

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

***RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE TRÊS REVESTIMENTOS
SOLDADOS***

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU E TÍTULO DE “MESTRE
EM ENGENHARIA MECÂNICA”.**

LUIZ ALBERTO JORGE PROCOPIAK

FLORIANÓPOLIS – SC, Fevereiro 1997

RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE TRÊS REVESTIMENTOS SOLDADOS

LUIZ ALBERTO JORGE PROCOPIAK

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

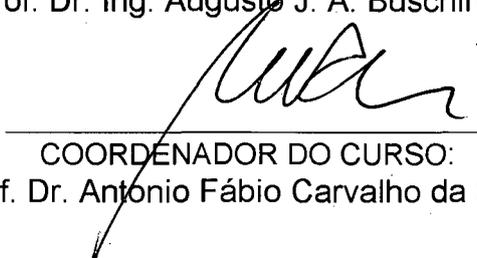
MESTRE EM ENGENHARIA

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



ORIENTADOR:

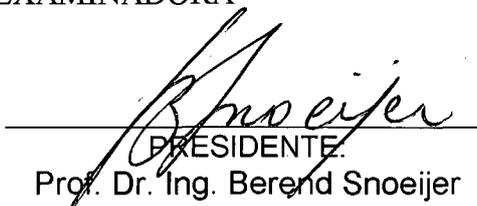
Prof. Dr. Ing. Augusto J. A. Buschinelli



COORDENADOR DO CURSO:

Prof. Dr. Antonio Fábio Carvalho da Silva

BANCA EXAMINADORA



PRESIDENTE:

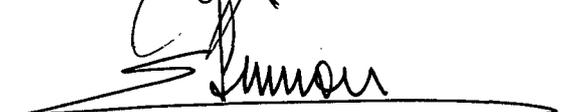
Prof. Dr. Ing. Berend Snoeijer



Prof. Dr. Eng. Mec. Pedro Amadeo Nannetti Bernardini



Prof. Dr. Eng. Mec. Jair Carlos Dutra



Lic. Esteia Surian

A contradição que se mostra tão significativa em face do pensamento usual provém do fato de termos de utilizar a linguagem para comunicar nossas experiências íntimas, as quais, em sua própria natureza, transcendem a lingüística.

D. T. Suzuki .

"A essência do budismo"

À minha esposa Maria Nívia e aos meus pais.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Augusto J. A. Buschinelli, pela correta e paciente orientação, pelo estímulo e incentivo à realização deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, na pessoa do Prof. Dr. Berend Snoijer, pelo apoio recebido. A todos os seus membros que de alguma forma contribuíram para o sucesso deste trabalho de pesquisa, aos Professores do Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e ao LABSOLDA onde foi iniciado este trabalho.

Ao Prof. Erick Kreye do Instituto de Materiais da Universidade do Exército - Hamburg - Alemanha e a todo seu corpo técnico, pela realização de ensaio de difração de raios X e pelo correto aconselhamento e apoio prestado.

Ao Prof. Michael Pohl e ao corpo técnico do Instituto de Materiais da Universidade de Bochum - Alemanha pela possibilidade do uso do equipamento vibratório de simulação de erosão por cavitação. Ao Prof. Dr. Amilton Sinatora, pesquisador visitante naquele Instituto, pelo apoio.

Ao Instituto de Tecnologia de Materiais da Universidade de Dortmund - Alemanha liderado pelo Prof. Steffens onde foram preparados os corpos de prova e efetuadas as análises metalográficas em microscopia óptica e eletrônica e a todo o seu grupo de pesquisadores.

Agradecimentos à COPEL, a qual me abstenho de citar nomes por que tantos foram, pelo incentivo à pesquisa e à realização deste trabalho e pelo apoio financeiro.

Ao Prof. Dr. Franklin Galvão do Departamento de Engenharia Florestal da Universidade Federal do Paraná pela ajuda na estruturação, correção desta Dissertação e por todo auxílio e incentivos prestados.

Ao CNPq/RHAE pelo apoio financeiro.

À Maria Nívia, esposa, incansável companheira, incentivadora neste longo caminho de noites mal dormidas, pela compreensão, ajuda e paciência.

ÍNDICE ANALÍTICO

1..INTRODUÇÃO	12
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1. CAVITAÇÃO - UM BREVE HISTÓRICO	15
2.2. AVALIAÇÃO ACELERADA DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO	19
2.3. EROÇÃO POR CAVITAÇÃO - EC.....	22
2.4. EROÇÃO POR CAVITAÇÃO E MATERIAIS	25
2.5. PROPRIEDADES MECÂNICAS	27
2.6. MECANISMOS MICROESTRUTURAIS DE RESISTÊNCIA	29
2.6.1. ESTRUTURA CRISTALINA.....	29
2.6.2. TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO.....	34
2.6.3TRANSFORMAÇÃO DE FASE X CAVITAÇÃO.....	37
2.6.4. ENERGIA DE FALHAS DE EMPILHAMENTO	39
3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS E EQUIPAMENTOS	41
3.1. MATERIAIS	41
3.2. ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO	42
3.3. MEDIÇÃO DE DUREZA	44
3.4. METALOGRAFIA	44
3.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	44
3.6. METALOGRAFIA QUANTITATIVA	45
4..RESULTADOS	46
4.1. MICROESTRUTURA DE PARTIDA	46
4.1.1 E 309	46
4.1.2 E 725/HQ 913	47

4.2. ENSAIO EROSIVO VIBRATÓRIO DE CAVITAÇÃO	48
4.3. OBSERVAÇÃO DO MECANISMO DE DEFORMAÇÃO E EROSÃO.....	50
4.4 .DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	56
5.DISSCUSSÃO	60
6. .CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES	69
7. BIBLIOGRAFIA	71

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1. Formação e colapso das cavidades.	8
FIGURA 2. Fórmula e esboço da teoria de Rayleigh	10
FIGURA 3. Formas de colapso das cavidades ⁽¹⁾	17
FIGURA 4. Venturi para ensaio acelerado de erosão por cavitação	19
FIGURA 5. Desenho esquemático do ensaio erosivo tipo disco rotativo	20
FIGURA 6. Esboço do ensaio erosivo por vibração e detalhe do corpo de prova .	21
FIGURA 7. Esboço do ensaio erosivo do tipo jato cavitante	21
FIGURA 8. Simulação da distribuição de pressões em rotor de turbina da Usina de GBM – COPEL	23
FIGURA 9. Rotor de turbina Francis com erosão por cavitação	24
FIGURA 10. Perda de peso por unidade de tempo em função do tempo de ensaio - curva típica	26
FIGURA 11. Efeito da % de ferrita na taxa de erosão em aços inoxidáveis com relação a estrutura austenítica pura	30
FIGURA 12. Diagramas de Schaeffler (a) e Delong (b)	31
FIGURA 13. Mecanismo de deformação de aços inoxidáveis em relação a sua energia de falhas de empilhamento - EFE.	40
FIGURA 14. Preparação dos corpos de prova, medidas em mm.	42
FIGURA 15. Arranjo do ensaio vibratório de cavitação (a) e do corpo de prova (b)	43
FIGURA 16. Microestrutura do depósito de solda E 309, ataque eletrolítico NaOH, 200x	46
FIGURA 17. Microestrutura do depósito de solda E 725, ataque eletrolítico NaOH 200x	47
FIGURA 18. Microestrutura do depósito de solda HQ 913, ataque eletrolítico NaOH, 200x	47
FIGURA 19. Resultado do ensaio erosivo vibratório de cavitação e aspecto dos corpos de prova ao final do ensaio.	48
FIGURA 20. Curvas massa perdida x tempo para os eletrodos E 725 e HQ 913	49
FIGURA 21. Observação da superfície deformada após 2000 seg. de ensaio, em MEV	51
FIGURA 22. Observação em MEV da superfície ao final do período de incubação	52
FIGURA 23. Observação em MEV da superfície ao final do ensaio de cavitação para E 309 (a), E 725 (b) e HQ 913 (c).	53
FIGURA 24. Micro-dureza Vickers HV 0,1 antes do ensaio de cavitação e no final do período de incubação.	54
FIGURA 25. Microdureza da seção transversal dos corpos de prova ao final do ensaio.	55
FIGURA 26. Micrografias das seções transversais dos corpos de prova com indentações.	55
FIGURA 27. Difratoogramas do E 725 para 0, 10.000, 25.000 e 70.000 segundos	57
FIGURA 27 Difratoogramas do hq 913 para 0, 10.000, 35.000 e 100.000 segundos	58
FIGURA 29. Resultado da difração de raios X para E 725	59
FIGURA 30. Resultado da difração de raios X para HQ 913	59
FIGURA 31. Diagrama de Schaeffler/Delong(a) e Schneider(b)	60
FIGURA 32. Temperaturas de transformação para aços ao Mn (SCHUMANN ⁽³⁴⁾)	64
FIGURA 33. Transformação de fase e desgaste em função do tempo de ensaio E 725	65
FIGURA 34. Transformação de fase e desgaste em função do tempo de ensaio HQ 913	65
FIGURA 35. Seção transversal do corpo de prova E 725 após 70.000 seg. de ensaio	67
FIGURA 36. Seção transversal do corpo de prova HQ 913 após 100.000 seg. de ensaio	68
FIGURA 36. Seção transversal do corpo de prova E 725 após 100.000 seg. de ensaio	68

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1. Pressão de colapso das cavidades ou bolhas (Fonte: Okada, Iwai :9 e 10)	18
TABELA 2. Coeficientes para cálculo de Cr e Ni equivalentes propostos por vários autores	32
TABELA 3. Coeficientes equivalentes para cálculo da temperatura $M_s^{(34)}$ (temperaturas em K)	33
TABELA 4. Coeficientes equivalentes para cálculo da temperatura $M_d^{(33)}$ (temperaturas em K)	34
TABELA 5. Composição Química dos depósitos de Solda (% em peso)	41
TABELA 6. Dados de soldagem	42
TABELA 7. Resultados do ensaio erosivo por cavitação	49
TABELA 8. Cálculo da porcentagem de fase para E 725	56
TABELA 9. Cálculo da porcentagem de fase para HQ 913	56
TABELA 10. Coeficientes para cálculo do Cr e Ni equivalentes e valores calculados para E 309, E 725 e HQ 913.	61
TABELA 11. Temperaturas de transformação martensítica calculadas	62

RESUMO

RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE TRÊS REVESTIMENTOS SOLDADOS

A erosão por cavitação é um fenômeno comum em turbinas hidráulicas e cria um dispendioso problema de manutenção para usinas hidroelétricas. A Companhia Paranaense de Energia - COPEL estima que os reparos anuais de turbinas devido a erosão por cavitação custam anualmente aproximadamente US\$ 1 milhão em mão de obra e perda de capacidade de geração.

Normalmente as pás das turbinas Francis são feitas com aço ferríticos (baixo carbono e baixa liga) recoberto por soldagem com uma camada de aço inoxidável nas áreas mais sujeitas a cavitação. Outros materiais com maior resistência à cavitação são as ligas a base de cobalto, cujo custo torna proibitivo o seu uso em reparos de turbinas. Mais recentemente foram desenvolvidos aços austeníticos com cobalto, manganês e silício com comportamento semelhante e custo mais baixo.

O objetivo deste trabalho é comparar em laboratório o comportamento de três aços austeníticos, o tradicionalmente usado em reparos e duas ligas alternativas através da utilização do teste vibratório de erosão por cavitação. Os resultados mostram que os aços austeníticos alternativos apresentam uma melhor resistência à cavitação em torno de cinco vezes maior em relação a liga inoxidável normal. As análises por difração de raios-X e MEV mostram que a formação martensita que ocorre durante a exposição à cavitação leva a maior resistência das ligas alternativas.

ABSTRACT

CAVITATION BEHAVIOR OF THREE WELDED STEELS COATINGS

Cavitation erosion is common in hydraulic turbines and this phenomenon creates a costly maintenance problem for hydraulic utilities. Companhia Paranaense de Energia - COPEL has estimated that the annual repair of turbines due to cavitation erosion cost nearly US\$ 1 million in labour and lost capacity. Francis turbines blades are made of ferritic steels covered with a stainless steel welded layer in the most heavily subjected to cavitation zones. Recently new austenitic stainless steel with chromium, manganese, cobalt and silicon have been used mainly in Canada and USA with good results.

The objective of this work is compare the behavior of three selected stainless steels , the normally used in repairs (23%Cr, 12,5%Ni, 2,7%Mo, 0,02%C) and two alternative austenitic stainless steels (16-18%Cr, 9-14%Mn, 7-9%Co, 1-2%Si, 0,2%C, 0,2%N) in standard vibratory cavitation erosion test .

The wear test showed that the alternatives austenitic stainless steels have a wear resistance five times greater than the normal one. SEM and X ray analysis revealed that the austenite to e-martensite phase transformation could be the main factor determining the better cavitation-erosion behavior of these alloys.

1. INTRODUÇÃO

O problema de cavitação é comum nos equipamentos hidráulicos, como por exemplo em turbinas do tipo Francis de usinas hidroelétricas. Ele surge devido a condições de fluxo que levam a que em determinadas regiões ocorram baixas pressões, atingindo a pressão de vapor da água. Formam-se então bolhas ou cavidades com vapor d'água em seu interior. Estas cavidades seguem com o fluxo líquido e, quando atingem regiões com maiores pressões, implodem formando micro jatos ou ondas de pressão. Se esta implosão ocorre próxima a superfícies sólidas, isto levará ao desgaste destas superfícies, conhecido como erosão por cavitação - EC. Este fenômeno é encontrado também em bombas, tubulações, camisas de motores diesel, cabeças de válvulas entre outros.

Normalmente as turbinas do tipo Francis são fundidas em aço carbono. Elas podem receber um revestimento soldado de aços inoxidáveis austeníticos nas regiões de maior possibilidade de ocorrência de cavitação. Comumente se utilizam eletrodos revestidos com depósito austenítico da classe 300, predominantemente os AWS E 308 e 309. Apesar da maior resistência à cavitação dos depósitos austeníticos em relação ao aço carbono, turbinas com alto índice Thoma ou de cavitação apresentam altas taxas de erosão, de até 6 mm/ano, levando à necessidade de recuperação das regiões erodidas a cada 2 anos. Devido às grandes dimensões e altos rendimentos conseguidos nos novos projetos de turbinas, o problema de EC tem voltado a surgir e com gravidade em algumas turbinas Francis^(2 e 3).

As turbinas da Usina Governador Bento Munhoz da Rocha (US-GBM), pertencente à Companhia Paranaense de Energia (COPEL), são um exemplo. Nestas turbinas são depositados

1. INTRODUÇÃO

O problema de cavitação é comum nos equipamentos hidráulicos, como por exemplo em turbinas do tipo Francis de usinas hidroelétricas. Ele surge devido a condições de fluxo que levam a que em determinadas regiões ocorram baixas pressões, atingindo a pressão de vapor da água. Formam-se então bolhas ou cavidades com vapor d'água em seu interior. Estas cavidades seguem com o fluxo líquido e, quando atingem regiões com maiores pressões, implodem formando micro jatos ou ondas de pressão. Se esta implosão ocorre próxima a superfícies sólidas, isto levará ao desgaste destas superfícies, conhecido como erosão por cavitação - EC. Este fenômeno é encontrado também em bombas, tubulações, camisas de motores diesel, cabeças de válvulas entre outros.

Normalmente as turbinas do tipo Francis são fundidas em aço carbono. Elas podem receber um revestimento soldado de aços inoxidáveis austeníticos nas regiões de maior possibilidade de ocorrência de cavitação. Comumente se utilizam eletrodos revestidos com depósito austenítico da classe 300, predominantemente os AWS E 308 e 309. Apesar da maior resistência à cavitação dos depósitos austeníticos em relação ao aço carbono, turbinas com alto índice Thoma ou de cavitação apresentam altas taxas de erosão, de até 6 mm/ano, levando à necessidade de recuperação das regiões erodidas a cada 2 anos. Devido às grandes dimensões e altos rendimentos conseguidos nos novos projetos de turbinas, o problema de EC tem voltado a surgir e com gravidade em algumas turbinas Francis^(2 e 3).

As turbinas da Usina Governador Bento Munhoz da Rocha (US-GBM), pertencente à Companhia Paranaense de Energia (COPEL), são um exemplo. Nestas turbinas são depositados

em média 1000 kg de eletrodos revestidos, para recuperar as regiões erodidas a cada 2 anos ou 10.000 horas de operação como gerador. A empresa calcula que em cada reparo são gastos US\$ 200.000 em mão-de-obra e materiais e se considerar a indisponibilidade do gerador, os custos podem chegar a milhões de dólares⁽⁴⁾. Além destes custos existem outros fatores que devem ser considerados como: tensões induzidas ao material pelo aporte térmico do processo de soldagem e defeitos como porosidades e inclusões introduzidos que podem reduzir a vida útil das turbinas.

Estes fatores mostram a importância da pesquisa em materiais resistentes à cavitação. Materiais com resistência à EC superiores aos aços inoxidáveis tradicionais são as ligas a base de cobalto^(5 e 6). Elas têm sido usadas em casos de alta incidência de cavitação, mas seu alto custo torna proibitiva a sua aplicação em reparos de turbinas hidráulicas. Pesquisas desenvolvidas no Canadá levaram ao desenvolvimento de aços inoxidáveis austeníticos com cromo, cobalto e manganês, com comportamento semelhante e custos inferiores às ligas de cobalto. Estes materiais foram trazidos pioneiramente para aplicação em turbinas hidroelétricas no Brasil, pela COPEL^(1 e 2) tendo a empresa aplicado estes materiais experimentalmente em algumas regiões de suas turbinas. Por se tratarem de eletrodos importados e com liga patenteada seus custos são elevados, o que levou a empresa a iniciar estudos de nacionalização com a participação de fabricantes de consumíveis de soldagem do mercado sul-americano. Algumas empresas se mostraram interessadas, entre elas a Conarco da Argentina, que desenvolveu liga com composição similar, denominada comercialmente Conargen. O desempenho destas ligas e seu modo de resistência é discutido na literatura sobre o assunto, mas não se tem claro quais fatores são preponderantes para este bom desempenho, o que torna as pesquisas nesta área de grande importância para melhor conhecimento da influência destas ligas e posterior aplicação no desenvolvimento de ligas nacionais.

Contatos efetuados pela COPEL com o Instituto de Tecnologia dos Materiais da Universidade de Dortmund - LWT e posterior visita do seu Engenheiro Chefe Prof. Hartung, como a colaboração do Laboratório de Soldagem - LABSOLDA da Universidade Federal de Santa Catarina com o Instituto de Materiais da Universidade do Exército de Hamburg - Prof. Kreye, conduziram à formulação desse projeto de pesquisa, e sua realização junto às Universidades de Dortmund, Bochum e Hamburg, na Alemanha.

Como objetivo, está a comparação e avaliação do desempenho e o modo de resistência de duas ligas alternativas, Conargen E 725 e Hydroloy HQ 913, em relação a uma liga tradicional da classe 300.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CAVITAÇÃO - UM BREVE HISTÓRICO

Ela ocorre quando em um fluxo líquido formam-se bolhas gasosas ou de vapor - cavidades no líquido - vindo daí a origem do nome - CAVITAÇÃO. Na FIGURA 1 mostra-se o fenômeno na borda de entrada, em uma pá de turbina Francis. As cavidades são formadas quando a pressão no fluxo (P) cai a valores inferiores (p_{cr}) a da pressão de vapor do líquido àquela temperatura (p_v), quando então tem-se a formação de bolhas. Depois de formadas, estas cavidades, preenchidas com vapor e/ou gases, são carregadas pelo fluxo líquido até atingirem regiões de maior pressão (p_i), onde elas colapsam por implosão. Esta implosão é conhecida como cavitação e se dá normalmente acompanhada de outros fenômenos, como vibração, ruídos e erosão das paredes sólidas próximas ao fluxo (A_i).

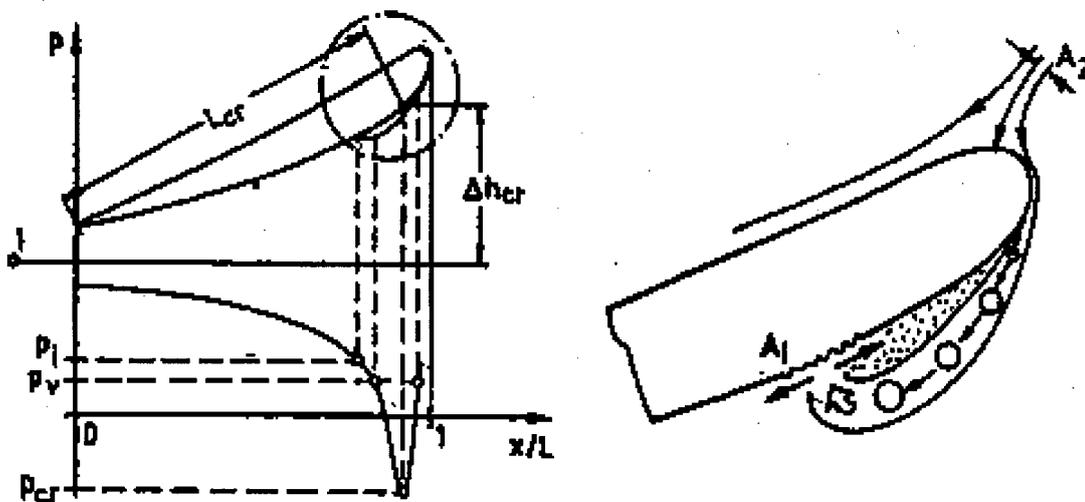


FIGURA 4. Formação e colapso das cavidades.

