

Estudo comparativo de três ligas austeníticas com cobalto resistentes à cavitação depositadas por plasma pulsado térmico

(Comparative study of three austenitic alloy with cobalt cavitation resistant deposited by plasma welding)

Cristhian Ramos Will¹, André Ricardo Capra², Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz³, Joceli da Guia Chandelier², Ramón Sigifredo Cortés Paredes⁴

¹Aluno de mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia PIPE, UFPR, cristhianwill@pop.com.br

²LACTEC, Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, Curitiba, Paraná, Brasil, joceli@lactec.org.br; andre.capra@lactec.org.br
UTFPR, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa, Coordenação de Mecânica, Ponta Grossa, Paraná, Brasil anderson.geraldo@lactec.org.br

⁴UFPR, Universidade Federal do Paraná, Departamento de Mecânica, Curitiba, Paraná, Brasil, ramon@demec.ufpr.br

Resumo

A necessidade de diminuição dos tempos de parada e custos de manutenção de turbinas geradoras de energia elétrica tem motivado o desenvolvimento de novos materiais e processos de recuperação de áreas cavitadas. Atualmente diferentes processos automatizados de soldagem vêm sendo estudados, principalmente a soldagem por plasma de arco transferido, PTA (plasma transferred arc), em substituição à soldagem FCAW (flux cored arc welding). O processo PTA apresenta como principais vantagens a baixa diluição, estreita zona termicamente afetada, excelente estabilidade de arco e baixo índice de respingos, entretanto, poucas ligas resistentes à cavitação foram desenvolvidas para este processo. Este trabalho tem por objetivo comparar três ligas resistentes à cavitação com Cobalto, depositadas por PTA. A primeira desenvolvida para soldagem FCAW, a segunda desenvolvida para soldagem PTA e uma liga nacional em desenvolvimento do tipo inoxidável austenítica com cobalto. As amostras foram analisadas através de microscopia ótica, eletrônica de varredura, microdureza Vickers, raios-X e ensaio de cavitação acelerada, ASTM G-32-95. Os resultados mostraram a formação de microestruturas austeníticas refinadas nas três amostras. A liga comercial desenvolvida para soldagem PTA apresentou melhor estabilidade do arco, além de menor quantidade de defeitos. A liga nacional apresentou bom resultado durante a deposição, enquanto que a liga FCAW apresentou melhor resultado no ensaio de cavitação.

Palavras-chave: Cavitação, aços inoxidáveis, soldagem plasma, Cobalto.

Abstract The necessity of time and maintenance costs reduction, in electric energy generation turbines promotes the development of new materials and processes to recovering cavitated areas. Nowadays different automated welding process have been studied, mainly, plasma transferred arc welding, PTA, in substitution to flux cored arc welding FCAW. PTA process presents as main advantages: low dilution, narrow heat affected zone and excellent arc stability, however, few cavitation resistant alloys are developed for this process. This work has the objective to compare three cobalt cavitation resistant alloys, deposited with PTA process. The first alloy is a cobalt stainless steel alloy developed for FCAW process, the second is a cobalt stainless steel alloy developed for PTA process and a national developed stainless steel alloy with cobalt. The samples were analyzed by optical and electronic microscopy, micro hardness and accelerated cavitation test, ASTM G32-95. The results show that a refined austenitic microstructure was observed in all samples. The commercial alloy, developed for PTA welding, presented a better arc stability and lower quantity of defects. The national alloy had shown good result during deposition, while FCAW alloy presented better cavitation resistance.

Key-words: Cavitation, stainless steel, plasma welding, Cobalt.

1. Introdução

A erosão por cavitação traz enormes prejuízos para as empresas geradoras de energia elétrica, pois compromete o funcionamento de turbinas hidráulicas, levando a constantes paradas para recuperação de regiões cavitadas. Apesar do avanço

tecnológico no projeto e construção de máquinas hidráulicas, verifica-se que as possibilidades de eliminação por completo do fenômeno de cavitação são limitadas.

Tais modificações, buscando a eliminação do fenômeno de cavitação, trazem o inconveniente de reduzir a eficiência e a potência destas máquinas hidráulicas. Pelo lado da produção (eficiência e potência) é interessante admitir um determinado grau de erosão por cavitação, vislumbrando a possibilidade de se reparar as áreas erodidas durante as paradas para manutenção, as quais podem ser prolongadas com a adoção de materiais de

(Recebido em 02/05/2008; Texto Final em 13/01/2010).

elevada resistência à erosão por cavitação [1].

Desta forma, a convivência com um nível tolerável de cavitação conduz à necessidade de se buscar materiais resistentes a este fenômeno erosivo, possibilitando construir máquinas mais rápidas, mais compactas e principalmente que apresentem períodos mais longos de funcionamento entre reparos.

Entre os materiais com elevada resistência à cavitação pode-se destacar os aços inoxidáveis austeníticos, empregado principalmente na forma de revestimentos depositados por soldagem em turbinas construídas em aço carbono. A performance dos aços inoxidáveis austeníticos está relacionada tanto com a sua propriedade mecânica quanto com sua resistência à corrosão, uma vez que a corrosão age como um acelerador da erosão provocada pela cavitação [2].

ZYLLA et al [3], destacaram algumas características que um determinado aço deverá apresentar para ter boa resistência à cavitação:

- ◆ Alta resistência para ancoramento das discordâncias;
- ◆ Baixa energia de falha de empilhamento, EFE, que influencia o movimento e a formação das discordâncias durante a deformação;
- ◆ O tamanho dos grãos deverá ser pequeno para elevar a força necessária ao arrancamento das partículas superficiais;
- ◆ O material deverá apresentar alta plasticidade para limitar a propagação de trincas.

Como descrito acima, além das propriedades mecânicas, outras características como microestrutura, propriedades metalúrgicas, composição química e condição superficial exercem importante papel no processo de resistência ao fenômeno erosivo provocado pela cavitação [3]. Desta forma, estrutura cristalina, transformação de fase, tamanho de grão, planos de deslizamentos, maclação, porosidade e grau de acabamento superficial entre outros, devem ser levados em consideração quanto ao desenvolvimento de pesquisas nesta área [4, 5].

