

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA**

Marcio Gustavo Di Vernieri Cuppari

**Relação entre Microestrutura e Resistência à
Cavitação de Aços Inoxidáveis Fundidos**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo, para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia.

Área de concentração:
Engenharia Mecânica

Orientador: Prof. Dr. Amilton Sinatora

**SÃO PAULO
1998**

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA**

Marcio Gustavo Di Vernieri Cuppari

**Relação entre Microestrutura e Resistência à
Cavitação de Aços Inoxidáveis Fundidos**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia.

**SÃO PAULO
1998**

Universidade de São Paulo
Escola Politécnica

OK

DEDALUS - Acervo - EPMN



31600010152

Aos meus Pais

Pelo apoio e compreensão

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Amilton Sinatora pela orientação e estímulo constantes para a realização deste trabalho.

Ao Professor Dr. Deniol K. Tanaka por todas as discussões e inestimáveis contribuições.

Aos colegas do Laboratório de Fenômenos de Superfície pelo companheirismo e apoio recebidos.

Ao Dr. Mário Boccalini Júnior pelas indispensáveis colaborações.

À todos do Laboratório de Fundição da Divisão de Metalurgia do IPT, pelo auxílio na fundição das ligas e preparação de amostras, e também pelas sugestões.

Ao Prof. Dr. Ing. Michael Pohl e a todos do Institute für Werkstoffe da Ruhr Universität Bochum pela acolhida e por todo o auxílio fornecido durante o estágio lá realizado.

Ao Dr. Ing. Frank Wischnowski pelo acompanhamento no desenvolvimento deste trabalho e por todas as colaborações e sugestões.

O autor agradece à CAPES pela bolsa de mestrado e pelo apoio no projeto de cooperação Brasil/Alemanha, PROBRAL nº 056/97, e à FAPESP pelo projeto de auxílio à pesquisa 97/00578-8.

ERRATA DISSERTAÇÃO

Marcio Gustavo Di Vernieri Cuppari

Página 32 terceiro parágrafo, na terceira linha:

Onde se lê "O bom desempenho das estruturas martensíticas..." leia-se "O bom desempenho das estruturas martensíticas ,frente à cavitação parece ser devida o nível mais alto de ruptura do que nas estruturas austeníticas"

Página 38, item 5.2.1:

A última frase do segundo parágrafo deste item deve ser:

A carga aplicada foi de 250 gf e apresenta-se os resultados para média de dez indentações

Página 43, item 6: Acrescentar a frase:

As incertezas de todas as medidas apresentadas neste trabalho foram obtidas determinando-se o intervalo de confiança para 1% de significância

Página 45 item "b":

Suprimir endurecimento superficial

Página 52:

Legenda de figura 22: incluir a frase "Amostra com menor velocidade de resfriamento"

Página 58

Legenda da figura 28: Micrografia óptica mostrando o arrancamento preferencial de austenita na amostra 5.3, aumento 500 X sem ataque

Página 68 item 6.4.3

Na segunda linha onde se lê "amostra 8.2", leia-se "amostra 8.3"

Página 73 segunod parágrafo:

Onde se lê "carbonetos de cromo M7C3 e M23C6 e carbonetos de nióbio NbC", leia-se "carbonetos de cromo M23C6 e acarbonetos de nióbio NbC"

Página 73, terceiro parágrafo:

Onde se lê "carbonetos de cromo M7C3 e M23C6 e carbonetos de nióbio NbC", leia-se "carbonetos de cromo M23C6 e acarbonetos de nióbio NbC"

SUMÁRIO

Lista de Figuras

Lista de Tabelas

Resumo

Abstract

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1. CAVITAÇÃO	3
2.1.1 NUCLEAÇÃO DE MICROBOLHAS	4
2.1.2 COLAPSO DA MICROBOLHA E ONDAS DE PRESSÃO	6
2.1.2.1 EFEITO DA COMPRESSIBILIDADE DO LÍQUIDO.	10
2.1.2.2 EFEITO DA VELOCIDADE DE ESCOAMENTO.....	12
2.1.2.3 EFEITO DO ACABAMENTO SUPERIFICAL	12
2.1.3 COLAPSO E FORMAÇÃO DE MICROJETOS.....	13
2.1.4 ONDAS DE PRESSÃO X MICROJETOS.....	14
2.2 MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DOS DANOS DE CAVITAÇÃO	15
2.2.1 DISPOSITIVOS VIBRATÓRIOS.....	16
2.2.2 OUTROS DISPOSITIVOS.....	17
2.3 MODELAGEM DO DESGASTE	18
2.4 EFEITOS CORROSIVOS NA CAVITAÇÃO.....	19

2.5. RESISTÊNCIA DE METAIS E LIGAS À CAVITAÇÃO	20
2.5.1 COMPORTAMENTO DOS METAIS CÚBICOS DE FACE CENTRADA - CFC.....	20
2.5.2 COMPORTAMENTO DOS METAIS CÚBICOS DE CORPO CENTRADO - CCC	23
2.5.3 INFLUÊNCIA DA TRANSFORMAÇÃO DE FASE.....	25
2.5.4 INFLUÊNCIA DA TAXA DE ENCRUAMENTO.....	28
2.5.5 INFLUÊNCIA DE PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE	29
3. CONCLUSÕES SOBRE A REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	31
4. OBJETIVO	34
5. MATERIAIS E MÉTODO EXPERIMENTAL.....	36
5.1 FABRICAÇÃO DAS LIGAS	36
5.2 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS EM ESTUDO.....	38
5.2.1 DUREZA	38
5.2.2 EXAMES MICROSCÓPICOS.....	38
5.2.3 METALOGRAFIA QUANTITATIVA.....	40
5.3 ENSAIOS DE CAVITAÇÃO.....	40
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
6.1 MATERIAL DE REFERÊNCIA - AISI 304.....	43
6.1.1 MICROESTRUTURA.....	43
6.1.2 CAVITAÇÃO.....	44

6.2 LIGA 5	52
6.2.1 MICROESTRUTURA	52
6.3.2 CAVITAÇÃO	56
6.3 LIGA 7	58
6.3.1 MICROESTRUTURA	58
6.3.2 CAVITAÇÃO	64
6.4 LIGA 8	65
6.4.1 MICROESTRUTURA	65
6.4.3 CAVITAÇÃO	68
7. CONSIDERAÇÕES SOBRE O COMPORTAMENTO À CAVITAÇÃO DAS LIGAS 5, 7, E 8	70
8. CONCLUSÕES	73
9. TRABALHOS FUTUROS	75
10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	76

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Estabilização da interface gás+vapor/líquido em uma microtrinca.....	5
Figura 2: Representação esquemática do fenômeno de nucleação e colapso de microbolhas e a emissão de ondas de choque	8
Figura 3: Efeito do teor de ar sobre o dano por cavitação para liga de alumínio	10
Figura 4: Modelos de formação de microjatos	14
Figura 5: Esquema do dispositivo vibratório para ensaios de cavitação	17
Figura 6: Delineação de contorno de grão em alumínio policristalino.....	21
Figura 7: Evolução do dano por cavitação em Al policristalino.....	22
Figura 8: Perda de massa e transformação de fase para Stellite 6B em função do tempo de ensaio.....	27
Figura 9: Representação esquemática da influência da forma da grafita.....	29
Figura 10: Fotografia das amostras em estado bruto de fundição ilustrando formato dos pinos utilizados.....	37
Figura 11: Posicionamento da retirada de amostras	37
Figura 12: Desenho para a fabricação dos corpos-de-prova para ensaios de cavitação .	41
Figura 13: Esquema utilizado para os ensaios indiretos	42
Figura 14: Micrografia óptica do AISI 304 (200 X, ácido oxálico 10% - eletrolítico) ..	44
Figura 15: Curva de perda de massa em função do tempo para AISI 304 (ensaio direto).....	44
Figura 16: Taxa de desgaste em função do tempo de exposição para o AISI 304 (ensaio direto)	45

Figura 17: Microscopia óptica de amostra de AISI 304 exposta à cavitação por 1000 s (sem ataque, 200 X).....	47
Figura 18: Porcentagem de martensita α formada em função do tempo de exposição para o material de referência (AISI 304)	48
Figura 19: Comparação entre dois ensaios de cavitação para o AISI 304 em equipamento Telsonic	49
Figura 20: Comparação dos resultados dos ensaios de cavitação realizados em diferentes equipamentos.....	50
Figura 21: Curva de perda de massa para o AISI 304 em ensaio indireto.....	51
Figura 22: Visão geral da microestrutura da Liga 5 (Ataque Behara II, 200 X)	52
Figura 23: Microscopia eletrônica de varredura apresentando a microestrutura da liga 5, maior velocidade de resfriamento.....	53
Figura 24: Formação de fase sigma à partir da ferrita na liga 5, posição 2 (maior velocidade de resfriamento) Ataque Behara II 500 X	54
Figura 25: Micrografia eletrônica mostrando a estrutura do NbC.....	55
Figura 26: Microestrutura dos carbonetos $M_{23}C_6$ da liga 5	56
Figura 27: Resultados dos ensaios indiretos de cavitação para a Liga 5	56
Figura 28: Micrografia óptica mostrando o arrancamento preferencial de austenita na amostra 8.3.....	58
Figura 29: Micrografia óptica mostrando a morfologia de carbonetos finos presente na liga, seção com maior velocidade de resfriamento. (Ataque Groesbeck a frio, 500 X)	59
Figura 30: Micrografia óptica mostrando a morfologia de carbonetos grossa presente na liga 7, seção com maior velocidade de resfriamento (Ataque: Groesbeck a frio 500 X)	60

Figura 31: Imagem de elétrons secundários da microestrutura da liga 7, seção com maior velocidade de resfriamento	62
Figura 32: Microscopia eletrônica mostrando a morfologia de carboneto grossa da liga 7, na posição de menor velocidade de resfriamento	63
Figura 33: Resultados para o ensaio de cavitação da Liga 7	64
Figura 34: Micrografia óptica da liga 8, seção com menor velocidade de resfriamento (Ataque Behara II 200 X)	66
Figura 35: Microestrutura da liga 8, seção com menor velocidade de resfriamento	67
Figura 36: Resultados dos ensaios de cavitação para a Liga 8 e comparação com AISI 304.....	69
Figura 37: Comparação entre as taxas de desgaste obtidas	70
Figura 38: Relação entre taxa de desgaste e fração de austenita	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Pressões e velocidades de colapso obtidas a partir das considerações de Rayleigh utilizando $P = 202650 \text{ N/m}^2$ ($P=2 \text{ atm}$).....	7
Tabela 2 Características das amostras de ferro e aço carbono.....	24
Tabela 3 Temperatura de início de transformação martensítica.....	27
Tabela 4: Análise química das ligas obtidas (% em massa).....	36
Tabela 5: Composição química para os ataques utilizados.....	39
Tabela 6: Ataques metalográficos utilizados.....	40
Tabela 7: Comparação entre as taxas de desgaste para os ensaios de cavitação realizados para o AISI 304.....	50
Tabela 8: Comparação entre as taxas de desgaste em regime permanente para o AISI 304 obtidas no ensaio direto e indireto.....	51
Tabela 9: Resultados de macrodureza, microdureza Vickers e fração volumétrica para a liga 5 (H: microdureza e V: fração volumétrica das fases).....	53
Tabela 10: Análise química por EDX dos carbonetos da liga 5, maior velocidade de resfriamento (% em massa, composição normalizada).....	55
Tabela 11: Comparação entre as taxas de desgaste da Liga 5 e o AISI 304.....	57
Tabela 12: Dureza, micro dureza e metalografia quantitativa para a liga 7 (H: microdureza, V: fração volumétrica).....	60
Tabela 13: Análise química das regiões com diferentes morfologias de carbonetos (% em massa).....	61
Tabela 14: Análise por EDX das diferentes regiões do carboneto da Figura 31 (% em massa, composição normalizada).....	62

Tabela 15: Microanálise química por EDX para diferentes regiões dos carbonetos (% em massa, composição normalizada).....	63
Tabela 16: Comparação entre as taxas de desgaste para o AISI 304 e as amostras da Liga 7	64
Tabela 17: Dureza, microdureza e metalografia quantitativa para a liga 8	66
Tabela 18: Microanálise química de diferentes regiões do carboneto da Figura 35.....	68
Tabela 19: Comparação entre as taxas de desgaste para Liga 8 e o AISI 304.....	69
Tabela 20: Taxa de desgaste e frações volumétricas de austenita (γ) e de fase sigma (σ)	71

RESUMO

Este trabalho trata do papel da microestrutura de aços inoxidáveis fundidos com composição nominal 35Cr-25Ni-3Mo e 35Cr-8Ni-3Mo-2Nb com e sem adições de molibdênio sobre o desgaste por cavitação. As ligas foram fundidas em areia e seccionadas para estudo em duas regiões apresentando diferentes taxas de resfriamento. As diferenças nas taxas de resfriamento foram devidas à geometria do molde utilizado.