A primeira teoria sobre o fenômeno atribui-se a RAYLEIGH⁽⁷⁾, que considerou as cavidades perfeitamente vazias e esféricas. Com estas considerações concluiu que a velocidade u de colapso das cavidades seria infinita, quando o raio R da cavidade se aproxima de zero, como pode ser visto na fórmula a seguir, proposta pelo autor,

$$u = \left\{ \frac{2 p_0}{3 \rho} \left[\left(\frac{R_0}{R} \right)^3 - 1 \right] \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

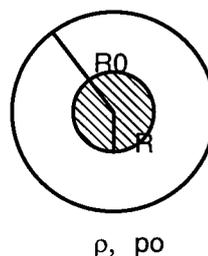


FIGURA 5. Fórmula e esboço da teoria de Rayleigh

onde: u é a velocidade de colapso da cavidade,

p_0 é a pressão externa,

ρ densidade do líquido e

R_0 o raio inicial da cavidade.

Modificações e refinamentos desta teoria foram realizadas para investigar o efeito das propriedades reais do fluido, tais como, tensão superficial, compressibilidade, viscosidade, presença de ar ou vapor, fatores estes que influem na velocidade de implosão. Apesar das simplificações assumidas por RAYLEIGH, ficou demonstrado⁽⁸⁾ experimentalmente que o tempo de implosão de bolhas simples, previstos pelo autor, se aproximam da realidade.

Todas as considerações anteriores levaram em conta bolhas ou cavidades esféricas, mas é sabido que o colapso nem sempre ocorre esféricamente devido aos gradientes de pressão, deformações da forma inicial da cavidade devido a sua movimentação, proximidade de superfícies sólidas, instabilidades dos fluxos acelerados, etc. O colapso não esférico ocorre

normalmente com a formação de micro-jatos, conforme exemplificado esquematicamente na FIGURA 3. Ocorre uma deformação da bolha, inicialmente esférica, formando-se uma depressão, preenchida pelo líquido. O processo se completa com a formação de um tubo na região central da bolha por onde o líquido passa com alta velocidade.

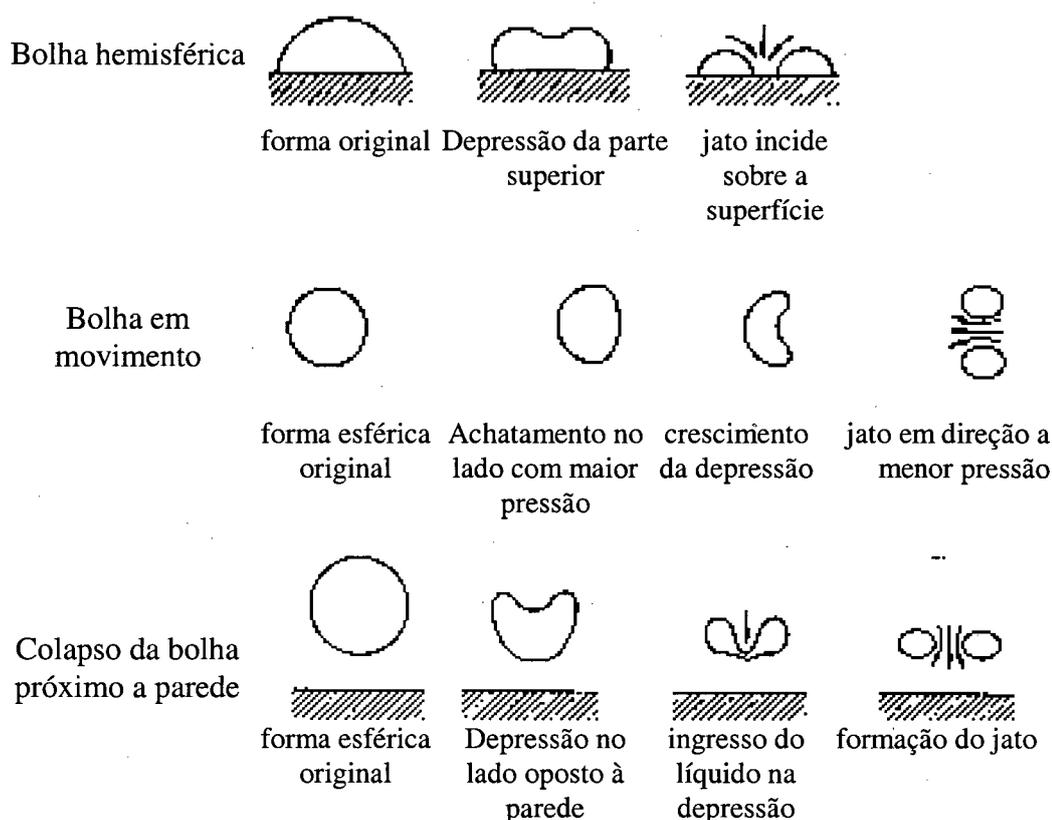


FIGURA 6. Formas de colapso das cavidades⁽⁹⁾

Devido as muitas variáveis envolvidas e à dificuldade de prever o comportamento real do fluxo, o estabelecimento teórico da implosão é dificultado e isto explica a grande variação de pressão documentada em diferentes bibliografias sobre o assunto. Nos trabalhos de OKADA e IWAI^(10, 11) têm-se um resumo das várias técnicas utilizadas e pressões desenvolvidas durante o colapso das cavidades (TABELA 1).

TABELA 1. Pressão de colapso das cavidades ou bolhas (Fonte: Okada, Iwai :9 e 10)

	<i>Investigador</i>	<i>Cavidades ou tipo de ensaio</i>	<i>Método de cálculo ou medição da pressão</i>	<i>Resultados</i>
Teóricos	Rayleigh	Bolhas vazias	esféricas e incompressíveis	1260 atm (130 MPa) no estágio de 1/20 do raio inicial
	Hickling e Plesset	Bolha de gás; pressão inicial = 10^{-3} atm	esférica e compressível	$<2 \times 10^4$ atm. (2,1 GPa)
	Ivany e Hammit	Bolha de gás; pressão inicial = 10^{-3} atm	esférica e compressível	$6,77 \times 10^4$ atm (7 GPa)
	Plesset e Chapman	Bolha de vapor	Baseado na velocidade do micro-jato	2×10^3 atm (200 MPa)
Experimentais: bolhas simples	Jones e Edwards	Bolhas induzidas por faiscamento	Medida de pressão piezoelétrica	10^4 atm (1 GPa)
	Akamatsu e Fujikawa	Gás H ₂ em tubo de água	Medição de pressão; interferometria holográfica	Tempo de duração: 2 a 3 μ s 10^4 a 10^5 atm (1 a 10 GPa)
	Tomita e Shima	Bolha induzida por faiscamento	Transdutor de pressão; fotoelasticidade	muitos Mpa
Experiência: nuvem de cavitação	Sutton	Acústico	Fotoelasticidade	Tempo de colapso: 2 μ s $1,38 \times 10^4$ atm (1,42 MPa)
	Endo e Nishimura	Vibração	Observação do pite na superfície do aço	1,2 a 1,4 Gpa
	Sanada et al.	Vibração	Interferometria holográfica	>1 Gpa
	Kato et al.	Teste de modelo	Filme de detecção de pressão	max. 10 Mpa
	Okabe et al.	Vibração	Filme de detecção de pressão	15 Mpa
	Oba et al.	Jato em válvula gaveta	Filme de detecção de pressão	Pressão de impacto erosivo > 70 Mpa

Verifica-se a grande variação dos valores de pressão de impacto dependendo do tipo de ensaio, com resultados desde 10 MPa até 1,4 GPa. Esta variação mostra a dificuldade em se medir ou calcular a implosão, devido a alta frequência de ocorrência, alta velocidade de implosão, pequenas dimensões das cavidades, entre outras causas. Nota-se que com a implosão e colapso das cavidades pode-se atingir valores de pressão acima dos limites de resistência dos materiais, o que leva ao dano por cavitação da superfície sólida, quando a implosão ocorre nesta ou próxima.

2.2. AVALIAÇÃO ACELERADA DE EROSÃO POR CAVITAÇÃO

Por requerer muito tempo e um grande aporte de recursos financeiros para pesquisas em cavitação utilizando-se modelos ou protótipos de máquinas, muitas técnicas e equipamentos foram desenvolvidos para produzir, em laboratório, nível controlado de cavitação para estudos do processo cavitacional e conseqüente erosão. Os principais são o método do Venturi, o método do disco rotativo, o método vibratório e o método do jato cavitante.

- Venturi^(12,13): utiliza de uma restrição de fluxo do tipo venturi para converter energia de pressão em cinética, criando uma região de cavitação onde a pressão estática cai a valores da pressão de vaporização do líquido àquela temperatura. Estes ensaios produzem uma baixa intensidade de cavitação, levando a taxas de erosão baixas e longos tempos de duração para os ensaios e altos custos (FIG. 4).

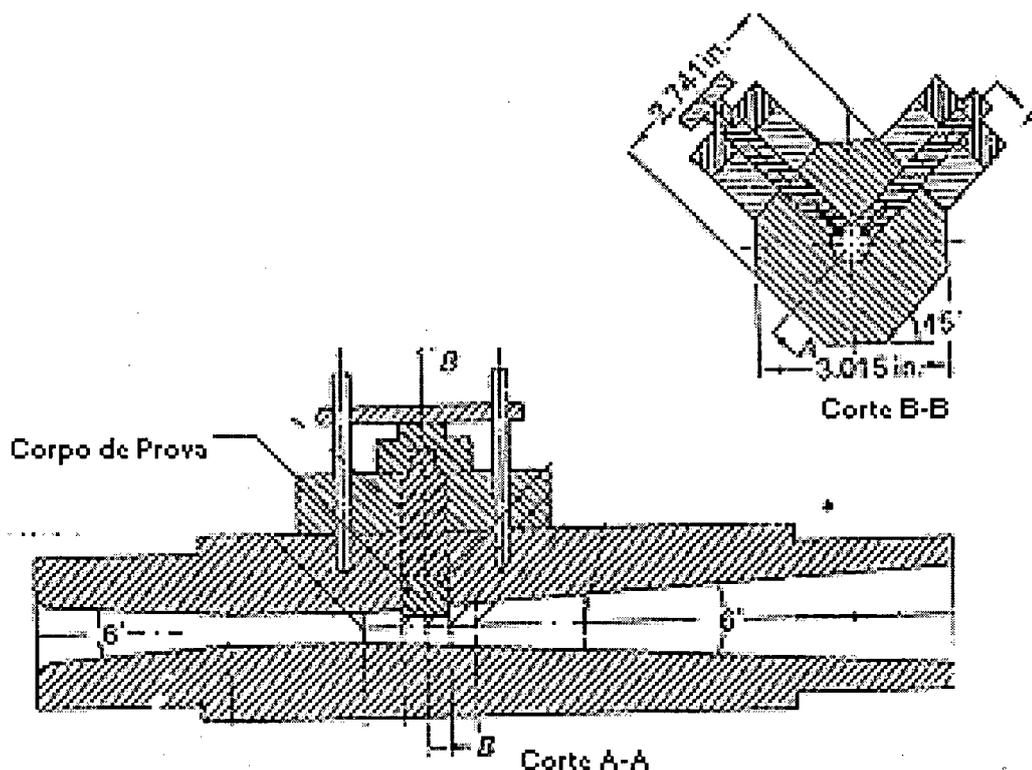


FIGURA 4. Venturi para ensaio acelerado de erosão por cavitação

- Disco rotativo⁽¹⁴⁾: os corpos de prova são montados num disco ao lado de furos que produzem distúrbios de fluxo. Este disco está imerso em água e gira a alta velocidade, produzindo, desta forma, cavitação com relativa alta intensidade (FIG. 5).

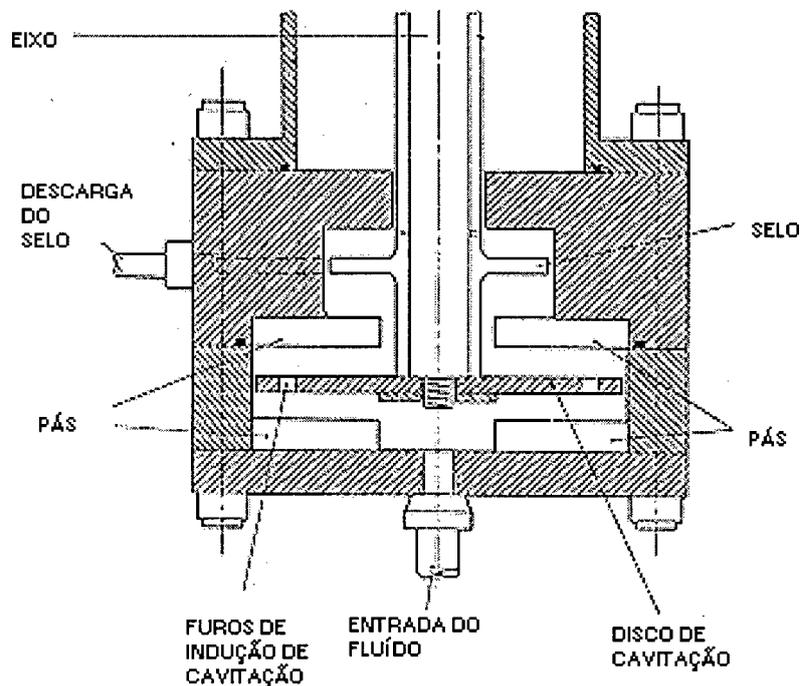


FIGURA 5 Desenho esquemático do ensaio erosivo tipo disco rotativo

- Vibratório: este equipamento é certamente o mais simples, barato e comumente utilizado nos ensaios de cavitação. O ensaio encontra-se normalizado pela ASTM⁽¹⁶⁾. Os corpos de prova, normalmente cilíndricos, são fixos ao final de um vibrador que oscila com alta frequência e pequena amplitude e estão imersos normalmente em água. A oscilação cria alternadamente zonas de baixa e alta pressões na superfície inferior do corpo de prova, levando ao aparecimento e posterior implosão das bolhas (FIG.6).

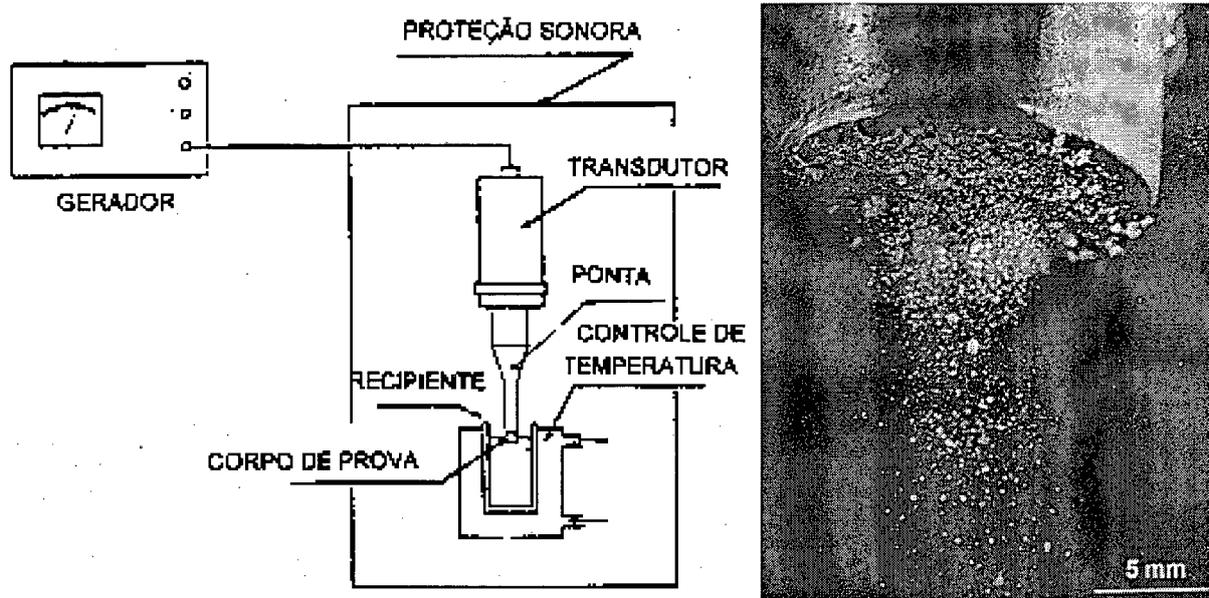


FIGURA 6. Esboço do ensaio erosivo por vibração e detalhe do corpo de prova durante ensaio.

- Jato cavitante⁽¹⁵⁾: citado na norma ASTM G 73-82, o ensaio consiste de um disco rotativo com os corpos de prova fixados na sua extremidade. Sobre eles incidem jatos de água (FIG. 7).

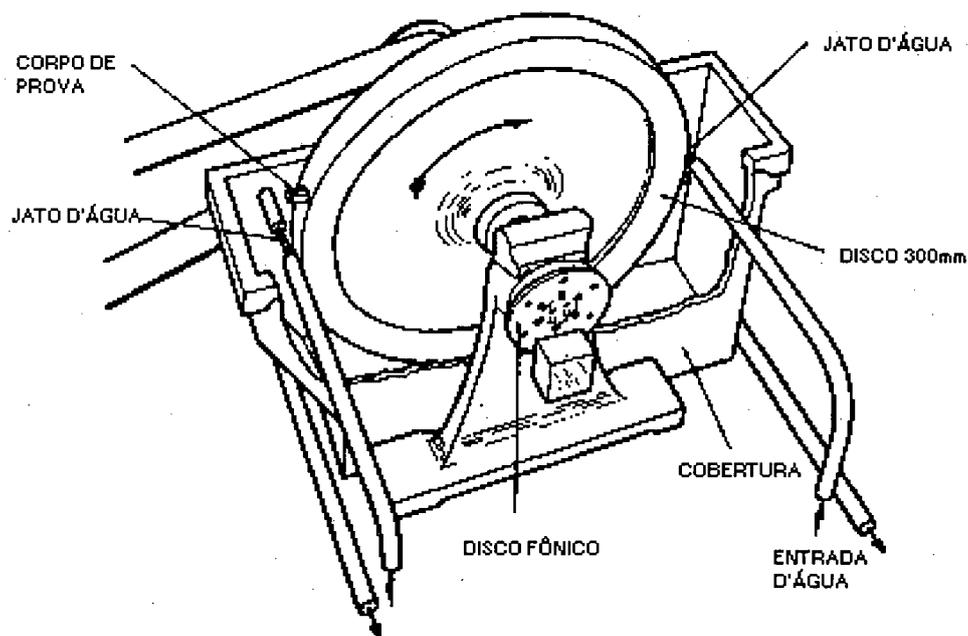


FIGURA 7. Esboço do ensaio erosivo do tipo jato cavitante

2.3. EROSÃO POR CAVITAÇÃO - EC

A norma ASTM G 32⁽¹⁶⁾ define EC como a progressiva perda de material original de uma superfície sólida, devido a exposição à cavitação. Existem dois fatores fundamentais que determinam o desempenho à cavitação de turbinas hidráulicas, donde decorrem duas maneiras básicas de atacar o problema:

- o projeto hidráulico, atuando-se sobre a causa (zonas de baixa pressão) ou
- o material de construção, atuando-se sobre o efeito (implosão das cavidades sobre a superfície sólida).

No primeiro caso, para se diminuir ou eliminar a erosão por cavitação deve-se evitar que zonas de baixa pressão nos fluxos líquidos ocorram junto às superfícies sólidas . Isto pode ser obtido na fase de projeto das instalações, calculando-se turbinas com índice de cavitação ou de Thoma (σ) baixos, o que muitas vezes é economicamente inviável, já que as formas de aumentar o índice acarretam um maior afogamento da turbina, encarecendo a construção ou aumentando o nível de jusante, diminuindo-se assim a altura total e conseqüentemente a potência disponível. Isto pode ser visto na fórmula ,

$$\sigma = \frac{H_b - H_v - RL + TW}{\text{Queda}} \quad (2)$$

onde: H_b - pressão barométrica

H_v - pressão de vaporização do fluído

RL- elevação da linha de centro da turbina

TW- elevação de jusante.

Para se evitar zonas de baixa pressão sobre a superfície sólida pode-se atuar sobre o perfil das pás do rotor fazendo-se com que, apesar da existência da cavitação, esta venha a ocorrer longe da superfície sólida, não causando portanto erosão. O projeto é normalmente verificado com a utilização de ensaios de modelo das turbinas, identificando-se visualmente a ocorrência de cavitação e com alterações dos perfis evita-se ou diminui-se a ocorrência de zonas com baixa pressão próximas a superfície sólida.

Novos programas computacionais de simulação numérica de fluxo^(17,18e 19) permitem obter com relativa precisão as zonas de baixa pressão (FIGURA 8) e portanto, propícias à cavitação. Os métodos computacionais tornam o estudo mais rápido e barato do que ensaios em modelo ou protótipo, pois as alterações de perfil são simuladas e os resultados, apesar de não contemplarem toda a curva de operação das turbinas, permitem uma visão do desempenho na faixa intermediária de operação. O ensaio de modelo, então, confirmaria estes resultados.

