo E NiCrFe-2. As setas ressaltam a presença das trincas. Ataque: Marble.

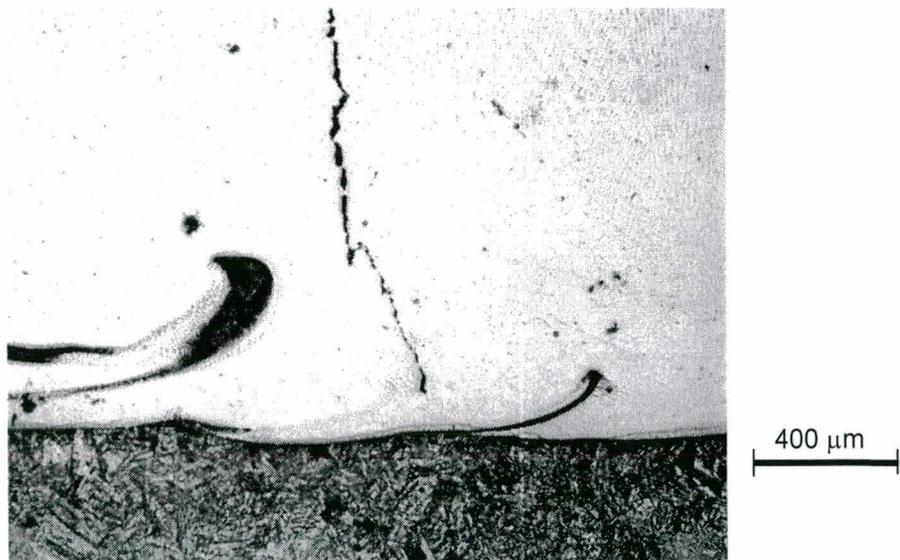


FIGURA 29 - Microestrutura obtida junto à linha de fusão após refusão com TIG sobre a camada de solda utilizando eletrodo NiCrFe-2. Constata-se a presença de trincas bem como zonas parcialmente diluídas. Ataque: Vilella.

Uma explicação para a ocorrência de tais trincas após reaquecimento com TIG sobre a camada depositada com eletrodo E NiCrFe 2, estaria relacionada a ausência

de ferrita δ no metal de solda. Segundo Folkhard (11), a presença de 5 a 20% de ferrita tende a prevenir a ocorrência de trincas a quente em metais de solda austeníticos devido à retenção de impurezas junto a este constituinte além do que, justificaria a inexistência de trincas no eletrodo E 309L-15, haja vista a presença de cerca de 15% de ferrita no metal de solda obtido com este eletrodo (ver figuras 30 e 31).



FIGURA 30 - Microestrutura do metal de solda obtido com eletrodo 309L-15 após refusão com TIG, apresentando matriz mista de austenita e ferrita delta. Ataque: Marble



FIGURA 31 - Microestrutura do metal de solda obtido com eletrodo NiCrFe-2 após refusão com TIG. Matriz austenítica revelando ainda zonamento (*coring*) resultante do processo de solidificação bem como a propagação de trinca em contorno de grão. Ataque: Marble.

A figura 32 ilustra os perfis de dureza obtidos na ZTA (produzida pela primeira camada depositada com eletrodo E309), antes e após o reaquecimento com tocha TIG. Pode-se observar uma redução de aproximadamente 30 HV após o reaquecimento.

Verifica-se também que a dureza máxima não ocorre junto à linha de fusão, mas afastada a uma certa distância desta. Ao observar ao microscópio a região de refino próxima à linha de fusão (figura 33), constata-se a presença de ferrita delta nos contornos de grão, o que pode explicar a menor dureza nesse local. Para se ter uma melhor idéia de qual isoterma corresponde ao pico de dureza, foram calculadas as distâncias de várias isothermas à linha de fusão usando a equação de Adams (equação 3) para o fluxo de calor em chapa espessa (34), com as condições reais de ensaio (energia de 5 kJ/cm, chapa de aço inox de 30 mm de espessura). As distâncias calculadas para as isothermas Ac_1 , Ac_3 e Ac_4 foram de 2.4, 1.8 e 0.36 mm, respectivamente. Conforme pode ser observado na figura 30, onde começa a ocorrer um aumento da dureza na ZTA coincide com a distância calculada para a isoterma Ac_1 ; o local de máxima dureza coincide com a isoterma Ac_4 , sendo que acima dessa temperatura de pico a dureza diminui.