Os ensaios de cavitação foram realizados por meio de equipamento vibratório operando em uma frequência de 20 kHz e 40 μm de amplitude. O líquido de ensaio foi água destilada e a duração dos ensaios foi de 10 horas. Como material de referência foram utilizadas amostras de aço inoxidável austenítico AISI 304.

A diferença nas taxas de resfriamento produziram alteações na microestrutura que influenciaram as taxas de desgaste. Todas as ligas apresentaram carbonetos M_7C_3 e M_{23}C_6 e as ligas com nióbio, carboneto NbC. As ligas 35Cr-8Ni-3Mo-2Nb com e sem adição de W, apresentaram a melhor performance. Toda as ligas apresentaram taxas de desgaste menores do que o AISI 304.

Os melhores desempenhos foram obtidos com as amostras com taxas de resfriamento mais altas. Este comportamento é atribuído às diferenças microestruturais: tamanho e distribuição de carbonetos e menores teores de austenita.

ABSTRACT

This work presents the role of microstructure of 35Cr-25Ni-3Mo and 35Cr-8Ni-3Mo-2Nb; with and without tungsten addition cast steels on cavitation-erosion rates. The alloys were sand melted and studied in two regions showing different cooling rates, due to the casting mold geometry.

The cavitation-erosion tests were made by means of 20 kHz vibratory apparatus with 40-micrometer amplitude vibration in distilled water and the duration of the test was 10 hours. As a reference material, a sample of AISI 304 stainless steel was used.

The difference in the cooling rates, produced changes in the microstructure that influences the wear rates. All alloys presented M_7C_3 and $M_{23}C_6$ carbides and NbC for Nb bearing alloy. The 35Cr-8Ni-3Mo-2Nb with W addition alloy presented the best cavitation-erosion performance, followed by no W alloy and by 35Cr25Ni-3Mo. All alloys presented lower cavitation-erosion when compared to AISI 304.

The best performance was obtained in the specimens with higher cooling rates. This behavior was attributed to the difference in the microstructure: carbides size, distribution, and a lower content of austenite.

1. INTRODUÇÃO

O desgaste por cavitação de uma superfície pode ocorrer em máquinas hidráulicas, tubulações, turbinas e, de modo geral, em qualquer dispositivo onde exista fluxo/escoamento de líquidos. Esse tipo de desgaste é um fenômeno complexo que envolve variáveis mecânicas, químicas e metalúrgicas e pode acontecer mesmo na ausência de partículas sólidas em suspensão no líquido. É um fenômeno que se caracteriza por um ataque acentuado da superfície com a formação de pequenos orifícios, o que lhe confere o aspecto de uma superfície corroída. Esse tipo de dano eleva muito o custo de manutenção dos equipamentos e, em alguns casos, causa a inutilização total do mesmo. Provoca também variações no regime de escoamento, causando perdas energéticas.

Uma das maneiras de evitar o dano causado pela cavitação é a utilização de materiais mais resistentes a este tipo de desgaste. Quando a cavitação é muito intensa, a solução é a utilização de ligas de cobalto e, em menor escala, de aços inoxidáveis austeníticos¹. Mas o uso de ligas de cobalto é na maioria das vezes proibitivo devido ao seu alto custo. Nestes casos podem ser utilizados revestimentos tanto de ligas de cobalto¹, como de aços inoxidáveis² nas superfícies mais afetadas pela cavitação. Existem ainda outras soluções como a alteração das propriedades das superfícies por intermédio da radiação laser^{3,4} e a deposição de filmes duros na superfície⁵.

Nos últimos anos o emprego dos aços inoxidáveis duplex tem crescido muito. Aliando boas propriedades mecânicas com resistência à corrosão, estes materiais são utilizados na fabricação de componentes onde há, simultaneamente, elevadas solicitações por corrosão e desgaste como rotores de bombas e turbinas. Dentre as

formas de desgaste às quais estes componentes estão sujeitos, destaca-se a cavitação. Todavia, o comportamento dos aços inoxidáveis duplex, frente ao desgaste por cavitação, não foi sistematicamente estudado.

O nome aço inoxidável duplex origina-se da sua microestrutura, que é bifásica, com frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita e neste trabalho, será designado simplesmente por aço duplex. Esta microestrutura possui melhor combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão do que os aços inoxidáveis convencionais⁶. Comparando com os aços inoxidáveis austeníticos clássicos, os aços duplex possuem maiores teores de cromo (22 a 27 %) e menores teores de níquel, na faixa de 5 a 8%.

Porém, o uso de aços duplex, com baixo teor de carbono não apresenta bons resultados para a produção de rotores de bomba⁷. Após um curto período de funcionamento registrou-se uma forte perda de material através de erosão. A crescente demanda por materiais resistentes à corrosão e ao desgaste estimulou, em 1988, o surgimento na Alemanha da liga duplex de alto carbono GX 40 CrNiMo 27 5 (0,4% C, 27% Cr, 5% Ni e Mo em diferentes teores).

Pode-se ampliar a vida útil do equipamento através da aplicação da liga GX 40 CrNiMo 27 5 ou de ligas com menor teor de carbono e precipitação controlada de fase sigma. Através da presença de carbonetos e fase sigma, pode-se aumentar a resistência ao desgaste⁸. Mas a precipitação de fases como estas provoca a diminuição da resistência à corrosão, uma vez que elas são ricas em elementos de liga necessários para tal.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para que se melhore a resistência de uma liga frente ao desgaste por cavitação é necessário que se conheça os mecanismos de dano responsáveis pelo desgaste. Embora estes mecanismos ainda não sejam totalmente compreendidos, alguns pontos sobre este fenômeno estão bem estabelecidos. A seguir, apresenta-se uma revisão bibliográfica sobre alguns dos aspectos da cavitação.

2.1. CAVITAÇÃO

Quando da descoberta do fenômeno da cavitação, acreditava-se que este fosse devido exclusivamente à corrosão. Dois fatos observados mudaram essa crença: hélices de navio não sofriam dano algum quando não estavam em funcionamento e os materiais sofriam o ataque mesmo em meios quimicamente inertes. Assim, ficava claro que o dano causado pela cavitação não podia ser atribuído completamente a fatores eletroquímicos. A cavitação era um fenômeno não explicado até 1915, quando o almirantado inglês nomeou uma comissão especial para estudar a destruição das hélices de navio. Dos resultados obtidos por essa comissão, foi concluído que os danos eram devidos a numerosos e repetidos “sopros hidráulicos” resultantes do colapso de cavidades⁹. A formação e colapso de cavidades ou bolhas é o mecanismo mais aceito para explicar este fenômeno e pode ser entendido como se descreve abaixo.

A distribuição de pressão em turbinas e tubulações (ou qualquer outro dispositivo onde exista escoamento de líquidos) pode ser tal que uma porção do líquido esteja a uma pressão muito baixa, da ordem da sua pressão de vapor naquela temperatura, vaporizando e formando pequenas bolhas. Essas bolhas formadas em

regiões de baixa pressão podem ser carregadas pelo fluxo e ao atingirem regiões de maior pressão, sofrem um colapso violento danificando o material.

O mecanismo exato de dano ao material não é ainda totalmente compreendido. Por isso, a modelagem do desgaste causado pela cavitação não é completa; em consequência, resultados de ensaios realizados em laboratório não podem ser aplicados diretamente na previsão da vida útil de um equipamento¹⁰.

2.1.1 NUCLEAÇÃO DE MICROBOLHAS

A cavitação é definida como a nucleação, crescimento e colapso de microbolhas devido a variações de pressão durante o escoamento de um líquido. As microbolhas são formadas em regiões de baixa pressão e sofrem colapso ao atingir regiões de maior pressão. Portanto, é preciso que se estabeleça um gradiente de pressão para que ocorra a nucleação dessas microbolhas. Esta diferença de pressão pode ser estimada através de um balanço de forças entre a tensão superficial do líquido e a diferença entre a pressão hidrostática e a pressão de vapor do líquido conforme a Equação 1¹⁰.

$$p_v - p_l = \frac{2\sigma}{R} \quad (1)$$

Onde:

p_v : Pressão de vapor do líquido

p_l : Pressão hidrostática do líquido

R: Raio da microbolha formada

σ : Tensão superficial do líquido

Na prática, verifica-se que a cavitação acontece com gradientes de pressão muito menores daqueles previstos teoricamente. É razoável supor que existam, no líquido, pontos preferenciais para a nucleação de microbolhas; isto é núcleos de gás ou vapor, ou ainda a presença de micropartículas que permitam a nucleação com os gradientes de pressão observados. Em 1947¹¹ foi proposto um mecanismo para explicar essa diferença, consistindo em supor a presença de micropartículas no líquido que apresentam microtrincas hidrófobas.

Essas microtrincas teriam uma certa quantidade de gás presa no seu interior. Quando a pressão desses gases fosse menor do que a do líquido adjacente, a interface líquido gás se movimentaria para o interior da microtrinca com a difusão do gás através da interface, até que a pressão do gás fosse igual à sua pressão parcial no líquido. Não existindo mais um gradiente de concentração entre os gases no interior da microtrinca e no líquido, não haveria mais movimentação da interface e a cavidade se tornaria estável (Figura 1).

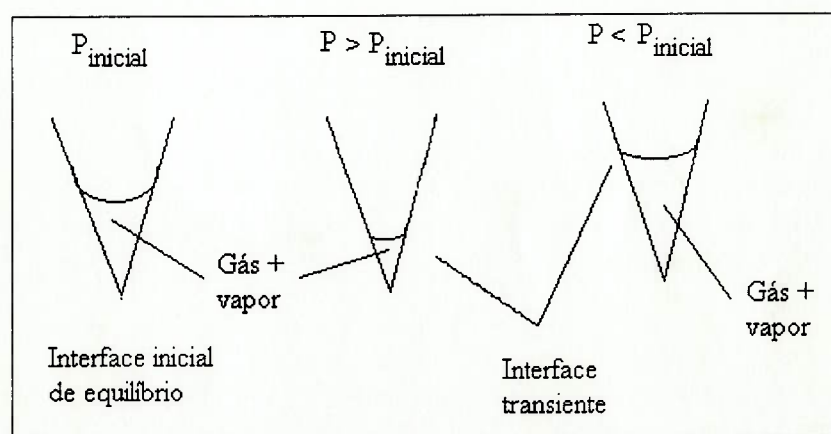


Figura 1: Estabilização da interface gás+vapor/líquido em uma microtrinca¹⁰

Desse modo, existem no líquido, núcleos que explicam o aparecimento de microbolhas, mesmo com diferenças de pressão abaixo daquelas previstas teoricamente.

Esse mecanismo parece ser aplicável a qualquer combinação gás/líquido com qualquer teor de gás presente. Qualquer grau de desaeração possível não eliminaria a presença de núcleos para o crescimento de microbolhas¹⁰.

2.1.2 COLAPSO DA MICROBOLHA E ONDAS DE PRESSÃO

Em 1917, Rayleigh¹² mostrou, teoricamente, que o colapso de microbolhas pode ter uma ação destrutiva sobre superfícies sólidas. Utilizando um balanço de energia, mostrou a possibilidade do surgimento de grandes pressões e velocidades do líquido nas regiões vizinhas ao colapso das microbolhas. As Equações 2, 3 e 4 mostram, respectivamente, a velocidade de colapso, a pressão de colapso e o ponto onde ocorre a pressão máxima.