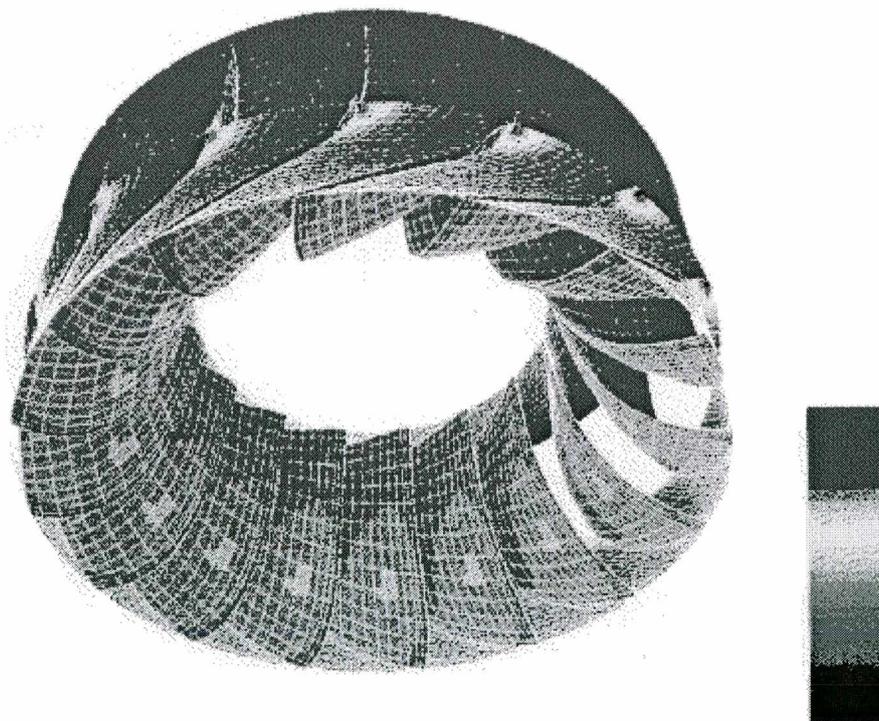


FIGURA 8. Simulação da distribuição de pressões em rotor de turbina da Usina de GBM - COPEL

Devido a problemas econômicos e às próprias características das turbinas hidráulicas, zonas de baixa pressão próximas a superfícies sólidas não podem ser eliminadas por completo, levando portanto à ocorrência de cavitação e erosão das superfícies. (FIGURA 9)

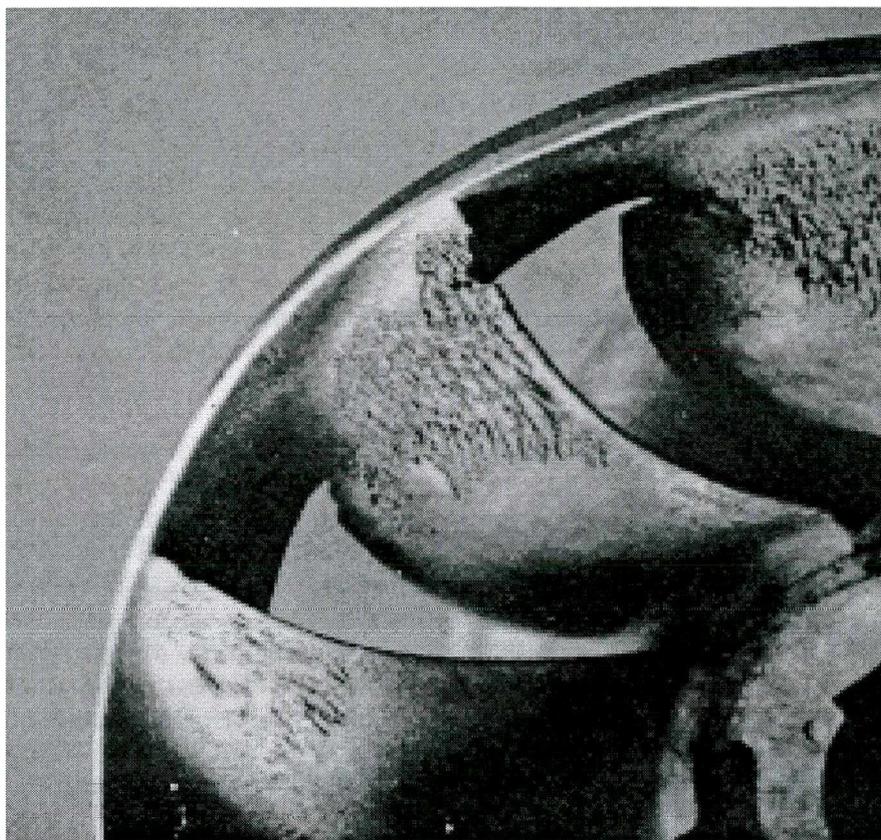


FIGURA 9. Rotor de turbina Francis com erosão por cavitação

Dai, surge a segunda forma de se atuar sobre a cavitação com a utilização de materiais resistentes ao processo erosivo por cavitação. Nas regiões sob influência seriam, então, aplicados materiais mais resistentes, seja, na fabricação quanto, na utilização de revestimentos soldados nas recuperações dos rotores. Muito tem sido pesquisado neste sentido, o que pode ser auferido pelo número de trabalhos publicados sobre o assunto. Sabe-se que o dano tem natureza mecânica, como mostram as experiências efetuadas com materiais quimicamente neutros, como vidro e bakelite⁽²⁰⁾. As características mecânicas dos materiais tais como, dureza, energia de deformação, resiliência, tensão, e sua correlação com a resistência a cavitação é uma linha de

pesquisa extensivamente explorada, mas, até o momento, não se tem plena segurança dos resultados. Pesquisadores obtiveram ótimas correlações para um determinado grupo de materiais mas estas não se repetem se aplicadas para outros grupos.

2.4. EROSÃO POR CAVITAÇÃO E MATERIAIS

Em razão das altas pressões e frequência desenvolvidas no processo de cavitação, seja através dos micro-jatos ou de ondas de pressão, quando esta ocorre próxima a superfície sólida, os materiais não resistem ao processo. Ocorre então, a erosão da superfície exposta à cavitação. Até materiais extremamente nobres, com alta dureza, como o vidro, diamante e outros, não resistem a processos severos de cavitação. A questão é saber como os materiais reagem ao ataque da cavitação e como classificá-los. A grosso modo pode-se classificar os materiais em dois tipos principais, conforme seu modo de deformação e de erosão durante o processo de cavitação. Os materiais dúcteis, como os aços inoxidáveis austeníticos, apresentam pequena perda de massa por longos períodos de ensaio, período em que apresentam deformação plástica em taxas que dependem de sua dureza inicial e propriedades mecânicas. Já os materiais frágeis não apresentam deformação inicial e a perda de massa ocorre nos períodos iniciais do ensaio. Independente do tipo de ensaio e do material submetido à cavitação, o desenvolvimento da erosão em relação ao tempo de ensaio ocorre, normalmente, em quatro fases distintas, como pode ser observado na FIGURA 10.

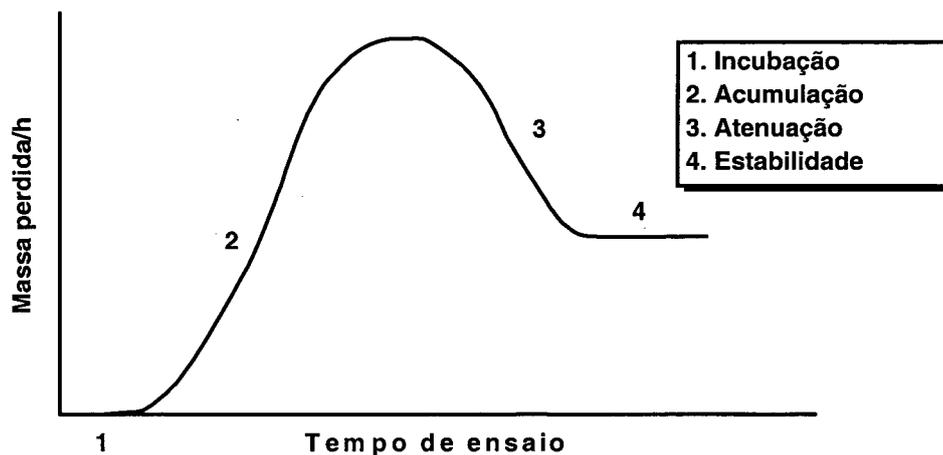


FIGURA 10. Perda de peso por unidade de tempo em função do tempo de ensaio - curva típica

Verifica-se que existe uma forte dependência entre o desempenho a cavitação e o tempo de ensaio. Esta dependência foi observada em diferentes tipos de ensaios e/ou materiais e pode ser dividida em quatro fases principais⁽²¹⁾:

1. Incubação: tempo durante o qual o material apresenta pequena ou nenhuma perda de peso.
2. Acumulação: o material absorve energia de impacto da implosão, levando ao surgimento de trincas e remoção de partículas que ocorre de forma gradual.
3. Atenuação: a taxa de erosão atinge um máximo e começa a diminuir. Aparecem crateras isoladas e profundas na superfície do material. A rugosidade elevada da superfície absorve parte da energia de impacto, diminuindo assim a taxa de erosão.
4. Estabilidade: a taxa de erosão torna-se quase constante.

2.5. PROPRIEDADES MECÂNICAS

THIRUVENGADAM⁽²²⁾ comparou o desempenho à cavitação de diversos materiais com suas propriedades mecânicas e chegou aos seguintes fatores de correlação:

<i>Propriedade mecânica</i>	<i>Fator de correlação</i>
Energia de deformação	0,91
Resistência máxima	0,79
Limite elástico	0,65
Dureza Brinell	0,51
Módulo de elasticidade	0,49
Elongação máxima	0,48

A propriedade que apresentou o melhor resultado foi a energia de deformação, definida como sendo a área abaixo do diagrama tensão-deformação e que representa portanto, um "somatório" de propriedades, pois estão relacionadas mais de uma propriedade.

RAO e KANDASAMI⁽²³⁾, que testaram vários tipos de metais como alumínio, cobre, aço carbono e inoxidável, chegando a seguinte expressão relacionando resistência à cavitação e propriedades dos materiais:

$$\frac{V \cdot (U_r \cdot H)}{t} \cong \text{constante} \quad (3)$$

onde: V é o volume de material perdido por erosão,

U_r é a resiliência máxima,

H a dureza do material e

t o tempo de exposição ao teste acelerado de cavitação do tipo disco rotativo.

RICHMAN e MCNAUGHTON⁽²⁴⁾ encontraram boa correlação entre taxas de erosão e parâmetros de deformação cíclica, significando que o dano por cavitação é um processo de fadiga. O parâmetro combinado entre coeficiente de resistência a fadiga com o expoente de

endurecimento de deformação cíclica apresentou a melhor dependência. Este parâmetro é dependente também da energia de falhas de empilhamento, que esta ligada com modo de deformação dos materiais quando submetidos a tensões.

Alguns^(15 e 25) trabalhos concluem que há uma razoável tendência de aumento da resistência a erosão com a dureza, mas, que nenhuma relação direta com a dureza é possível para os materiais testados. RAO⁽²⁹⁾ cita a relação (4) obtida por HE e HAMMITT, em que uma dependência direta existe entre resistência à cavitação e dureza, mostrando que a correlação principal é com a resiliência, sendo esta proporcional à dureza.

$$(\text{taxa de erosão})^{-1} \cong \frac{a(\text{dureza})^2}{2E}, \quad (4)$$

onde E é o módulo de elasticidade do material e a é uma constante.

SOARES *et all*⁽²⁶⁾ avaliaram a eficácia da aplicação de "shot peening" sobre a superfície a ser exposta à cavitação para aumento localizado da dureza e tensões superficiais de compressão e conseguiram aumentos substanciais na resistência à erosão por cavitação em aços inoxidáveis austeníticos. Desta forma confirma-se que a dureza é uma das propriedades dos materiais que mantém relação direta com a resistência à cavitação, quando considerados materiais de uma mesma classe.

As propriedades mecânicas dos materiais são normalmente medidas em baixas taxas de esforço, ou seja, de forma quase estática. Sabe-se que a cavitação produz efeitos de altas taxas de esforço, sendo um processo dinâmico e portanto deve-se buscar uma correlação com as propriedades dinâmicas, o que atualmente não se tem no presente estado de conhecimento desta matéria⁽²⁵⁾.

2.6. MECANISMOS MICROESTRUTURAIS DE RESISTÊNCIA

Além do papel das propriedades mecânicas na resistência a EC, outras características dos materiais, como a microestrutura e a composição química formam outra linha de pesquisa. Neste sentido, a estrutura cristalina, planos de deslizamento, camadas superficiais endurecidas, tamanho de grão, maclação, transformação de fase, precipitados, falhas de empilhamento entre outras, tem sido analisadas. Alguns materiais podem ser selecionados como tendo ótima resistência à cavitação em função de sua micro-estrutura, dentre eles destacam-se as ligas de cobalto ^(5,6 e 43).

As razões que levam estas ligas apresentarem alta resistência à cavitação não são de todo conhecidas. Entretanto, entre as características micro-estruturais dos materiais verifica-se que a estrutura monofásica austenítica, a baixa energia de falhas de empilhamento, a transformação de fase induzida por deformação ou combinações delas, estão diretamente relacionadas com a resistência a cavitação.

2.6.1. ESTRUTURA CRISTALINA

A estrutura monofásica tem sido identificada como fator importante na resistência a cavitação dos materiais. A remoção do material inicia normalmente nos contornos de grão ou de fases. Em materiais com precipitados pequenos, ela ocorre inicialmente com a remoção destes precipitados (PROCOPIAK *et al* ⁽²⁷⁾). No caso de aços inoxidáveis verifica-se que, quando da existência de duas fases, como exemplo austenita e ferrita, estas estruturas se comportam de maneira diferente. IBACK⁽²⁸⁾ estudou aços inoxidáveis de estrutura duplex (austenita e ferrita) e mostrou que a erosão inicia na fase ferrítica e a taxa de erosão nesta fase é maior que na fase austenítica. O trabalho de RAO⁽²⁵⁾, com vários aços inoxidáveis, mostra resultados diferentes

dos apresentados por IBACK, pois a erosão tende a diminuir até teores de ferrita δ entre 30% e 50%, a partir do qual aumenta (FIGURA 11).

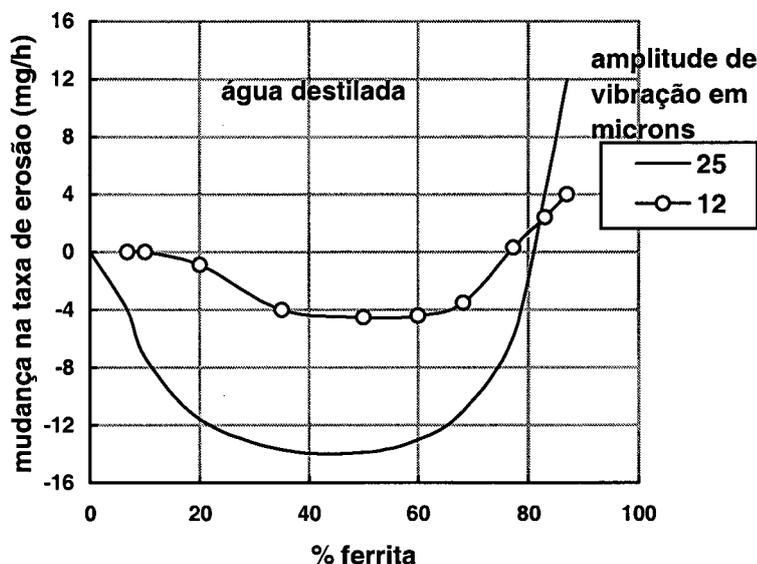
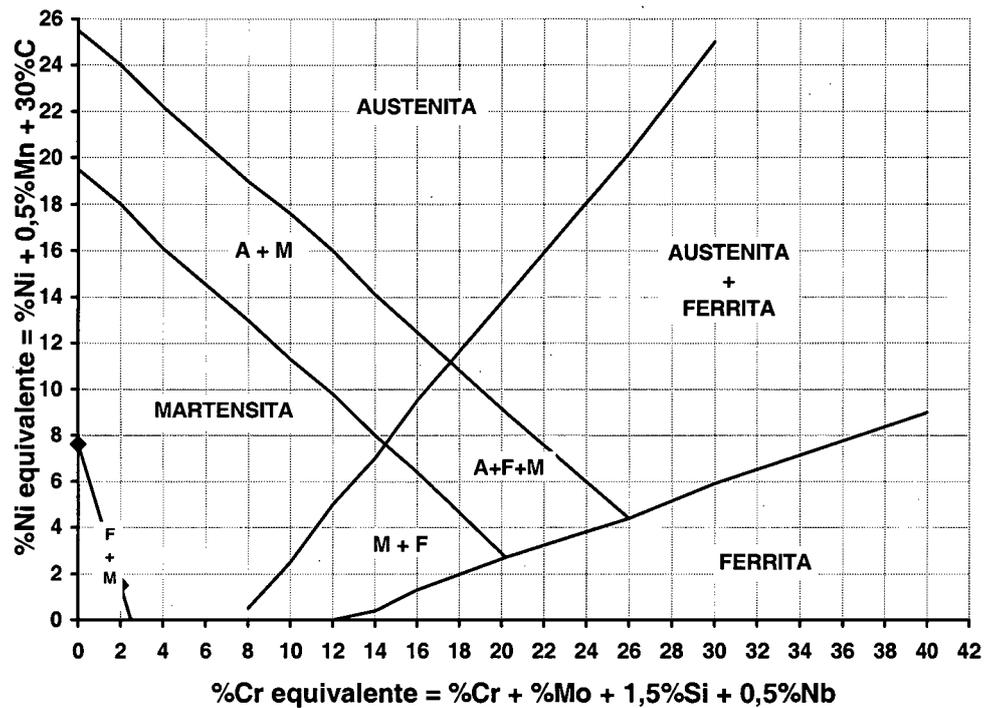
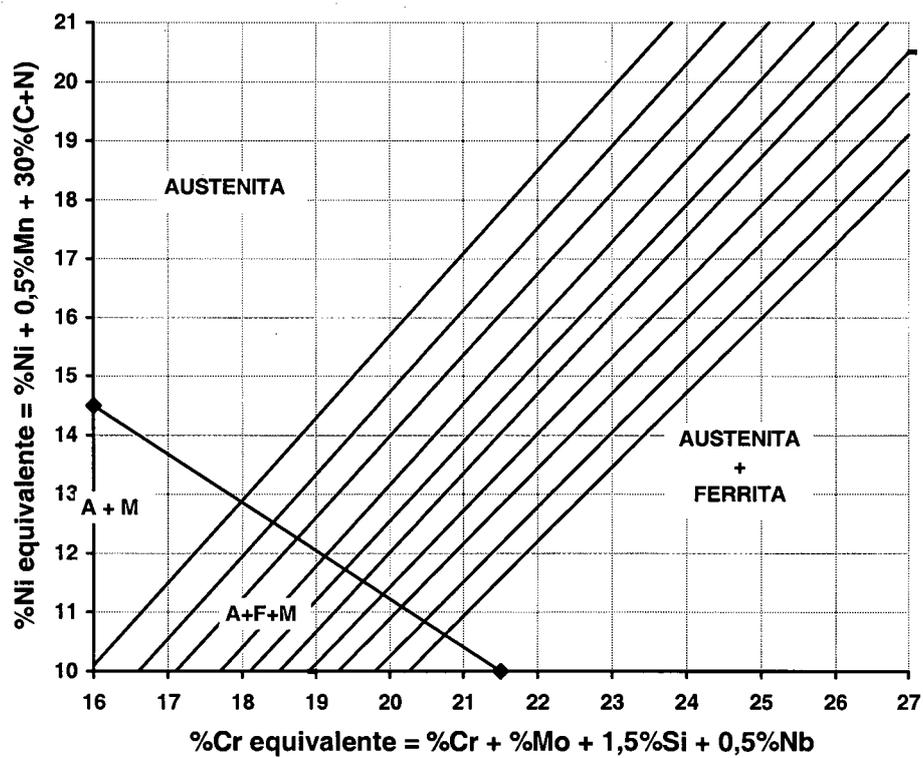


FIGURA 11. Efeito da % de ferrita na taxa de erosão em aços inoxidáveis com relação a estrutura austenítica pura

Para a determinação das fases presentes em aços inoxidáveis, utilizam-se de diagramas que foram desenvolvidos para conhecer as estruturas obtidas após soldagem de materiais dissimilares, tratando-se portanto de estruturas resfriadas rapidamente a partir de temperaturas muito altas. A quantidade de ferrita, martensita e austenita presentes é normalmente estimada pela utilização dos diagramas de SCHAEFFLER⁽²⁹⁾ ou DeLong conforme a FIGURA 12. Nesta figura estão representados no eixo "% Cr equivalente" os elementos de liga com tendência a formarem ferrita ou alfa-gêneos, enquanto "%Ni equivalente" representa os elementos formadores de austenita ou gama-gêneos. Na TABELA 2 encontram-se os coeficientes propostos por vários autores para o cálculo desses fatores.