A obtenção de algumas destas propriedades, como redução do tamanho de grão, acabamento superficial e porosidade estão relacionadas com os processos e procedimentos de soldagem adotados na recuperação das regiões cavitadas. Neste sentido, a utilização de processo de soldagem a plasma por arco transferido, PTA, apresenta uma série de vantagens, tais como baixo aporte térmico, menor quantidade de respingos e defeitos de soldagem, além da obtenção de uma microestrutura refinada.

O processo de soldagem por plasma PTA consiste em uma descarga elétrica, sustentada através de um gás ionizado à elevada temperatura, produzindo energia térmica suficiente para ser usado em soldagem [6].

Sob o ponto de vista de suas características físicas, pode ser considerado como uma derivação do processo de soldagem GTAW (*gas tungsten arc welding*), pois os elementos básicos são fundamentalmente os mesmos. Difere do processo GTAW principalmente pelo fato do arco estar restringido por um bocal constritor que limita o seu diâmetro e aumenta consideravelmente a densidade de energia. Também no processo PTA são utilizados dois fluxos de gás, iguais ou diferentes. O primeiro, frequentemente argônio (Ar) e denominado de “gás de plasma”, circunda o eletrodo e sai por um orifício no bocal constritor na forma de um jato de gás. O segundo fluxo, denominado “gás de

proteção” serve para proteção da poça fundida e passa por um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor. Este gás pode ser inerte ou uma mistura de gases. A Figura 1 ilustra, de forma esquemática, uma tocha de soldagem utilizada neste processo [6,7].

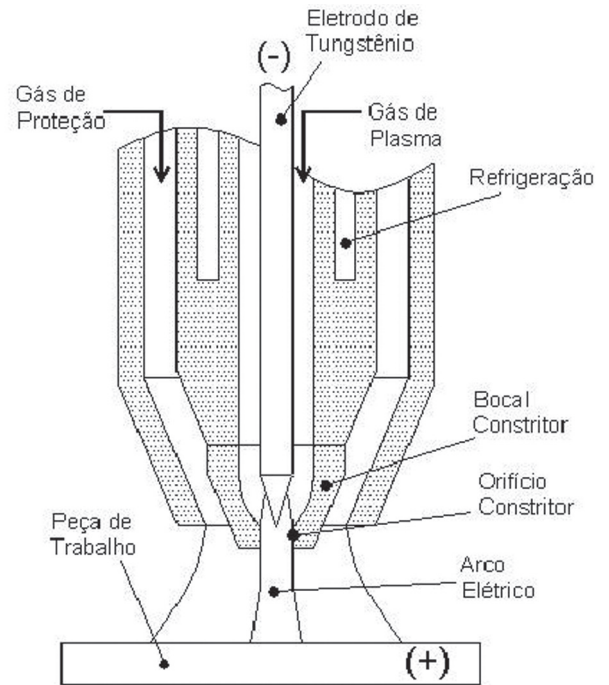


Figura 1. Esquema da tocha plasma PTA.

O bocal constritor impede que o arco sofra uma variação muito grande ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o material base, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça. Esta seria uma das diferenças marcantes entre o processo PTA e o GTAW. Vários autores, [8, 9], afirmam que tal constrição do arco é responsável por uma série de vantagens conferidas ao processo PTA, das quais pode-se citar:

- a) Elevada estabilidade do arco, mesmo com correntes baixas;
- b) A coluna do arco é rígida e de pequeno diâmetro, produzindo poça de fusão de tamanho relativamente reduzido e estreita zona afetada pelo calor;
- c) Como consequência do item anterior, a tendência à distorção é muito menor;
- d) A velocidade de soldagem pode ser mais elevada que no processo GTAW;
- e) O comprimento do arco exerce pequeno efeito sobre a tensão.

O principal objetivo deste trabalho é avaliar a soldabilidade, microestrutura e resistência a cavitação das ligas Cavitec e Cavitalloy, desenvolvidas para os processos FCAW (flux cored arc welding) e PTA, respectivamente, além de uma terceira liga, nacional em desenvolvimento, do tipo austenítica inoxidável com cobalto, denominada Durcavit.

Tabela 1. Composição (% em peso) das amostras testadas.

Material	Arame	Diâmetro mm)	%C	%N	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Co	%Cu	%V	%P
Liga A	Tubular	1,2	0,21	0,20	2,4	10,0	13,6	0,12	11,3	0,1	0,06	0,03
Liga B	Tubular	1,3	0,21	0,36	1,6	9,6	18,7	0,16	11,6	0,04	0,08	0,02
Liga C	Tubular	1,6	0,20	0,12	1,2	7,0	15,8	0,66	9,0	0,03	0,07	0,01

Tabela 2. Resumo dos parâmetros de soldagem - Plasma PTA.

Material	I_p [A]	I_b [A]	Tempo pico [s]	Tempo base [s]	Gás de Plasma [l/min]	Gás de Proteção [l/min]	Veloc. arame (pulso) [m/min]	Veloc. arame (base) [m/min]	Veloc. soldagem [cm/min]	Dist. tocha-peça [mm]
309LSi	200	100	0,1	0,1	2,0	12	2,1	2,1	15	8
Liga A	180	120	0,1	0,1	1,5	12	1,7	1,7	12	8
Liga B	190	100	0,1	0,1	2,0	11	2,1	1,6	12	8
Liga C	220	110	0,1	0,1	1,5	12	1,6	1,6	12	8

2. Procedimento Experimental

2.1 Materiais e Preparação dos Corpos de Prova

Neste trabalho foram testadas três ligas inoxidáveis austeníticas com cobalto, a primeira, Cavitec, denominada Liga A, desenvolvida para soldagem FCAW, a segunda, Cavitalloy, denominada Liga B, desenvolvida para o processo de soldagem plasma PTA, e uma terceira liga experimental em desenvolvimento, Durcavit, denominada Liga C, para soldagem plasma PTA. A composição química das amostras soldadas, obtidas à partir de corpos de prova retirados conforme norma AWS 5.18 é mostrada na Tabela 1.

Foram preparados 3 corpos de prova soldados por processo plasma PTA, sendo depositados em corpos de prova de aço carbono (150X100X25 mm), revestidos previamente por duas camadas de aço inoxidável AWS 5.9 ER309LSi (1,2 mm) Para cada liga foram depositados aproximadamente 15 cordões, com sobreposição de 50%. Os parâmetros utilizados são apresentados na Tabela 2. O gás de proteção utilizado foi Ar + 3% de CO₂, e o gás de plasma 100 % Ar, com um recuo do eletrodo de 0,8 mm. A fonte de soldagem adotada foi a MTE DIGITEC 450 microprocessada, com módulo plasma acoplado ao sistema tracionador de arame e tocha plasma Thermal Dynamics modelo 300 acoplada ao sistema de deslocamento Bug'o.