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

$$p = 0,1575 \left(\frac{R_0}{R} \right)^3 P \quad (3)$$

$$r = 1,587R \quad (4)$$

Onde:

U: velocidade da interface

P: pressão hidrostática do líquido

R_0 : raio inicial da microbolha

R: raio instantâneo da microbolha

ρ : densidade do líquido

p: pressão de colapso

r: distância à partir do centro da microbolha ($> R$)

Utilizando-se as Equações 2 e 3 pode-se calcular os valores da velocidade e da pressão de colapso, indicados na Tabela 1. Os resultados obtidos a partir do modelo, indicam valores infinitos para a velocidade e pressão de colapso quando o raio da microbolha tende a zero, o que é claramente impossível.

Tabela 1: Pressões e velocidades de colapso obtidas a partir das considerações de Rayleigh utilizando $P = 202650 \text{ N/m}^2$ ($P=2 \text{ atm}$)

R_0/R	$U \text{ (m/s)}$	$p \text{ (N/m}^2\text{)}$
3	57	810.600
5	130	4.053.000
10	380	30.397.500
20	1.000	253.312.500
50	4.000	4.053.000.000

As altas intensidades previstas por Rayleigh não ocorrem devido às simplificações por ele assumidas. No desenvolvimento do balanço de energia há a suposição de um líquido ideal (não viscoso e incompressível), que a pressão no interior da microbolha formada pode ser desprezada e ainda que, durante o colapso a microbolha mantém simetria esférica. Na verdade, todos os líquidos são viscosos, compressíveis e apresentam certo teor de ar ou outros gases dissolvidos. Sempre existirá uma certa quantidade de gases ou vapores dissolvidos no líquido, além da presença de vapores no interior da microbolha devido à própria nucleação. Portanto, a pressão no interior da microbolha não pode ser desprezada. Todos esses fatores atuam de forma a amortecer o colapso, diminuindo sua pressão e velocidade. Mas seus resultados não violam o princípio de conservação de energia. Existe, inicialmente, uma energia relacionada com a pressão hidrostática, a qual está distribuída por todo o líquido. Através do colapso, essa energia é concentrada em uma pequena massa e, desse modo,

pode apresentar alta intensidade. Mas este modelo não fornece um resultado preciso para a velocidade e a pressão resultantes do colapso. Também não sugere um mecanismo que explique como a energia presente no colapso é transferida ao material.

A hipótese da existência de vapor ou gases no interior da bolha foi originalmente tratada por Rayleigh. Ele supôs que os vapores e gases dissolvidos sofrem uma compressão isotérmica durante o colapso. A consequência deste fato pode ser melhor entendida da seguinte forma: durante o colapso, ocorre escoamento de líquido em direção à bolha, criando aumento de pressão na interface bolha/líquido e acelerando cada vez mais a interface¹³. O colapso se dá de maneira tão rápida que parte do vapor presente na bolha não tem tempo suficiente de condensar¹⁴. Assim, o vapor (e também qualquer gás dissolvido) será comprimido a uma pressão que, eventualmente, será alta suficiente para interromper o colapso e fazer com que a bolha cresça novamente de forma explosiva, emitindo ondas de pressão ou de choque¹⁵, conforme esquematizado na Figura 2.

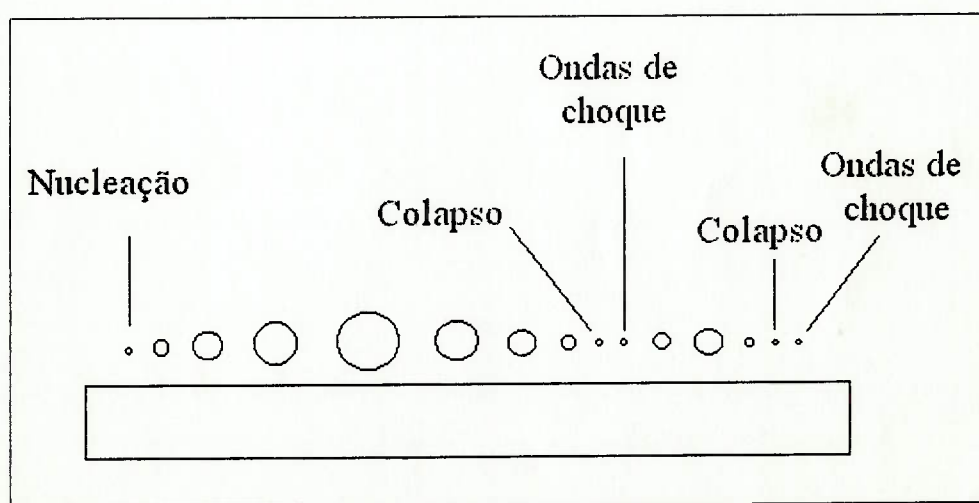


Figura 2: Representação esquemática do fenômeno de nucleação e colapso de microbolhas e a emissão de ondas de choque¹⁰

Este mecanismo continuaria a atuar indefinidamente se não existissem mecanismos de dissipação de energia¹⁶. A dissipação de energia ocorre em virtude da viscosidade do líquido, que de maneira geral, pode ser considerada como um fator de amortecimento, transformando a energia mecânica do colapso em energia térmica¹⁰. A viscosidade reduz a taxa de crescimento ou colapso das microbolhas, reduzindo o potencial de dano. As ondas de pressão emitidas durante o colapso e durante o crescimento explosivo das bolhas são responsáveis pelo dano ao material.

A influência de gases e vapores presentes no interior da microbolha tem uma grande importância no potencial de dano da cavitação devido aos efeitos termodinâmicos de compressão de gás/vapor. Os fatores termodinâmicos (transporte de massa e calor através da interface) são mais pronunciados na fase final do colapso. Florschuetz e Chao¹⁷ classificam o colapso das bolhas em três categorias: controlado pela inércia do líquido, controlado pela transferência de calor e um terceiro caso onde a inércia e a transferência de calor são aspectos importantes. Para o caso em que o colapso é controlado pela inércia do líquido, os valores de velocidade e pressão são altos e aumentam durante o colapso. Em contraste, para o caso onde a transferência de calor é predominante, os valores de pressão e velocidades são relativamente baixos e diminuem com a continuação do colapso. Isto ocorre devido à transferência de calor e massa entre os gases ou vapores presentes na bolha através da interface bolha/líquido. Portanto, a quantidade de gás ou vapor presentes no interior da bolha afeta o modo de colapso e, portanto, o potencial de dano.

Outro fator a ser levado em conta são os efeitos de gases não dissolvidos. Para que ocorra a nucleação das microbolhas é necessário, além da diminuição da pressão,

que existam sítios de nucleação. A eficiência dos sítios de nucleação dependem fortemente do teor de ar ou de gases no líquido.

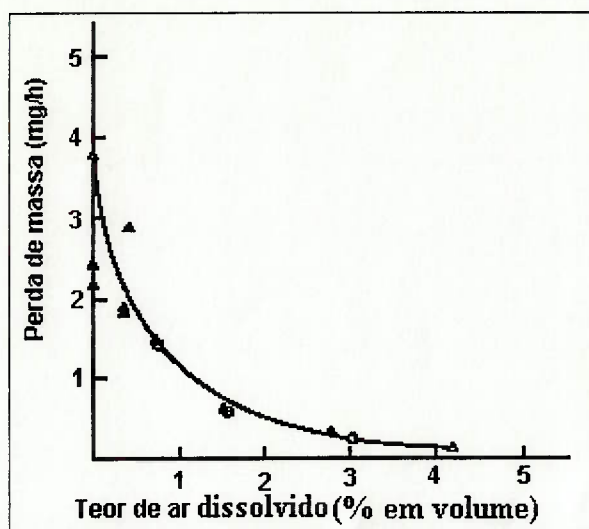


Figura 3: Efeito do teor de ar sobre o dano por cavitação para liga de alumínio¹⁰

É fato também que a cavitação é menor em líquidos com um alto teor de gases dissolvidos conforme indica a Figura 3, pois o dano é reduzido através de um efeito de amortecimento do colapso individual das bolhas e de uma maior atenuação das ondas de choque¹⁰. Como para a diminuição de dano através da injeção de ar ou gases são necessários grandes teores (acima do ponto de saturação) esta alternativa pode tornar-se antieconômica. Portanto, do ponto de vista tecnológico, é mais importante diminuir o número de sítios de nucleação das bolhas do que amortecer o efeito de seu colapso.

2.1.2.1 EFEITO DA COMPRESSIBILIDADE DO LÍQUIDO

Compressibilidade é uma medida da mudança de volume de um líquido ou gás sob a ação de forças externas.¹⁸ Pode-se definir o módulo de elasticidade associado a esta mudança, conforme indicado na equação 5.

$$\Delta p = -E \frac{\Delta V}{V_0} \quad (5)$$

Onde :

$\Delta V/V_0$: mudança relativa de volume

Δp : aumento de pressão

E: módulo de elasticidade do líquido

Se aplicarmos a Equação 5 para a água, cujo módulo de elasticidade vale aproximadamente 1,9 GPa, para um aumento de pressão de 1 hPa (1 atm), a variação de volume é de apenas 0,005 %. Dessa forma, a água pode ser considerada, de modo geral, como incompressível.

O número de Mach é o parâmetro que pode ser utilizado para caracterizar os efeitos da compressibilidade de um líquido¹⁹. É definido como:

$$M = \frac{V}{c} \quad (6)$$

Onde:

M: número de Mach

V: velocidade do líquido

c: velocidade do som

Como a velocidade do som na água é de aproximadamente 1500 m/s, e considerando que escoamentos com número de Mach menor do que 0,3 podem ser

considerados como incompressíveis, a velocidade de escoamento necessária para que a compressibilidade seja levada em conta deve ser superior a 500 m/s. Apenas na fase final do colapso, onde as velocidades podem atingir valores dessa ordem, este fator torna-se predominante. A importância em se considerar a compressibilidade do líquido não está ligada ao efeito da dinâmica das bolhas, mas sim ao efeito sobre a formação das ondas de choque na fase seguinte ao colapso. Hickling e Plesset²⁰ mostraram que a compressibilidade do líquido é responsável por uma atenuação das ondas de choque emitidas e diminui o dano total provocado.

2.1.2.2 EFEITO DA VELOCIDADE DE ESCOAMENTO

A velocidade do escoamento é outro fator importante na cavitação. Quanto maior a velocidade, maior é o dano sofrido pelo material. Segundo a equação de Bernoulli, com o aumento da velocidade há uma maior queda de pressão. Assim, o aumento de velocidade propicia uma maior nucleação de bolhas durante o escoamento do líquido. Existe uma velocidade limite abaixo da qual o dano de cavitação pode ser totalmente suprimido. Mas essas baixas velocidades nem sempre correspondem às necessidades do escoamento em situações práticas.

2.1.2.3 EFEITO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL

A rugosidade de uma superfície também influencia o dano causado pela cavitação. No caso de cavitação durante o escoamento, o ataque é mais rápido em superfícies danificadas ou previamente cavitadas²¹. As irregularidades da superfície atuam como pontos preferenciais de nucleação de microbolhas e também influem na característica do escoamento naquele local²².

2.1.3 COLAPSO E FORMAÇÃO DE MICROJATOS

Dos estudos apresentados até agora, observa-se que o dano ao material provocado por ondas de pressão ou choque é um mecanismo possível. Porém, os danos causados pela cavitação não podem ser explicados exclusivamente pelas ondas de pressão. As simplificações introduzidas pela suposição de um líquido ideal (não viscoso e incompressível) e por desprezar a pressão no interior da bolha superestimam as pressões e velocidades desenvolvidas no colapso, conforme anteriormente discutido. Outra suposição considerada no mecanismo de ondas de pressão é a de que a microbolha mantém uma simetria esférica durante o colapso. A simetria esférica só pode ser suposta durante o crescimento, quando a tensão superficial do líquido age a favor desse fenômeno. Durante o colapso, a suposição de simetria esférica não pode ser justificada²³.

