

Desenvolvimento de procedimentos de reparo de trincas e recuperação de cavitação em turbinas hidráulicas fundidas em Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM

A. R. Capra, R. R. de Gouveia, P. C. Okimoto, A. G. M. Pukasiewicz, J.G. Chandelier, N. Kimura

Resumo – Turbinas hidráulicas podem apresentar diversos problemas, porém, dois deles são mais comuns e considerados críticos. Devido ao seu modo de funcionamento, estas turbinas estão sujeitas à erosão por cavitação e ao trincamento em regiões de alta concentração de tensões. Tanto a cavitação quanto as trincas que ocorrem nas turbinas devem ser reparadas, para evitar uma falha que poderia danificá-las ou mesmo inutilizá-las. Com relação aos materiais de construção de turbinas, nos últimos anos vêm se utilizando o aço inoxidável martensítico CA6NM, que possui elevada resistência mecânica e ductilidade quando aplicado tratamento térmico de revenimento na faixa de 600 °C. Considerando as aplicações de reparo de turbinas hidráulicas, há grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). O objetivo deste trabalho é analisar alterações microestruturais, microdureza e a tenacidade de uniões de CA6NM soldadas por processo TIG utilizando varetas de AWS410Ni-Mo, mantendo-se a temperatura interpasse nas faixas de 80°C e 150°C, visando à aplicação deste material em recuperações sem a utilização de TTPS. Os resultados mostram que os valores de microdureza nas condições analisadas foram semelhantes, sendo que nas temperaturas de interpasse de 80°C 150°C as regiões onde não houve revenimento de passe anterior, os valores foram mais elevados. Na análise das micrografias observamos que para a temperatura de interpasse de 80° C há um refinamento maior na microestrutura martensítica a cada passe do que as encontradas quando utilizada a temperatura de 150°C, provavelmente devido ao revenimento imposto pelos vários ciclos térmicos.

Palavras-chave— CA6NM; Soldagem TIG, Tenacidade, Aspersão Térmica, Cavitação.

I. INTRODUÇÃO

As turbinas hidráulicas são geralmente desenvolvidas para ter uma vida útil de cerca de 60 anos. Durante este período,

Este trabalho foi desenvolvido no âmbito do Programa de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico do Setor de Energia Elétrica regulado pela ANEEL e consta dos Anais do V Congresso de Inovação Tecnológica em Energia Elétrica (V CITENEL), realizado em Belém/PA, no período de 22 a 24 de junho de 2009.

A.R. Capra (e-mail andre.capra@lactec.org.br), R.R. de Gouveia (e-mail ruimar.gouveia@lactec.org.br), A. G. M. Pukasiewicz (e-mail anderson.geraldo@lactec.org.br), J. G. Chandelier (e-mail joceli@lactec.org.br) trabalham no Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento – LACTEC.

P.C. Okimoto (e-mail pok@demec.org.br), trabalha na Universidade Federal do Paraná, N. Kimura (Kimura@copel.com), trabalha na Companhia Paranaense de Energia - COPEL

ocorrem paradas para manutenção preventiva e preditiva e paradas forçadas, devido a circunstâncias não previstas, estas últimas podendo vir gerar altos custos. Cerca de metade das paradas programadas são para manutenção de equipamentos elétricos e a outra metade para a manutenção de turbinas e de seus respectivos componentes. [1]

O reparo dos rotores é feito, principalmente, devido à erosão por cavitação e ao surgimento de trincas por fadiga [1] [2], além do eventual reparo de possíveis defeitos de fundição durante a fabricação.

Devido à freqüente dificuldade em se aplicar este tratamento térmico, técnicas de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem encontram-se em constante desenvolvimento, com as quais se pretende, através de procedimentos estritamente controlados, aproveitar o calor gerado em cada passe de soldagem de modo a alcançar na microestrutura da zona termicamente afetada do metal de base os requisitos de tenacidade mínima e de dureza máxima, os quais garantam a integridade estrutural do componente recuperado.[3]

Este trabalho é parte dos resultados obtidos no projeto Desenvolvimento de procedimento de reparo de trincas e cavitação de rotores de aço martensítico CA6NM, cadastrado sobre o número 2864-003/2005, ciclos 2005/2006, sendo executado pelo Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento – Lactec, e financiado pela Companhia Paranaense de Energia – Copel.

II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os aços inoxidáveis martensíticos, tal como o aço AISI 410 foram largamente utilizados na fabricação de turbinas hidráulicas, devido à sua elevada resistência mecânica. Infelizmente estes aços apresentam tenacidade limitada e baixa soldabilidade, função da elevada temperabilidade e elevado teor de carbono, dificultando a soldagem.

Na década de 50 começaram a ser desenvolvidos, na Suíça, os aços denominados Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios com o objetivo de melhorar a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, como por exemplo o CA15 [4]. Aços estes que receberam tal denominação em virtude do baixo teor de C, promovendo a formação de martensita de dureza inferior. Este fato reduz o risco de fissuração a frio, facilitando a soldagem.

A utilização dos aços inoxidáveis martensíticos fundidos

convencionais, devido ao alto teor de carbono, da ordem de 0,15%, ocasiona uma grande quantidade de peças defeituosas com altos índices de trincas à quente, micro-rechupes e inclusões. Estes defeitos são decorrentes, principalmente, de um amplo intervalo entre as linhas liquidus e solidus. O aço CA6NM devido ao baixo teor de carbono e a adição de níquel e de molibdênio apresenta um estreitamento no intervalo entre as linhas liquidus e solidus (de 110°C para o CA15 para uma faixa de apenas 26°C para o CA6NM) proporcionando uma redução da ocorrência desses defeitos de solidificação e uma melhor soldabilidade,

O aço CA6NM após revenido apresenta excelentes combinações de propriedades mecânicas, tais como resistência à deformação e à erosão por cavitação e ótima tenacidade inclusive à baixa temperatura. Possui uma temperatura de transição dúctil-frágil de -110°C e 20-J de energia absorvida a -140°C e resistência à corrosão sob tensão. O aço CA6NM devido a estas características é utilizado na fabricação de componentes para as mais diversas aplicações e, devido a sua alta temperabilidade é também usado em peças de grandes secções tais como: rotores de turbinas hidráulicas, componentes na indústria química e de petróleo, bombas e compressores [5,6].