Procurou-se estabelecer procedimentos de soldagem que apresentassem menor quantidade de defeitos e respingos e valores semelhantes de energia de soldagem, porém as variações de diâmetro, composição química e construção do arame influenciaram estes valores.

2.2 Caracterização metalográfica e microestrutural

Os revestimentos depositados foram analisados inicialmente por microscopia ótica, utilizando reativo Vilella para a revelação da microestrutura. O perfil de microdureza dos revestimentos foi avaliado por microdureza Vickers com carga de 300gf, segundo norma ASTM E384-95 [10]. Os ensaios de cavitação acelerada

foram realizados em um equipamento de ensaio ultra-sônico KLN System 587, com ponteira de sacrifício de aço inoxidável ABNT304 e sonotrodo tipo BK 101Z. Para a medição da perda de massa durante o ensaio de cavitação utilizou-se uma balança de precisão Mettler Toledo com 0,1 mg de precisão. O ensaio de cavitação foi realizado utilizando-se o método indireto, com distância de 500µm entre o sonotrodo e a amostra, e frequência de 20±0,5kHz, sendo este baseado na norma ASTM G32-96 [11].

Adicionalmente utilizou-se microscopia eletrônica de varredura, MEV, e espectroscopia de energia dispersiva, EDX, em um microscópio Philips, modelo XL30 para analisar os revestimentos antes e após ensaio de cavitação acelerada. As fases presentes nos revestimentos foram analisadas por difração de raios-X, DRX, em um equipamento Shimadzu XRD6000 com monocromador de cobre com λ igual a 1,54nm. Foram ainda realizadas medições de tamanho de grão, segundo norma ASTM E112-95, nas três ligas soldadas, sendo estas medições realizadas na superfície do revestimento, próximo das regiões onde foram realizados os ensaios de cavitação.

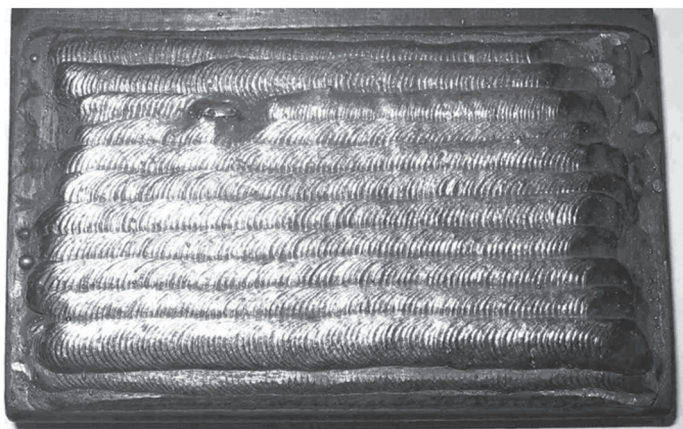
A análise da composição química foi realizada através da técnica de absorção atômica nos laboratórios do Lactec e a determinação de nitrogênio foi realizada por fusão em gás inerte e detecção por condutividade térmica nos laboratórios do IPT, Instituto de Pesquisas Tecnológicas.

3. Resultados Obtidos e Discussão

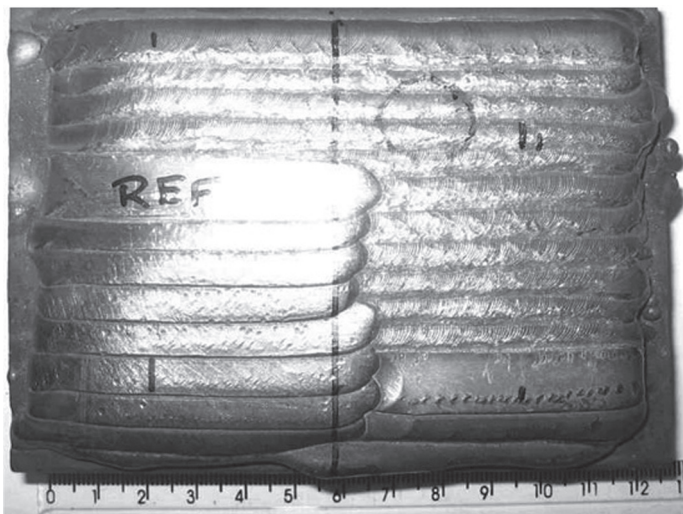
3.1 Soldagem

A Figura 2 mostra o aspecto dos corpos de prova após a soldagem. A Liga A apresentou certo nível de porosidade, em parte devido ao fato desta liga não ser específica para aplicação por processo plasma PTA, Figura 2(a). Esta situação foi contornada através da alteração nos parâmetros de soldagem e no modo de transferência metálica adotado.

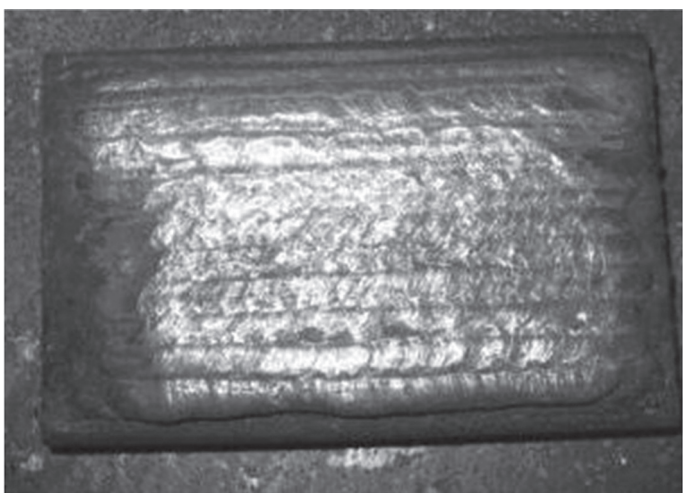
Foram testados dois tipos de transferência: a primeira com o arame a meia altura do arco plasma e a segunda com o arame



(a)



(b)



(c)

Figura 2. Aspecto dos corpos de prova soldados: (a) Liga A, (b) Liga B e (c) Liga C.

posicionado diretamente na poça fundida, com transferência do tipo filamentar. Com o arame a meia altura, a transferência torna-se instável, gerando respingos durante a deposição. Este fenômeno é diminuído posicionando-se o arame diretamente na

poça fundida. Nesta situação, o controle da velocidade do arame é muito importante para que ocorra a fusão completa do mesmo. Além da redução nos níveis de respingos e porosidade, este direcionamento do arame apresenta a vantagem de possibilitar a aplicação de revestimentos nas posições vertical e sobre-cabeça.