(a)



(b)

FIGURA 12. Diagramas de Schaeffler (a) e Delong (b)

TABELA 2. Coeficientes para cálculo de Cr e Ni equivalentes propostos por vários autores^(30 e 31)

	Cr	Mo	Si	Nb	Ti	Al	V
Schaeffler/DeLong	1	1	1,5	0,5			
Schneider ⁽³⁵⁾	1	1,5	2	1,7	1,5	5,5	5
Hull	1	1,21	0,48	0,14	2,2	2,48	
Hammar	1	1,37	1,5	2	3		
	Ni	Mn	C	N	Cu	Co	Mn2
Schaeffler/DeLong	1	0,5	30	30			
Schneider	1	0,5	30	25	0,3	1	
Hull	1	0,11	24,5	18,4	0,44	0,41	-0,01
Hammar	1	0,31	22,5	14,2	1		

Dos coeficientes calculados pelos vários autores, verifica-se que os elementos Cr, Mo, Si, V, Nb são ferritizantes, ou seja, tendem a formar ferrita quando adicionados ao aço. Já os elementos Ni, Mn, C, N e Co são austenitizantes, tendendo a formar austenita. Para o cobalto não se encontra muitas referências na literatura quanto a sua influência na formação de fases na solidificação, mas sabe-se que é um elemento austenitizante. HULL⁽³²⁾ encontrou em estudos de aços inoxidáveis com cobalto um fator de 41% em relação a influência do níquel.

A importância da estrutura na resistência a cavitação dos aços pode ser verificada em vários trabalhos com aços austeníticos, entre eles o de HEATCHCOCK⁽³³⁾ que estudou vários aços inoxidáveis da série 300. Os aços desta série considerados mais nobres e com maiores teores de Cr e Ni, como os ABNT's 308 e 309, apresentaram menor resistência. Estes aços não são totalmente austeníticos apresentando ferrita δ após solidificação. Já os aços ABNT 301 e 304, com menores teores de Cr e Ni, com estrutura monofásica austenítica, apresentaram maior resistência à cavitação. Este resultado não coincide com o obtido por RAO⁽²⁹⁾ (FIGURA 11), que analisou a influência da estrutura num maior número de ligas inoxidáveis.

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam outra característica que é a sua metaestabilidade estrutural, ou seja, a estrutura inicialmente austenítica pode se transformar por ação de tensões, como no caso de cavitação. Uma das formas de medir esta metaestabilidade é através da temperatura em que ocorre o início da transformação martensítica M_S no resfriamento. Se esta temperatura esta próxima da temperatura ambiente, haverá maior facilidade na ocorrência da transformação de fase. A influência dos elementos de liga na alteração da M_S pode ser verificada pelos coeficientes propostos por vários autores. Na TABELA 3 estão relacionados resultados de vários estudos da influência dos elementos de liga na alteração da temperatura M_S .

TABELA 3. Coeficientes equivalentes para cálculo da temperatura M_S ⁽³⁴⁾ (temperaturas em K)

Elemento (% peso)	Eichelmann, Hull	Monkman, Cuff, Grant	Andrews	Hull	Self	Hammond
Base	1.578	1.455	273	1.755	794	832
Cr	-41,7	-36,7	-12,1	-47	-14,3	-29
Ni	-61,1	-56,7	-17,7	-59	-17,5	-39
Mn	-33,3		-30,4	-54	-28,9	
Si	-27,8			-37	-37,6	
C	-1670	-1460		-2390	-350	
N	-1670	-1460	-423	-3720		
Mo			-7,5	-56	-29,6	-36
Co						-5
Outros			(Ti)-180			

Pelo que se nota todos os elementos de liga abaixam a temperatura de início da transformação martensítica. A influência do cobalto não é bem conhecida. Em ligas Fe-Ni e em aços maraging a adição de cobalto mostra uma tendência de aumento da temperatura M_S . Já em ligas Fe-Cr a tendência é contrária, ou seja, tende a diminuir a temperatura de transformação martensítica, mas de forma menos acentuada do que a adição de outros elementos de liga⁽³⁴⁾.

No caso dos aços austeníticos com transformação controlada, a temperatura de transformação martensítica está próxima da temperatura ambiente, possibilitando assim que ela

ocorra por trabalho à frio ou encruamento. Da FIGURA 11 e TABELA 2 verifica-se que elementos como o Ni e Co são austenitizantes, mas, se o primeiro for utilizado, a temperatura de transformação cairia abaixo da temperatura ambiente. Já com o Co a estrutura pode ser controlada sem reduzir a temperatura de transformação.

2.6.2. TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO

SCHUMANN em seu trabalho de revisão sobre a transformação martensítica⁽³⁵⁾ mostra as várias possibilidades de transformação, seja no resfriamento dos aços ou na deformação a frio. A transformação martensítica, como resultado da deformação a frio em aços austeníticos, mostra a metaestabilidade destes aços e que pode se formar martensita acima da temperatura M_S (temperatura de início da transformação no resfriamento) como resultado de deformação plástica. A temperatura conhecida como M_d ($M_d > M_S$), representa a temperatura acima da qual nenhuma transformação ocorrerá por deformação⁽³⁶⁾. A transformação depende principalmente dos elementos de liga presentes (TABELA 4) e da tensão aplicada.

TABELA 4. Coeficientes equivalentes para cálculo da temperatura M_d ⁽³³⁾ (temperaturas em K)

Elemento (% em peso)	Angel (1954)	Hull(1973)	Williams(1976)
Base	686	1655	686
Cr	-14	-23	-6
Ni	-9,5	-59	-25
Mn	-8,1	-41	-16
Si	-9,2	-20	21
C	-46,5	-777	-222
N	-46,2	-315	-222
Mo	-18,5	-24	-11
Co		-12	

A influência dos elementos de liga nesta temperatura de transformação mostra resultados parecidos com os encontrados para a temperatura M_s . Verifica-se, na TABELA 4, que elementos como C e N alteram muito a temperatura, já o cobalto é o elemento que menos influi nesta alteração.

O resultado desta transformação nas características mecânicas destes aços, é que se podem obter melhorias nas características mecânicas como, maior resistência a tração, menor alongação, maior resistência a fadiga. A dúvida paira quanto a, se essa transformação de fase é incidental na boa resistência a cavitação das ligas que apresentam esta característica.

O aparecimento de mudanças de fase de materiais quando expostos a esforços e/ou deformação pode ser dividido em dois tipos principais⁽³⁷⁾:

- A transformação de austenita em martensita cúbica $\gamma \rightarrow \alpha'$

Um típico exemplo da transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ ocorre nos aços inoxidáveis da "família" 18%Cr/8%Ni. A fase originalmente cúbica de face centrada - CFC, austenítica γ transforma-se em martensítica, cúbica de corpo centrado, α' , devido à deformação da rede cristalina, normalmente a baixas temperaturas. Esta transformação ocorre com pequena variação volumétrica. Outro caso deste tipo de transformação é o aço com 13% Mn. SCHUMANN⁽³⁴⁾, utilizando dilatômetro de análise térmica, chegou, aos seguintes valores de variação volumétrica:

Transformação	$\delta l/l$	
$\gamma \rightarrow \alpha$	0,90%	(dilatação)
$\gamma \rightarrow \varepsilon$	-0,70%	(contração)

• A transformação de austenita em martensita hexagonal $\gamma \rightarrow \epsilon$

Em 1929 SCHMIDT⁽³⁸⁾, pesquisando aços baixo carbono com 12 a 30% de Manganês encontrou, através de raios-X, uma fase ϵ com estrutura cristalina hexagonal. Em pesquisa de ligas ternárias Fe-Mn-Co concluiu que a transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$ nestes aços é idêntica à transformação em cobalto puro.

Esta transformação foi revelada metalograficamente em aços ao manganês em 1963 e em aços cromo/níquel em 1964. A martensita ϵ se forma em *plaquetas* muito finas e alongadas, situada nos planos octaédricos da austenita. Sua estrutura cristalina é a hexagonal compacta - HC. Em aços manganês até 80% de fase ϵ pode ser formada (SCHUMANN⁽³⁴⁾).

GRAHAM e YOUNGBLOOD⁽³⁹⁾ estudaram a deformação a frio de ligas com 20% Cr, 10% Ni e o restante em diferentes porcentagens de Co (30 a 60%) e Ni (10 a 40%). Verificaram que o aumento observado no limite elástico, de três a cinco vezes durante deformação, estava associado com a formação da fase HC, medida por difração de raios X. Eles utilizaram para a determinação da porcentagem de fase presente a fórmula proposta por SAGE e GUILLAUD⁽⁴⁰⁾ para Cobalto puro:

$$\% \epsilon = \frac{I_{(1011)\epsilon}}{I_{(1011)\epsilon} + 1,5 \cdot I_{(200)\gamma}} \cdot 100 \quad (5)$$

LIZAK⁽⁴¹⁾ possui um extenso trabalho sobre transformação martensítica ϵ e chegou a duas (1 e 2) relações, para aços Fe-Cr-Mn:

$$\text{Volume } \epsilon = \frac{I_{(10.1)\epsilon}}{0,67 \cdot I_{(110)\alpha} + 1,97 \cdot I_{(200)\gamma} + I_{(10.1)\epsilon}} \quad (6) \quad \frac{I_{(10.1)\epsilon}}{0,67 \cdot I_{(110)\alpha} + 0,89 \cdot I_{(111)\gamma} + I_{(10.1)\epsilon}} \quad (7)$$

$$\text{Volume } \gamma = \frac{1,97 \cdot \text{Vol. } \epsilon \cdot I_{(200)\gamma}}{I_{(10.1)\epsilon}} \quad (8) \quad \frac{0,89 \cdot \text{Vol. } \epsilon \cdot I_{(111)\gamma}}{I_{(10.1)\epsilon}} \quad (9)$$

$$\text{Volume } \alpha = \frac{0,67 \cdot \text{Vol. } \epsilon \cdot I_{(110)\alpha}}{I_{(10.1)\epsilon}} \quad (10) \quad \frac{0,67 \cdot \text{Vol. } \epsilon \cdot I_{(110)\alpha}}{I_{(10.1)\epsilon}} \quad (11)$$

onde $I_{()}$ são as intensidades dos picos da radiação difratada nos respectivos planos.

As mesmas fórmulas foram utilizadas por ZYLLA⁽⁴²⁾ para determinação da porcentagem de fase em aços austeníticos Cr-Mn submetidos a deformação a frio e ao ensaio vibratório de erosão por cavitação. Seus resultados mostram que estes aços também apresentam transformação de fase induzida por deformação, tendo sido identificadas tanto a fase ϵ quanto a α' , dependendo da porcentagem de deformação.

2.6.3. TRANSFORMAÇÃO DE FASE X CAVITAÇÃO

Vários autores^(37, 43, 44) encontraram na transformação de fase induzida por cavitação um dos possíveis fatores para a boa resistência à erosão, apresentada por algumas ligas. WOODFORD⁽⁴³⁾ utilizou o equipamento ultra-sônico de cavitação para ensaiar a liga de Cobalto, Stellite 6B e vários aços austeníticos, confirmando a ocorrência desta transformação de fase. A liga de Cobalto, que apresentou a maior resistência à EC, mostrou também um rápido aumento da fase hexagonal compacta (HC) - martensita ϵ -, na fase inicial do ensaio de cavitação, no período de incubação, quando a perda de peso é pequena. Para os aços austeníticos TRIP (*Transformation-induced plasticity*) também foi encontrada esta transformação de fase, sendo que para os materiais estabilizados com Manganês a fase ϵ foi predominante, enquanto que os estabilizados com níquel apresentaram a transformação de austeníticos γ para martensíticos α' .

HEATHCOCK *et al*⁽³⁷⁾ pesquisaram o mecanismo de resistência e modo de erosão de aços inoxidáveis martensíticos, austeníticos e ferríticos utilizando o ensaio vibratório de cavitação. No caso dos aços austeníticos testados (AISI 304, 309 e 316 e o aço Hadfield) o que apresentou maior resistência foi o aço ao manganês tipo "Hadfield", seguido do AISI 304 e por último o AISI 316. A boa resistência dos dois primeiros foi atribuída a característica de

deformação destas ligas. No caso do AISI 304, inicialmente austenítico, após exposição a cavitação, foi identificada através de difração de raio X a ocorrência de fase martensítica α' . Esta transformação de fase induzida por deformação leva a um alto endurecimento e a maiores propriedades mecânicas. Portanto, boas características de endurecimento por deformação seriam fatores importantes para dar aos materiais melhor resistência a cavitação segundo os autores.

SIMONEAU⁽⁴⁴⁾ pesquisou várias ligas para aplicação específica em turbinas hidráulicas nas regiões mais sujeitas a erosão, identificou a liga de Cobalto com baixo teor de carbono, Stellite 21, como tendo uma resistência a EC 50 vezes maior que a apresentada pelo aço inoxidável AISI 308. O Stellite 21 apresentou também uma massiva transformação de fase quando exposto ao ensaio erosivo ultra-sônico.

LEVY e CROOK⁽⁵⁾ estudaram as propriedades de erosão de ligas de cobalto em relação a alguns aços inoxidáveis. Encontraram boas propriedades ao desgaste nas ligas de cobalto que acreditam ser influenciadas por:

- a limitada mobilidade das falhas de empilhamento geradas por tensões mecânicas, o que limita a deformação plástica;
- a interação entre falhas de empilhamento o que resulta num rápido endurecimento;
- a maclação mecânica, que ocorre pronunciadamente em alguns materiais, que envolve absorção de energia;
- a formação de fase HC, que acredita-se também absorva energia;
- as características da fase HC formada, com maior resistência à fratura.

SIMONEAU⁽⁴⁵⁾ desenvolveu um aço austenítico com desempenho a cavitação similar as ligas de cobalto fazendo um balanceamento de elementos de liga para se obter em aços as mesmas características de deformação com transformação de fase. Isto foi conseguido com a eliminação do níquel e a inclusão do cobalto e manganês para a obtenção de estrutura austenítica com baixa energia de falha de empilhamento com características de deformação planar, maclação fina e alto endurecimento por deformação.

A influência da transformação de fase na resistência à cavitação tem relação com a estrutura formada e sua característica de deformação. A estrutura original austenítica e sua característica de metaestabilidade, levando à transformação de fase induzida por deformação parece ter melhor resistência que as estruturas sem esta característica.

2.6.4 ENERGIA DE FALHAS DE EMPILHAMENTO

Segundo REED⁽²⁹⁾, a energia de falha de empilhamento - EFE pode ser descrita como a diferença de energia livre entre a estrutura γ principal e a estrutura ϵ . Portanto existe uma relação direta entre EFE e a fase ϵ . As falhas de empilhamento são os embriões para a fase ϵ durante a transformação.

SCHUMANN⁽³⁹⁾ cita que a baixa energia de falhas de empilhamento é importante fator no desempenho da transformação martensítica em aços Fe-Mn, Fe-Mn-Cr, Fe-Mn-Ni, etc. Apesar da boa resistência a erosão apresentada pelas ligas em que ocorreu a transformação de fase, WOODFORD⁽⁴³⁾ considera que esta é incidental, sendo que o fator preponderante seria a baixa energia de falhas de empilhamento destas ligas com estrutura cristalina compacta. A baixa energia das falhas de empilhamento é também fator determinante para a facilidade de transformação de fase das ligas metaestáveis durante a deformação, como mostra o

trabalho de REMY ⁽⁴⁶⁾. Da FIGURA 13, que ilustra essa correlação, deduz-se que materiais com EFE menor que 20 mJ/m² apresentam a transformação de fase martensítica e quando deformados a frio.

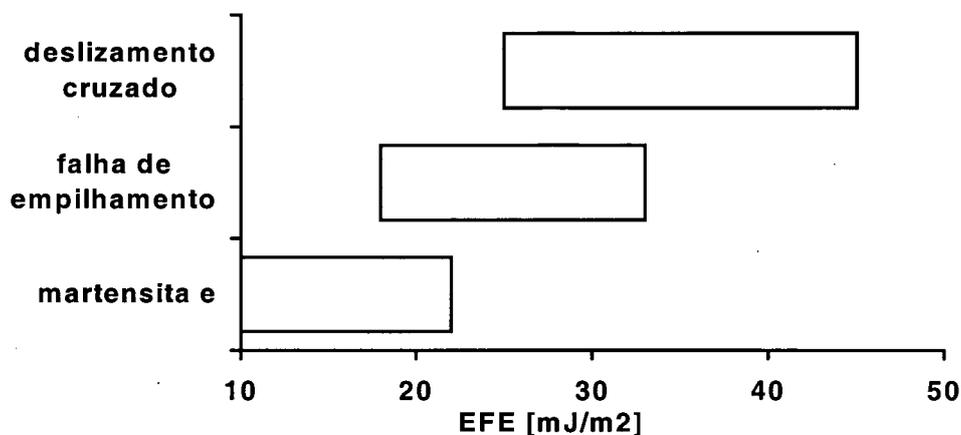


FIGURA 13. Mecanismo de deformação de aços inoxidáveis em relação a sua energia de falhas de empilhamento - EFE.

Materiais com baixa EFE terão características de deformação com reduzido deslizamento cruzado, maior separação entre as discordâncias parciais, e maior possibilidade de ocorrência de fase hexagonal compacta.

Portanto as características de estrutura monofásica, baixa energia de falhas de empilhamento, transformação martensítica induzida por deformação tem uma relação entre si, e são fatores importantes na boa resistência à erosão por cavitação.

3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS E EQUIPAMENTOS

3.1. MATERIAIS

Foram selecionados três eletrodos revestidos com a composição química do material depositado mostrada na TABELA 5. A análise química foi feita por via úmida, com exceção dos elementos C e N em que se utilizou o método de combustão.

TABELA 5. Composição Química dos depósitos de Solda (% em peso)

Material	C	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Co	Si
AWS E 309 Mo L	0,02	-	23,1	12,5	0,7	2,7	-	0,72
Conargen E 725	0,17	0,13	17,8	-	9,08	-	9,28	0,89
Hidroloy HQ 913	0,16	0,19	16,2	-	14,31	-	7,47	1,76

O primeiro eletrodo é o comumente utilizado em reparos na US-GBM e recomendado pelo fabricante da turbina. Os outros dois eletrodos são ligas alternativas procedentes de dois fabricantes e com composições químicas diferentes. Os eletrodos E 725 e HQ 913 têm os mesmos elementos em sua composição, porém com diferentes quantidades. As principais diferenças são que o eletrodo E 725 apresenta 5% menos Mn, 1,8% a mais de Co e 0,87% a menos de Si, em relação ao HQ 913.

Os materiais a serem testados foram soldados sobre chapa de aço DIN St 37 ou ABNT 1020, conforme esquema da FIGURA 14. A corrente, tensão, temperatura de pré-aquecimento e temperatura de interpasses seguiram as recomendações dos fabricantes dos eletrodos e podem ser vistos na TABELA 6. Parte dos corpos de prova foram preparados no LABSOLDA-UFSC e os restantes no LWT-Dortmund.

TABELA 6. Dados da soldagem

Eletrodo	Corrente (A)	Tensão (V)	Pré-aquec.(°C)
E 309	130	24	100
E 725	120	24	100
HQ 913	150	24	100

Foram executados três passês de solda sobre o material base.

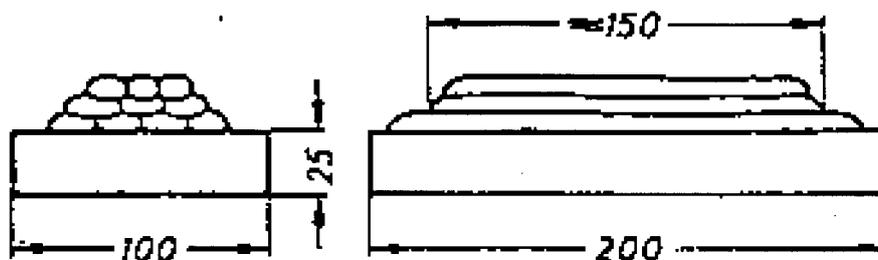


FIGURA 14. Preparação dos corpos de prova, medidas em mm.

Após a deposição, os corpos de prova foram usinados por eletroerosão e retífica para obtenção das dimensões necessárias à execução do ensaio erosivo por vibração, conforme FIGURA 15 (b). A superfície a ser exposta a cavitação foi lixada em papel até 1000 e finalmente polida em solução de diamante com tamanho de partículas até 1 μm .

3.2. ENSAIO DE EROSÃO POR CAVITAÇÃO

O teste acelerado de cavitação foi realizado conforme norma ASTM G 32-85, utilizando-se o equipamento ultra-sônico vibratório de EC Telsonic USS 500, de fabricação suíça.

O equipamento consiste de um transdutor piezoelétrico que faz vibrar a ponta do sonotrodo na frequência de 20 khz. O espécime está montado na extremidade, imerso em água

destilada mantida a 21 °C. A amplitude de vibração foi de 0,05 mm. Na FIGURA 15 (a) pode ser observado esquematicamente o arranjo utilizado.

Os corpos de prova foram pesados em balança com precisão de 0,1 mg, em intervalos regulares e a massa perdida foi registrada em função do tempo de ensaio. Para o eletrodo E 309 o tempo total de teste foi 50.000 seg. e para os dois materiais alternativos de 100.000 seg. Houve a ocorrência de trincas na interface fragilizada da região soldada durante o ensaio de cavitação de alguns corpos de prova, notadamente os do E 725, o que levou a interrupção do ensaio. O ensaio foi repetido duas vezes para cada material.