As transformações que ocorrem no revenido são fundamentais na obtenção da tenacidade dos aços CA6NM. Em temperaturas de revenido entre 550 e 620 °C tem-se a formação de austenita estável e finamente dispersa. Esta austenita estável que não se transforma em martensita após o resfriamento e o revenimento da martensita confere aos aços CA6NM ótima tenacidade. Acima desta temperatura ocorre uma redução da austenita estável e a formação de uma austenita instável capaz de se transformar em martensita após o resfriamento do revenido [7].

O CA6NM é um aço inoxidável martensítico macio fundido, classificado pelo Alloy Casting Institute como um aço resistente à corrosão, com adição de Ni e Mo. A adição de níquel visa inibir a formação de ferrita δ , com suas deficiências. O molibdênio é acrescentado para incrementar a resistência à corrosão e melhorar o comportamento quanto à temperabilidade. A Norma ASTM A 743-93 [8] identifica o aço CA6NM como uma liga com composição química conforme a tabela 1 a seguir. No aço CA6NM, a primeira letra refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C) e a segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel. Com o correspondente aumento do teor de Ni, a designação se altera de A a Z. Os números que seguem as duas primeiras letras indicam a percentagem máxima de carbono (%x100). Por último, as letras subseqüentes, correspondem a primeira letra dos elementos de liga presentes no material. Nesse caso níquel (N) e Molibdênio (M). Dessa maneira, o aço CA6NM é um aço resistente à corrosão com 13% de cromo, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% de carbono.

Soldabilidade

A dificuldade associada à fundição de turbinas hidráulicas em uma peça única levou ao desenvolvimento de peças soldadas, como é o caso das pás que são soldadas no rotor.

Os metais de adição utilizados na soldagem apresentam composição química similar ao do material base, sendo que o procedimento de soldagem prevê um preaquecimento a 150°C da estrutura e temperatura interpasse de 180°C para minimizar os problemas gerados pela solubilização de hidrogênio.

Um tratamento térmico pós-soldagem, TTPS, de revenimento é realizado com temperaturas na faixa de 600°C. Este tratamento térmico apresenta sérias complicações quando aplicado na reparação da peça em campo quer seja após o reparo por soldagem de áreas erodidas por cavitação, ou devido à formação de trincas.

A peça não pode ser retirada para ser realizado tratamento térmico por horas a 600°C, porém o pré-aquecimento a 150°C pode ser realizado [9].

Destaca-se ainda a dificuldade de remoção de grandes componentes exigindo procedimentos de soldagem adequados a fim de minimizar a introdução de tensões residuais sobre estes.

Erosão por Cavitação

Mesmo com resistência à cavitação superior, estes materiais estão sujeitos ao fenômeno, o que torna necessário o desenvolvimento de procedimentos de soldagem específicos para a recuperação destas áreas. Neste sentido, e levando-se em consideração os problemas de soldabilidade associados à este material, processos de recuperação mais adequados, e materiais de adição a serem utilizados devem ser estudados. Os processos a serem adotados levam em consideração o nível de desgaste aos quais estão sujeitos os rotores. Rotores com baixo nível de desgaste podem ser recuperados através da técnica de aspersão térmica. Esta técnica permite a deposição de materiais resistentes à cavitação através da união mecânica do revestimento ao substrato, evitando assim elevados aportes térmicos no material e consequentemente tensão residual, que pode, entre outros problemas, gerar o aparecimento de trincas nos rotores. Na utilização desta técnica, seria depositado um revestimento de sacrifício, que sofreria o desgaste por cavitação, preservando o metal de base do rotor

III. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL - DESENVOLVIMENTO PROCEDIMENTO DE REPARO DE TRINCAS

As propriedades mecânicas estudadas da junta soldada foram: microdureza e tenacidade. A variável considerada como de influencia neste trabalho foi a temperatura de interpasse (Ti), em dois níveis, testada para o arame utilizado.

A Figura 1 ilustra o planejamento experimental adotado.

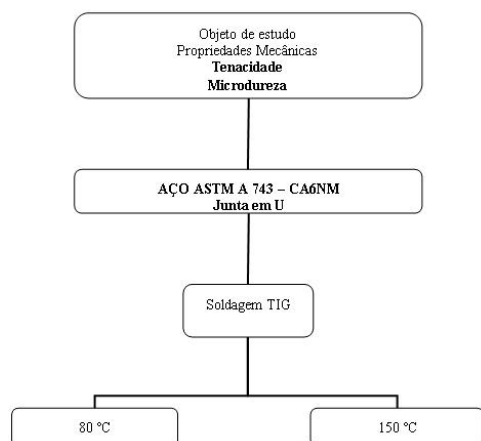


Figura 1. Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho.

Neste trabalho, durante a análise das microestruturas, não se observou a ocorrência de trincas, em nenhuma das condições de soldagem.

O processo de soldagem com múltiplos passes é utilizado para produzir junções de chapas grossas. Neste tipo de processo, a união entre chapas é produzida pela deposição de subseqüentes cordões de solda. Quanto maior a espessura do material, maior o número de passes necessários para se obter um adequado preenchimento da junta. Como consequência o material é exposto várias vezes aos efeitos térmicos característicos do processo de soldagem, resultando em uma estrutura e estado de tensão cada vez mais complexos.

1. Materiais utilizados

Metal de base

O material estudado foi o aço inoxidável martensítico fundido CA6NM, fornecido pela empresa Voith, sendo a sua fundição realizada num forno convencional a arco elétrico, com refino num forno AOD (*Argon oxygen decarburization*) e vazado em molde de areia em forma de bloco de tamanho 240x190x30mm. A sua composição química é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do Aço CA6NM em estudo.