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{0.01 \cdot \sqrt{2\pi e} \cdot \rho \cdot C_p \cdot s \cdot Y}{E'} + \frac{1}{T_f - T_o} \quad (3)$$

Onde, as unidades e valores utilizados nos cálculos foram:

T_f = temperatura de fusão do material (1520 °C)

Y = distância à linha de fusão (mm).

s = espessura da chapa (30 mm)

E' = energia "corrigida" = 2/3 $E_{absorvida}$. (em kJ/cm), como uma relação plausível entre o fluxo de calor em 3 direções e aqueles em 2 direções que existe em chapa fina.

$E_{absorvida} = \eta E$

η = rendimento térmico (usamos 0.8 para o processo eletrodo revestido).

E = aporte térmico (usamos 5 kJ/cm, calculado pela equação $E = 0.06 U I / v_s$, onde U = tensão (V), I = corrente (A), v_s = velocidade de soldagem (cm/min) e 0.06 é um fator de conversão).

Para o aço AISI 410 (composição química próxima ao do aço CA-6NM), o valor do calor específico volumétrico é $\rho \cdot C_p = 0.0044 \text{ J/mm}^3 \text{ } ^\circ\text{C}$.

O valor 0.01 é um fator de conversão de unidades.

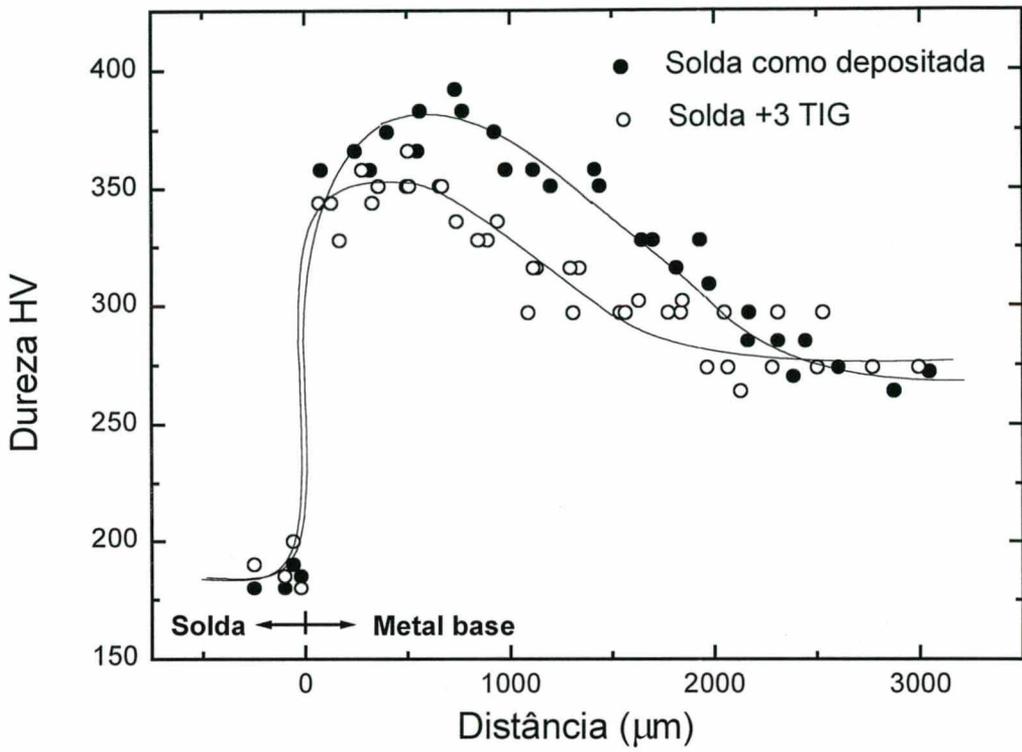


FIGURA 32 - Perfis de dureza obtidos na ZTA e solda junto à linha de fusão, antes e após a reaquecimento com TIG sobre camada depositada com eletrodo E 309L-15.