Foram executadas várias análises do material em teste em períodos intermediários de cavitação, de 500, 1000 e 2000 seg. para o eletrodo E 309 e 2000, 5000 e 10000 seg. para os eletrodos E 725 e HQ 913.

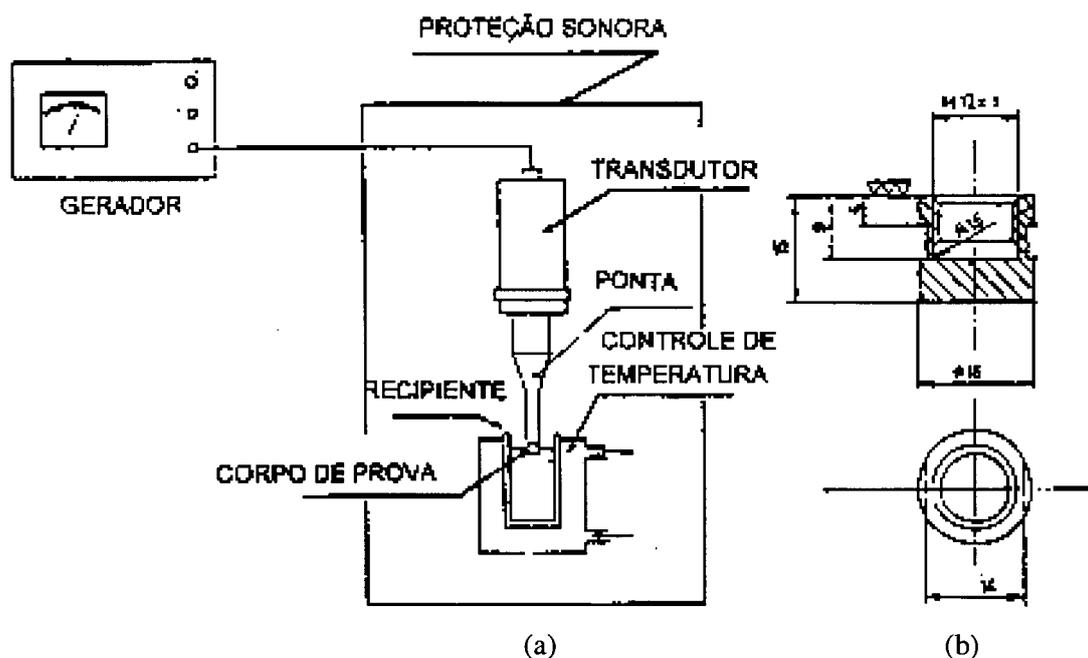


FIGURA 15. Arranjo do ensaio vibratório de cavitação (a) e do corpo de prova utilizado (b)

3.3. MEDIÇÃO DE DUREZA

Foi medida a microdureza Vickers com carga de 20g e 100g na superfície a ser exposta à cavitação, como também na seção transversal dos corpos de prova após o ensaio. As medidas foram executadas em 7 pontos e efetuada média aritmética.

Para os corpos de prova analisados em períodos intermediários, também foi efetuada medição de dureza na superfície exposta à cavitação.

3.4. METALOGRAFIA

O modo de erosão e o mecanismo de resistência das ligas foram estudados pela observação dos corpos de prova em microscopia óptica e eletrônica de varredura (JEOL JXA 840). Esta observação foi efetuada na superfície dos corpos de prova submetidos à cavitação, sem ataque químico. Também foram efetuadas observações da seção transversal dos corpos de prova para identificação da rugosidade e camada alterada.

3.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Estes ensaios foram realizados em difratômetro de raios X da Uni Hamburg, para a identificação das fases presentes. Foi utilizada radiação com Co K α com $\lambda = 0,179$ angstroms e filtro de Fe, tensão=40kV e corrente de 30mA, cobrindo uma faixa de ângulo 2θ entre 45° e 105° .

Para análise qualitativa foram utilizados cartões ASTM para indexação das fases presentes. Na análise quantitativa foram aplicadas as fórmulas propostas por SAGE e GUILAUD⁽³⁹⁾ e LYSAK⁽⁴⁰⁾.

3.6. METALOGRAFIA QUANTITATIVA

A Metalografia quantitativa para medição da porcentagem de ferrita do material E 309 foi executada através de análise de imagem (Kontron-SEM-IPS).

4. RESULTADOS

4.1. MICROESTRUTURA DE PARTIDA

E 309

A microestrutura do depósito de solda usando-se o eletrodo E 309, consiste de austenita com ilhas de ferrita δ e pode ser vista na FIGURA 16. A análise quantitativa executada através de analisador de imagem revelou uma quantidade de ferrita δ de 23%.



FIGURA 16. Microestrutura do depósito de solda E 309, ataque eletrolítico NaOH, 200x

E 725/HQ 913

A microestrutura dos depósitos de solda para os eletrodos E 725 e HQ 913 pode ser vista nas FIGURAS 17 e 18, respectivamente. Ela consiste em austenita, com finos carbonetos dispersos no interior e nos contornos de grão.



FIGURA 17. Microestrutura do depósito de solda E 725, ataque eletrolítico NaOH 200x

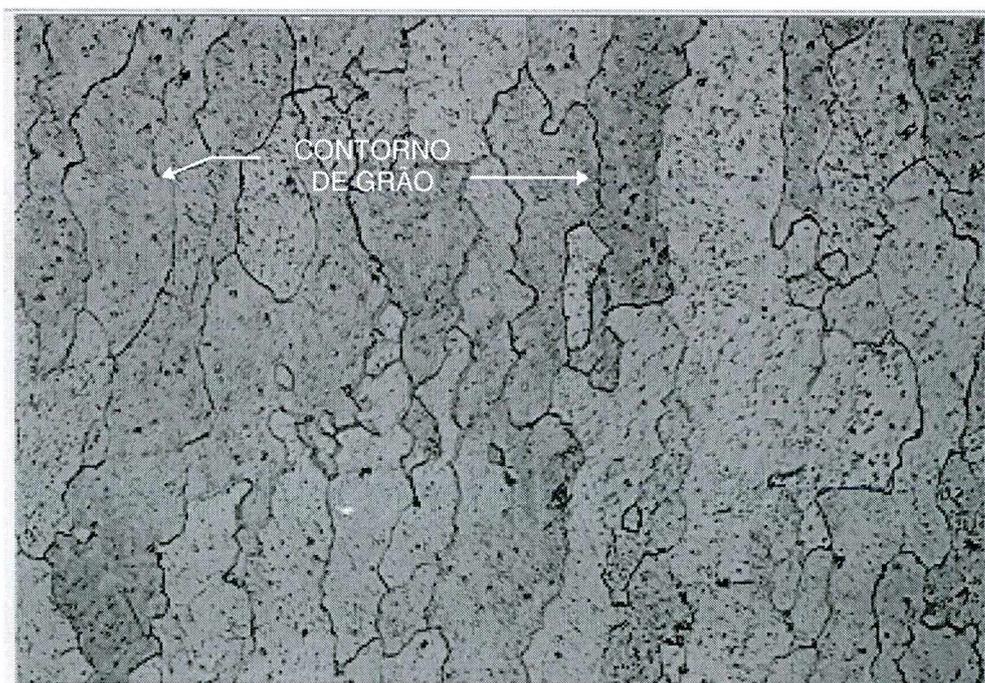


FIGURA 18. Microestrutura do depósito de solda HQ 913, ataque eletrolítico NaOH , 200x

4.2. ENSAIO EROSIVO VIBRATÓRIO DE CAVITAÇÃO

Os resultados dos ensaios de erosão por cavitação podem ser vistos na FIGURA 19. Conforme a norma ASTM G32, as curvas podem ser divididas em três regiões. Na primeira região, definida como período de incubação, onde não há perda de massa ou esta perda é pequena se comparada a das outras regiões. O segundo período apresenta remoção progressiva do material até se atingir a região em que a taxa de erosão é constante, chamado de regime permanente.

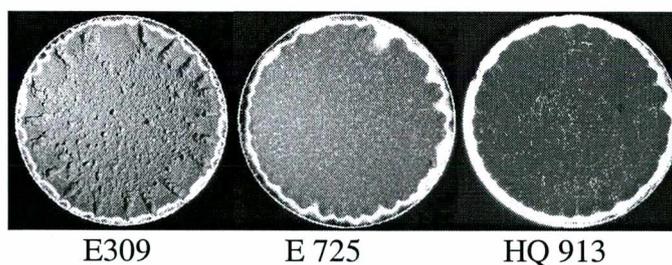
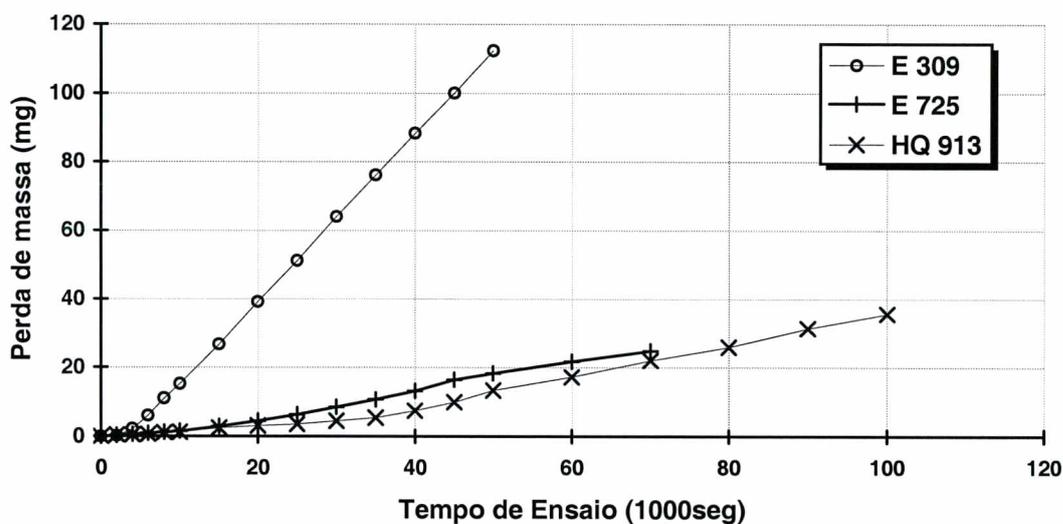


FIGURA 19. Resultado do ensaio erosivo vibratório de cavitação e aspecto dos corpos de prova ao final do ensaio.

Para melhor comparar os eletrodos E 725 e HQ 913, são apresentados na FIGURA 20, os resultados do ensaio de cavitação. Os valores da TABELA 7 foram obtidos a partir das FIGURAS 19 e 20.

TABELA 7. Resultados do ensaio erosivo por cavitação

Material	Tempo de incubação (s)	Taxa de erosão (mg/h)
E 309	2.000	8,51
E 725	11.000	1,54
HQ 913	22.000	1,61

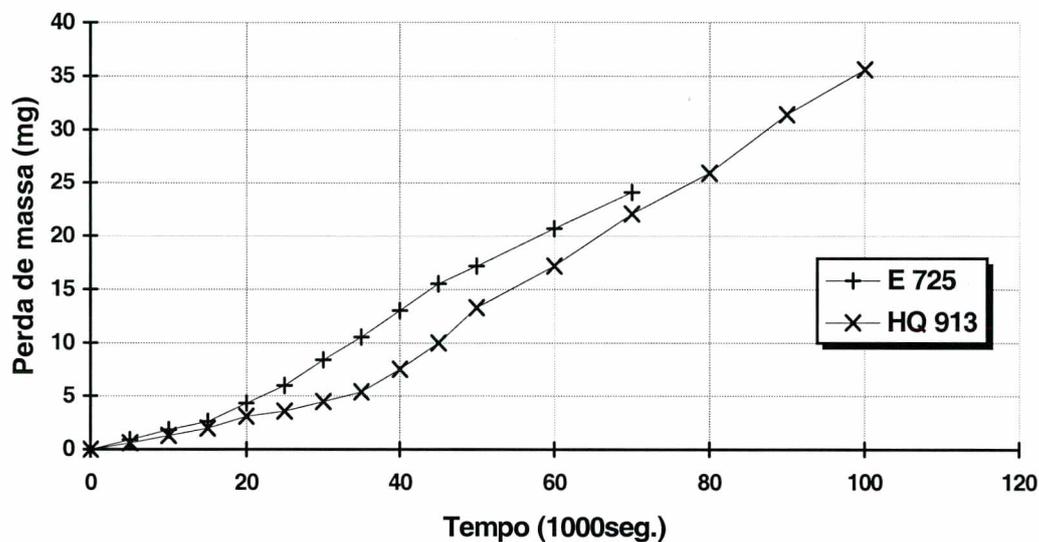


FIGURA 20. Curvas massa perdida x tempo para os eletrodos E 725 e HQ 913

O tempo de incubação foi obtido do cruzamento do prolongamento da reta correspondente ao período de estabilidade da taxa de erosão (regime permanente) com o eixo do tempo de ensaio, conforme estabelece a norma ASTM G 32. Os materiais apresentaram tempos de incubação diferentes, sendo que o E 309 tem um tempo de incubação muito baixo. O HQ 913 apresentou o maior tempo de incubação entre os materiais testados. A taxa de erosão no regime permanente foi aproximadamente igual, se considerados os materiais E 725 e HQ 913, sendo que o E 309 apresentou maior taxa de erosão.

Devido ao aparecimento de trincas na interface entre o material de base e o material soldado, os ensaios do E 725 não pode ser completado com 100.000 segundos. Deve-se ressaltar que esta ocorrência não interferiu nos resultados do ensaio. Estas trincas devem-se a região fragilizada na interface, conforme já relatado em estudos sobre soldabilidade destes materiais efetuados no LABSOLDA-UFSC.

4.3. OBSERVAÇÃO DO MECANISMO DE DEFORMAÇÃO E EROSÃO

A observação em MEV das amostras nas diferentes etapas da curva de perda de massa permitiu identificar os mecanismos de perda de massa e o comportamento dos materiais. No início do período de incubação das ligas E 725 e HQ 913 (FIGURA 21), com tempo de ensaio de 2.000 segundos, verifica-se que a perda de massa ocorre pela remoção de partículas de carboneto tanto no interior como nos contornos de grão. Observa-se ainda linhas de deformação ou maclas, evidenciando deformação plástica do material.

Na amostra E 309, na qual o tempo de incubação foi significativamente menor, verificou-se uma maior deformação plástica, levando o material a atingir mais rapidamente a região de regime permanente. Conforme observado por IBACK⁽²⁷⁾ em aços duplex, a fase γ deforma-se mais que a ferrita δ . A remoção de material inicia-se no contorno das duas fases.

No final do período de incubação, nos materiais E 725 e HQ 913, nota-se a extensiva formação de linhas de deformação ou maclas com estrutura fina e a ocorrência de trincas entre estas linhas (FIG. 22). A erosão em larga escala inicia-se com a remoção de material nas interfaces das linhas.

Observa-se na FIGURA 23 os eventos de desgaste nas amostras E 309, E 725 e HQ 913 com tempos de cavitação de 12.000, 25.000 e 30.000 seg., respectivamente (regime permanente). A liga HQ 913 apresenta comportamento semelhante ao da E 725. O desgaste ocorre com a remoção de partículas mais grosseiras do E 309 se comparado com os outros dois materiais, que devido à fina estrutura formada pela deformação apresentam um menor tamanho de partículas removidas. Este fato reflete a maior taxa de erosão apresentada pelo eletrodo E 309 no período de regime permanente (TABELA 7).

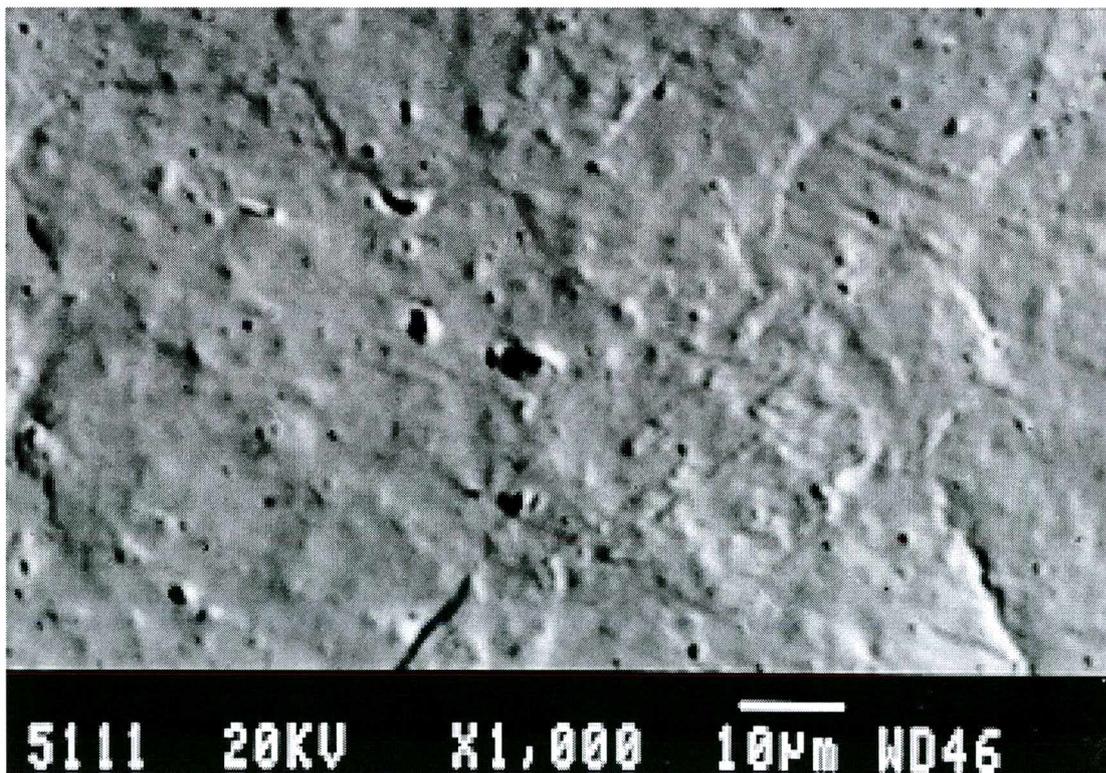
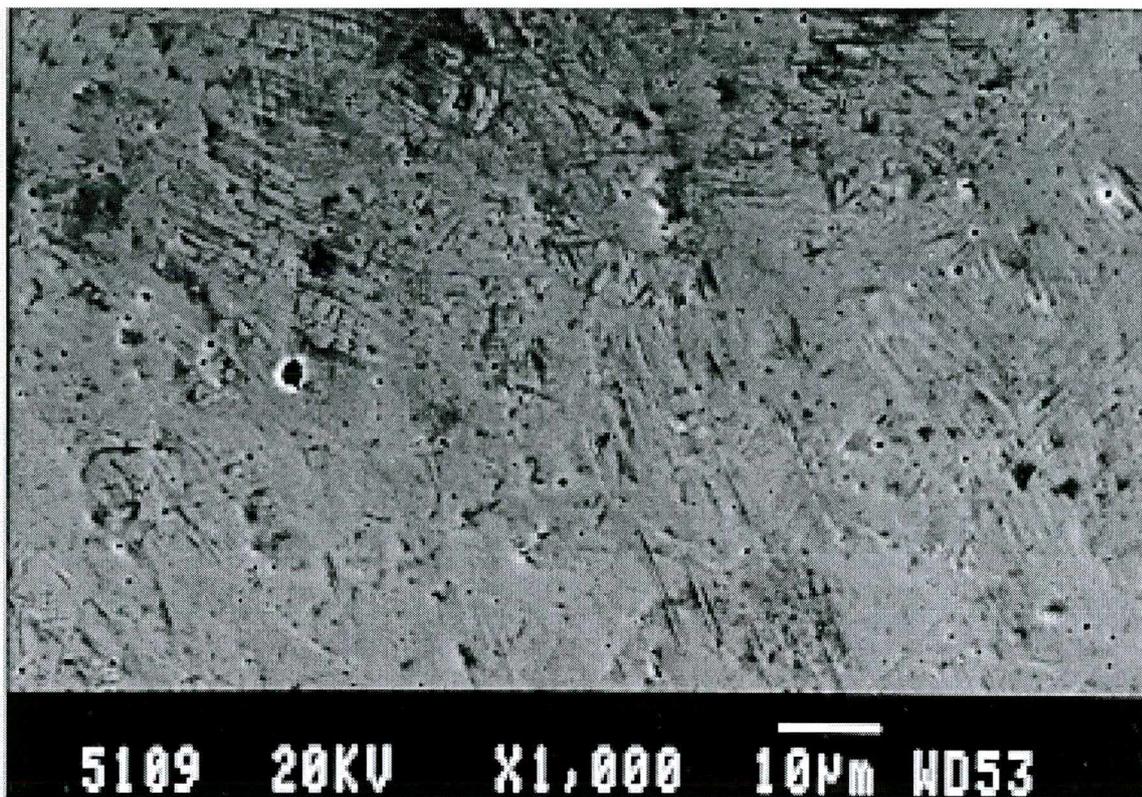