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
0,06	1,0	1,0	0,03	0,04	3,50	11,50	0,04
					-	-	-
					4,50	14,0	1,0

Metal de adição

A seleção do metal de adição baseou-se, principalmente, na semelhança de composição química com o material de base, nas propriedades mecânicas oferecidas no certificado do fabricante do arame e no diâmetro do mesmo. A sua composição química é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2. Composição Química vareta ER 410NiMo Ø 2,4mm

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr
0,017	0,42	0,53	0,001	0,023	4,35	12,09

Cr	Mo	Cu	O	N		
12,09	0,49	0,08	0,002	0,016		

Soldagem das chapas de teste

A soldagem pelo processo TIG dos corpos de prova foram realizadas manualmente por um soldador qualificado, utilizando-se duas temperaturas de pré-aquecimento e duas temperaturas de interpasse monitoradas através de um termômetro digital infravermelho.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem utilizados segundo as faixas de inter-passe utilizadas

	Temperatura de pré-aquecimento / Temperatura de inter-passe	
	80° C	150° C
V (V)	15,6	
I (A)	170	
Velocidade (mm/min)	45,49	50,93
Energia de soldagem (Kj/mm)	3,5	3,12
Gás de proteção	Ar	
Vazão do gás	17 l/min	

Para determinar as dimensões e tolerâncias dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy, foi utilizada a norma ASTM E-23 (1999). A localização do entalhe para o ensaio metal de solda foi determinado por meio de ataque macrográfico para identificação das zonas, seguindo as recomendações da norma AWS D1.1 (2000, p. 237). Depois da localização do entalhe, o corpo de prova foi cortado com disco para obter sua dimensão final de comprimento de 55mm.

As indicações para determinar a temperatura para realizar o ensaio de impacto Charpy aparecem na norma AWS D1.1 (2000, p. 38). Estas indicações descrevem que a temperatura depende do nível mínimo de operação do equipamento e são próprias para cada projeto. No caso deste estudo, optou-se pelo valor de 17°C.

IV. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 reapresenta as macrografias segundo as temperaturas de interpasse utilizadas neste trabalho.

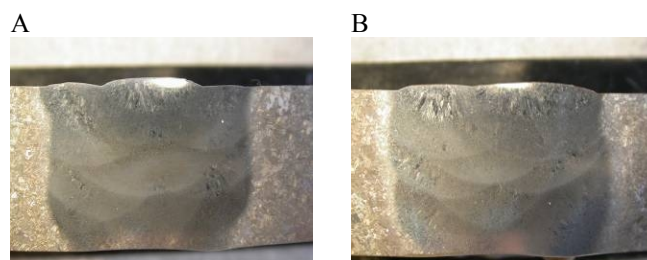


Figura 2. Macrografias temperatura de Interpasse A- 80°C e B-150°C.

Para uma melhor análise, a região de solda dos corpos de prova foi dividida em três partes: superior, centro e inferior, e dessas foi escolhido uma área de cada região que melhor representa o efeito da temperatura de interpasse identificadas pela formação de linhas na forma de colar entre os sucessivos passes de solda.

Na Figura 3 encontra-se a macrografia do corpo de prova temperatura de interpasse 80°C.

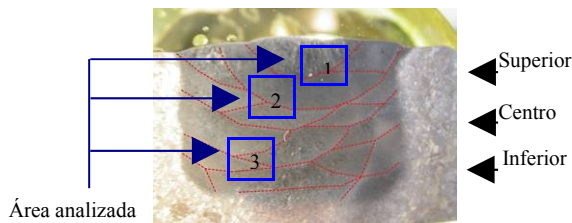


Figura 3. Macrografia do aço soldado segundo a temperatura de interpasse a 80°C.



Figura 4. Micrografia das regiões analisadas do interpasse de 80°C em um aumento de 500x.

Na Figura 5 está mostrada a macrografia do corpo de prova temperatura de interpasse 150°C.

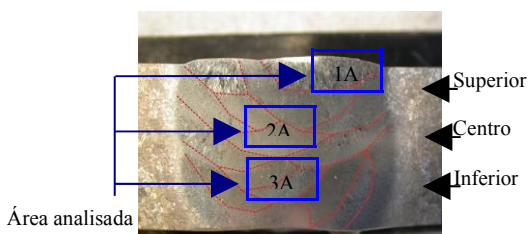


Figura 5. Macrografia do aço soldado segundo a temperatura de interpasse de 150°C.



Figura 6. Micrografia das regiões analisadas do interpasse de 150°C em um aumento de 500x.

Através da análise das Figuras 4 e 6 das áreas das regiões selecionadas podemos observar que devido a soldagem multipasses existe regiões onde predomina um refinamento maior da estrutura martensítica do metal fundido, enquanto em outras os grãos são mais grosseiros, produzido pelos ciclos térmicos imposto pelos passes sucessivos.

Podemos notar ainda que existe uma diferença de tamanho entre os grãos refinados nas temperaturas de 80°C e 150°C que pode ser observado na Figura 7.

Segundo HERTZBERG [10] o refino da microestrutura representa a única possibilidade de aumento simultâneo de resistência e tenacidade, situação interessante em relação a proporção inversa normal que ocorre entre essas propriedades mecânicas. Outro benefício do refino de grão é a redução na temperatura de transição dúctil-frágil.