A Liga B, Figura 2(b), desenvolvida para a aplicação por plasma apresentou uma estabilidade maior durante a soldagem, sem a formação de poros e respingos. Para a deposição desta liga também utilizou-se a técnica de posicionamento do arame direto na poça fundida, com modo de transferência filamentar. A Liga C, Figura 2(c), por se tratar de material em desenvolvimento, apresentou alguns problemas durante a deposição, relacionados principalmente à instabilidade do arco, formação de óxidos e respingos. Através da alteração dos parâmetros de soldagem conseguiu-se uma redução significativa da ocorrência de poros e respingos. Para a deposição deste liga também utilizou-se o modo de transferência metálica do tipo filamentar.

Na Figura 2(a), verifica-se que os cordões da Liga A são homogêneos, e as escamas, decorrentes do processo de pulsação térmica são bem definidas. Na Figura 2(b), a metade direita do corpo de prova mostra o aspecto da região como soldado da Liga B. As soldas realizadas com esta liga foram as que apresentaram menor índice de defeitos. Neste sentido, o material desenvolvido especialmente para soldagem a plasma apresentou melhores resultados. O aspecto final do corpo de prova da Liga C mostra cordões homogêneos com pequena quantidade de respingos, Figura 2(c).

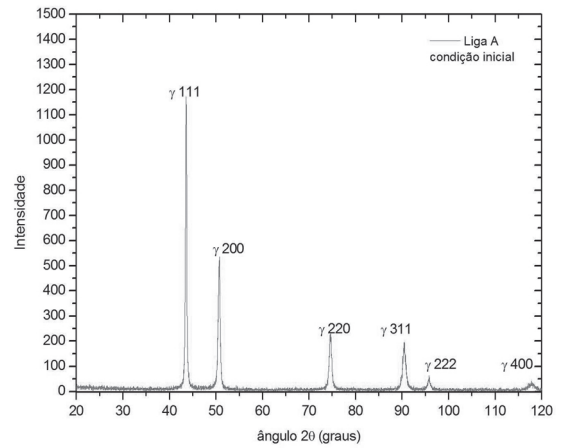
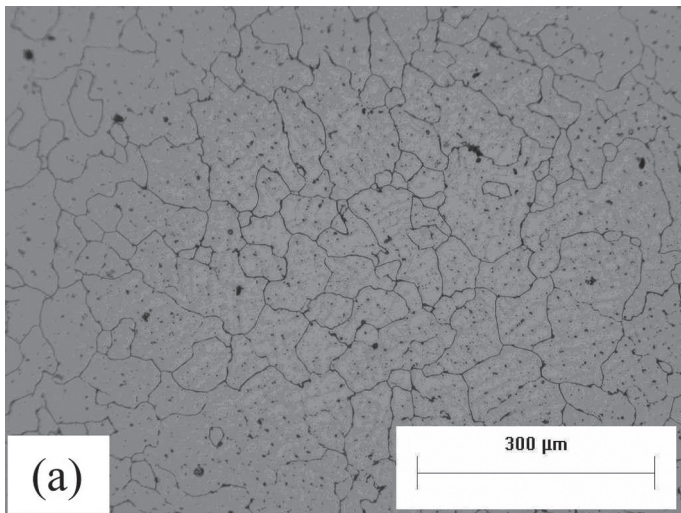
3.2 Análise microestrutural

Todos os revestimentos soldados apresentaram estrutura monofásica austenítica, sendo possível observar a formação das dendritas provenientes do processo de solidificação da zona fundida, observada mais facilmente na Liga B, Figura 3(b).

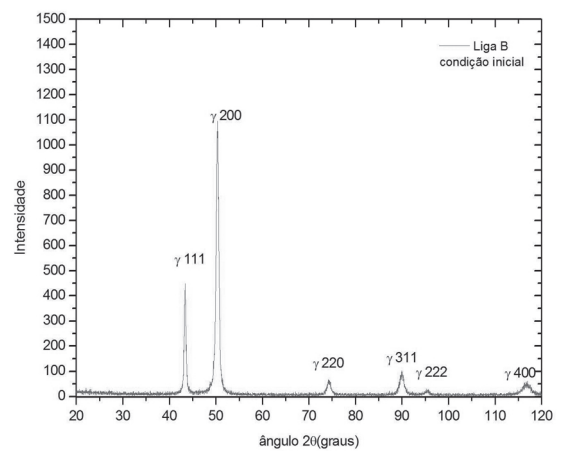
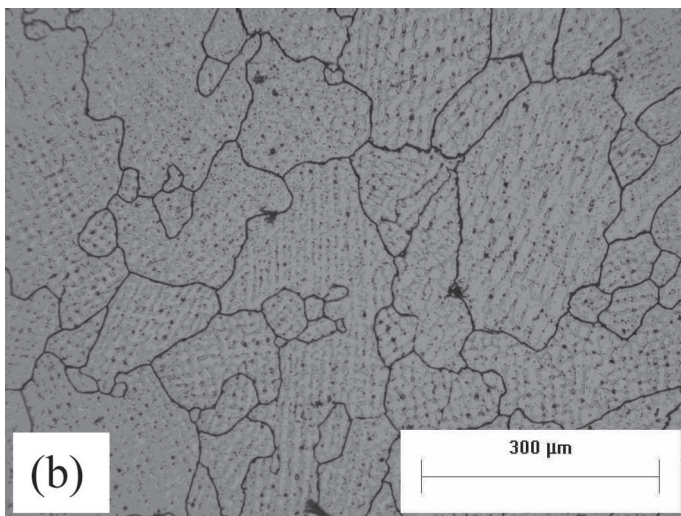
O revestimento depositado com a Liga B apresentou uma estrutura formada com grãos mais grosseiros, enquanto que a Liga C apresentou a microestrutura mais refinada dentre as ligas testadas. Na Tabela 3 são visualizados os tamanhos de grão médio das amostras ensaiadas.