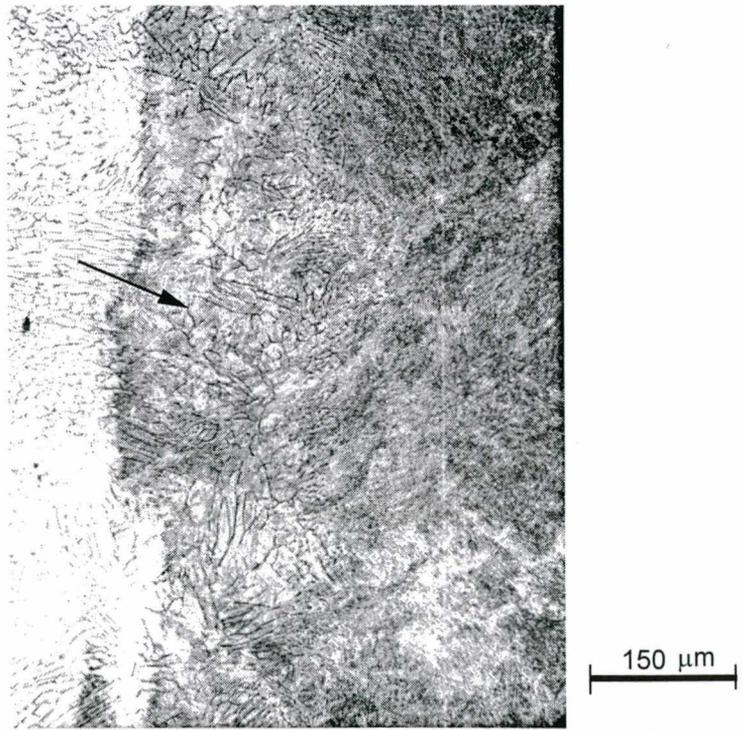


FIGURA 33 - Microestrutura da ZTA junto à linha de fusão onde constatata-se a presença de ferrita delta (seta). Ataque: Marble.

4.5 - Avaliação da tenacidade.

Os resultados encontram-se na tabela 10.

TABELA 10 – Resistência ao impacto a 20°C junto à linha de fusão com e sem reaquecimento com TIG.

Com reaquecimento (J)	Sem reaquecimento (J)
24,5 25,5 28,4 25,5	30,4 33,3 26,5 29,4

Nas análises metalográficas realizadas junto aos corpos de prova fraturados ficou constatado que a fratura, ao invés de se propagar pela ZTA, havia se propagado pelo metal de solda (figura 34) em **todos** os corpos de prova ensaiados.