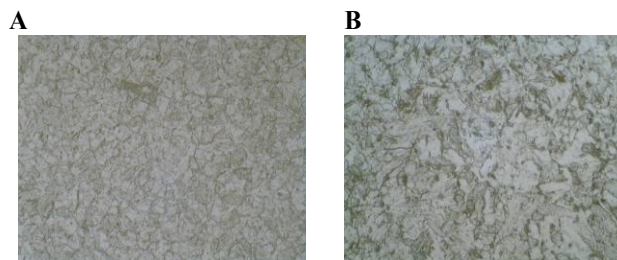


Figura 7. Tamanho comparativo dos grãos: A – 80°C, B- 150°C fotografado aumento de 1000x

Microdureza

Os resultados obtidos da microdureza Figura 8 revelaram que, embora tenham ocorrido variações nos valores de microdureza, estes estão dentro da faixa da martensita.

Podemos observar nos corpos de prova de interpasse de 80°C e 150°C existe uma variação na microdureza, nas regiões onde os grãos são mais refinados encontramos os menores valores de dureza, produto dos ciclos térmicos impostos pelos passes sucessivos.

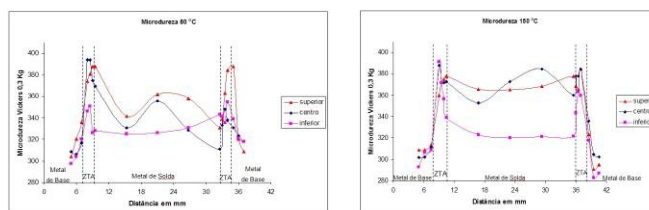


Figura 8. Microdurezas

Analisando-se a média das temperaturas de interpasse de 80°C e 150°C, os resultados obtidos de microdureza no metal de solda, zona termicamente e metal de base, não mostram uma variação significativa como pode ser observado na Figura 9.

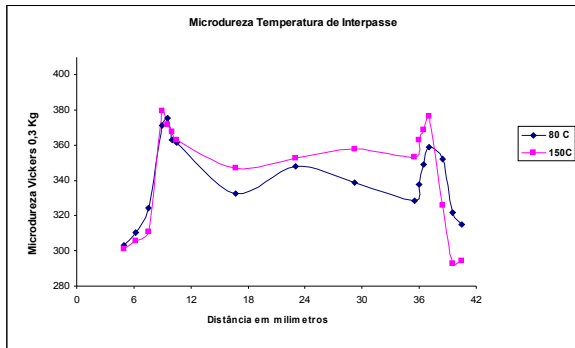


Figura 9. Média das microdurezas

Tenacidade ao impacto (charpy entalhe v)

A Figura 10 apresenta a superfície fraturada dos corpos de prova observada ao estereoscópio.

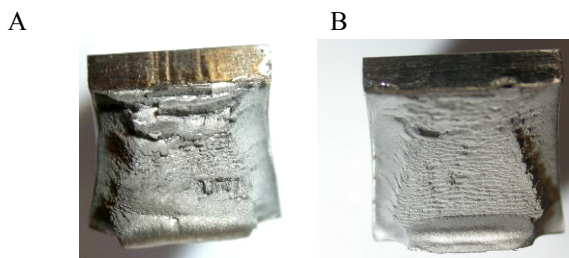


Figura 10. Superfície fraturada dos corpos de prova soldados, 80°C em (A) e 150°C em (B).

O comportamento dúctil foi confirmado por meio da fractografia (Figura 11), que foi tomada na superfície de fratura do corpo de prova ensaiado, utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Observou-se que o micromecanismo de fratura predominante foi do tipo alveolar ou dimples. Esse comportamento foi comum em todos os corpos de prova ensaiados tanto para a temperatura de interpasse de 80°C como a de 150°C. Apesar da dispersão dos resultados, os corpos de prova apresentaram micromecanismos de fratura bem característicos, comprovando a existência de diferenças de tenacidade devido ao refinamento de grãos provocado pelos ciclos térmicos.

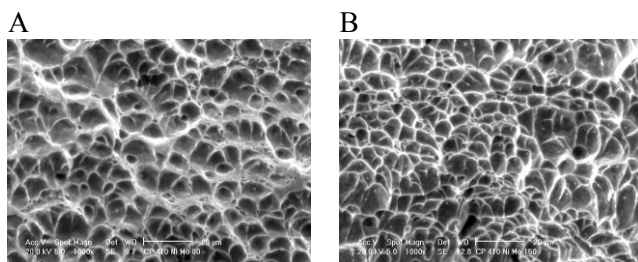


Figura 11. MEV do ensaio Charpy A- 80°C e B- 150°C.

Os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy com entalhe em V, realizados nos corpos de prova do aço CA-6NM de acordo com os procedimentos estabelecidos pe-

las normas ASTM A 781-00 e ASTM A 370-03a são apresentados na Tabela 3. Nesta mesma tabela são mostrados os resultados obtidos para estes ensaios dos corpos de prova do metal depositado, realizados de acordo com os procedimentos estabelecidos pelo código ASME Seção II Parte C.

Tabela 3. Valores obtidos através dos ensaios de tenacidade ao impacto (Charpy V) dos corpos de prova do metal de solda 410NiMo.

Temp. interpas-se (°C)	Temp. de en-saio (°C)	Tenacidade ao impacto (J)						média
		amostras						
80	17	162	159	142	160	199	170	165
150		139	103	140	134	-	122	127

Podemos observar na Figura 12 os gráficos de tenacidade obtidos

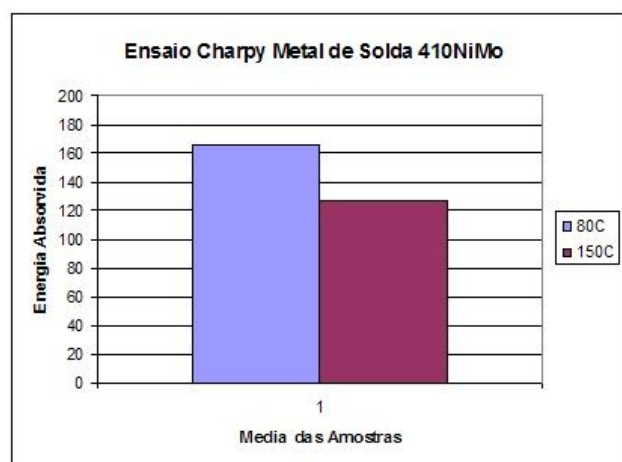


Figura 12. Gráfico de Tenacidade.