Os microjatos são formados devido à não manutenção de uma simetria esférica durante o colapso. Quando o colapso da bolha ocorre próximo a uma superfície sólida, o escoamento na região entre a superfície sólida e a bolha é restringido. Assim, a velocidade de contração da bolha nessa região é menor do que nas regiões da bolha mais distantes da superfície sólida. Essa diferença de velocidade de contração, provoca uma assimetria de colapso e as microbolhas não apresentam mais a forma esférica, conforme indicado na Figura 4. Com a continuação do colapso, há a aceleração da superfície da bolha e formação de um microjato, sendo este um outro mecanismo de dano além das ondas de pressão, já discutido no item 2.1.2.

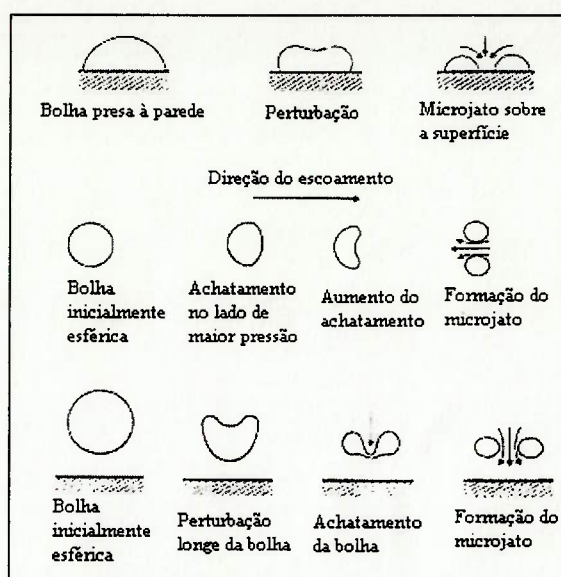


Figura 4: Modelos de formação de microjatos¹⁰

O dano causado por microjatos foi inicialmente proposto por Suvorov⁹, observado experimentalmente por Naudé e Ellis²⁴ depois estudado por outros autores^{25,26} e calculado numericamente^{27,28}. Segundo estes autores, a formação de microjatos é ser o principal mecanismo de dano.

Uma outra forma de perturbação da simetria esférica provocando um microjato é a induzida pelo colapso de outras bolhas. O colapso de uma bolha pode induzir perturbações em bolhas próximas e a simetria esférica não é mantida¹⁶.

2.1.4 ONDAS DE PRESSÃO X MICROJATOS

A questão da origem do dano por cavitação (se é provocado por ondas de pressão ou por microjatos) é um assunto ainda controverso na literatura. Durante as décadas de 40 e 50, acreditava-se que as ondas de pressão fossem o mecanismo responsável pelo dano. Com a descoberta dos microjatos atenção foi dada às pressões geradas por este mecanismo¹⁶. Esta questão ainda não foi resolvida e a posição atual é a de que o dano é provocado pela ação conjunta destes dois mecanismos. A maneira pela

qual a energia do colapso é transferida ao material ainda é objeto de estudo de vários pesquisadores no mundo inteiro^{29, 30, 31}.

As superfícies cavitadas têm um aspecto muito parecido com aquelas danificadas pela ação de um jato de líquido. A diferença entre os dois está na escala de dano. Observações microscópicas dos danos de cavitação induzidos em metais não são totalmente explicadas em termos de colapsos individuais de bolhas ou microjatos sobre a superfície do metal. Segundo Preece³² e Brunton, é necessário um menor número de impactos, para um mesmo grau de dano, quando se compara o dano provocado pela ação de um jato de líquido com o dano provocado pela cavitação. Portanto é possível que estes dois mecanismos atuem para produzir o dano observado em superfícies expostas à cavitação.

Segundo Vyas e Preece³³, a tensão responsável pelo desgaste do material é decorrente do colapso de todo o agregado de bolhas (em cavitação induzida por vibração), e o dano por microjato parece ser secundário. Por outro lado, em um sistema com escoamento de líquidos, o dano parece ser tanto devido aos microjatos, como pelos pulsos de tensão de colapsos individuais.

2.2 MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DOS DANOS DE CAVITAÇÃO

A prática mais comum para avaliar o dano de cavitação é a utilização de curvas de cavitação representando a perda de massa em função do tempo. Vários tipos de curva têm sido propostas, dependendo das propriedades do material e equipamentos de ensaio. Existem basicamente dois tipos de dispositivos para ensaios de cavitação: dispositivos vibratórios e dispositivos de fluxos¹⁰.

2.2.1 DISPOSITIVOS VIBRATÓRIOS

A maioria dos ensaios de cavitação são realizados em aparelhos vibratórios, (Figura 5), segundo recomendações da norma ASTM G 32³⁴. Neste tipo de ensaio, a cavitação é provocada em corpos-de-prova em líquido de ensaio (geralmente água destilada), que se encontra em uma situação essencialmente estática e mantido a uma temperatura específica durante o ensaio. O dispositivo de vibração utilizado para esse método de ensaio produz oscilações axiais no corpo-de-prova mergulhado a uma certa profundidade no líquido. A cavitação ocorre devido à oscilação de pressão imposta ao líquido pela vibração. As vibrações são geradas por um transdutor piezoelétrico, controlado por um oscilador eletrônico apropriado. A frequência de oscilação do corpos-de-prova deve ser $20 \pm 0,5$ kHz, com amplitude do deslocamento da superfície do corpo-de-prova de $50 \mu\text{m} \pm 5\%$ ao longo de todo o ensaio.

O ensaio de cavitação através do dispositivo descrito acima é o método mais utilizado devido ao seu baixo custo, tanto do equipamento como do ensaio propriamente dito. É um dispositivo de ensaio capaz de produzir danos, mesmo aos materiais mais resistentes, com duração relativamente curta. Este ensaio avalia a resistência à cavitação relativa dos materiais e assim os resultados obtidos não podem ser aplicados diretamente em engenharia.

A sua maior desvantagem reside no fato de não relacionar a cavitação com os parâmetros de escoamento, uma vez que a cavitação é imposta aos corpos-de-prova com o líquido mantido numa condição essencialmente estática.

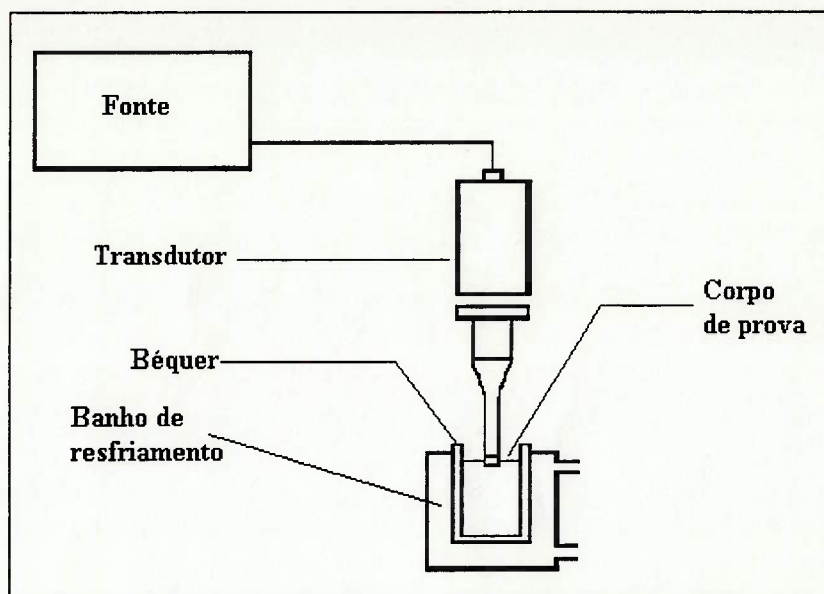


Figura 5: Esquema do dispositivo vibratório para ensaios de cavitação³⁴

Uma outra desvantagem é a de que o corpo-de-prova é submetido a tensões longitudinais mesmo na ausência de cavitação³⁵. Tendo em vista este fato, uma outra maneira de realizar o ensaio foi adotada, a qual consiste em posicionar o corpo-de-prova a uma pequena distância abaixo do conjunto do transdutor¹. Nestas condições, o dano por cavitação tem uma intensidade menor, dependente da distância entre o corpo-de-prova e o conjunto do transdutor. A intensidade é máxima para uma distância de 0,5 mm³⁵.

2.2.2 OUTROS DISPOSITIVOS

Os dispositivos de fluxo são aqueles que se utilizam de uma restrição ao fluxo para converter pressão em energia cinética. Devido a essa restrição ao fluxo, é criada uma região de cavitação quando a pressão estática cai ao nível da pressão de vapor. Procura-se, através deste dispositivo, provocar a cavitação em condições mais próximas às de um escoamento real.

São ensaios de custo alto, tanto do equipamento como de operação. Necessitam de uma estação de bombeamento e de instrumentação para controle. A intensidade do dano pode ser controlada através da variação da geometria do escoamento.

Outro equipamento utilizado para ensaios de cavitação é o disco rotativo. Este dispositivo consiste em um disco que executa movimento de rotação mergulhado em um líquido de ensaio, com pinos ou furos vazantes em várias posições radiais. Este tipo de dispositivo produz também um dano acelerado da mesma intensidade que os venturis, mas os regimes de escoamento são muito diferentes. São equipamentos de custo alto (aquisição e manutenção) e com aspectos construtivos complicados.

2.3 MODELAGEM DO DESGASTE

A cavitação é até hoje um sério problema, embora seus efeitos sejam conhecidos há bastante tempo. Devido à complexidade do fenômeno da cavitação, não foi possível encontrar uma relação que pudesse ser aplicada diretamente para a previsão da vida útil de um equipamento sujeito a este tipo de desgaste. A previsão do desgaste por cavitação tem sido realizada sob duas formas: uma baseada no desgaste sofrido por um modelo ensaiado em laboratório; outra, baseada na previsão do comportamento dos materiais quanto ao desgaste a longo prazo. Existem relações³⁶ que tentam prever a vida útil de um equipamento sujeito à cavitação; mas essas relações se mostraram muito complicadas para serem usadas em situações práticas¹⁰.

Para o engenheiro de projeto é indispensável o conhecimento da resistência à cavitação dos materiais, e assim houve a tentativa de se relacionar parâmetros dos materiais como dureza e limite de escoamento, com a resistência à cavitação³⁷. Estes

parâmetros são determinados em condições estáticas, enquanto que o dano por cavitação solicita o material de forma transiente/dinâmica. As melhores correlações são obtidas quando se correlaciona a resistência à cavitação com parâmetros de deformação cíclica³⁸.

A dificuldade de se obter modelos preditivos advém, além dos fatores acima mencionados, do fato de que o método em laboratório mais utilizado é o ensaio vibratório, que não simula as condições de escoamento presentes em situações reais.

2.4 EFEITOS CORROSIVOS NA CAVITAÇÃO

Sabe-se que a perda de massa através da cavitação é mais intensa em meios corrosivos do que em meios quimicamente inertes³⁹. A interação entre os fenômenos corrosivos e mecânicos na cavitação é conhecido já há algum tempo⁴⁰, embora não haja um mecanismo definitivo que correlacione estes dois fatores.

Esse aumento do dano é atribuído à interação de efeitos mecânicos e fatores corrosivos. O desgaste por cavitação leva a uma degradação mecânica, enquanto a corrosão é um processo eletroquímico de perda de material. A ação conjunta de fatores mecânicos e eletroquímicos pode ser muito mais danosa do que a ação individual de cada um deles separadamente⁴¹. A interação desses dois fatores dá origem a efeitos diversos e complexos, onde o sinergismo leva a um dano acelerado⁴². Ainda não existe um mecanismo para explicar este sinergismo. Quando a cavitação é provocada por um campo ultra-sônico, a literatura apresenta indicações^{43,44} que a presença deste campo influencia o processo eletroquímico.