Os revestimentos soldados apresentaram estrutura 100% austenítica, Figura 4. O revestimento da Liga B apresentou orientação preferencial dos grãos, observado pela maior intensidade do pico (2,0,0) nesta liga. Não foi possível definir exatamente as causas para a orientação preferencial da Liga B. A ocorrência de orientação cristalográfica, semelhante a da Liga B, também foi observada em revestimentos da liga Stellite 21 depositada por GMAW (*gas metal arc welding*) [12].

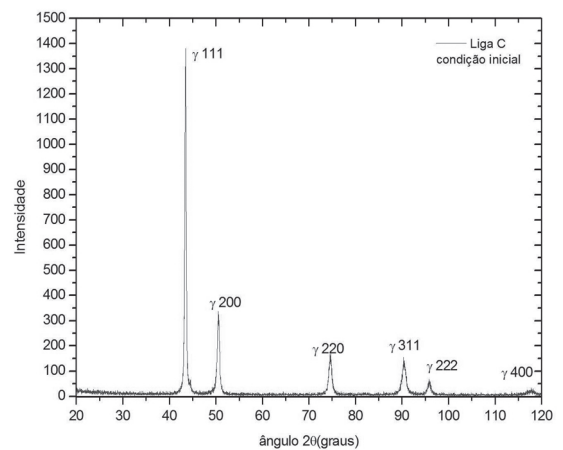
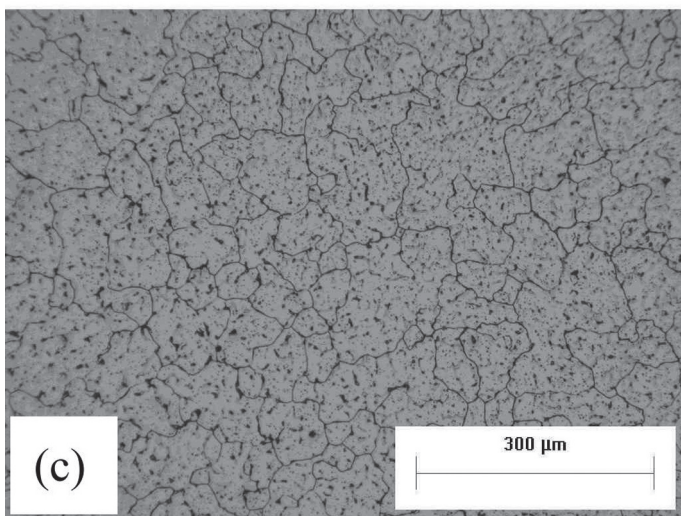
Na Figura 5 é observado o perfil de microdureza da seção transversal dos revestimentos depositados. Verificam-se valores de microdureza próximos para as ligas A e C, enquanto que os valores obtidos para a Liga B foram inferiores. Esta diferença pode estar relacionada com o maior tamanho de grão obtido neste revestimento, ou também decorrente da orientação cristalográfica observada nesta liga.



(a)



(b)



(c)

Figura 3. Microestrutura dos revestimentos soldados (ataque químico Villela): (a) Liga A, (b) Liga B e (c) Liga C.

Figura 4. Difratoograma DRX das amostras testadas antes do ensaio de cavitação: (a) Liga A, (b) Liga B e (c) Liga C.

Tabela 3. Tamanho de grão médio das amostras soldadas.

Amostra	Tamanho de grão (µm)
Liga A	72,07±12,08
Liga B	89,34±14,10
Liga C	63,17±10,10

Para os três revestimentos depositados obtiveram-se valores superiores de dureza nas regiões mais próximas à superfície do revestimento, este fato pode estar relacionado à maior taxa de resfriamento da superfície, e conseqüentemente a um menor tamanho de grão. Adicionalmente observou-se que na interface entre revestimento e camada de amantecimento com ER309LSi não há variação gradual no perfil de microdureza, devido principalmente à baixa diluição das amostras soldadas com plasma PTA obtidas neste experimento.

Em pesquisa anterior revestimentos de Fe-Mn-Cr-Si depositados por PTA pô apresentaram diluições muito superiores às observadas neste trabalho, aproximadamente 39%. Conseqüentemente, observou-se um processo de endurecimento do revestimento próximo ao substrato, em razão da diluição do carbono presente em maior quantidade no substrato [13].

Observou-se também que a Liga A soldada por plasma PTA apresentou maiores valores de dureza no revestimento, média de 390Hv, comparado ao mesmo material depositado por FCAW, com valores médios de microdureza na ordem de 300Hv [12]. Este aumento de dureza pode ser decorrente do maior refinamento da microestrutura obtida no revestimento depositado por PTA.

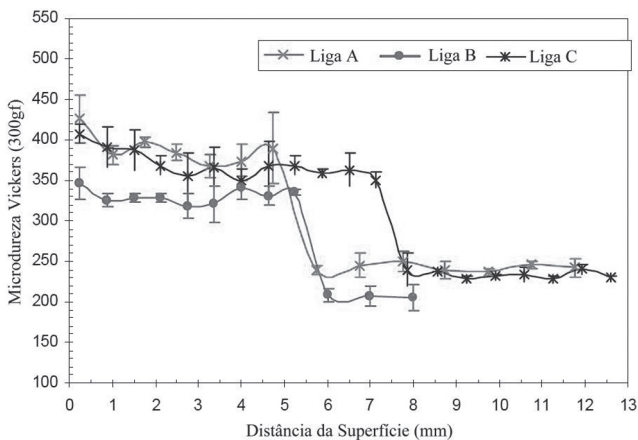


Figura 5. Perfil de microdureza dos revestimentos soldados.

3.3 Ensaio de cavitação acelerada

Na Figura 6 é visualizado o perfil da perda de massa acumulada nos revestimentos depositados durante o ensaio de cavitação acelerada. Observa-se que os revestimentos depositados apresentam dois regimes distintos de perda de massa. No primeiro há uma pequena perda de massa, sendo este chamado de período de incubação, e no segundo regime observa-se um regime de perda de massa constante.