Os valores obtidos para o metal depositado observam-se um aumento nos valores obtidos no ensaio de tenacidade ao impacto Charpy com entalhe em V, o qual também é justificado pelas alterações microestruturais sofridas pelo material como consequência do revenimento causado pela soldagem multipasse.

Evidencia-se a grande influência exercida pela temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na condição como soldado, quando se compara os atuais resultados com os dados apresentados por BILMES (1999, 2000)[5], FOLKHARD (1984)[9], PEREIRA (2000)[4] e PRADO (2004)[6] que podem ser vistos conjuntamente na tabela 4. De maneira geral, observa-se que quanto menor a temperatura de interpasse, maior a tenacidade obtida, em função de se aumentar a fração de martensita revenida na soldagem multipasses.

Tabela 4. Comparativo de tenacidades do metal de solda.

Autor	Temperatura de interpasse (C)	Tenacidade Charpy (J)	Processo de Soldagem Aplicado	%C no metal de solda
Bilmes	Abaixo de 120°C	73	Arame tubular	0,028
Folkhard	Aproximadamente 130°C	33	Eletrodo revestido	0,028
Pereira	Abaixo de 180°C	50	MIG/MAG arame sólido	0,036
		34	Arame Tubular	Não determinado
Prado	Entre 200 e 250°C	27 a 42	MIG/MAG arame sólido	Não determinado
Presente Trabalho	80°C	165	TIG	0,018
	150°C	128		

A tenacidade ao impacto, como pode ser observado na Tabela 3, apresentou uma relação para a liga 410NiMo. Sob as condições avaliadas, quanto maior a tenacidade ao impacto do metal depositado, menor será a temperatura de interpasse.

V. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos foi possível concluir:

Que existe uma influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda ER 410NiMo na soldagem multipasse do aço inoxidável martensítico CA6NM pelo processo TIG;

Os níveis de temperatura de interpasse utilizados influenciaram significativamente as propriedades das juntas soldadas, o que indica a necessidade da utilização de temperatura de preaquecimento;

O comportamento da dureza, influenciada pela temperatura de interpasse, foi caracterizado pelo ensaio de microdureza. Em todos os casos, a dureza dos passes superiores foi maior que a dos passes inferiores.

VI. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL – DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO DE REPARO

Foram depositados dois tipos de revestimentos resistentes à cavitação através de aspersão térmica por arco elétrico em substratos de aço CA6NM. Os materiais depositados foram AWS410NiMo e AWS309LT1. Os arames utilizados e suas composições químicas encontram-se na Tabela 5.

Tabela 5 Arames utilizados e composição dos materiais utilizados nesta pesquisa [10,11].

Material	Arame	%C	%Mn	%Cr	%Ni	%Si	%Mo	%Co
AWS309L T1	Tubular	0,02 1	1,35 0	22,8 0	12,3 0	0,6 8	--	--
AWS410NiMo	Sólido	0,02 0	0,64 0	12,4 0	3,70	--	0,42	--

Os substratos de aço carbono foram preparados através de jateamento abrasivo utilizando óxido de alumínio branco

(granulometria 30/ Alundum 38 A) como abrasivo, sendo que as rugosidades obtidas foram de no mínimo 4,0 µm e 40µm, R_a e R_y, respectivamente, sendo imediatamente depositados, evitando assim acúmulo de impurezas ou umidade. Para a deposição utilizou-se uma pistola a arco elétrico marca Suzler-Metco modelo 300E. Para a realização da deposição, variaram-se os seguintes

Tabela 6 Parâmetros utilizados durante a aplicação

Parâmetro	Valores empregados		
Corrente (A)	180		
Pressão do ar-comprimido (kPa)	280	410	550
Distância pistola-peça (mm)	200		

A caracterização dos revestimentos foi realizada através de microscopia ótica em um microscópio Olympus BX51, com aquisição, determinação de fases e quantificação da fração volumétrica das fases através de software de análise de imagens Image Express, microscopia eletrônica de varredura em um microscópio Philips modelo XL30 contendo espectroscopia por energia dispersiva, EDX. As fases presentes nos revestimentos foram analisadas via análise de Raios-X, DRX (Difração de Raios-X)

O ensaio de cavitação acelerada foi realizado segundo a norma ASTM G32-96, utilizando método ultra-sônico indireto com frequência de 20kHz, distância sonotrodo-amostra de 500µm e amplitude de 50µm pico a pico, a Figura 11 demonstra esquematicamente o ensaio.

VII. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas Figuras 12 e 13 são observadas as diferentes morfologias das ligas testadas, depositadas com diferentes níveis de pressão de ar-comprimido. Em relação às amostras de AWS309LT1 e AWS410NiMo houve uma diminuição das espessuras das lamelas depositadas, um aumento da quantidade de salpicos e uma redução na quantidade de gotas semifundidas depositadas com o aumento na pressão do ar-comprimido.

A variação de porosidade entre as amostras ensaiadas não foi significativa. A variação da porosidade deve ser analisada com cuidado devido a quebra dos óxidos durante a preparação das amostras, o que pode dificultar uma análise mais precisa.

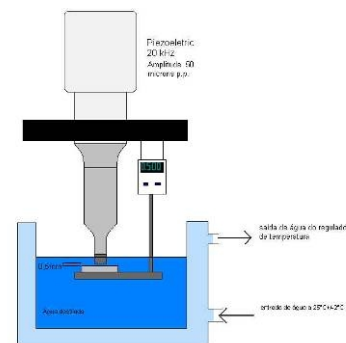


Figura 11. Desenho esquemático do ensaio de cavitação acelerada por ultrassom.