FIGURA 21. Observação da superfície deformada após 2000 seg. de ensaio, em MEV

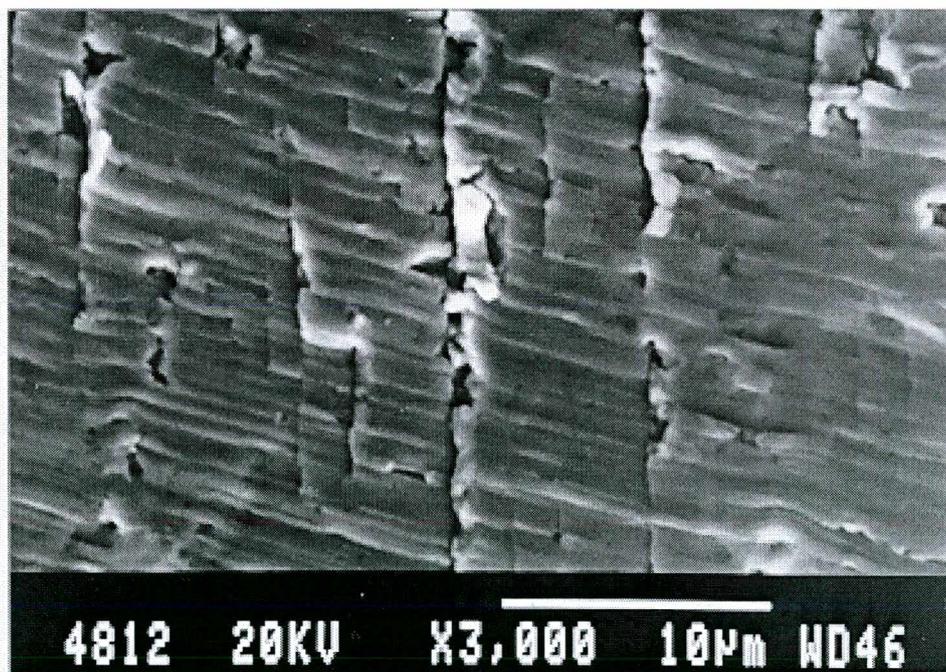
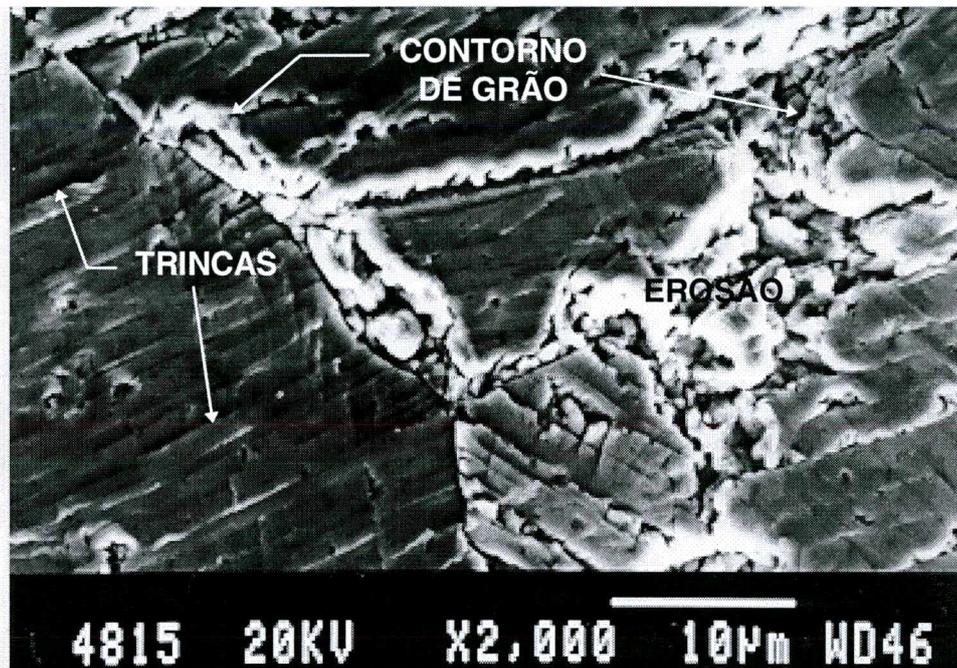


FIGURA 22. Observação em MEV da superfície ao final do período de incubação

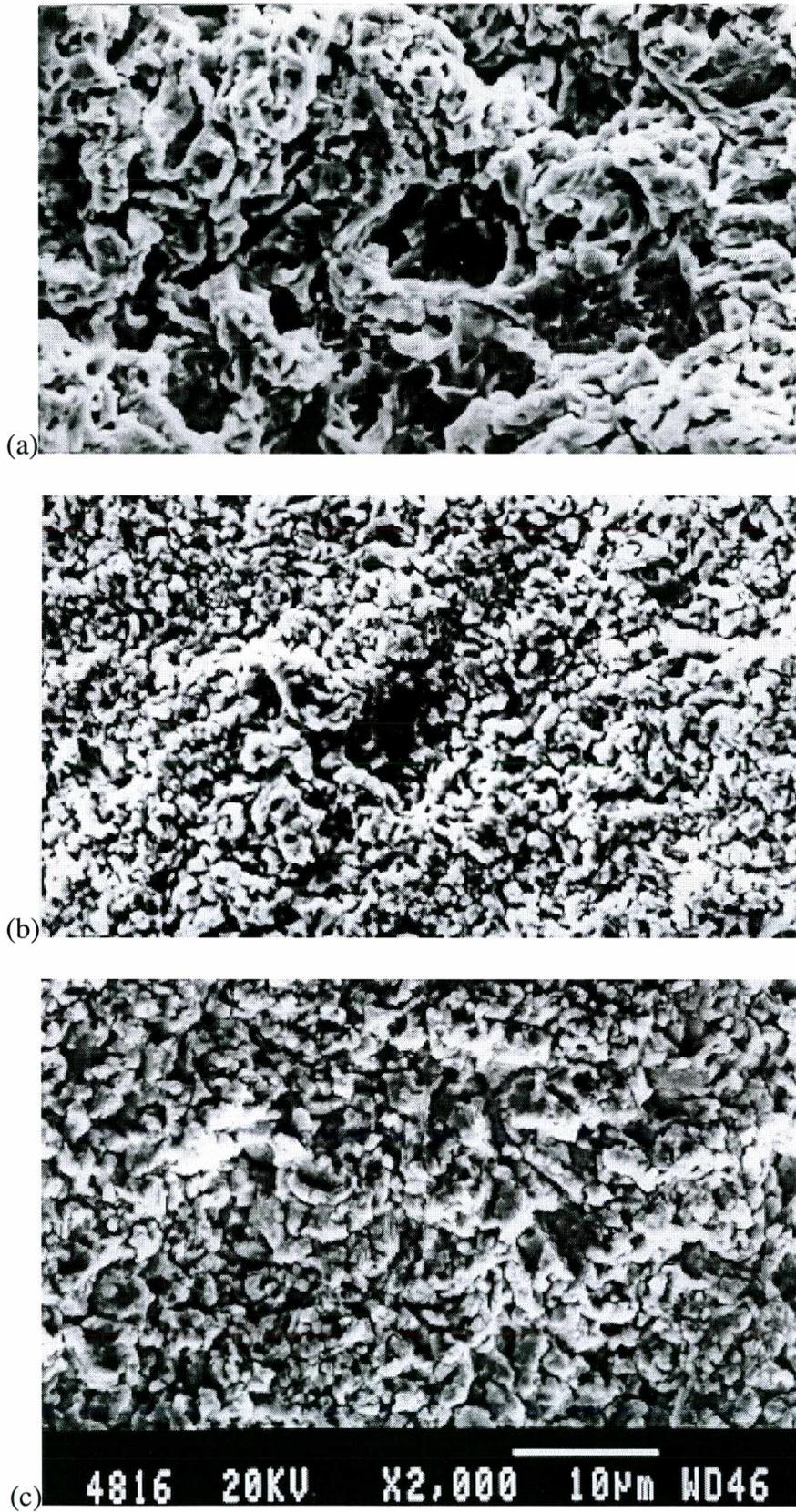


FIGURA 23 . Observação em MEV da superfície ao final do ensaio de cavitação para E 309 (a), E 725 (b) e HQ 913 (c).

4.4. MICRODUREZA

As medidas de microdureza antes do ensaio de cavitação e no final do período de incubação encontram-se na FIGURA 24. A medição foi efetuada na superfície exposta à cavitação. Nota-se que antes da exposição à cavitação os materiais E 725 e HQ 913 apresentam a mesma dureza e o E 309 mostra dureza menor. Após o ensaio erosivo foi verificado um aumento de dureza nos três materiais, sendo que a variação de dureza foi 62, 152 e 174 HV, respectivamente para os materiais E 309, E 725 e HQ 913. Isto representa um aumento percentual de 28, 50 e 58%.

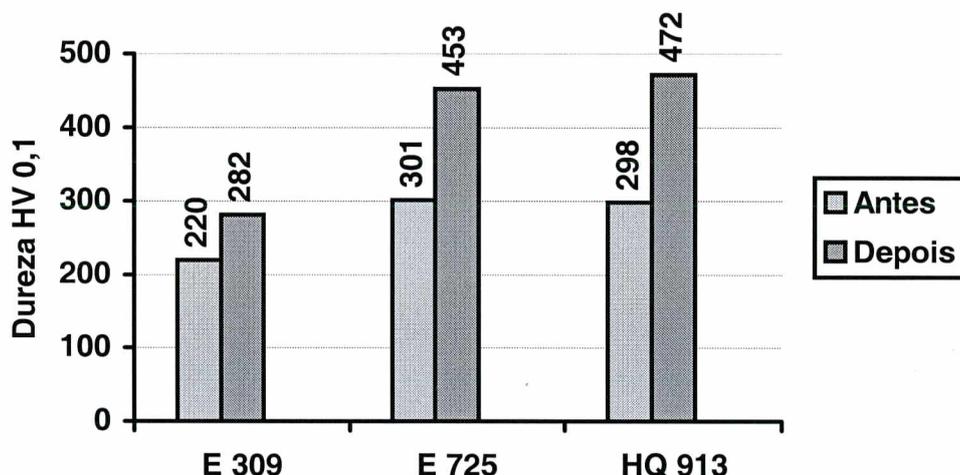


FIGURA 24. Micro-dureza Vickers HV 0,1 antes do ensaio de cavitação e no final do período de incubação.

A dureza na seção transversal (FIGURA 25) dos corpos de prova foi medida com carga menor (20g) para permitir, através de menores indentações, que se medissem pontos mais próximos à superfície. As durezas medidas foram maiores do que as na superfície (FIGURA 24). Para o caso do E 309 não foi verificada variação de dureza, mas os valores medidos tem uma média de 280 HV 0,02, valor este equivalente ao medido na superfície após ensaio de cavitação. Para os demais materiais foi verificado um aumento da dureza a medida que se aproxima da superfície exposta à cavitação. O E 725 apresentou valores menores de dureza na

superfície, com um máximo medido de 480 HV e um mínimo de 380 HV a aproximadamente 80 μm da superfície. No caso do HQ 913 os valores de dureza próximos à superfície foram elevados atingindo 580 HV. Este último material apresentou também uma maior variação de dureza entre a superfície e o interior pois o valor mínimo e estável foi de 280 HV a 50 μm .

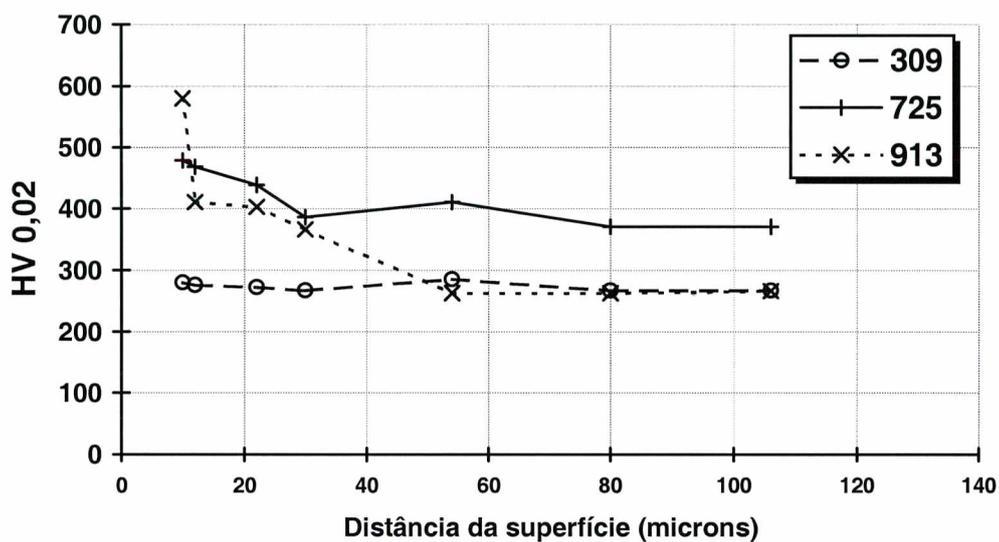


FIGURA 25. Microdureza da seção transversal dos corpos de prova ao final do ensaio.

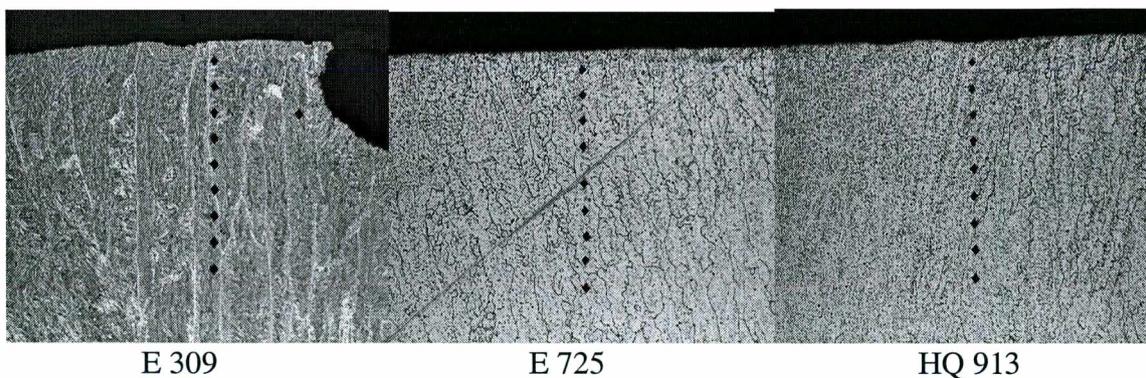


FIGURA 26. Micrografias das seções transversais dos corpos de prova com indentações.

4.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

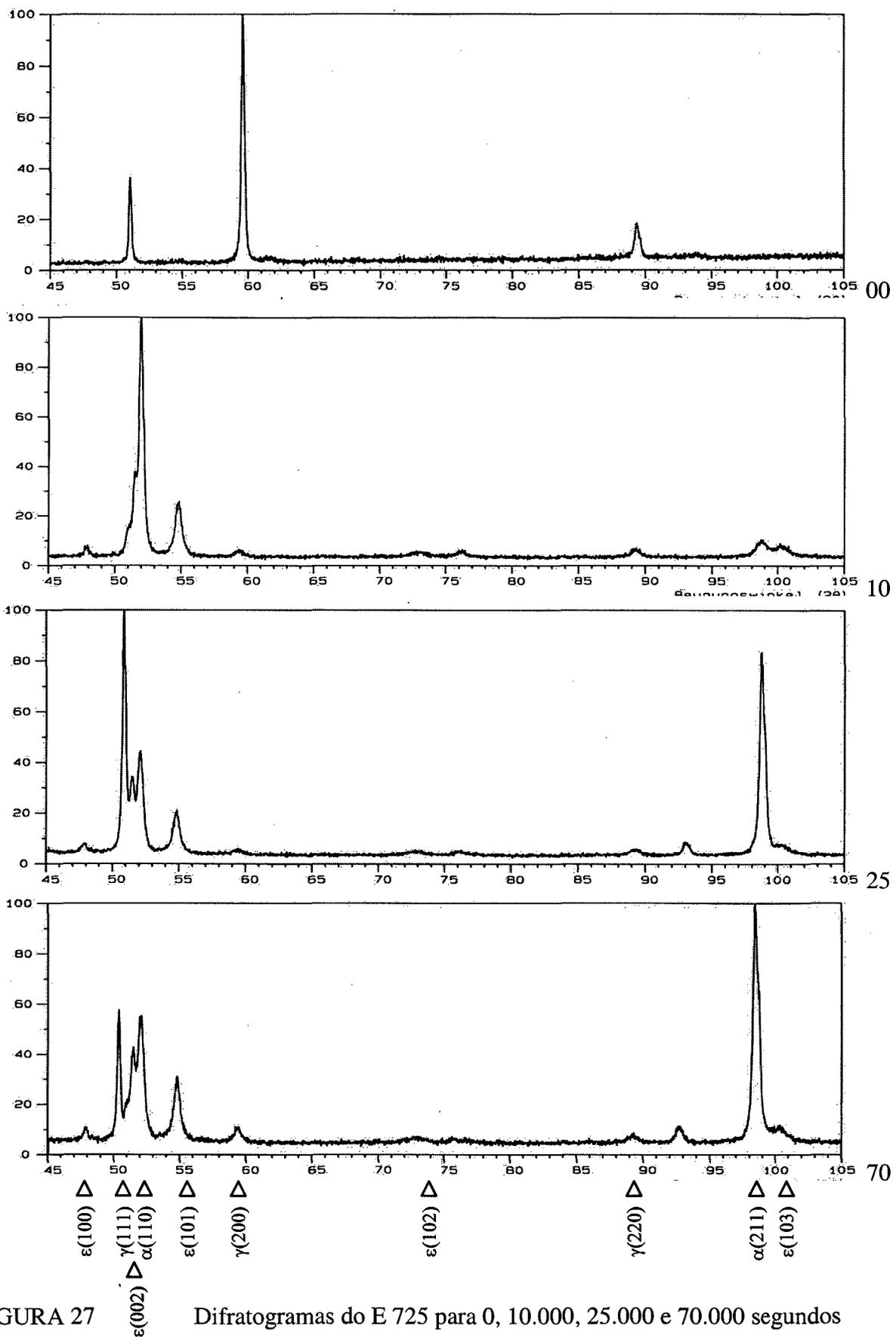
Os difratogramas são apresentados nas FIGURAS 28 e 29, respectivamente para o E 725 e HQ 913. Os resultados dos ensaios de difração de raio X podem ser vistos nas TABELAS 8 e 9 e FIGURAS 29 e 30, calculados utilizando-se as fórmulas (6) a (11). Nota-se que para períodos iniciais de cavitação transforma-se primeiramente a fase ϵ . O desenvolvimento da transformação no decorrer do ensaio mostra que ela ocorre nos períodos iniciais do ensaio. Para o HQ 913 a partir de 10.000 seg. de ensaio as fases presentes não sofrem mais alteração, se estabilizando em valores de 46% para a fase ϵ , 49% de γ e 5% de α' . Para o E 725 esta estabilidade é atingida com tempos de ensaio superiores, em aproximadamente 20.000 seg. A presença da fase α' é maior com porcentagem de 34%. As concentrações de fases são aproximadamente iguais ao final do ensaio (~33%).