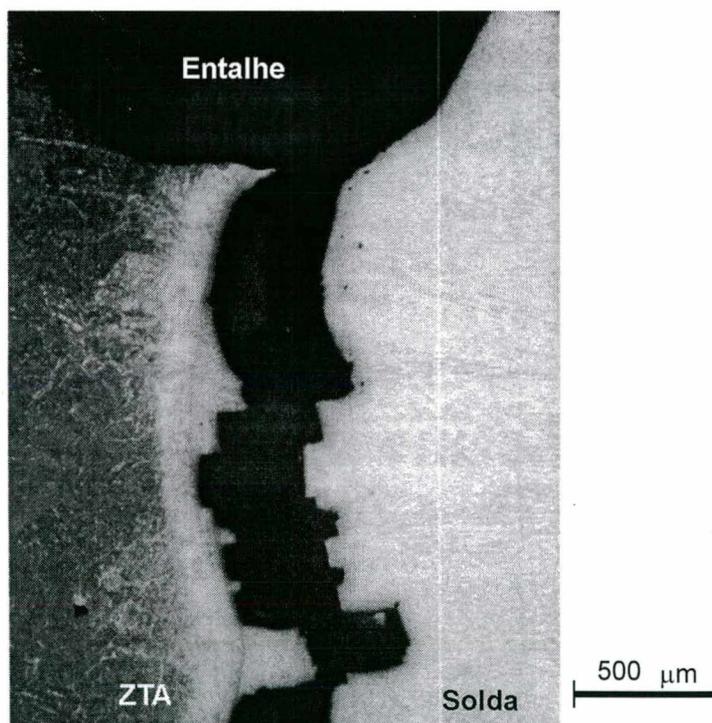


FIGURA 34 – Micrografia efetuada transversalmente à região fraturada após ensaio Charpy. Constata-se a propagação da fratura junto a linha de fusão. Ataque: Marble.

Tal constatação revela uma fragilização do metal de solda austenítico ocorrida junto à linha de fusão uma vez que a resistência ao impacto prevista para o metal de solda deste aço (AWS E309 L) no estado como soldado era de no mínimo 65 J (11).

Na zona de ligação foram observadas zonas parcialmente diluídas (ZPD), na forma de ilhas ou penínsulas com 30 a 300 μ m (figura 35), com dureza de 300 HV. Essas ZPDs não tiveram aparentemente papel relevante na fragilização do metal de solda conforme relatado a seguir.

Macroscopicamente, a superfície de fratura de todos os corpos de prova apresentou aspecto frágil (figura 36). Posteriormente, através de microscopia eletrônica de varredura – MEV - verificou-se a formação de *dimples* contendo inclusões esféricas no seu interior (figura 37). Através da análise por energia dispersiva de raio-X – EDX - verificou-se que tais partículas eram basicamente óxidos contendo Al, Si e Mn (figura 38). Conforme ilustra a figura 39, a segregação de partículas óxidas alinhadas, as maiores atingindo 25 μ m, contribuíram de forma decisiva na fragilização e na morfologia dos degraus da fratura.



FIGURA 35 – Microestrutura junto à linha de fusão destacando a presença de zonas parcialmente diluídas sob forma de ilhas e penínsulas. Ataque: Marble.

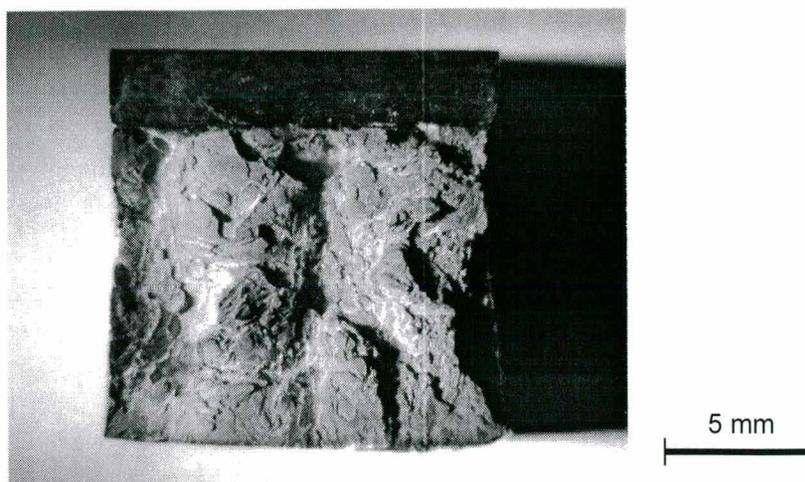


FIGURA 36 – Superfície de fratura de um dos corpos de prova após ensaio Charpy onde constata-se o aspecto frágil da mesma. Tal aspecto é característico de todos os corpos de prova ensaiados.