2.5. RESISTÊNCIA DE METAIS E LIGAS À CAVITAÇÃO

Têm sido feitos esforços para determinar propriedades^{45,46} que permitam previsões de comportamento de um metal quando submetido à cavitação. A natureza dinâmica da sollicitação que a cavitação é capaz de impor, explica a falta de correlação com propriedades mecânicas medidas estaticamente e desgaste por cavitação⁴⁷. Em metais ensaiados à temperatura ambiente sob condições quase estáticas, as diferenças no modo de deformação, devido à diferença entre estruturas cristalinas, tem pouco efeito no modo de falha. Sob condições cavitantes, metais e ligas se comportam de maneira diferente, devido às diferentes estruturas cristalinas e microestruturas^{48,49}, tornando-se necessário, então, estudar o dano por cavitação em microescala para poder entender o mecanismo de perda de material. A resistência de um metal ou liga frente à cavitação depende dos seguintes fatores:

- * estrutura cristalina
- * ocorrência de transformação de fase induzida pela deformação
- * taxa de encruamento
- * presença de partículas de segunda fase

2.5.1 COMPORTAMENTO DOS METAIS CÚBICOS DE FACE CENTRADA - CFC

Os metais e ligas cúbicos de face centrada (CFC) são pouco sensíveis à taxa de deformação. Consequentemente sua resposta a condições cavitantes é similar ao seu comportamento sob baixas taxas de deformação, quando apresentam alta ductilidade⁴⁷.

Para os metais CFC (níquel, cobre, alumínio) verifica-se que um significativo escoamento plástico ocorre nos primeiros minutos de exposição à cavitação^{50,51}. Durante os primeiros segundos, os contornos de grão se tornam delineados⁴⁶ e bandas de escorregamento se desenvolvem através do grão. Em algumas áreas a deformação é tal que os grãos aparecem “afundados” em relação aos grãos adjacentes⁵² conforme mostra a Figura 6.

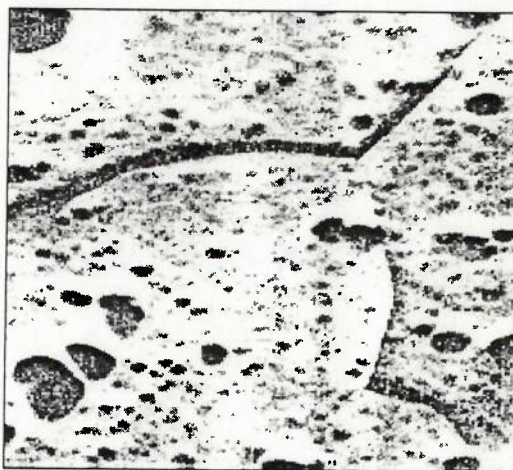


Figura 6: Delineação de contorno de grão em alumínio policristalino⁵²

Pequenos pites surgem na superfície do metal fazendo com que esta se torne ondulada^{46,51,52}. À medida que o ensaio prossegue, as ondulações se desenvolvem para crateras com grandes bordas, enquanto que os pites crescem em número mas não em tamanho⁴⁶.

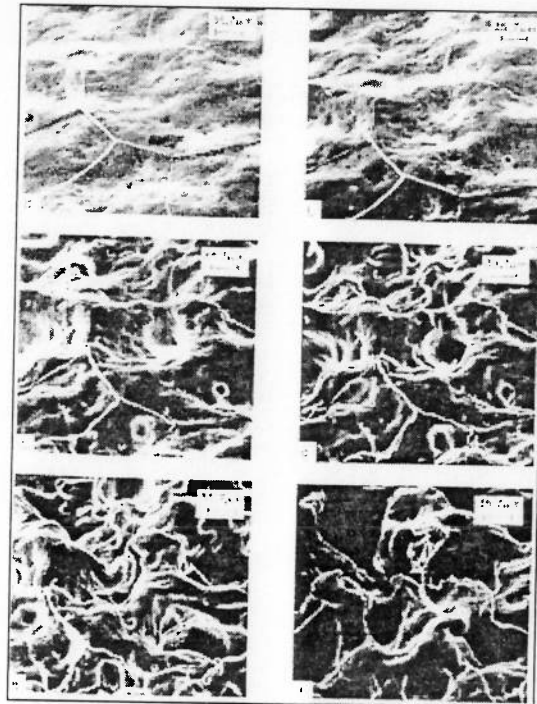


Figura 7: Evolução do dano por cavitação em Al policristalino¹

A perda de material ocorre nessas bordas e, devido à plasticidade dos metais CFC, isto se dá por um mecanismo de fratura dúctil. Assim a perda de massa é dependente da formação dessas crateras na superfície do metal.

Através da análise da evolução da microdureza⁴⁶ da superfície frontal (superfície exposta à cavitação) e da superfície que não foi exposta à cavitação, observa-se que o encruamento produzido pela cavitação não é restrito a uma fina camada superficial. Ocorre um encruamento, para o Ni policristalino, de até 300 μm para dentro do metal.

Para os aços inoxidáveis austeníticos⁵³, nos estágios iniciais, o modo de perda de material está relacionado com sua baixa energia de falha de empilhamento, característica dos metais CFC. Ocorre escorregamento planar, que leva a uma maior interação entre planos de escorregamento e, os contornos de grão passam a ser barreiras para o escorregamento.

2.5.2 COMPORTAMENTO DOS METAIS CÚBICOS DE CORPO CENTRADO - CCC

A deformação dos metais CCC é altamente sensível à taxa de deformação⁴⁷. A deformação e desgaste por cavitação dos metais CCC é diferente dos materiais CFC puros⁵⁴. A resposta de qualquer material a uma tensão aplicada é uma competição entre deformação e fratura. Com o aumento da taxa de deformação o escoamento é dificultado e há uma maior tendência à fratura frágil.

À temperatura ambiente, a taxa de deformação induzida pela cavitação é próxima da transição dúctil/frágil ocorrendo dois mecanismos de perda de material: por fratura frágil e por fratura dúctil⁴⁷.

O ferro apresenta um alto grau de deformação quando submetido a condições cavitantes, principalmente por maclação. A maclação é observada tanto nas estruturas CCC como nas CFC, sendo mais intensa nos reticulados CCC⁵⁵. Normalmente a perda inicial de material ocorre por um mecanismo dúctil, similar àquele dos metais CFC. Durante os primeiros minutos de exposição, há o aparecimento de maclas, o que é característico de altas taxas de deformação. Com a continuação da exposição, há aumento da quantidade de maclas mas não de seu comprimento ou espessura. Ocorre uma perda de massa que é iniciada em contornos de grão e de macla, e isso provoca uma distorção severa da superfície. Eventualmente, há alguma perda de massa nos relevos de superfície produzido pelas maclas. Assim a perda de material inicial ocorre por um mecanismo dúctil. Embora essa deformação ocorra uniformemente sobre toda a superfície do grão, o grau de distorção parece ser dependente da orientação do grão, resultando em diferentes graus de perda de material em diferentes grãos⁴⁷.

Contudo, o arrancamento de material se dá, principalmente, pela nucleação e crescimento de pites nos contornos de grão (particularmente nas intersecções entre contornos de grão/macla)^{47,54}. Apesar da grande deformação plástica, associada ao crescimento desses pites, o mecanismo de fratura é predominantemente frágil. O metal é encruado até o seu limite, sem que exista a formação de vazios internos, que são geralmente associados à falha dúctil. Para o ferro⁵⁴, a deformação induzida pela cavitação é suficiente para que este esteja no seu regime frágil. Consequentemente as trincas se propagam rapidamente por um mecanismo de clivagem.

Para os aços, a fase ferrítica controla a resistência à cavitação como pode ser observado através da Tabela 2.

Tabela 2 Características das amostras de ferro e aço carbono⁵⁴

Material	Microestrutura	Período de incubação (h)
Ferro	Recozida	6,5 ± 1
SAE 1040	Ferrita + Perlita	6,5 ± 1
SAE 1080	Perlita	7,5 ± 1
SAE 1080	Esferoidizada	5,0 ± 1
SAE 1080	Martensítica	17 ± 1

O período de incubação é definido como o estágio caracterizado por nenhuma ou pequena perda de massa.

As duas estruturas com períodos de incubação iguais contêm ferrita como fase contínua e apresentam ataque preferencial desta fase. Uma vez iniciado o desgaste, a ferrita é facilmente removida e, se esta for a fase contínua da microestrutura, o período de incubação diminui. No material totalmente perlítico, o ataque também ocorre preferencialmente na ferrita eutetóide deixando as lamelas de cementita em relevo⁵⁴. A

esferoidização, além de produzir ferrita contínua, apresenta carbonetos facilmente removíveis, explicando o menor período de incubação.

Atribui-se a maior resistência à cavitação dos martensíticos à uma distribuição homogênea de deformação e à menor capacidade de movimentação de discordâncias através das finas plaquetas de martensita⁵⁶.

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam a menor resistência à cavitação dentre os aços inoxidáveis. A alta deformação produzida pela cavitação resulta em fragilização e rupturas transgranular e intergranular^{53,54}. A retirada de material acontece por um mecanismo de fratura frágil levando a uma perda de massa elevada após o período de incubação.

Como a microestrutura de um material determina seu comportamento quanto à cavitação, a sua alteração através de tratamento térmico adequado pode melhorar seu desempenho. Heathcock⁵³, estudando a resistência à cavitação de aços inoxidáveis, ao recozer uma liga com composição parecida com a do aço AISI 409, que apresentava uma microestrutura ferrítica, obteve após recozimento em temperaturas acima de 750 °C, uma microestrutura duplex de ferrita e martensita de baixo carbono mais resistente à cavitação.

2.5.3 INFLUÊNCIA DA TRANSFORMAÇÃO DE FASE

A cavitação é capaz de impor grandes deformações em um curtíssimo intervalo de tempo. Essas deformações podem induzir transformação de fase⁵⁷ nos materiais, como as ligas de cobalto e alguns aços austeníticos. Desse modo, a resistência à cavitação, dessas ligas, foi inicialmente relacionada com a transformação de fase, que

absorveria parte de energia produzida na cavitação e diminuindo o dano total. Contudo, experiências posteriores⁵⁸ com Stellite 6B envelhecido, mostraram que não existe relação entre absorção de energia para a transformação martensítica e resistência ao desgaste, conforme mostra a Figura 8. A resistência superior à cavitação da Stellite 6B é atribuída a uma transformação do reticulado cúbico de face centrada (CFC) para hexagonal compacto (HC) induzida por deformação durante a cavitação. O reticulado HC apresenta uma maclação intensa e isso promove um meio eficiente para acomodação da energia de deformação e aumento da capacidade de encruamento da matriz⁵⁹.

Os metais HC são anisotrópicos e a movimentação de discordâncias é facilitada apenas nos planos basais, embora outros sistemas de escorregamento possam ser ativados. A clivagem ocorre nos planos basais e devido ao número limitado de sistemas de escorregamento basais, e altas tensões críticas para escorregamento dos planos prismáticos, os metais HC apresentam transição dúctil/frágil em baixas temperaturas ou altas taxas de deformação⁴⁷. Embora o mecanismo de perda de material seja frágil, apresenta escorregamento e maclação. A cavitação produz fratura por clivagem nos planos basais, piramidais e prismáticos⁶⁰.

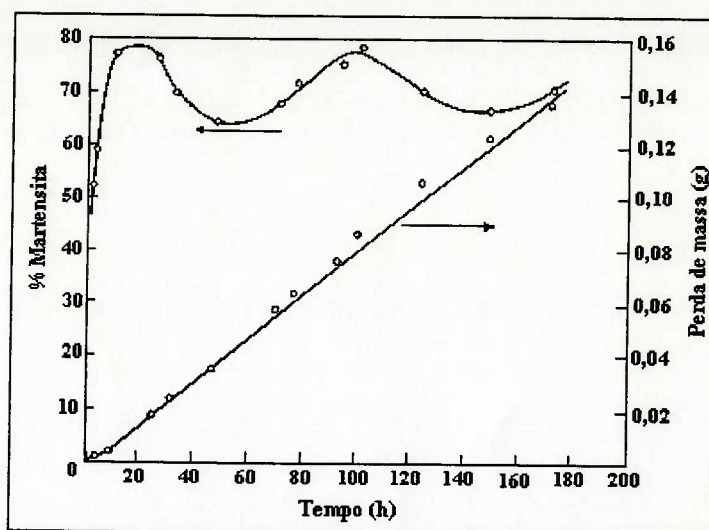


Figura 8: Perda de massa e transformação de fase para Stellite 6B em função do tempo de ensaio⁵⁴

Do estudo de Heathcock⁵³ sobre resistência à cavitação de aços inoxidáveis, observa-se que o aço inoxidável austenítico AISI 304 tem uma maior resistência à cavitação do que o aço AISI 316 (com propriedades mecânicas semelhantes) devido à transformação martensítica. A análise através de microscopia eletrônica de transmissão revelou a presença de martensita induzida por deformação.