O aumento da quantidade e do tamanho das lamelas semi-fundidas durante a projeção é observado com a redução da pressão de ar-comprimado, Figura 12 e 13. Isto ocorre parâmetros de deposição: corrente elétrica, pressão do ar comprimido e distância bico-peça, mantendo-se constante a tensão do arco em 30V e sem utilizar pré-aquecimento. A Tabela 6 indica os valores utilizados para a preparação das amostras dos materiais empregados. devido à diminuição da velocidade das partículas com a diminuição da pressão do ar, o que acarreta um aumento no tempo para a chegada da partícula no substrato e ao aumento no diâmetro das gotas aspergidas [12,13].

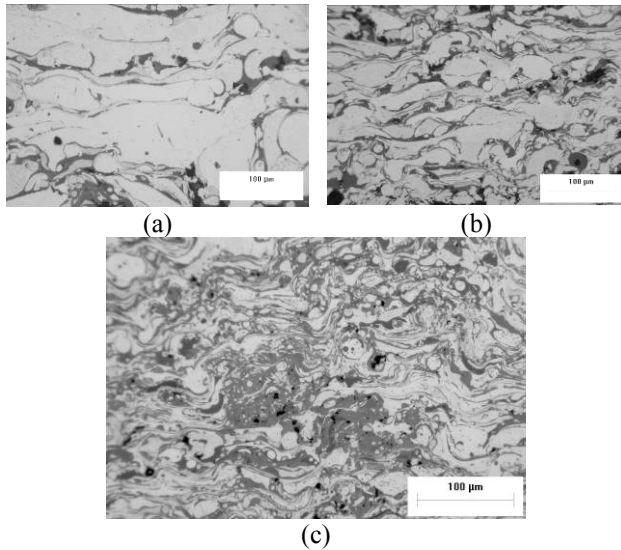


Figura 12. Morfologia das camadas depositadas com AWS309LT1 (a) 180A, 280kPa, (b) 180A, 410kPa, (c) 180A, 550kPa.

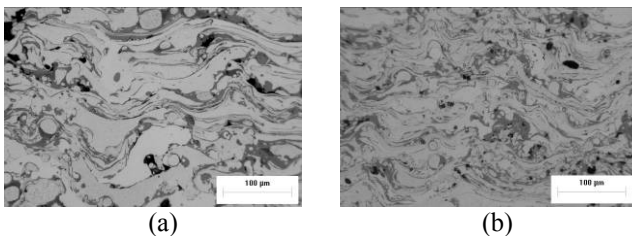


Figura 13. Morfologia das camadas depositadas com AWS410NiMo (a) 180A, 280kPa, (b) 180A, 410kPa.

Nas Figuras 14 e 15 são observados os valores de porosidade e fração volumétrica de óxidos com a variação na pressão de ar comprimido. A redução na pressão do ar comprimido pode diminuir a fração de óxidos presentes devido ao aumento do tamanho das gotas de metal fundido, como pode ser observada no aumento do tamanho das lamelas com a redução na pressão, incorporação das gotículas geradas pelo impacto das lamelas na superfície ou pela menor disponibilidade de ar ao redor das partículas durante a projeção [14].

De acordo com Hoile et al., 2004 a fração volumétrica de óxidos é controlada pelo fenômeno de spray das gotas. Neste trabalho o autor verificou comportamento semelhante na redução da fração de óxidos com a diminuição de pressão [15], resultados semelhantes foram obtidos em [16].

Para as ligas testadas observou-se que os valores de microdureza variaram com as alterações na morfologia e quan-

tidade de fases presentes. A maior variação nas propriedades mecânicas foi obtida com a alteração na quantidade de óxidos, devido a mudanças nos parâmetros de deposição.

As Figuras 16 e 17 exemplificam a variação dos valores de microdureza para a liga AWS309LT1 e AWS410NiMo com as diferentes pressões de ar comprimido utilizadas. A variação nos valores de microdureza foi mais perceptível para valores de corrente de 180A e pressão de 550kPa para a liga AWS309LT1.

Para a liga AWS410NiMo observa-se que os valores de microdureza foram superiores que o do revestimento depositado com AWS309LT1 para valores semelhantes de óxidos, provavelmente decorrente da microestrutura do tipo martensita, enquanto que o revestimento AWS309LT1 formou estrutura do tipo austenita, sem a formação de ferrita δ , provavelmente devido a elevada taxa de resfriamento imposta durante a aspersão térmica e pelo superesfriamento imposto durante a projeção das partículas, Figuras 18 e 19 [17].

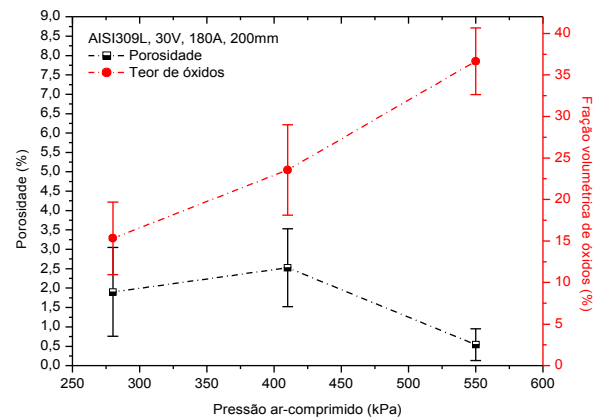


Figura 14 Variação do teor de óxidos e poros com a pressão de ar-comprimido para a liga AWS309L.