TABELA 8. Cálculo da porcentagem de fase para E 725

	Intensidade dos picos (nm)				Volume 1			Volume 2			Média 1,2					
	1	2	3	4	4/3	2/3	1/3			e	g	a	e	g	a	
de cavitaç	I(111)g	I(200)g	I(10.1)e	I(110)a			e	g	a		e	g	a	e	g	a
0	37	100	0	0	-	-	-	1,00	-	-	-	1,00	-	-	1,00	-
2000	100	24	45	0	-	0,53	0,49	0,51	-	2,22	0,34	0,66	-	0,41	0,59	-
5000	63	18	53	63	1,19	0,34	0,41	0,27	0,32	1,19	0,35	0,37	0,28	0,38	0,32	0,30
10000	18	7	26	100	3,85	0,27	0,24	0,13	0,63	0,69	0,24	0,15	0,61	0,24	0,14	0,62
25000	100	6	21	45	2,14	0,29	0,33	0,19	0,48	4,76	0,15	0,64	0,22	0,24	0,41	0,35
70000	58	11	32	55	1,72	0,34	0,35	0,24	0,41	1,81	0,27	0,43	0,31	0,31	0,33	0,36

TABELA 9. Cálculo da porcentagem de fase para HQ 913

	Intensidade dos picos (nm)				Volume 1			Volume 2			Média 1,2					
	1	2	3	4	1/3	2/3	1/3			e	g	a	e	g	a	
de cavitaç	I(111)g	I(200)g	I(10.1)e	I(110)a			e	g	a		e	g	a	e	g	a
0	100	21	-	-	-	-	-	1,00	-	-	-	1,00	-	-	1,00	-
2000	82	100	70	-	-	1,43	0,26	0,74	-	1,17	0,49	0,51	-	0,38	0,62	-
5000	99	92	100	-	-	0,92	0,36	0,64	-	0,99	0,53	0,47	-	0,44	0,56	-
10000	83	79	100	52	0,52	0,79	0,34	0,54	0,12	0,83	0,48	0,35	0,17	0,41	0,44	0,14
35000	100	21	65	11	0,17	0,32	0,57	0,36	0,06	1,54	0,40	0,55	0,05	0,49	0,46	0,06
100000	92	19	52	8	0,15	0,37	0,55	0,39	0,06	1,77	0,37	0,59	0,04	0,46	0,49	0,05



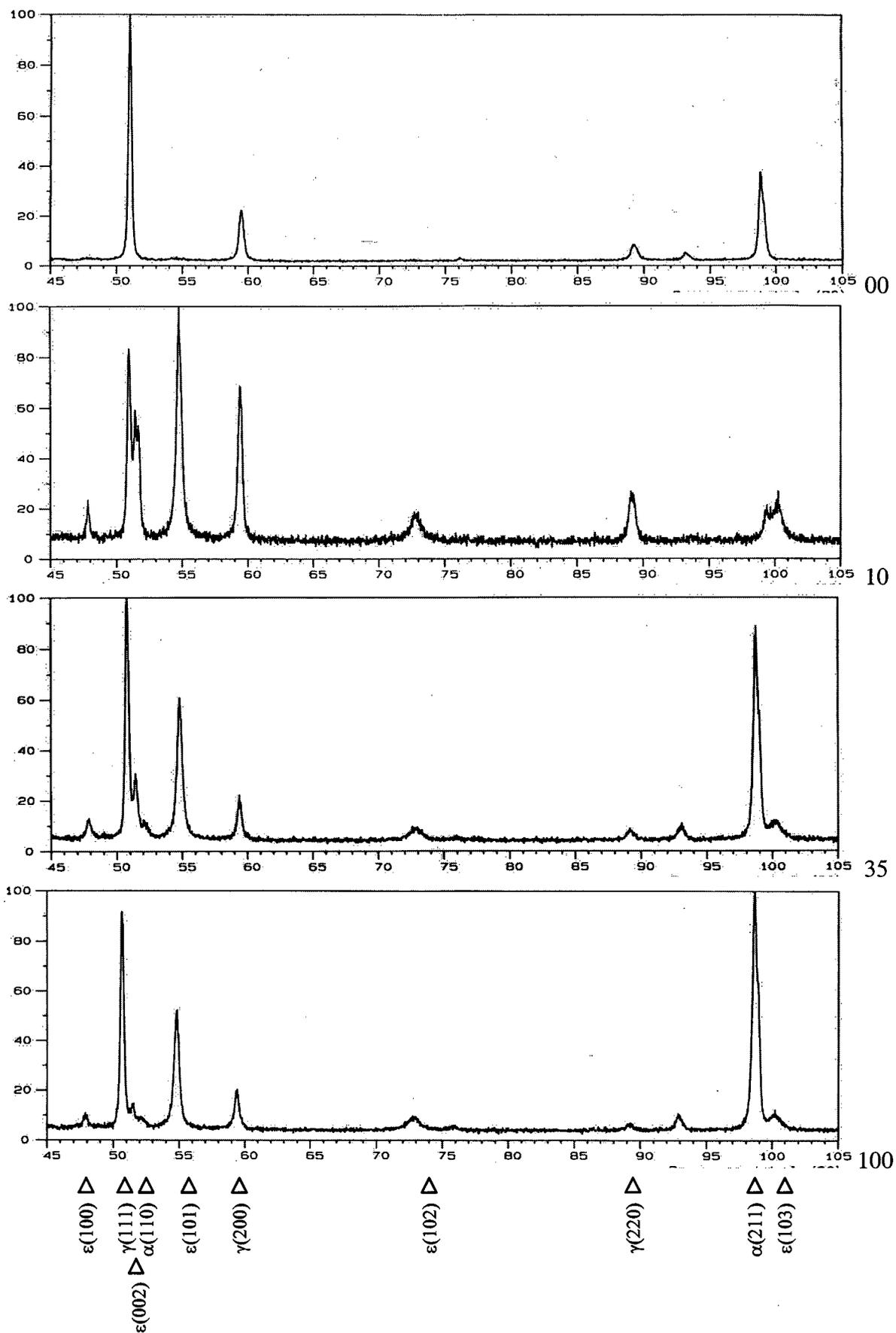


FIGURA 28

Difratogramas do HQ 914 para 0, 10.000, 35.000 e 100.000 segundos

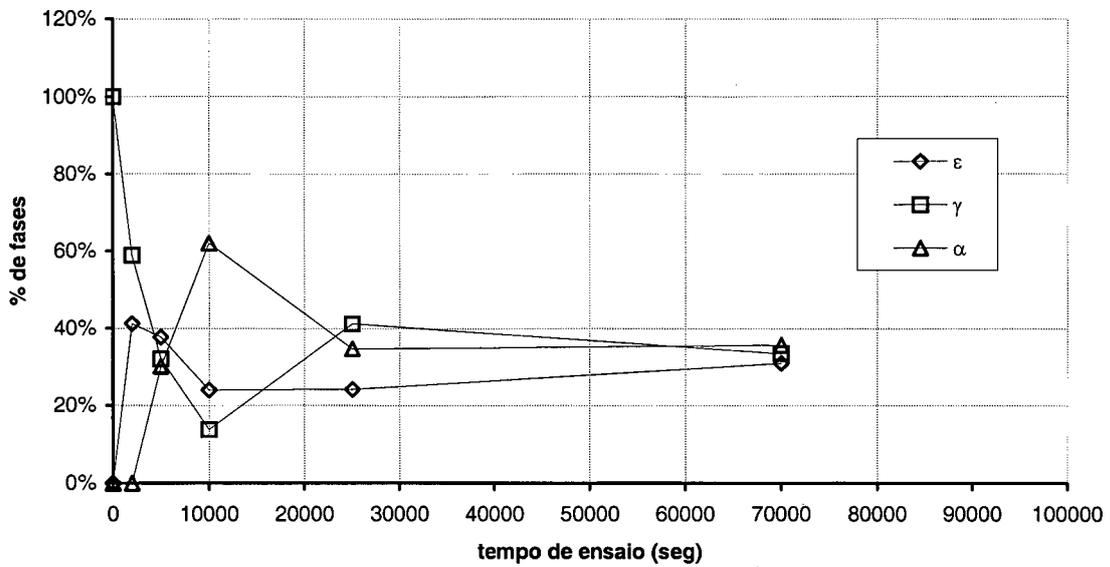


FIGURA 29. Resultado da difração de raios X para E 725

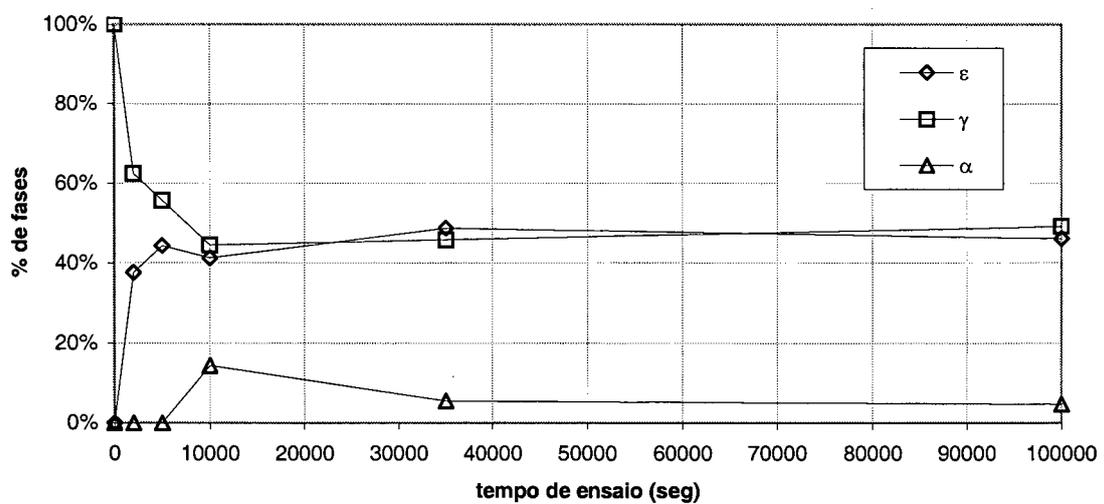


FIGURA 30. Resultado da difração de raios X para HQ 913

5. DISCUSSÃO

No caso de soldagem a quantidade de ferrita e austenita presentes é normalmente estimada pela utilização dos diagramas de Schaeffler/DeLong, Schneider e outros, conforme mostrado na FIGURA 31.

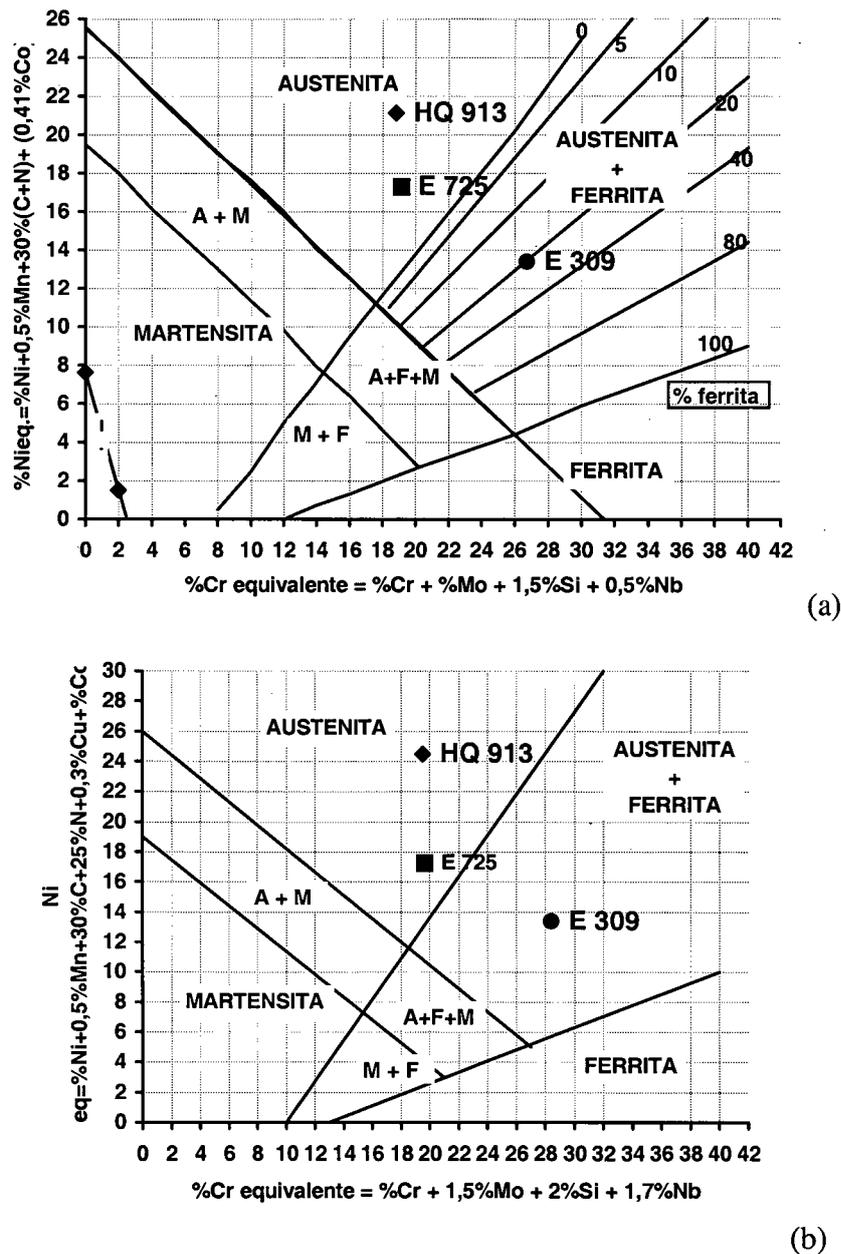


FIGURA 31. Diagrama de Schaeffler/Delong(a) e Schneider(b)

TABELA 10. Coeficientes para cálculo do Cr e Ni equivalentes e valores calculados para E 309, E 725 e HQ 913.

<i>Coeficientes para cálculo do Cr equivalente(%em peso)</i>								<i>Cr eq.</i>		
	Cr	Mo	Si	Nb	Ti	Al	V	E 309	E 725	HQ 913
Schaeffler/DeLong	1	1	1,5	0,5				26,7	19,1	18,6
Schneider	1	1,5	2	1,7	1,5	5,5	5	28,4	19,6	19,5
<i>Coeficientes para cálculo do Ni equivalente (% em peso)</i>								<i>Ni eq.</i>		
	Ni	Mn	C	N	Cu	Co	Mn2	E 309	E 725	HQ 913
Schaeffler/DeLong	1	0,5	30	30		(0,41)		13,4	17,3	21,1
Schneider	1	0,5	30	25	0,3	1		13,4	22,2	24,5

Calcularam-se os teores de Cr e Ni equivalentes com os coeficientes propostos por Delong e Schneider (TAB. 10) e plotaram-se os pontos nos diagramas da FIGURA 31. Verifica-se para o depósito E 309, que a estrutura é austenítica-ferrítica, com teor de 20% de ferrita para o caso do Diagrama de Schaeffler, valor este próximo ao medido pela metalografia ótica quantitativa. Como não está considerado o cobalto no cálculo do Nieq na fórmula proposta por Delong adotou-se o coeficiente 0,41 de HULL⁽³¹⁾ conforme técnica adotada por RAO⁽²²⁾. Verifica-se que as ligas E 725 e HQ 913 apresentam estrutura austenítica de acordo com o observado na metalografia. Os valores calculados de Cr_{eq} foram bastante próximos nos dois diagramas, para os dois materiais. A diferença maior foi no Ni_{eq}, onde o HQ 913 apresentou valores maiores, nos dois casos, devido a seu maior teor de Mn, elemento austenitizante. Esta diferença pode refletir numa maior dificuldade para que ocorra a transformação martensítica, já que a posição do E 725 está mais próxima da linha de transformação nos diagramas. O E 725 necessitaria então menor energia para se transformar quando submetido a esforços, fato este confirmado pela sua maior porcentagem total de austenita transformada em martensita.

Conforme já citado anteriormente (2.6.1 Estrutura Cristalina) os aços austeníticos apresentam uma característica de metaestabilidade que pode ser avaliada também pelo cálculo da temperatura de transformação martensítica. A influência do cobalto não é bem conhecida na

alteração da temperatura de transformação martensítica. Em ligas Fe-Ni e em aços maraging a adição de cobalto mostra uma tendência a aumentar a temperatura Ms. Já em ligas Fe-Cr a tendência é contrária ou seja, tende a diminuir a temperatura de transformação martensítica mas, de forma menos acentuada do que a adição de outros elementos de liga. Para um cálculo aproximativo das temperaturas de transformação para os materiais E 725 e HQ 913, adotaram-se fatores multiplicativos de 2 e 3 para o teor de cobalto respectivamente no cálculo da T_{Ms} e T_{M30} . Estes valores consideram a interação entre os teores de outros elementos e o cobalto a partir do trabalho de HULL e foram adicionados às fórmulas originais.

$$T_{Ms} = 502 - 801.C - 1230.N - 13.Mn - 30.Ni - 12.Cr - 54.Cu - 46.Mo - (-2.Co)*$$

$$T_{M30} = 497 - 462.(C+N) - 9,2.Si - 8,1.Mn - 13,7.Cr - 20.Ni - 18,5.Mo - (-3.Co)*$$

Verifica-se então na TABELA 11 que as temperaturas de transformação martensítica são maiores nestes materiais do que no E 309 indicando a maior possibilidade da transformação à temperatura do ensaio. No E 309 estas temperaturas estão muito abaixo da temperatura ambiente, devido aos altos teores de Cr e Ni e a presença de Mo, sugerindo que não há transformação martensítica, o que confere com os resultados da difração de raios X. O pequeno endurecimento verificado após ensaio de cavitação é então devido ao encruamento.

TABELA 11. Temperaturas de transformação martensítica calculadas

Material	TM _s (°C)	TM ₃₀ (°C)
E 309	-298	-139
E 725	-127	-3
HQ 913	-247	-43

Observa-se a influência da substituição do elemento Níquel pelo Manganês e Cobalto, que garantem a estrutura austenítica, mas influem menos no abaixamento da temperatura de transformação. Como as duas ligas alternativas apresentaram a transformação martensítica à temperatura do ensaio, e portanto em torno de 23 °C, esta transformação é função da deformação e esforços a que foram submetidos os materiais durante exposição ao processo de cavitação. A maior T_{M30} do E 725 em relação ao HQ 913, influenciada pelos menores teores de Mn e N, mostra sua maior metaestabilidade ou a facilidade em se transformar, como já discutido em relação a estrutura de solidificação. O E 725 apresentou ao final do ensaio de cavitação uma porcentagem total de austenita transformada em martensita (66%) maior em relação ao HQ 913 (51%).

Analisando-se os resultados da difração, verifica-se que a transformação ocorre inicialmente da fase γ para a fase ε (FIGURAS 27 e 28). No E 725 o aparecimento da fase α' ocorre em maior teor e posteriormente ao da fase ε , da mesma forma que o encontrado por ZYLLA⁽⁴¹⁾ em seu estudo sobre aços austeníticos ao manganês. Segundo alguns autores^(37, 39, 43 e 45) a transformação martensítica principal seria a de γ/α' , existindo casos em que ocorre uma transformação intermediária ε . SCHUMANN⁽³⁴⁾ em seu trabalho com aços ao manganês determinou a temperatura de transformação considerando uma taxa de resfriamento de 3°C/min, através do análise magnética. Este método é conveniente, visto que, α' é ferromagnética e γ e ε são paramagnéticas. Na FIGURA 32 é mostrada a influência do Mn, que para teores 10 e 14,5% existe a possibilidade de dois tipos de transformação, $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$. Para teores acima de 14,5% somente ocorre a transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$, e abaixo de 10% de Mn apenas a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$. Pelo que se verifica o HQ 913 com teor de 14,3% Mn apresentou pouca martensita α' após

cavitação. Já o E 725, com menores teores de Mn, apresentou, em consequência, menores teores de martensita ϵ .

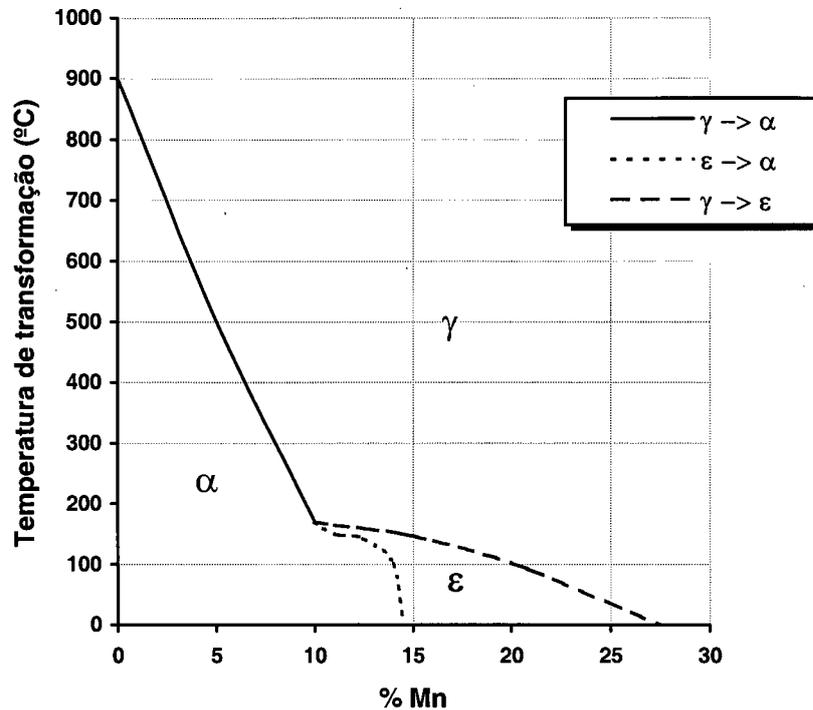


FIGURA 32. Temperaturas de transformação para aços ao Mn (SCHUMANN⁽³⁴⁾)

Pela análise das FIGURAS 33 e 34 nota-se que nos dois materiais, após os picos iniciais das fases transformadas existe um equilíbrio entre elas mostrando uma estabilidade. Este equilíbrio deve ser atribuída a uma estabilidade no processo erosivo. Como já foi dito anteriormente, a cavitação leva primeiramente a deformação da superfície, ainda no período de incubação, e posteriormente o aparecimento das fases martensíticas. Em seguida ocorre a fragilização por fadiga e o início do processo erosivo, com a remoção da camada anteriormente transformada, expondo nova camada ainda não transformada. A partir deste ponto o processo erosivo entra em regime, mostrado pelo período de estabilidade da taxa de erosão.