As diferenças na composição química entre estes aços são suficientes para que o AISI 304 apresente transformação martensítica, mesmo à temperatura ambiente, conforme mostrado na Tabela 3.

Tabela 3 Temperatura de início de transformação martensítica⁵³

Liga	M_s (°C)	M_{d30} (°C)
AISI 304	-69,1	22,8
AISI 316	-174, 8	-21,05

O aço AISI 304 recozido apresenta uma baixa densidade de discordâncias e um grande número de falhas de empilhamento. Quando exposto à cavitação, a densidade de

discordâncias e maclas cresce rapidamente. A martensita é nucleada nas intersecções de falhas de empilhamento e eventualmente, em áreas altamente deformadas. A formação de martensita resulta numa alta taxa de encruamento, que por sua vez, leva a um nível mais alto de tensão de ruptura enquanto mantém um bom alongamento uniforme⁵³. Estas duas características são importantes para uma melhor resistência à cavitação de um metal ou liga.

2.5.4 INFLUÊNCIA DA TAXA DE ENCRUAMENTO

Materiais que sofrem alto encruamento, sob carregamento em serviço são utilizados para resistir à cavitação⁶¹. Neste grupo estão os aços austeníticos Cr-Mn e o aço Hadfield. Segundo alguns autores⁶¹, a resistência à cavitação desses materiais é alta quando se forma pequena fração volumétrica de martensita ϵ e, alta fração volumétrica de martensita α , e se houver ainda uma pequena fração de austenita retida.

A presença de martensita induzida por deformação em aços Hadfield é um ponto controverso na literatura⁶². A opinião mais aceita é de que a deformação não altera a estrutura martensítica, e nos casos onde existe a presença de martensita induzida, esta foi formada por descarbonetação ou por segregação de elementos estabilizadores da fase γ . O aço Hadfield apresenta uma maior resistência à cavitação do que aços inoxidáveis austeníticos. Os resultados da difração de raios-X, obtidos por Heathcock⁵³, não mostram a presença de martensita induzida pela cavitação para o aço Hadfield. Na verdade o aço Hadfield apresenta maior encruamento devido à maclação para grandes deformações, com maclas se encontrando e bloqueando umas às outras. Os grãos são divididos em pequenas áreas e seus contornos formam barreiras para a movimentação de discordâncias⁶².

2.5.5 INFLUÊNCIA DE PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE

O dano por cavitação é dinâmico e extremamente localizado. As fases menos resistentes podem ser arrancadas e contornos entre a matriz e partículas de segunda fase funcionam como sítios preferenciais para o arrancamento de material.

A presença de carbonetos implica em arrancamento de material, preferencialmente nos contornos entre matriz/carbonetos, provavelmente devido às diferenças de propriedades elásticas entre estes dois materiais⁶³. A resistência ao desgaste de ligas que apresentam carbonetos precipitados na matriz depende também da fragilidade dos carbonetos (partículas mais duras e frágeis são arrancadas preferencialmente) e do seu tamanho (maior área interfacial carboneto/matriz)⁶³.

No caso dos ferros fundidos, o dano por cavitação se inicia a partir da grafita⁶⁴. Assim a resistência à cavitação é influenciada pelo tamanho, forma e distribuição da grafita e da resistência da própria matriz, conforme a representação da Figura 9.

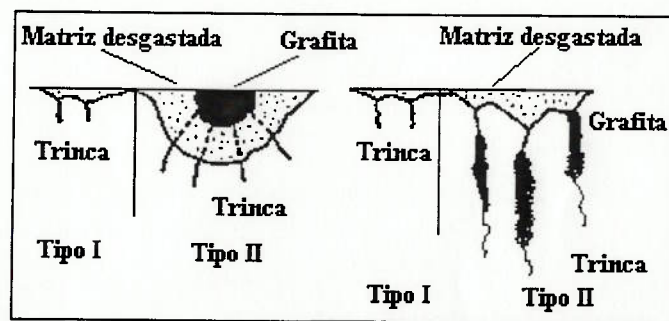


Figura 9: Representação esquemática da influência da forma da grafita⁵⁴.

A grafita é arrancada preferencialmente e, logo no início da cavitação, há uma acentuada perda de massa. Com o arrancamento da grafita, a matriz apresentará trincas e há a influência da forma com que essa “trinca” se apresenta. Assim, a resistência à

cavitação do ferro fundido nodular é maior do que a do ferro fundido cinzento devido à morfologia da grafita.

3. CONCLUSÕES SOBRE A REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Da revisão da literatura apresentada, pode-se concluir :

A cavitação é resultado de dois mecanismos competitivos: ondas de pressão e formação de microjatos, com cada um deles solicitando o material de uma forma diferente e não se tem estabelecido qual dos dois mecanismos é predominante causador de danos ao material. Assim, parece pouco provável que um modelo baseado em apenas uma das propriedades do material possa ser utilizado com sucesso.

A maneira como a energia desenvolvida durante o colapso das bolhas é transferida ao material, causando o dano, ainda é desconhecida.

Na contabilidade do dano provocado pela cavitação, há que se considerar ainda os efeitos da corrosão. A corrosão é capaz de aumentar o desgaste por cavitação, dependendo da combinação meio/material empregada. A corrosão tem um efeito sinérgico ao efeito mecânico e a deterioração é acentuada. Nenhum dos modelos propostos para explicar o dano causado pela cavitação incluem este efeito.

Cada material responde de forma diferente quando exposto à cavitação. Essa diferença de comportamento ocorre, mesmo para ligas com propriedades mecânicas muito parecidas, se houver diferenças microestruturais. O comportamento de um material frente à cavitação é regido pelo comportamento de sua microestrutura frente à solicitação imposta. Para que se possa prever o comportamento é necessário que se conheça a sua microestrutura. Com estas informações será possível desenvolver ligas com propriedades mais adequadas a este tipo de desgaste, desde que a interação microestrutura-cavitação, para um mesmo nível de propriedades, seja melhor compreendida.

Para os metais CCC, o arrancamento de material ocorre por um mecanismo predominantemente frágil, devido à grande sensibilidade desta estrutura às grandes taxas de deformação impostas pela cavitação.

Para os metais CFC, o arrancamento de material ocorre por um mecanismo dúctil. No início da exposição, ocorre um grande escoamento plástico com maclação intensa.

As grandes taxas de deformação, induzidas pela cavitação, são capazes de produzir transformações de fase que podem resultar numa microestrutura mais resistente à cavitação, como a martensítica. O bom desempenho das estruturas martensíticas, frente a cavitação, parece ser devida a sua alta taxa de encruamento, combinando, como no caso dos aços inoxidáveis AISI 304, com níveis mais alto de limite de ruptura do que estruturas austeníticas.

Em algumas ligas, como na Stellite 6B, ocorre transformação martensítica do reticulado de CFC para HC. A grande resistência à cavitação desta liga deve-se à elevada energia de deformação para a fratura do reticulado HC.

Quanto à relação entre partículas de segunda fase e desgaste, os resultados não são conclusivos. Para os ferros fundidos com grafita o dano é iniciado a partir desta fase, que por ser mole, é arrancada preferencialmente, ficando a matriz “trincada” e influenciando o seu desempenho. Há uma perda de massa acentuada logo no início da exposição à cavitação.

O efeito de partículas duras não está bem estabelecido. Em alguns casos a interface entre a partícula e a matriz é um sítio preferencial para arrancamento de

material, em outros a fase dura pode proteger o material da cavitação. Se o carboneto precipitado for pequeno o seu efeito na resistência à cavitação não é muitas vezes notado. Alguns resultados mostram que o endurecimento por precipitação de uma liga é uma forma de se melhorar o desempenho de uma liga frente à cavitação.

4. OBJETIVO

O objetivo desta dissertação é o estudo da resistência ao desgaste por cavitação de ligas fundidas obtidas mediante modificação da composição química de um aço inoxidável duplex GX 40 CrNiMo 27 5. Este aço, possui teores nominais de 0,4% de carbono, 27% de cromo e 5% níquel.

Este trabalho teve início através de uma cooperação entre a Universidade de São Paulo e a Ruhr Universität Bochum, Alemanha. Os materiais estudados aqui, fazem parte de um conjunto de ligas em desenvolvimento com o objetivo de se obter materiais resistentes à corrosão e ao desgaste.

Devido à grande influência que a microestrutura tem sobre a resistência ao desgaste, este trabalho consiste em caracterizar cuidadosamente a microestrutura bruta de fundição e avaliar o desempenho quanto ao desgaste por cavitação, por meio de ensaios em laboratório.

Como a aplicação destas ligas é direcionada para a fabricação de componentes fundidos, optou-se por analisar a microestrutura bruta de fundição com o intuito de verificar a possibilidade do emprego destas ligas nesta condição, eliminando a necessidade de tratamento térmico e conseqüentemente diminuindo o custo total.

Para a elevação da resistência ao desgaste e à corrosão, as seguintes diretrizes foram levadas em consideração:

Apresentar alta fração volumétrica de carbonetos ricos em cromo do tipo $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 , com distribuição homogênea e precipitados exclusivamente na fase austenítica. A precipitação dos carbonetos não deve afetar a resistência à corrosão da matriz.

Portanto a liga deve ter um teor de cromo alto suficiente para que estas duas condições sejam satisfeitas. A adição de nióbio para a formação de carboneto do tipo MC teve por objetivo aumentar a resistência da ferrita, uma vez que estes carbonetos precipitam na ferrita como carbonetos primários ou como carbonetos eutéticos.

Junto com os carbonetos a liga deve apresentar uma fração volumétrica aproximadamente 50% de austenita. A presença de austenita pode ser alcançada através da adição de elementos estabilizadores desta fase, como o níquel e o manganês

Como a resistência à corrosão é também um fator importante, se torna necessário a adição de elementos de liga como o molibdênio e nitrogênio para aumentar a resistência à corrosão por pites.

5. MATERIAIS E MÉTODO EXPERIMENTAL.

Tendo em vista as considerações acima, a composição química das ligas a serem estudadas está indicada na Tabela 4. As ligas estudadas neste trabalho são designadas como “5”, “7” e “8” designação que recebem no projeto de pesquisa desenvolvido em cooperação com o Institut für Werkstoffe da Ruhr Universität Bochum. A designação foi mantida para facilitar a triagem das ligas naquele projeto de pesquisa.

Tabela 4: Análise química das ligas obtidas (% em massa)

Liga	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	N	V	W
5	1,57	0,70	0,50	34,47	7,97	2,98	2,68	0,130	0,98	0,04
7	1,61	0,67	1,70	36,49	25,24	2,91	0,06	0,271	0,05	1,75
8	1,75	0,70	0,64	35,05	8,7	2,94	2,57	0,164	0,06	1,83

5.1 FABRICAÇÃO DAS LIGAS

Para a elaboração das ligas, foram utilizadas tanto ferro-ligas como metais puros. Estas corridas foram realizadas em forno de indução utilizando-se atmosfera protetora de argônio. A desoxidação foi feita em dois estágios com adição de alumínio: em um primeiro estágio, o alumínio foi adicionado ao banho ainda no forno na proporção de 35g/100kg e num segundo estágio na panela (50g/100kg). A temperatura de vazamento foi de 1.500 a 1.550 °C, todas as ligas foram vazadas em molde de areia e não sofreram tratamento térmico posterior.

O modelo de fundição utilizado visa diminuir a influência da quantidade de calor de um cilindro sobre o outro. Este modelo é constituído por pequenos troncos de cone resultando em amostras brutas de fundição, como se vê na Figura 10.