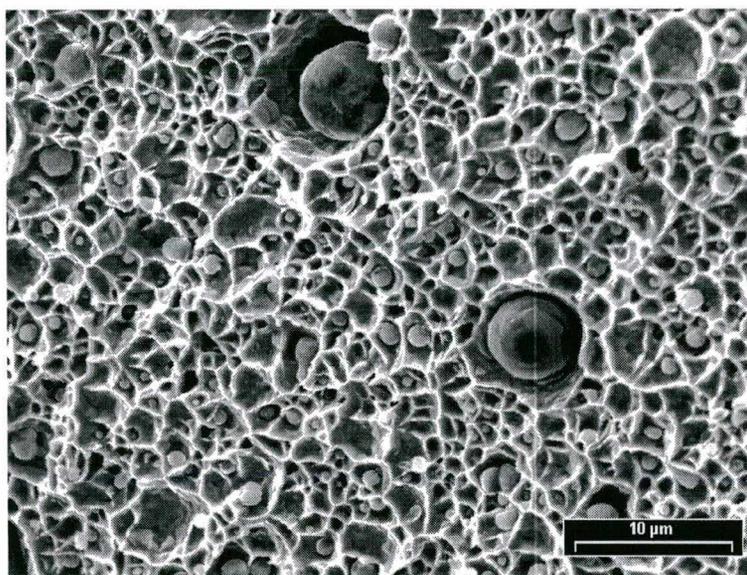


FIGURA 37 Superfície fraturada observada ao MEV, onde constata-se a presença de *dimples* contendo partículas de óxidos no seu interior.

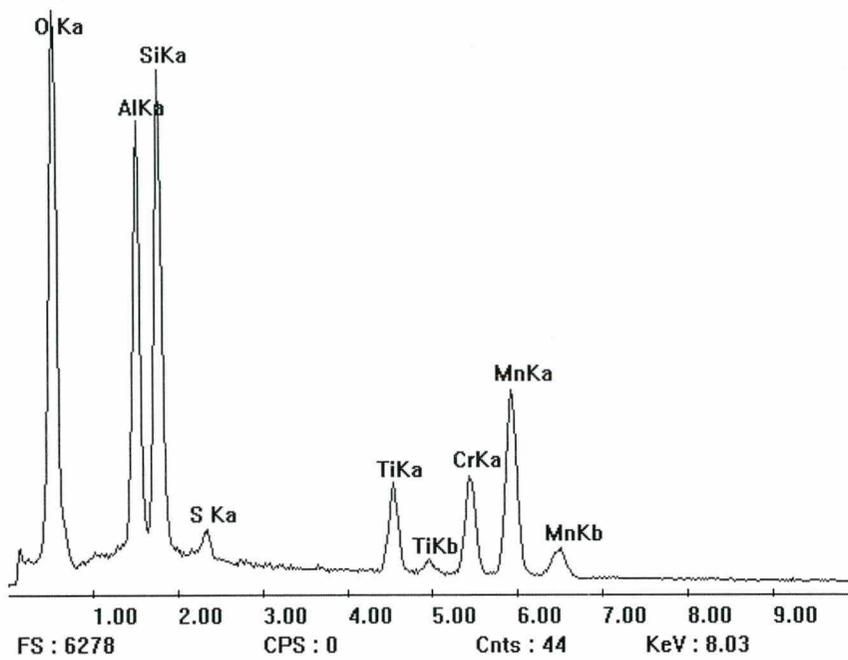


FIGURA 38 – Espectro resultante de análise por EDX junto às partículas esférica existentes no interior dos *dimples*.

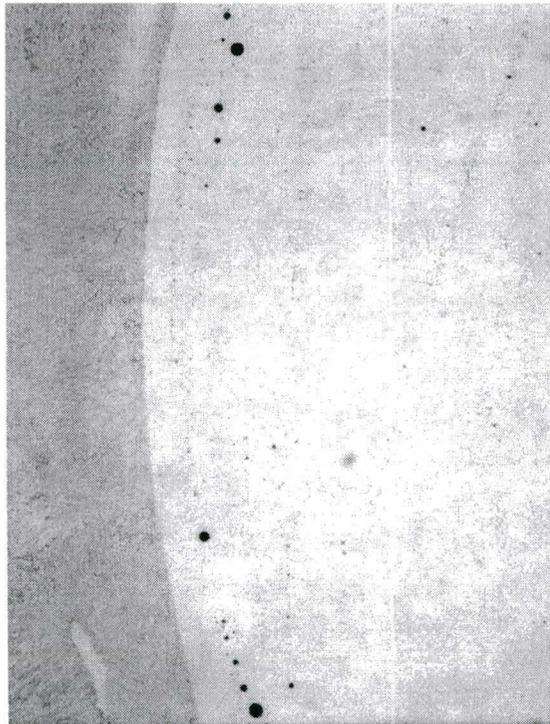


FIGURA 39 – Microestrutura junto à linha de fusão onde constata-se a presença de óxidos. Ataque: Vilella.