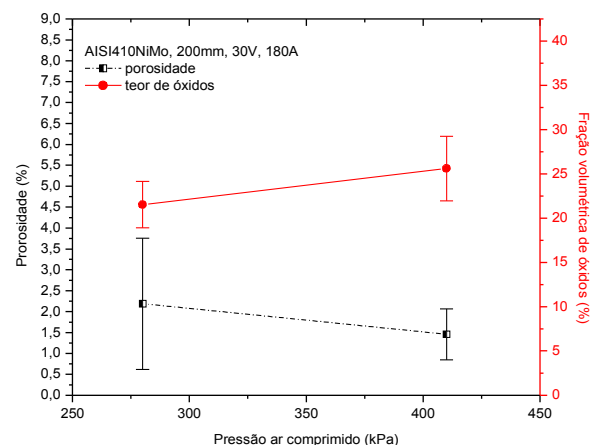


Figura 15 Variação do teor de óxidos e poros com a pressão de ar-comprimido para a liga AWS410NiMo.

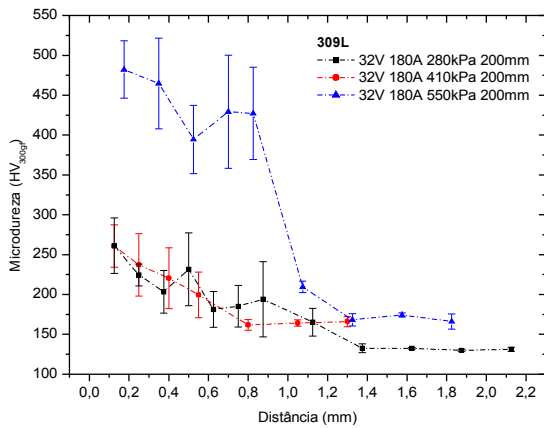


Figura 16 Perfil de microdureza com a pressão de ar comprimido para a liga AWS309LT1.

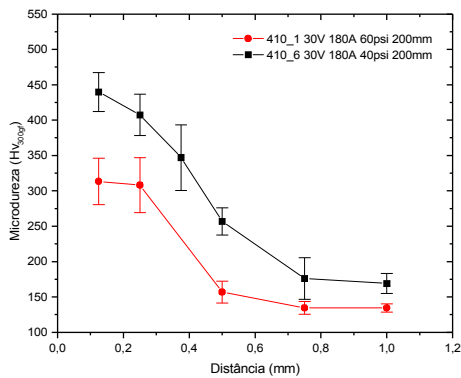


Figura 17 Perfil de microdureza com a pressão de ar comprimido para a liga AWS410NiMo.

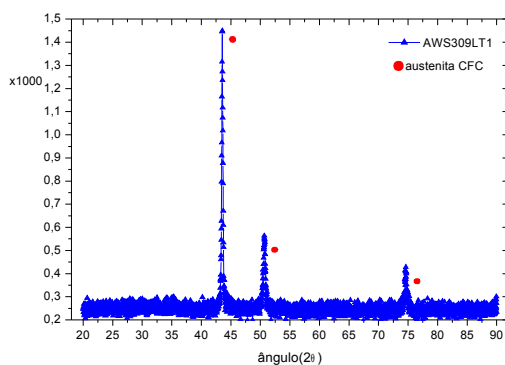


Figura 18. Espectro de difração de Raios -X do revestimento depositado com AWS309LT1.

Para as amostras depositadas com AWS309LT1 e AWS410NiMo observou-se uma grande influência da pressão do ar comprimido na resistência a cavitação, Figura 20 e 21.

Para a condição inicial de ensaio na amostra de AWS309L com pressão de ar de 280kPa e até 1 hora de ensaio nota-se uma elevada perda de massa, podendo indicar

que as panquecas depositadas mais superficialmente apresentaram uma menor adesão, e conseqüentemente são removidas mais facilmente. No período de regime permanente de remoção de material verifica-se que a taxa de cavitação é diferente para as duas condições, com uma maior taxa de perda de massa para a amostra com 280kPa. O resultados taxa de perda de massa obtida pelo ajuste linear da reta são apresentados na Tabela 7.

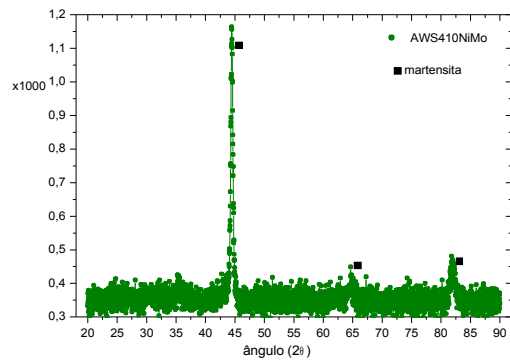


Figura 19. Espectro de difração de Raios -X do revestimento depositado com AWS410NiMo.

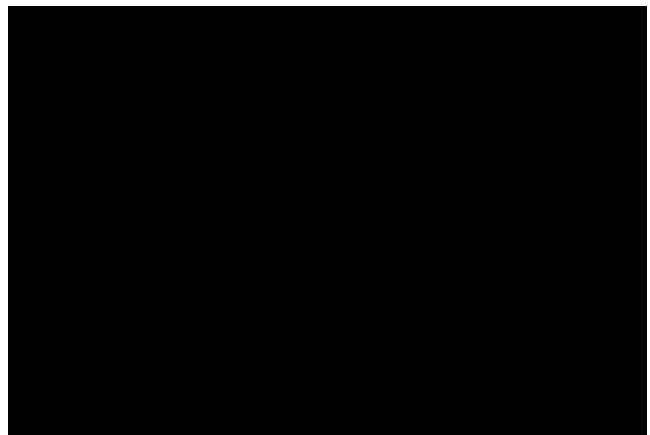


Figura 20 Resultados obtidos dos ensaios de cavitação da liga AWS309LT1 aspergida.

Tabela 7 Taxa de perda de massa no regime estável, liga AWS 309L

Condição de deposição	Taxa de perda de massa, ajuste de reta (mg/h)
AISI309_1 180A, 32V, 60psi, 200mm	3,48
AISI309_2 180A, 32V, 40 psi, 200mm	4,47

Com relação ao ensaio de cavitação da liga AWS410NiMo depositada observou-se uma diminuição na resistência à cavitação, em especial com pressão de 280kPa, Figura 21. Os resultados obtidos da taxa de perda de massa obtida pelo ajuste linear da reta são apresentados na Tabela 8. Analogamente as amostras ensaiadas com a liga AWS309LT1, a amostra com menor pressão de trabalho apresentou menor resistência à cavitação.