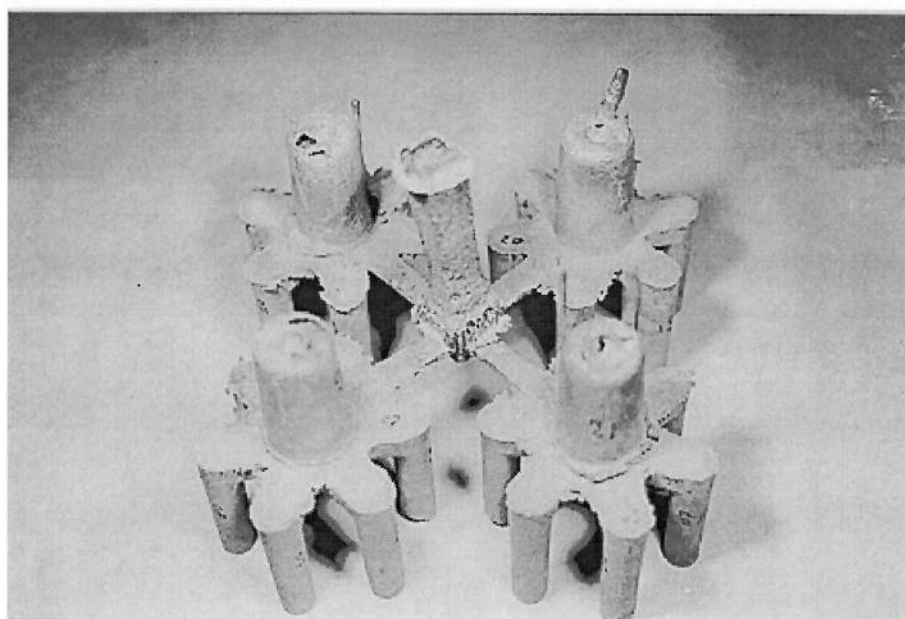


Figura 10: Fotografia das amostras em estado bruto de fundição ilustrando formato dos pinos utilizados

Para obtenção dos corpos-de-prova para os ensaios de cavitação e metalografia, foram realizados cortes em duas seções transversais. Uma seção próxima à região de alimentação, com menor velocidade de resfriamento, e na seção próxima à ponta do pino, com maior velocidade de resfriamento. Este procedimento teve por objetivo verificar se havia influência da velocidade de resfriamento sobre a microestrutura bruta de fundição. As amostras para os ensaios de cavitação são contíguas ao corte para exame metalográfico nas regiões com maior e menor taxa de resfriamento. A Figura 11 mostra o posicionamento para a retirada de amostras.

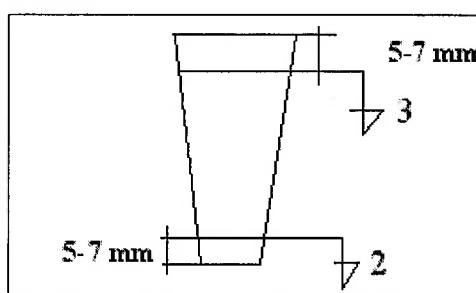


Figura 11: Posicionamento da retirada de amostras

5.2 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS EM ESTUDO

5.2.1 DUREZA

A dureza das ligas, em estado bruto de fundição, foi determinada após lixamento até grana 1000 no durômetro Vickers com carga de 30 kg. Foi utilizado média de 5 impressões para cada uma das amostras.

Para a medida de micro dureza foi utilizado um microdurômetro de marca Paar modelo MHT 4 acoplado a um microscópio óptico Aristomet de fabricação Leitz, acoplado a uma vídeo câmera, que transmitia a imagem para um monitor onde as diagonais da impressão de dureza eram medidas. A carga aplicada foi de 250 gf.

5.2.2 EXAMES MICROSCÓPICOS

A preparação das amostras para exame microscópicos seguiu preparação metalográfica convencional por meio de lixamento até grana 1000 e polimento com suspensão de diamante até 0,25 μm . As características gerais da microestrutura foram reveladas através de ataque com reativo de Behara II o qual colore a ferrita de azul e a austenita de cores que variam do marrom ao preto, conforme os elementos presentes na fase. A observação dos carbonetos foi feita por meio de ataque com reativos de Groesbeck e Murakami que atacam os carbonetos mas não ferrita e austenita. A composição química dos ataques utilizados está indicada na Tabela 5.

Tabela 5: Composição química para os ataques utilizados

Ataque	Composição
Behara II	Solução de estoque: Solução de HCl 50% + 4 g NH_4F_2 /100 ml adicionar $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ - 1,0 g/100 ml
Murakami	10 g $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$, 10 g KOH 100 ml H_2O
Groesbeck	4 g KMnO_4 4 g NaOH 100 ml H_2O

As amostras para a observação no microscópio eletrônico de varredura (MEV) de marca Jeol modelo JSM 840, foram preparadas através de lixamento metalográfico convencional até lixa de grana 1000 seguido de polimento em suspensão de diamante até 1 μm . As amostras foram atacadas com reagente V_2A (100 ml HCl + 10 ml HNO_3) a uma temperatura de 40 °C, durante 30 segundos. Foram produzidas também amostras com ataque profundo para revelar a estrutura dos carbonetos. O ataque profundo foi feito com o mesmo reagente aumentando-se o tempo de ataque para 2 minutos.

A composição química das fases analisadas foi feita por meio de espectroscopia por dispersão de energia, EDX (TN 2000 da Tracor Northern) acoplado ao microscópio eletrônico de varredura. Os resultados das análises são normalizados uma vez que este equipamento não é capaz de detectar elementos leves. A aceleração de elétrons foi de 25 kV e foram realizadas no mínimo 2 determinações por fase.

5.2.3 METALOGRAFIA QUANTITATIVA

Para a determinação da fração volumétrica das fases presentes foi utilizado um analisador de imagens Quantimet 520, da Cambridge Instruments, e método de contagem por pontos. As amostras foram atacadas com diferentes reagentes metalográficos, conforme Tabela 6, para revelar as diferentes fases. Tanto no Quantimet como na contagem pontual foram examinadas trinta campos.

Tabela 6: Ataques metalográficos utilizados

Ferrita	Behara II
NbC	Murakami (temperatura ambiente, 2s)
M ₂₃ C ₆	Murakami (40 °C, 1 min)
M ₇ C ₃	Groesbeck (temperatura ambiente, 2 min)

5.3 ENSAIOS DE CAVITAÇÃO

Para a determinação da resistência ao desgaste por cavitação das ligas em estudo foi utilizado, como referência, aço inoxidável austenítico AISI 304. Este material foi adquirido na forma de barras com seção transversal circular e não sofreu tratamento térmico.

O material de referência foi ensaiado primeiramente em um equipamento da KLN na Universidade do Ruhr em Bochum, e depois em equipamento da Telsonic. Os corpos-de-prova para o material de referência foram fabricados conforme o desenho da Figura 12. Antes dos ensaios as amostras foram lixadas até grana 600. O esquema do ensaio de cavitação utilizado é semelhante ao mostrado na Figura 5, na página 17. Os parâmetros do ensaio tiveram como base a norma ASTM G 32³⁴ e foram os seguintes:

* Amplitude de 50 μm , frequência de 20 kHz e temperatura de 20 °C.

* Amplitude de 40 μm , frequência de 20 kHz e temperatura de 25 °C.

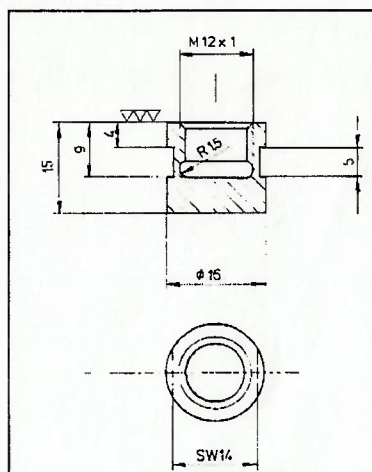


Figura 12: Desenho para a fabricação dos corpos-de-prova para ensaios de cavitação

Os ensaios eram interrompidos a intervalos de tempo regulares para a determinação da perda de massa. As amostras eram limpas em ultra-som e a massa medida por meio de uma balança analítica.

Um grupo de amostras de aço AISI 304, lixadas e polidas com pasta de diamante até 3 μm , foi exposta à cavitação no equipamento da Universidade de Bochum com tempo total de exposição de 500, 1000, 3000, 6000 e 10.000 segundos, e a seguir examinadas por meio de difração de raios-X (difratômetro Phillips fonte de Mo $K\alpha$), para verificar a presença de martensita induzida por deformação.

As amostras para o ensaios de cavitação das ligas 5, 7 e 8 foram usinadas, por eletroerosão, na forma de discos com diâmetro de 15 mm e altura de 5 mm. A diferença na preparação entre os corpos de prova do material de referência e os corpos-de-prova das ligas 5, 7 e 8, deve-se à dificuldade na usinagem. Para o ensaio destes materiais, foi utilizado um porta amostra onde os discos posicionados a uma distância de 0,5 mm de

um contra corpo de aço inoxidável AISI 316. O esquema para este dispositivo está indicado na Figura 13.

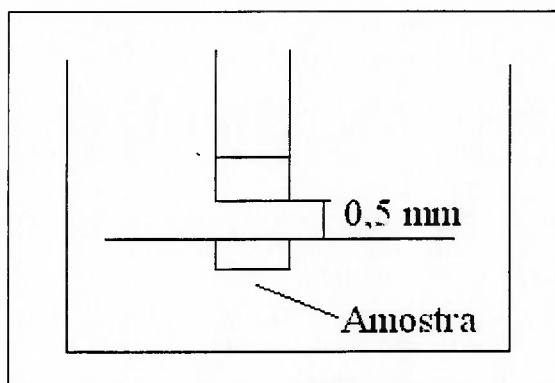


Figura 13: Esquema utilizado para os ensaios indiretos

Este ensaio será denominado de "ensaio indireto" e o ensaio realizado sem o porta amostra será denominado "ensaio direto". Para os ensaios indiretos a frequência e amplitude foi de 20 kHz e 40 μm respectivamente, e temperatura de 25 °C. Como a intensidade da cavitação é diferente para os dois tipos de ensaio, determinou-se uma nova curva de perda de massa para o AISI 304 realizando o ensaio indireto.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A apresentação dos resultados da caracterização microestrutural e a resistência ao desgaste das ligas serão feitas individualmente para melhor compreensão dos resultados.

Os índices “2” e “3” utilizados para especificar a posição de cada uma das amostras com relação ao produto obtido por fundição, seguem a convenção:

Número “2” indica corte feito na seção próxima à ponta do pino, com maior velocidade de resfriamento e número “3”, corte feito na seção próxima à alimentação, com menor velocidade de resfriamento.

As análises na posição mais próxima do massalote foram feitas para mostrar o efeito de menores taxas de resfriamento que poderiam ser encontradas em peças fundidas.

6.1 MATERIAL DE REFERÊNCIA - AISI 304

6.1.1 MICROESTRUTURA

Uma visão geral da microestrutura do AISI 304 é mostrada na Figura 14.

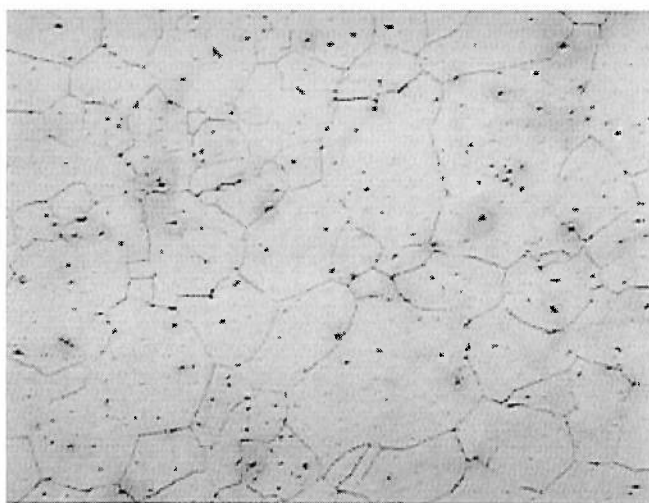


Figura 14: Micrografia óptica do AISI 304 (200 X, ácido oxálico 10% - eletrolítico)

Verifica-se que a microestrutura é formada apenas por austenita e há a presença de inclusões. A microdureza da austenita é de $216 \pm 12,4$ HV.