O uso de metal de solda austenítico neste trabalho teve como justificativa, além da perspectiva de obtenção de bons resultados na região de transição metal de solda/metal base, a alta dureza (próximo a 450 HV) encontrada anteriormente no ensaio de Higuchi quando da soldagem com eletrodo martensítico. Como já citado no item 4.1 o alto valor de dureza obtido estaria relacionado ao teor de carbono (0,050%) encontrado no metal de solda acarretando assim em uma menor tenacidade. A figura 40 apresenta o efeito do teor de carbono em relação a dureza para um aço 13/4CrNi.

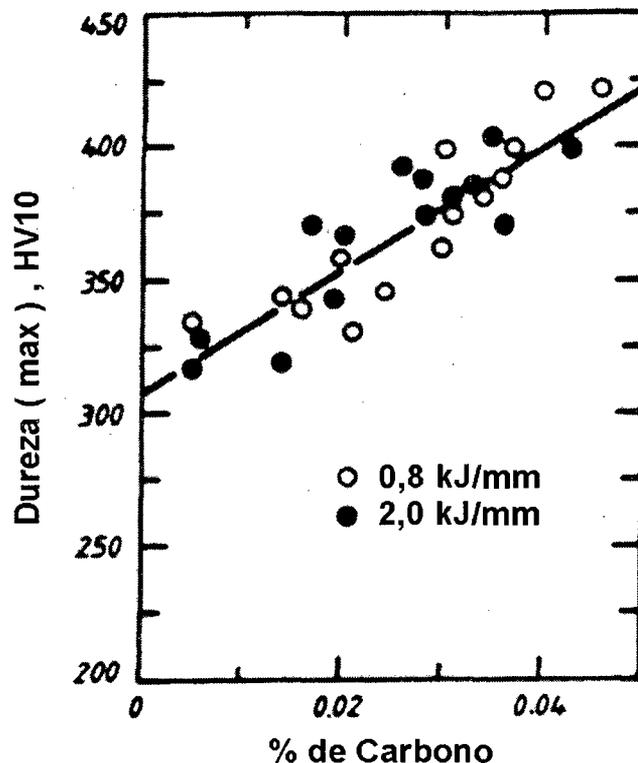


FIGURA 40 – Efeito do teor de carbono em relação à dureza para um aço 13Cr4Ni segundo Gooch (16).

Para exemplificar o efeito do carbono na tenacidade, Folkhard *et al* (11) apresentam valor de resistência ao impacto de 36 J junto ao metal de solda no estado como soldado para um aço martensítico macio contendo 0,031% de carbono depositado através de SMAW. Tal valor estaria bem abaixo em comparação ao material base ora estudado (ver TABELA 4).

Recentemente o trabalho publicado por Bilmes *et al* (33) revelou valores de resistência ao impacto do metal de solda próximos a 110 J no estado como soldado através de soldagem GMAW com eletrodo martensítico 13/4NiMo. Neste trabalho é relatado a influência de fatores como tamanho de grão, porcentagem de ferrita delta e da composição química do metal de solda onde o baixo teor de carbono (0,018%) foi o principal fator na obtenção de valores de resistência ao impacto desta magnitude. Suga *et al* (8), através de soldagem GTAW apresentaram valores de 140 J a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ para um aço martensítico macio contendo 0,004%C. Há de se levar em consideração a indisponibilidade de tais materiais no início do trabalho e ainda avaliar comportamento destes quando do reaquecimento com TIG no caso de utilização como metal de solda de união.