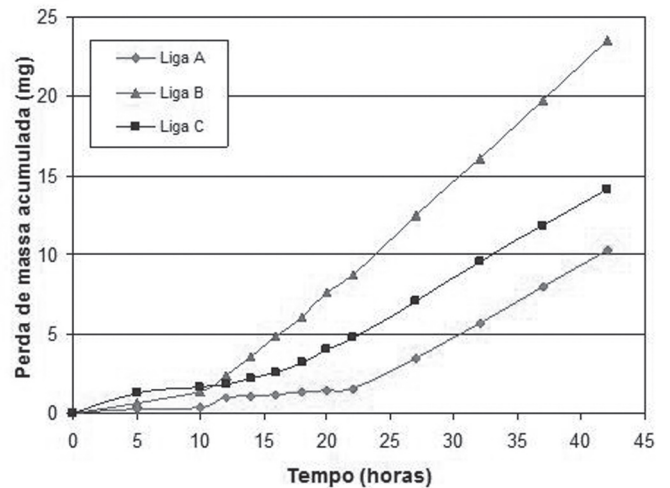


Figura 6. Gráfico de perda de massa das ligas testadas.

Na Tabela 4, visualizam-se os valores referentes ao tempo de incubação e taxa de perda de massa em regime constante dos materiais testados.

Tabela 4: Tempo de incubação e taxa de erosão dos materiais testados.

Amostra	Tempo de incubação (Ti) (hr)	Taxa de erosão (TE) (mg/ hora)
Liga A PTA	19,2	0,45
Liga B	10,0	0,73
Liga C	12,0	0,47
Liga A FCAW [13]	21,4	0,33
Stellite 6 [13]	28,3	0,34

Com relação ao período de incubação, verifica-se um melhor desempenho da Liga A, seguido pela liga em desenvolvimento, Liga C. A taxa de perda de massa observada durante o regime de incubação foi de 0,078mg/h para a Liga A, 0,14mg/h para a Liga B e de 0,15mg/h para a Liga C. Para o revestimento C deve-se observar que houve uma perda de massa elevada nas 5 primeiras horas, devido provavelmente à problemas de soldabilidade, como porosidade e inclusões, elevando a taxa de perda de massa neste primeiro período. Os valores de perda de massa durante o período de incubação são muito inferiores aos observados em ligas Fe-C, mesmo apresentando tratamentos superficiais como nitretação e PVD (*physical vapour deposition*), deposição física de vapor [14].

O tempo de incubação para o revestimento A foi aproximadamente o dobro do observado na amostra soldada com a Liga B, específica para deposição por plasma PTA. A Liga C apresentou desempenho intermediário. O menor período de incubação dos revestimentos B e C, em relação ao revestimento A, deve estar associado diretamente à composição química das ligas e ao menor tamanho de grão dos revestimentos A e C em relação ao obtido com a Liga B.

Com relação ao segundo período, regime de perda de massa constante, os resultados obtidos para as ligas A e C são semelhantes com resistência a cavitação ligeiramente inferior a das ligas Liga A e Stellite 6 soldadas por FCAW e GMAW [13].

A Liga B apresentou resultado inferior às demais, 0,73mg/h, sendo a maior taxa de perda de massa deve estar ligada diretamente ao maior tamanho de grão observado neste revestimento, Tabela 3. O aumento da resistência à erosão por cavitação com a redução do tamanho de grão ocorre principalmente pela maior restrição à movimentação de discordâncias ocorrida com a maior densidade de contornos de grão [15].

Para verificar as fases formadas após o ensaio da cavitação, foram realizados ensaios de difração de raios-X nas amostras após o término do ensaio de cavitação, Figura 7. Na Figura 7(a) é observado o difratograma do revestimento depositado com a Liga A, verificando-se a formação martensita ϵ e martensita α' , assim como a presença de austenita γ não transformada.

Nas Ligas B, Figura 7(b), e C Figura 7(c), os picos característicos de transformação não ficaram tão bem evidenciados, mas mostraram a presença martensita ϵ , martensita α' , e austenita γ não transformada, indicando que houve transformação de fase nestas ligas durante o ensaio de cavitação.

Para a Liga A, a quantidade de martensita ϵ formada ao final do ensaio é de 53%, e de martensita α' , 31%, enquanto que na Liga C a formação de martensita α' foi preferencial, com 10 de martensita ϵ e 67% de martensita α' . Para a Liga B a fração de martensita ϵ formada é de 9%, não sendo observado a formação de martensita α' , indicando uma maior estabilidade da austenita γ na Liga B.

A transformação de fase ocorrida durante o ensaio de cavitação, é um dos principais aspectos para que uma liga apresente elevada resistência à erosão por cavitação [2,13]. No que diz respeito a este aspecto, foi observado que a liga com maior resistência à cavitação, Liga A, foi a que apresentou maior formação de martensita ϵ , enquanto que a liga Liga C apresentou a formação preferencial de martensita α' . Em geral a transformação de fase induzida por deformação está ligada diretamente a baixa EFE, energia de falha de empilhamento.

A Liga B apresenta um teor mais elevado de elementos estabilizadores da austenita γ , com maiores concentrações principalmente de N, enquanto que a Liga C apresentou teores mais elevados de Ni e menores teores de Si, em relação à Liga A, elevando a EFE destas em relação à Liga A. Esta alteração na composição química levou a uma maior estabilidade da austenita γ e menor formação de martensita ϵ , contribuindo para um menor período de incubação destas ligas.

Se correlacionarmos à variação da composição química com a resistência à cavitação e transformação de fase, observamos que a maior concentração de Si, Co e Mn na Liga A, em relação à Liga C, promoveram um aumento da sua resistência à cavitação.

Para verificar a ocorrência de transformação de fase e mecanismos de perda de massa ocorridos durante o ensaio de cavitação, foram realizadas análises da superfície erodida em MEV após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada, próximo ao término do período de incubação.