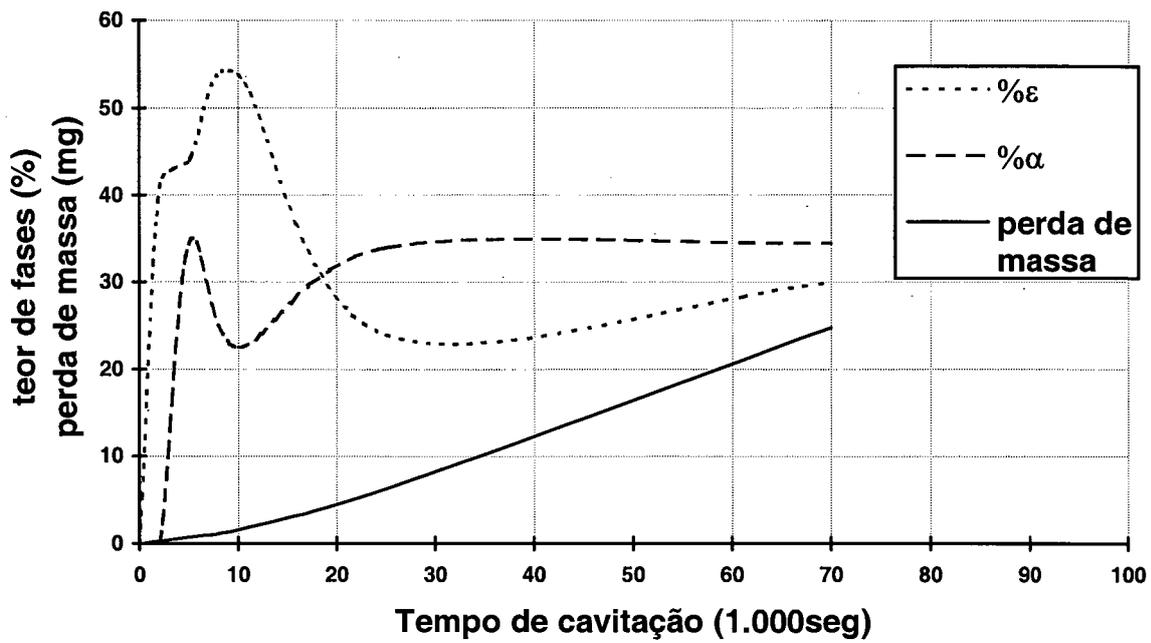


FIGURA 33 Transformação de fase e desgaste em função do tempo de ensaio E 725

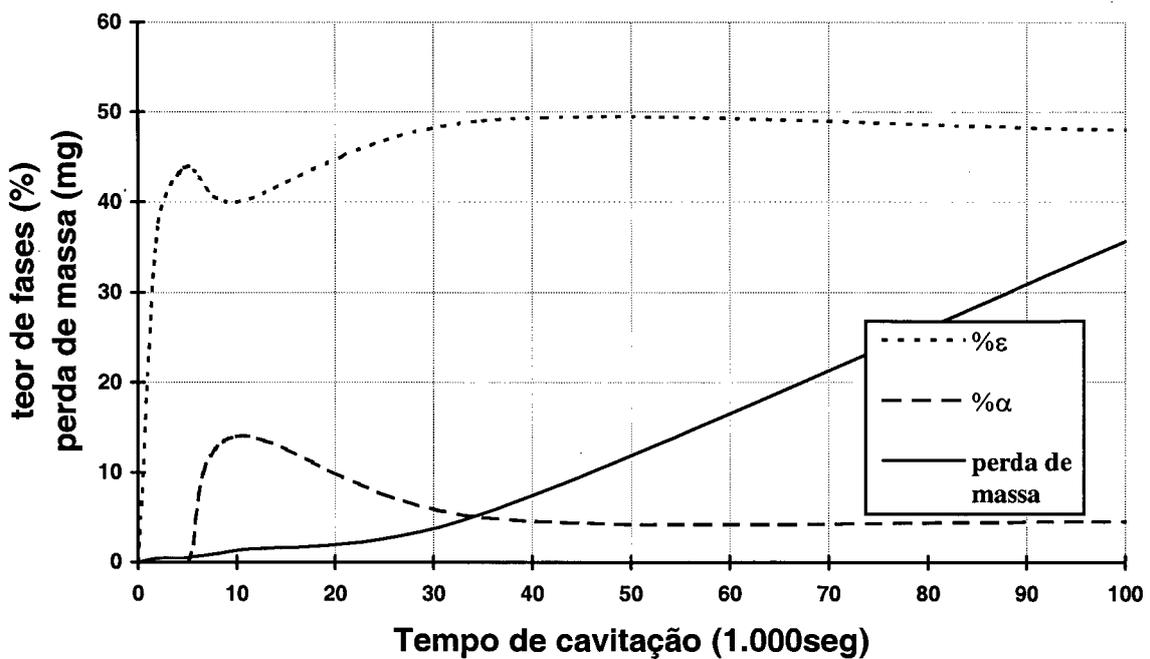


FIGURA 34. Transformação de fase e desgaste em função do tempo de ensaio HQ 913

Devido as diferenças na composição química entre os materiais testados, que geram diferenças na cinética de formação da fase martensítica, eles apresentaram um comportamento distinto quanto ao desempenho à cavitação. A cinética é dependente dos elementos:

- Cobalto - elemento austenitizante, substitui o Ni para a garantia da estrutura monofásica austenítica, tendo a menor influência no abaixamento da temperatura de transformação, contribuindo na formação da martensita, em especial a ϵ ;
- Manganês - elemento austenitizante como o Co, apresenta maior influência na temperatura de transformação, mas, ainda pequena em relação aos outros elementos, garantindo a cinética da formação da martensita ϵ , através do abaixamento da EFE .

A diferente cinética da transformação pode ser observada nas micrografias das seções transversais dos corpos de prova após a exposição à cavitação (FIGURAS 35 e 36), onde verifica-se o aparecimento de linhas paralelas advindas do processo de deformação. A camada transformada tem pequena espessura, em torno de $60\mu\text{m}$, para o caso do HQ 913 e $110\mu\text{m}$ para o caso do E 725. Esta diferença de profundidade foi confirmada através da medição de dureza na seção transversal dos corpos de prova após ensaio de cavitação, em que o HQ 913 apresentou uma maior dureza junto à superfície (FIG. 24). Além da diferente profundidade da zona transformada observa-se também diferenças no aspecto estrutural nos dois materiais. O HQ 913 apresenta as linhas de deformação/maclas/martensita mais regulares e bem definidas e maior dureza, fatos estes relacionados à presença maior de martensita ϵ . O E 725 apresentou diferenças estruturais e de dureza na zona transformada, que devem estar relacionadas com a

maior presença de martensita α' . Pode-se observar nas micrografias (FIGURA 37) o delineamento de contornos de grão devido às diferentes orientações das linhas. Estes contornos servem como barreira à propagação da transformação, o que confirma a característica de pequeno tamanho de grão como fator de melhoria na resistência à cavitação.

As diferenças estruturais refletiram diretamente no desempenho à cavitação dos materiais estudados. No E 309, com 20% de ferrita, não foram detectadas alterações estruturais na difração de raio X após ensaio de cavitação. Devido a presença de ferrita ele apresentou desempenho baixo se comparado com os demais materiais testados. A ocorrência de martensita induzida por cavitação nos materiais alternativos é fator preponderante na maior resistência à cavitação apresentada por estas ligas, em especial a martensita ϵ , que apareceu em maiores teores no HQ 913, refletindo no seu melhor desempenho no ensaio erosivo.

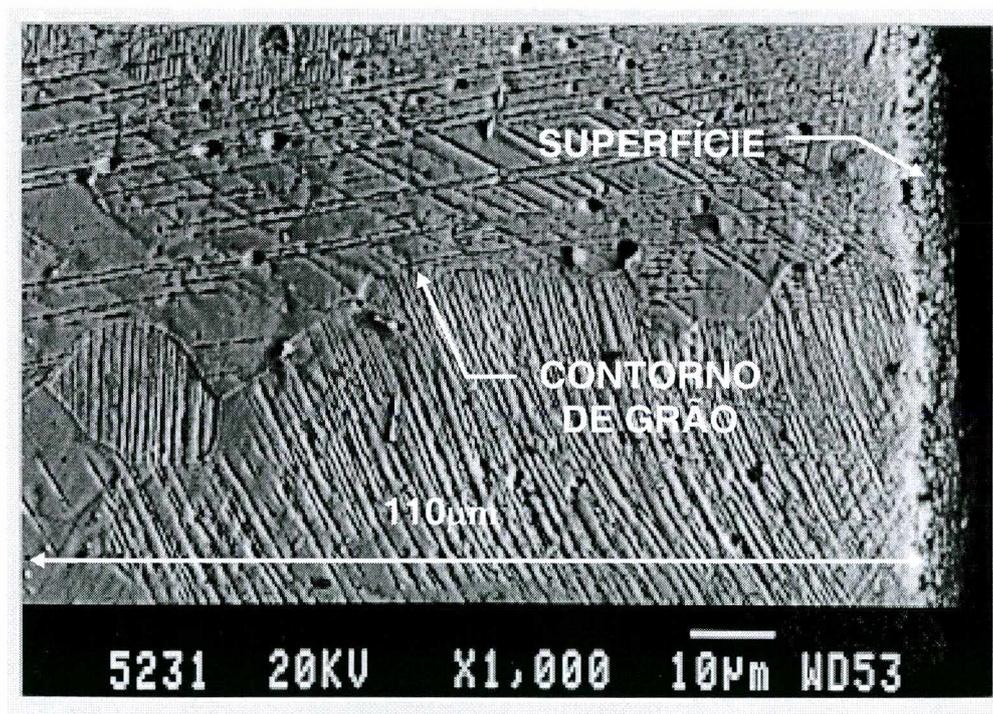


FIGURA 35. Seção transversal do corpo de prova E 725 após 70.000 seg. de ensaio de cavitação

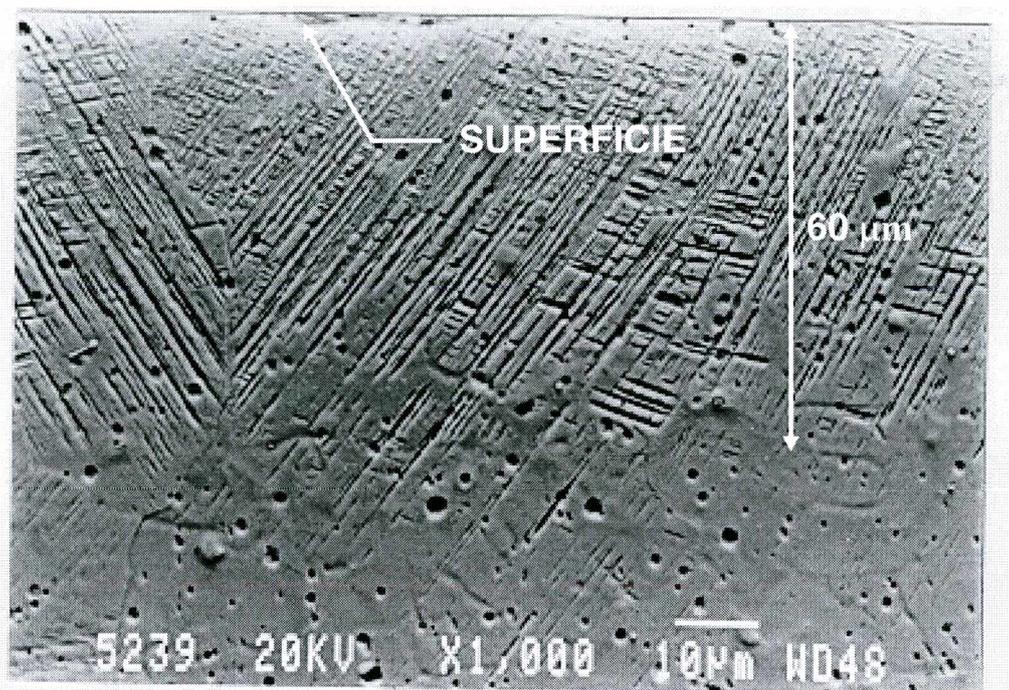


FIGURA 36. Seção transversal do corpo de prova HQ 913 após 100.000 seg. de ensaio de cavitação



FIGURA 37. Seção transversal do corpo de prova E 725 após 70.000 seg. de ensaio de cavitação

6. CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir que:

- as ligas alternativas E 725 e HQ 913 apresentaram transformação martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon/\alpha'$, induzida por deformação, controlada principalmente pelos elementos de liga Mn e Co;
- a presença de transformação martensítica induzida por cavitação permite maior absorção da energia de impacto das implosões ou micro jatos, elevando o tempo de incubação, que no caso do HQ 913 foi maior, com maior teor de martensita ϵ e maior tempo para início da formação da martensita α' ;
- a fina estrutura martensítica ϵ/α' formada apresenta pequeno tamanho de partículas removidas, diminuindo assim a taxa de erosão no regime permanente, em especial para a estrutura ϵ ;
- a estrutura inicial homogênea, monofásica e com pequeno tamanho de grão leva a que estas ligas apresentem alta resistência a EC, portanto a presença de carbonetos no interior e nos contornos de grão é detrimental no desempenho à cavitação destas ligas, pois são sítios para o início do processo erosivo, o que ocorre, aparentemente, também em porosidades e inclusões.
- o melhor desempenho à cavitação apresentado pelo HQ 913 está relacionado ao maior teor de martensita ϵ .

Das conclusões acima pode-se recomendar pesquisas futuras nas seguintes linhas:

- analisar a influência dos elementos de liga, principalmente Mn e Co, nas temperaturas M_s e M_d e % de fases (martensitas ϵ e α') na resistência à cavitação para teores diferentes dos utilizados neste trabalho;
- devido à camada transformada ser de pequena espessura, a influência do material de irradiação e a profundidade de penetração deve ser melhor analisada na utilização de difração de raios X para o cálculo da porcentagem de fases;
- a influência da % de ferrita na estrutura austenítica, na resistência à cavitação;
- melhor avaliar a influência de defeitos de soldagem, como porosidades e inclusões não metálicas e do tamanho de grão no desempenho à cavitação, pois os dados obtidos nesta pesquisa não são conclusivos.

7. BIBLIOGRAFIA

- ¹ Knapp, R.T., Daily, J.W., Hammitt, F.G.: Cavitation. McGraw-Hill, New York, 1979
- ² Projeto COPEL/LAC 091. Recuperação de áreas erodidas por cavitação de turbinas hidráulicas da Usina GBM. 1989.
- ³ Relatório COPEL/CPDM 002/91.
- ⁴ Andrade, C., Munhoz Neto, R., Souza, N.C., Lamy, S.L.: Experiência com ligas à base de Cobalto na recuperação de erosão cavital das turbinas da US/GBM, (Foz do Areia). III SNPTE.
- ⁵ Antony, K.C., Silence, W.L.: The effect of composition and microstructure on cavitation erosion resistance. Proc. 5th Int. Conf. on Erosion by Solid and Liquid Impact, 1979, pgs. 67-1/67-7.
- ⁶ Levy, A.V., Crook, P.: The erosion properties of alloys for the chemical processing industries. Wear, 151 (1991), pgs. 337-350.
- ⁷ Rayleigh, Lord: On the pressure developed in a liquid during the collapse of a spherical cavity. Philosophical Magazine (VI), vol. 34, 1917, pgs. 94-98.
- ⁸ Knapp, R.T., Hollander, A.: Laboratory investigation of the mechanism of cavitation. Trans. of the ASME, vol. 70, 1948, pgs. 419-435.
- ⁹ Knapp, R.T., Daily, J.W., Hammitt, F.G.: Cavitation. McGraw-Hill, New York, 1979
- ¹⁰ Okada, T., Iwai, Y.: Cavitation Erosion. JSME Int. J., serie 1, vol. 33, n.2, 1990, pgs. 128-135.
- ¹¹ Okada, T., Iwai, Y., Awazu, K.. A study of cavitation bubble pressures and erosion part 1: a method for measurement of collapse pressures. WEAR, vol 133, n. 2, 1989, pgs. 219-243.
- ¹² Rao, B.C.S., Chandrasekhara, D.V.: Cavity and damage characteristics for cavitation in a venturi. Water Power, Jan. 74, pgs. 27-31.

-
- ¹³ Hammitt F.G.: Observations on Cavitation damage in a flowing system. Trans. of the ASME- B J. of Basic Eng, set. 1963, pgs. 347-356.
- ¹⁴ Hühne, H., Rebello, J.M.A.: Resistência à cavitação de recobrimentos soldados. Soldagem&Materiais, 3(2), Abr/Jun.1991, pgs. 44-52.
- ¹⁵ ASTM G 73/82: Liquid impingement erosion testing. Annual Book of ASTM Standards, 1982, pgs. 397-423.
- ¹⁶ ASTM G 32/85: Vibratory Cavitation Erosion Test. Annual Book of ASTM Standards, Sec. 3, vol. 03.02, pgs. 187-194.
- ¹⁷ Göde, E., Cuénod, R.. Numerical Simulation of Flow in a Hydraulic Turbine. Sulzer Tech. Review 4/1989.
- ¹⁸ Keck, H., Goede, E., Grunder, R., Pestalozzi, J.: Upgrading by New Runners based on 3D-Flow-Simulation and Model Testing. 16th Symposium of the IAHR - São Paulo - Brasil . Set. 1992.
- ¹⁹ Kueny, J.L.: Design and test of turbomachines. 1ª Jornada Técnica MEP: "Da Pequena à Grande Hidráulica", Taubaté-SP, Abr. 1995.
- ²⁰ Föttinger, H.: Studies of cavitation and erosion in turbines, turbopumps and propellers. Hydraulische probleme, Göttingen, VDI-Verlag, Berlin (1936), pgs. 107-110.
- ²¹ Eisenberg, P., Preiser, H.S., Thiruvengadan, A.: On the mechanisms of cavitation damage and methods of protection. Trans. of Soc. Naval Architects, dez. 66, pgs. 241-286.
- ²² Thiruvengadam, A., Waring, S.: Mechanical properties of metals and their cavitation damage resistance. Hydronautics, jun. 64, pgs. 233-235.
- ²³ Rao, S.B.C., Kandasami, P.K.. Cavitation Damage and material properties. JE(I) Journal - CI, vol. 52, Março 1972. Pg. 178-180.
- ²⁴ Richman, R.A., McNaughton, W.P.: Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals. Wear, 140 (1990), pgs. 63-82.
- ²⁵ Rao, A.S. : Metallic overlay materials for the optimum cavitation performance of hydraulic turbines. Report for CEA 135 G 273. jun 1987.

-
- ²⁶ Soares, G.F.W., Souza, N.C., Dalledone, E., Buarque, J.S., Amado, L.A.S.: Avaliação da eficácia do Shot Peening e de revestimentos não soldados contra a erosão por cavitação em turbinas hidráulicas. VIII EBRATS, São Paulo-SP, ABTS, 17 a 20/10/94.
- ²⁷ Procopiak, L.A.J., Sinatora, A., Buschinelli, A.: Comportamento à erosão por cavitação de três revestimentos soldados de aços inoxidáveis. Anais do III Seminário Brasileiro de Materiais Resistentes ao Desgaste. ABM. Fortaleza - CE, 1994, pgs. 167-180.
- ²⁸ Iback, A.: Verschleißverhalten von nichtrostenden ferritisch-austenitischen Duplex-Stählen - Abrasion und Erosion-. Dissertação de doutorado na Universidade de Bochum-Alemanha, 1994.
- ²⁹ Schaeffler, A.L.: Selection of Austenitic Electrodes for Welding Dissimilar Metals. Welding J., out. 1947, pgs. 601s-620s.
- ³⁰ Reed, R.P.: Austenitic stainless steels with emphasis on strength at low temperatures. Alloying cap. 9, pgs. 225-256.
- ³¹ Schirra, M.: Die historisch-empirische Entwicklung des Gefügediagrammes der Cr-Ni-Stähle. Stahl und Eisen, 112 (out. 92), n. 10, pgs. 117-120.
- ³² Hull, F.C.: Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. Welding J., maio 73, pgs. 193-203s.
- ³³ Heathcock, C.J., Protheroe, B.E., Ball, A.: Cavitation erosion of stainless steels. Wear, 81 (1982) pgs. 311-327.
- ³⁴ Cobalt-containing high-strength steels, Centre d'information du cobalt, Bruxelles, 1974.
- ³⁵ Schumann, H.: One Hundred Years of Research on Martensite. Pract. Met., 26, 1989, pgs. 335-352.
- ³⁶ Colombier, L., Hochmann, J.: Stainless and heat resisting steels. Edward Arnold Publ. Ltd. 1967.
- ³⁷ Nishiyama, Z.: Martensitic Transformation. Academic Press, New York, 1978
- ³⁸ Schmidt, W.: Archiv Eisenhüttenwes. 3 (1929) 293/300.

-
- ³⁹ Graham, A.H., Youngblood, J.L.: Work Strengthening by a deformation-induced phase transformation in "MP" Alloys. Metallurgical Trans., vol.1, 1970, pgs. 423-430.
- ⁴⁰ Sage M., Guillaud, Ch.: Méthode d'analyse quantitative des allotropiques du cobalt par les rayons X. Revue de metall., XLVII, 2, 1950, pgs. 139-145.
- ⁴¹ Lizak, L.I.: Fiz. Met. Metall., 6, 1972, pgs. 99-101. ref. 46.
- ⁴² Zylla, I.M.. Gefügeooptimierung von metastabilen austenitischen Cr-Mn-Stählen zur Erhöhung der Kavitationsbeständigkeit durch verformungsinduzierte martensitische Umwandlung. Dissertação de doutorado para TH Aachen, Alemanha, 1991, VDI-Verlag GmbH.
- ⁴³ Woodford, D.A.: Cavitation-erosion-induced phase transformation in alloys. Metallurgical Trans., vol 3, mai/1972, pgs. 1137-1145.
- ⁴⁴ Simoneau, R.: The optimum protection of hydraulic turbines against cavitation erosion. 12 Simpósio do IAHR, Striling, Inglaterra, Ago/1984.
- ⁴⁵ Simoneau, R.: A new class of high strain-hardening austenitic stainless steels to fight cavitation erosion. IAHR 1986 Montreal.
- ⁴⁶ Remy, L.: Acta Metall., 25, (1977), pgs. 417-424.