5 - CONCLUSÕES

Com base nos resultados encontrados e na análise da literatura específica sobre o tema pode-se afirmar o seguinte:

- O aço CA-6NM tem alta temperabilidade portanto uma eventual soldagem de reparo desse material em seu estado de utilização (temperado e revenido), sem tratamento térmico posterior, implica em elevada dureza na ZTA. Para um rotor Pelton com 0,035%C a dureza máxima atinge 400 HV e baixa tenacidade (< 36 J) como soldado.
- Como particularidade metalúrgica o aço martensítico macio, com relação Cr/Ni 13/4, possui baixa temperatura Ac4 e conseqüentemente refino de grão e menor dureza na ZTA próxima à linha de fusão(até 0,5 mm).
- Devido à sua resistência ao revenido e baixa temperatura Ac1, o aço CA-6NM apresenta uma estreita faixa de temperaturas nas quais ocorre revenido pelos ciclos térmicos de soldagem. A largura dessa faixa, para iguais valores de energia de soldagem, corresponde a aproximadamente 25% da largura da ZTA contra 75% em aços estruturais de baixa liga. Este fato torna pouco eficaz a aplicação das técnicas convencionais da “meia-camada” e da “dupla camada” para reparo sem TTPS.
- Uma variante do procedimento da dupla-camada explorada neste trabalho, consistiu em amanteigar com eletrodo austenítico e depois reaquecer com 3 passes TIG com energias decrescentes. Com esta técnica foi conseguida uma redução de dureza da ZTA de aproximadamente 30 HV. Os valores finais de dureza obtidos permitem inferir, a partir de dados de outros autores, que nessas condições a ZTA atenderia os requisitos de tenacidade do material.

- Existem restrições em relação aos metais de aporte a utilizar no amanteigamento, devido à susceptibilidade a trincas a quente das ligas austeníticas, particularmente quando do reaquecimento repetido.
- O metal de solda resultante da soldagem com eletrodo similar (E410 NiMo) com 0,05 %C apresentou dureza ainda maior que a da ZTA do metal de base (até 450 HV contra 400 HV na ZTA), de modo que é de se esperar uma menor tenacidade do mesmo. Portanto, para a aplicação de eletrodo similar é necessário especificar menores teores de carbono ($< 0,02\%C$), mas evitando prejudicar sua resistência mecânica e resistência à cavitação.

6 – SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- Explorar a aplicação da técnica da dupla camada com reaquecimento TIG utilizando eletrodo similar martensítico com baixo teor de carbono.
- Simulação dos ciclos térmicos de soldagem a fim de avaliar a tenacidade das várias regiões da ZTA original e como melhorar esta propriedade com ciclos térmicos subsequentes.
- Correlacionar a presença de inclusões não metálicas com a tenacidade do metal de solda.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] AKHTAR, A. Field welding of stainless steel hydraulic turbines. **Water Power & Dam Construction**, p 21 - 25, 08/1985.
- [2] CAI, G. J. et al. Microstructure and mechanical properties of 12% Cr weld metals. In: International Trends in Welding Science and Technology. Gatlinburg. Tennessee, 1-5 JUN, 1992. s.d. p.581-585.
- [3] WELDING Handbook. v 6, 8 ed., 1971.
- [4] ORTEGA, J. M. A. Soldadura de los aceros inoxidable. Consideraciones metalurgicas. **Revista Soldadura**. p 31-41, 1/1985.
- [5] CRAWFORD, James D. CA-6NM an update. In: 29th ANNUAL STEEL FOUNDER'S SOCIETY OF AMERICA TECHNICAL AND OPERATING CONFERENCE. nov. 1974.
- [6] MUYSSEN, L. V. et al. Welding of martensitic steels. **Welding International**, p 714-730 4/1990.
- [7] SATO, S. et al. Fabrication of turbine runner by electroslag welding. **Technical Review**, p.34-40, 1983.
- [8] SUGA, M. et al 13% Cr stainless steel pipe manufactured by UOE process. **NKK Technical Review**, p. 37-44 n.61 1991.
- [9] NIEDERAU, Hermann J, State of development of soft martensitic stainless chromium-nickel steels. ed Kurt H. Miska, Climax Molybdenum Company 1977
- [10] STRAUBE, H. Developments for additional improvement of low carbon martensitic Cr-Ni stainless steels. In: Conference on Materials Development in Turbo-Machinery Design, Cambridge, UK, Sep.12-14, 1988.