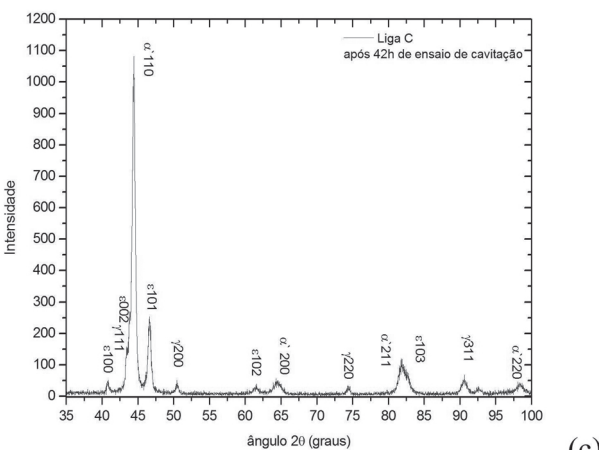
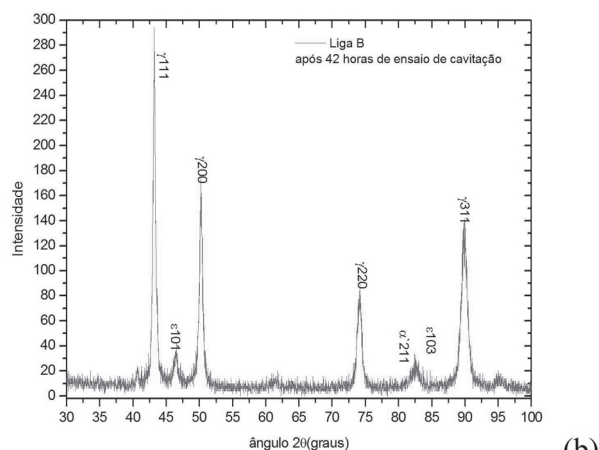
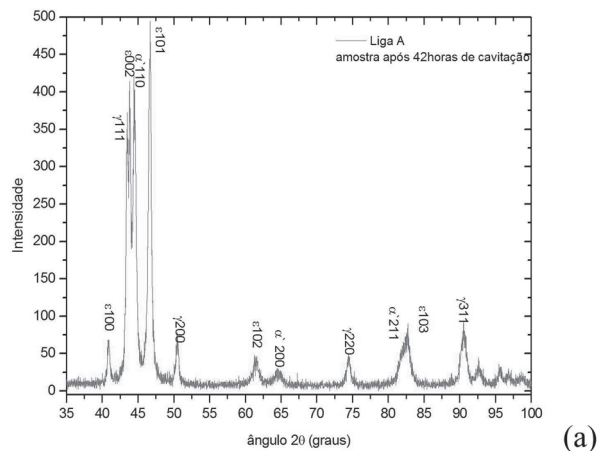


Figura 7. Difratograma DRX das amostras testadas após ensaio de cavitação: (a) Liga A, (b) Liga B e (c) Liga C.

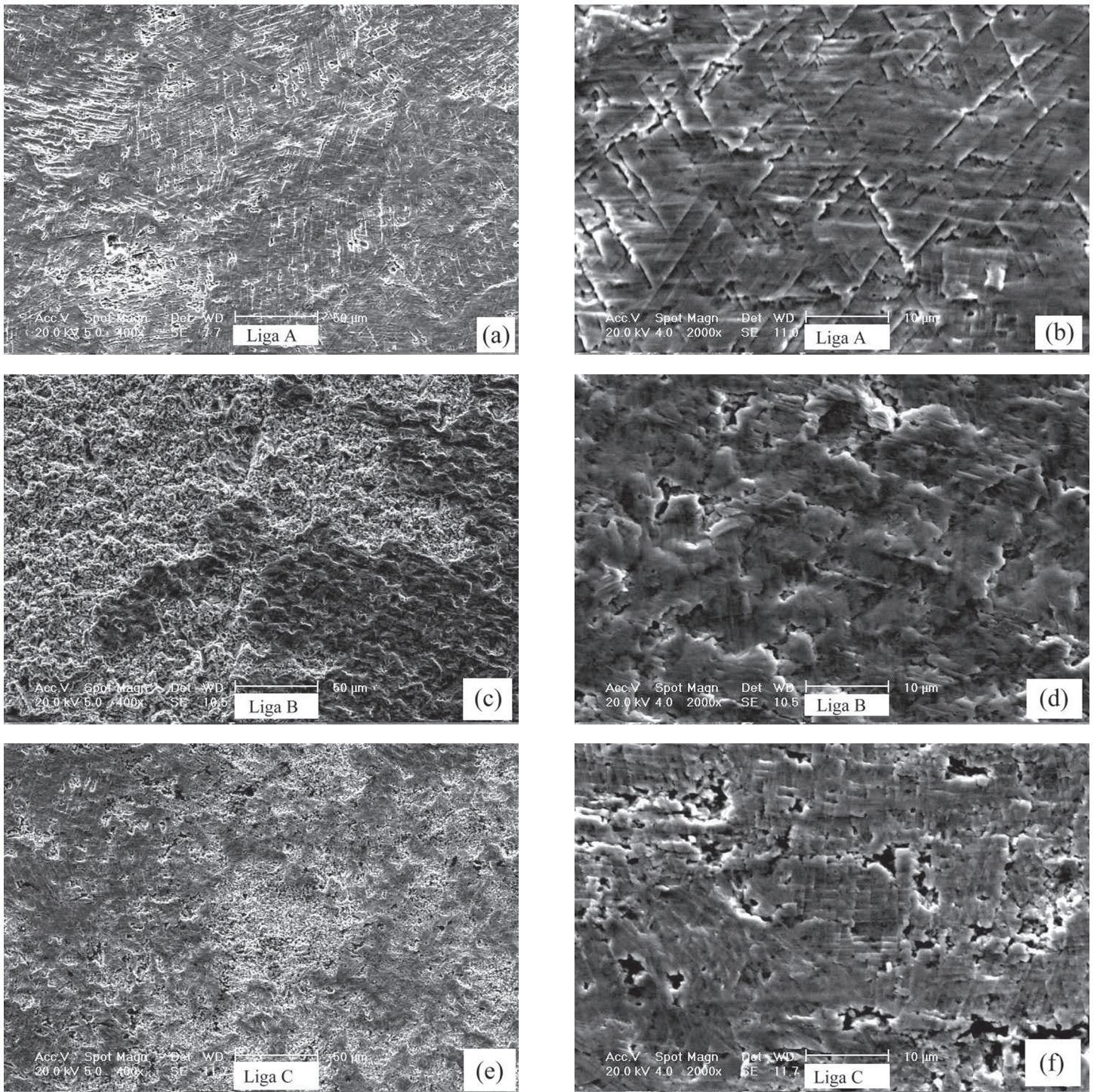


Figura 8. Aspecto das amostras testadas após 10 horas de ensaio de cavitação acelerada. (a,b) Liga A, (c,d) Liga B e (e,f) Liga C.

Na Figura 8 (a, b) verifica-se o aspecto da superfície cavitada da Liga A. Na Figura 8 (c, d) da Liga B e em 8 (e, f) da Liga C.