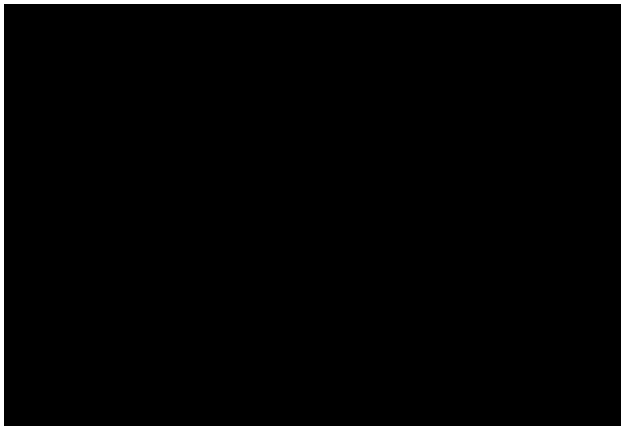


Figura 21 Resultados obtidos dos ensaios de cavitação da liga AWS410Ni-Mo aspergida.

Tabela 8 Taxa de perda de massa no regime estável, liga AWS410NiMo.

Condição de deposição	Taxa de perda de massa, ajuste de reta (mg/h)
AISI410_1 180A, 30V, 60psi, 200mm	6,65
AISI410_6 180A, 30V, 40psi, 200mm	18.19

VIII CONCLUSÕES

Em relação à variação da morfologia e teor de óxidos com a variação da pressão de ar-comprimido, observou-se que com a redução desta há uma diminuição na fração de óxidos e um aumento na quantidade de gotas semifundidas no revestimento, assim como uma diminuição na quantidade de salpicos. Para a liga AWS309LT1 a redução do teor de óxidos foi de 36 para 15% de óxidos e permanecendo praticamente inalterada em 25% para a liga AWS410NiMo para valores de pressão entre 280 e 550kPa.

A diminuição da oxidação deve ser decorrente da menor área superficial das lamelas e a menor formação de salpicos com a diminuição da pressão de deposição.

O revestimento de AWS309LT1 depositado por aspersão térmica a arco apresentou estrutura do tipo austenita, sendo que a formação de ferrita δ não ocorreu devido a elevada taxa de resfriamento durante a projeção das partículas. A estrutura do revestimento do AWS410NiMo é do tipo martensita.

Com relação à resistência à cavitação, a amostra de AWS309LT1 que apresentou menor taxa de erosão refere-se a condição de pressão intermediária, 410kPa, onde a maior aderência entre as panquecas foi responsável pela menor taxa de erosão. A amostra de AWS410NiMo apresentou maior taxa de erosão das ligas ensaiadas, com menor resistência à cavitação para o revestimento com menor pressão de deposição.

IV. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1.AKTHAR, A. Materials technology for turbine performance. Water Power and Dam Construction, v.38, n.8, p13-19, 1986.
 2.CARDOSO, R.L.; PRADO, E.M.; OKIMOTO, P.C.; PAREDES, R.S.C.; PROCOPIAK, L.A. Avaliação da Influência de Gases de Proteção Contendo Diferentes Teores de CO₂ nas Características dos Revestimentos Soldados Visando o Reparo de Turbinas Erodidas por Cavitação. Soldagem e Inspeção, ano 8, n.2, p.68-74, 2003.

4.PEREIRA, A. S.; BUSCHINELLI, A. J. A.; HENKE, S. L.; NIÑO, C. E.. Estudo comparativo do reparo por soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 e CA-6NM. In: I Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF, Curitiba, 2001. Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2001.
 5.BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LIORANTE, C. L. Characteristics and Effects of Austenite Resulting From Tempering of 13Cr – NiMo Martensitic Steel Weld Metals. Materials Characterization 46, 2001, 285-296
 6.PEREIRA, S. A., Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços Inoxidáveis Martensíticos com Metal de Adição Similar sem TTP. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2000, p19.
 7.PRADO, E. M. Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo. Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPR, Curitiba, 2004.
 8.HERTZBERG, R. W. Deformation and fracture mechanics of engineering materials. John Wiley & Sons, USA, 1996.
 9.FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer-Verlag Wien; New York, 1988.
 10.PAREDES, R.S.C. et al., Relatório: Otimização dos reparos de turbina através da pesquisa em novos processos e materiais de soldagem – Desenvolvimento de parâmetros para novos materiais – Projeto Otimização, COPEL, 2003.
 11.PAREDES, R.S.C. et al., Relatório: Efeito dos Processos de Modificação Superficial na Resistência à Erosão de Cavitação – Projeto Trata-Super, COPEL, 2003.
 12.HOILE, S. et al., Oxide formation in the Sprayform Tool Process, Materials Science and Engineering A 383 (2004) 50–57.
 13.PUKASIEWICZ, A.G.M, et al., Caracterização de revestimentos resistentes à cavitação depositados por aspersão térmica, XXXI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem de 08 a 10 de Novembro de 2005, São Paulo - SP
 14.NEWBERY, A.,P. et al., The velocity and temperature of steel droplets during electric arc spraying, Surface & Coating Technology, n. 195: p. 91-101. 2005.
 15.NEWBERY, A.P., et al., A particle image velocimetry investigation of in-flight and deposition behaviour of steel droplets during electric arc sprayforming, Materials Science and Engineering A 383 (2004) 137–145.
 16. NEWBERY, A.P., GRANT, P.S., Oxidation during electric arc spray forming of steel, Journal of Materials Processing Technology, 2006, article in press.
 17.PREPEZKO, J.H., et al., Undercooling and solidification of atomized liquid droplets, Materials Science and Engineering A, 326, 2002, 144-153.