- [11] FOLKHARD, E. **Welding metallurgy of stainless steels**. New York - Wien: Springer Verlag, 1988.
- [12] BREZINA, P. Martensitic CrNi steels with low carbon content, **Escher Wyss News**, p 218 - 235, 1/2 1980.
- [13] Metals Handbook Vol.1 9ª edição.
- [14] ASTM A 743 - 93 Standard specification for castings, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general application.
- [15] BAGGSTRÖM, G. New steel for turbine runners. **Water Power**, Dec.1964.
- [16] GOOCH, T.G. Heat treatment of welded 13%-4%Ni martensitic stainless steel for sour service. **Welding Journal**, Jul.,1995.
- [17] NEGRETE, A. SANTAMARIA, F. Soldadura por haz de electrones de aceros inoxidables martensíticos del tipo 13Cr-4Ni. **Rev. Soldadura** p 45 - 49 Jan 1991.
- [18] TRUMAN, J .E. Stress-corrosion cracking of martensitic and ferritic stainless steel. **International Metals Reviews**, n. 6, 1981.
- [19] NACE Standard MR 0175-90, Standard Material requirements - Sulfide Stress Cracking Resistant Metallic Materials for Oilfield Equipment.
- [20] RODRIGUEZ, L Mompeán. Soldabilidad de los aceros inoxidables martensíticos. **Revista Soldadura**, 17 (3), 1987
- [21] SCHABEREITER, H. RABENSTEINER, G. TÖSCH, J. Schweißen nichtrostender stähle weichmartensitische chrom-nickel-stähle. **Der Praktiker** p 18 - 22 1/1991.
- [22] AKHTAR, A. Materials technology for turbine performance. **Water Power & Dam Construction**. p 13 - 19. Aug. 1986.

- [23] 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
- [24] ALBERRY, P.J. JONES, W K. Computer model for prediction of HAZ microstructures in multipass weldments. **Metals Technology**, Oct. 1982.
- [25] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Article IWB 4000, Repair Procedures.
- [26] ALBERRY, P.J. Sensitivity analysis of half-bead and alternative GTAW techniques. **Welding Journal**, Nov. 1987.
- [27] NIÑO, C. E; BUSCHINELLI, A. J. A. Estudo da aplicabilidade da tocha TIG para produzir revenido. Relatório Projeto RELAM/PETROBRÁS. Set./1992
- [28] HIGUCHI, M. et al . A study on weld repair through half bead method. **IHI Engineering Review**, v. 13, n. 2, p 15 - 19, Apr. 1980.
- [29] TEIXEIRA, J. C. G. POPE, A M. Técnica de deposição em dupla camada para reparos e modificações sem tratamento térmico pós-soldagem de aço 1Cr-0.5Mo. **Soldagem e Materiais**, 4 (2), Abr./Jun. 1992
- [30] PICKERING, F. B. **Physical metallurgy and design of steels**. Applied Science Publishers Ltd. London
- [31] IRVINE, K. J. et al. The physical metallurgy of 12% chromium steels. **Journal of Iron and steel Institute**. p 386- 405. Aug 1960.
- [32] HAN, H. Y. SUN, Z. Welding of martensitic to austenitic stainless steels. In: International Trends in Welding Science and Technology. Gatlinburg. Tennessee, 1-5 JUN, 1992. p.793-799.
- [33] BILMES, P. et al. Microestructuras y propiedades de metales de soldadura de aceros inoxidables soft martensíticos. Congresso ABM, São Paulo, 1997.

- [34] ADAMS, C. M. Cooling rates and peak temperature in fusion welding. *Welding Journal*. May 1958 p 210-215.
- [35] AKHTAR, A. Field welding of hydraulic turbines made of martensitic stainless steel. Report of Canadian Electrical Association Montreal CA. 1982.