Verifica-se na Liga A, Figura 8(a,b) a presença de deformações superficiais indicativas de transformação de fase proveniente do processo de erosão por cavitação. A transformação de fase é visualizada através da formação de estruturas triangulares na superfície submetida à cavitação [16]. Observa-se também poucas regiões onde houve arrancamento de material, oriundos de inclusões ou regiões de contorno de grão.

Na Figura 8(b) verifica-se em detalhes o fenômeno de transformação de fase e a deformação superficial. Observa-se perda de massa nas regiões de encontro das placas de martensita e formadas durante o ensaio de cavitação [16].

O revestimento B apresentou um comportamento diferente do revestimento A, apresentando duas regiões distintas após 10 horas de ensaio. A região mais clara, à esquerda da Figura 8(c), sofreu um desgaste mais acentuado, enquanto que a região mais escura, à direita, apresentou um desgaste menor. Na Figura 8(d)

verifica-se a região de menor desgaste. As estruturas triangulares, ocorridas devido a transformação de fase, são menos evidentes e o processo de erosão já é adiantado neste ponto. Como o período de incubação desta amostra foi de aproximadamente 9 horas, com 10 horas de ensaio já havia iniciado a etapa de perda de massa com regime constante.

O revestimento C apresentou aspecto semelhante ao revestimento B. Verifica-se em 8(e) as mesmas regiões claras (maior perda de massa) e escuras (menor perda de massa). Uma varredura mais completa sobre as superfícies destas amostras indicou uma maior quantidade de regiões desgastadas na Liga B. Na Figura 8(f) é possível verificar o aspecto da região que sofreu desgaste menos intenso. Observa-se a formação de martensita por deformação e regiões onde houve perda de massa mais significativa, relacionados principalmente com a presença de inclusões, além de pequenos poros.

4. Conclusões

O revestimento da Liga B, desenvolvida especialmente para soldagem a plasma apresentou soldabilidade superior aos revestimentos das Ligas A e C, entretanto, a partir da definição correta dos parâmetros, foi possível depositar estas ligas de forma satisfatória e com baixo nível de defeitos.

Observou-se a formação de austenita nos revestimentos soldados, e um maior tamanho de grão para o revestimento depositado com a Liga B, reduzindo a dureza deste revestimento.

O revestimento A apresentou desempenho superior no ensaio de cavitação, com maior tempo de incubação. A liga em desenvolvimento C apresentou resultado intermediário, sendo o período de incubação inferior ao da Liga A, mas com taxas de erosão semelhantes. O revestimento B apresentou desempenho inferior tanto quanto ao período de incubação, como na taxa de perda de massa, induzido provavelmente pelo maior tamanho de grão e menores níveis de transformação de fase por deformação.

5. Agradecimentos

À Eng. Cleide Marquese da Universidade Federal de Santa Catarina pela realização dos ensaios de cavitação acelerada. Ao Professor Irineu do laboratório de raio-x da Universidade Federal do Paraná por ceder o equipamento para realização dos ensaios. A empresa Durum do Brasil pelo fornecimento e discussões sobre o desenvolvimento da liga Durcavit e a empresa Eutetic-Castolin pelo fornecimento da liga Cavitec.

6. Referências Bibliográficas

[1] REBELLO, J. M.; HÜHNE, H.: “Resistência à Cavitação de Recobrimentos Soldados”. Soldagem & Materiais, Abr/Jun, 1991.
[2] LAMBERT, P.; SIMONEAU, M.; DICKSON, J. I.: “Cavitation erosion and deformation mechanism of Ni and Co austenitic stainless steels”. Institute of Research of Hydro-Québec, 1987.

[3] ZYLLA, I. M.; HOUGARDY, H. P.: “Cavitation Behavior of a Metastable Cr-Mn-Austenite”. Steel Research 65, Nº 4, p.132-137, 1994.
[4] BOCCANERA, L.; BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J.: “Influência do Acabamento Superficial, Porosidade e Diluição Sobre a Resistência à Cavitação de Revestimentos Soldados”, XXIV ENTS, Fortaleza, 1998.
[5] AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.: “SEM Observation of the Cavitation-Fracture Mode During the Incubation Period and the Small Roughness Effect”. JSME International Journal, Series II, Vol. 34, Nº 3, 1991.
[6] MARQUES, P. V. “Tecnologia da Soldagem”. Belo Horizonte: ESAB, 1991.
[7] DIAZ, V. M. V. “Influencia de Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma sobre as Características da Solda com Ênfase na Análise da Abertura e no Fechamento do Keyhole”. Dissertação de Mestrado, UFSC, 1999.
[8] MACHADO, I. G. “Soldagem e Técnicas Conexas: Processos”. Porto Alegre: Editado pelo autor, 1996.
[9] Welding Handbook. AWS, V. 2 – “Welding Process”. Eighth Edition, 1991.
[10] American Standard for Testing Materials, ASTM E384-95, Microindentation Hardness of Materials.
[11] American Standard for Testing Materials, ASTM G32-96, Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus.
[12] XIAOJUN, Z., Effect of Surface modification processes on cavitation erosion resistance. Curitiba, 2002, 124 f., Tese de Doutorado, PIPE - Programa de Pós-Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Paraná.
[13] RIBEIRO, H.O., Desenvolvimento de ligas para revestimentos por PTA resistentes à cavitação, Florianópolis, 2007, 147 f., Tese de Doutorado, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Metais, Universidade Federal de Santa Catarina.
[14] GODOY, C., MANCOSU, R.D., LIMA, M.M., BRANDÃO, D., HOUDSEN, J., AVELAR-BATISTA, J.C., Influence of plasma nitriding and PAPVD $Cr_{1-x}N_x$ coating on the cavitation erosion resistance of an AISI 1045 steel, Surface and Coatings Technology, v. 200, nº 18-19, p. 5370-5378, 2006.
[15] BREGLIOZZI, G., SCHINO A.Di, AHMED S.I.-U, KENNY, J.M., HAEFKE, H., Cavitation wear behavior of austenitic stainless steels with different grain sizes, Wear, v. 258, nº 1-4, p. 503-510, jan. 2005.
[16] XIAOJUN, Z., PROCOPIAK, L.A.J., SOUZA, N.C., D’OLIVEIRA, A.S.C.M., Phase transformation during cavitation erosion of a co stainless steel, Materials Science and engineering, A358 (2003) 199-204.