6.1.2 CAVITAÇÃO

A curva de perda de massa em função do tempo para o material de referência obtida na Universidade do Ruhr está mostrada na Figura 15.

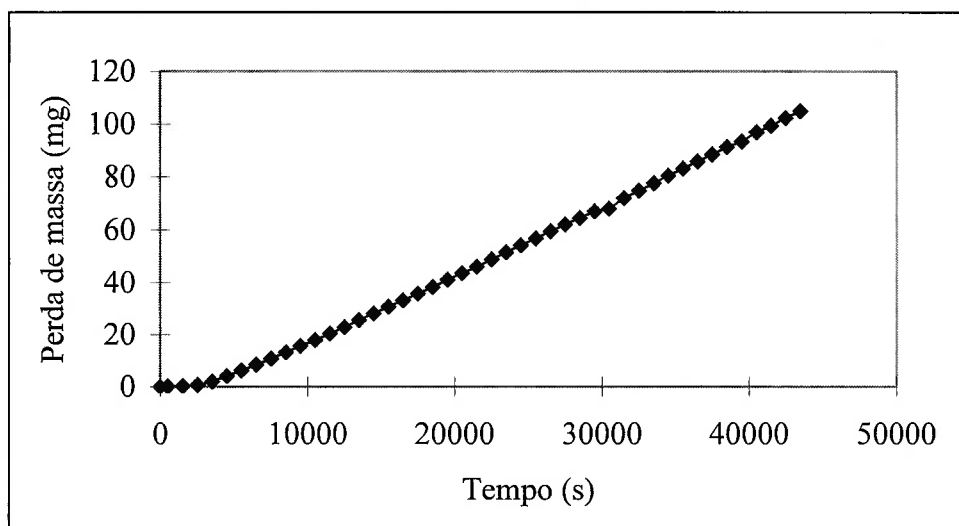


Figura 15: Curva de perda de massa em função do tempo para AISI 304 (ensaio direto)

Observa-se nesta Figura, a existência de um período inicial onde praticamente não há perda de massa, seguido de um período com um comportamento linear para a perda de massa. Com exposição de aproximadamente 12 horas (43200 segundos) o corpo-de-prova apresentava-se com dano muito profundo e optou-se por encerrar o ensaio. A Figura 16 apresenta a taxa de desgaste em função do tempo para o AISI 304. Esta curva foi obtida calculando-se a taxa de desgaste para intervalos de tempo consecutivos e traçando esta taxa de desgaste em função do tempo de exposição.

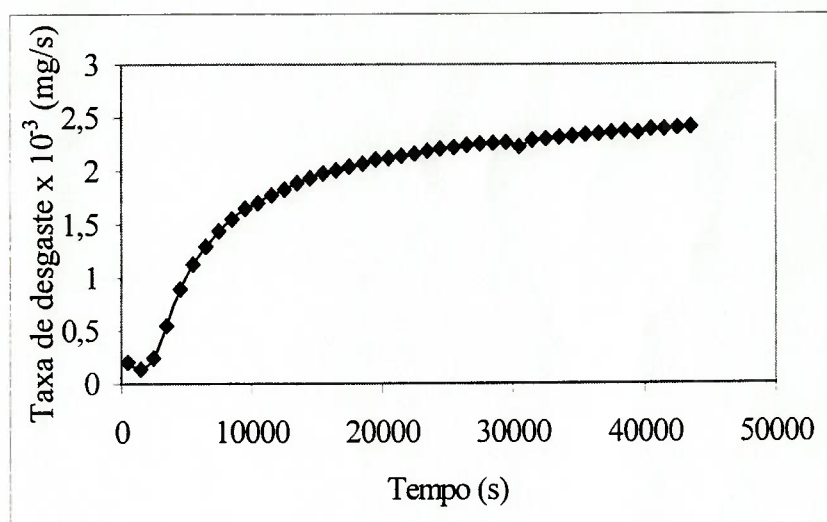


Figura 16: Taxa de desgaste em função do tempo de exposição para o AISI 304 (ensaio direto)

Segundo a literatura as curvas de taxa de desgaste obtidas em ensaios vibratórios podem ser divididas em quatro estágios⁵⁶:

a.) Período de incubação: a deformação da superfície ocorre acompanhada por uma pequena ou nenhuma perda de material.

b.) Período de transição ou aceleração: a taxa de desgaste aumenta para um nível máximo devido ao endurecimento superficial. Durante esse período, o desgaste se expande por toda a área do corpo-de-prova.

c.) Regime permanente: neste período a taxa de desgaste se mantém. Pode ser longo ou curto originando um pico na curva. Essa condição é observada nas curvas de perda de massa obtidas em ensaios de cavitação e também em ensaios de erosão

d.) Período de atenuação: onde a perda de massa diminui.

O período de atenuação não foi observado neste ensaio porque o tempo de exposição total foi menor do que o necessário para que a taxa de desgaste diminua.

A Figura 16 mostra que no período de ensaio a taxa de desgaste não se estabiliza; mas as variações são muito pequenas para tempos maiores do que 40.000 segundos, com valor aproximado de 0,0025 mg/s. Estimando-se a taxa de desgaste desprezando o período inicial de perda de massa e calculando a inclinação da curva (chamado aqui de método da tangente) obtém-se 0,0026 mg/s, valor muito próximo ao anterior. O método da tangente supõe que o regime permanente se inicia logo após a incubação. A Figura 16 mostra entretanto, um período de aceleração que se estende até intervalos de aproximadamente 20.000 segundos. Em decorrência deste resultado as taxas de desgaste serão obtidas em ensaios com duração de 36.000 segundos.

As taxas de desgaste obtidas aqui são muito próximas àquelas obtidas por Simoneau⁶⁵, que para o AISI 304, obteve uma taxa de perda de massa em regime permanente de 0,0022 mg/s.

O exame da superfície cavitada em microscópio óptico mostra que houve intensa deformação já nos primeiros momentos de cavitação. A Figura 17 mostra superfície cavitada durante 1000 s.

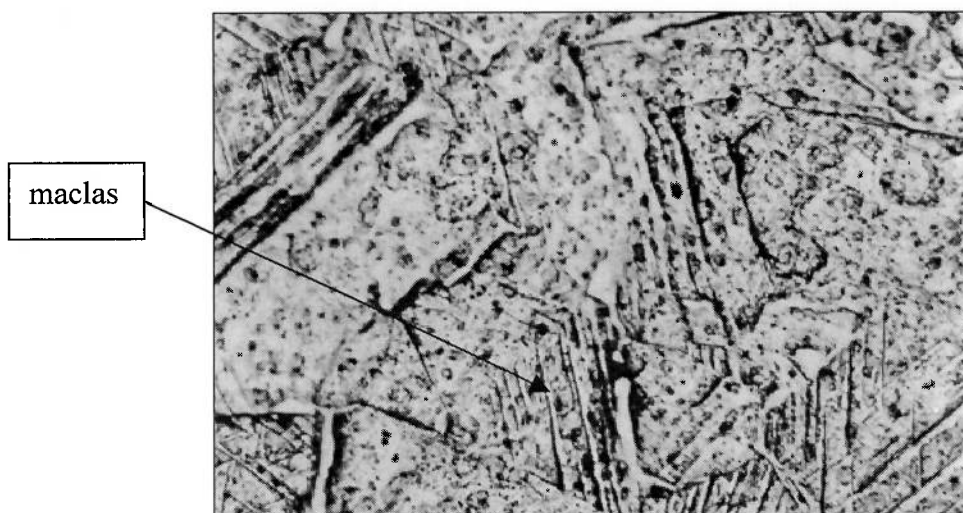


Figura 17: Microscopia óptica de amostra de AISI 304 exposta à cavitação por 1000 s (sem ataque, 200 X)

Verifica-se a presença de maclas de deformação, além de pites onde ocorreu o arrancamento de material.

Com os resultados do ensaio de cavitação para o material de referência, uma nova seqüência de amostras com tempos de exposição pré-determinados foi submetida à difratometria de raios-X para verificar a existência de martensita induzida pela cavitação. A relação entre tempo de exposição e fração de martensita formada é indicada na Figura 18. Apenas a martensita α foi identificada e não foi encontrada a martensita ϵ .

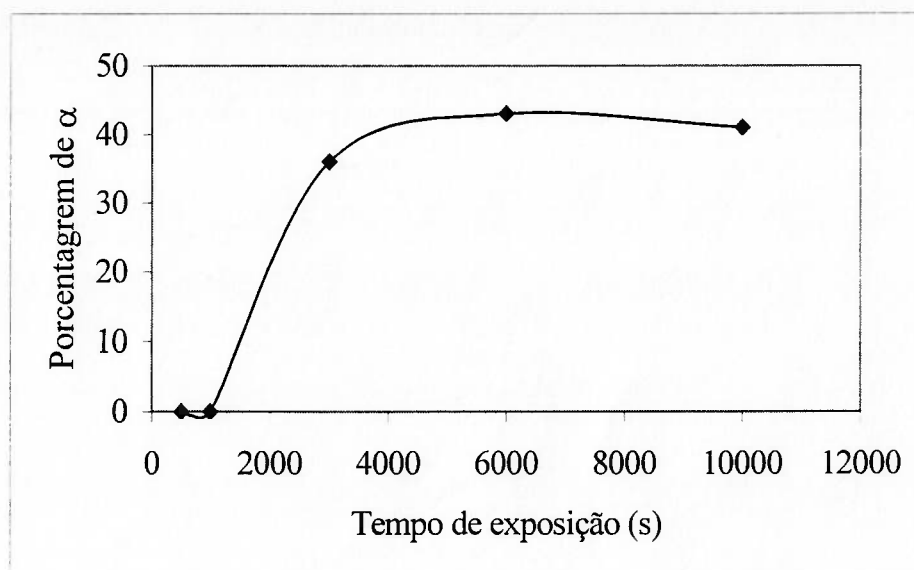


Figura 18: Porcentagem de martensita α formada em função do tempo de exposição para o material de referência (AISI 304)

Os resultados aqui obtidos são semelhantes àqueles apresentados por Simoneau⁶⁵. Este autor que obteve valores menores do que os apresentados aqui para a fração de martensita α formada. Mas as curvas aqui apresentadas apresentam o mesmo comportamento. As diferenças quantitativas observadas podem ser devidas às diferenças de composição química e nas diferentes radiações utilizadas. As frações volumétricas apresentadas na Figura 18, foram obtidas utilizando-se radiação $K\alpha$ do Mo que apresenta uma penetração maior do que a radiação $K\alpha$ do Cu utilizada por Simoneau.

Para o AISI 304, a deformação induzida pela cavitação é capaz de provocar transformação martensítica. A literatura atribui esta transformação à boa resistência de do AISI 304. Mas o papel da transformação martensítica na resistência à cavitação ainda não está estabelecido. Um estudo recente mostra que a transformação martensítica induzida pela cavitação no AISI 304 é reversível⁶⁶. Para que se esclareça a influência da

transformação martensítica sobre a resistência ao desgaste, são necessários mais estudos.

Os resultados obtidos em dois ensaios de cavitação no equipamento da Telsonic estão mostrados na Figura 19. A diferença entre o tempo total de exposição para as duas amostras é devida ao fato de que a amostra sujeita ao menor tempo de exposição trincou durante o ensaio e a determinação da perda de massa não pôde ser continuada. O problema do trincamento das amostras foi recorrente durante todos os ensaios diretos realizados para o AISI 304. As tensões longitudinais às quais o corpo-de-prova é submetido durante o ensaio, são suficientes para deformar o material e provocar a falha provavelmente por mecanismo de fadiga. Os corpos-de-prova trincados apresentavam martensita nas regiões próximas às trincas, evidenciada pela magnetização observada nesta região.

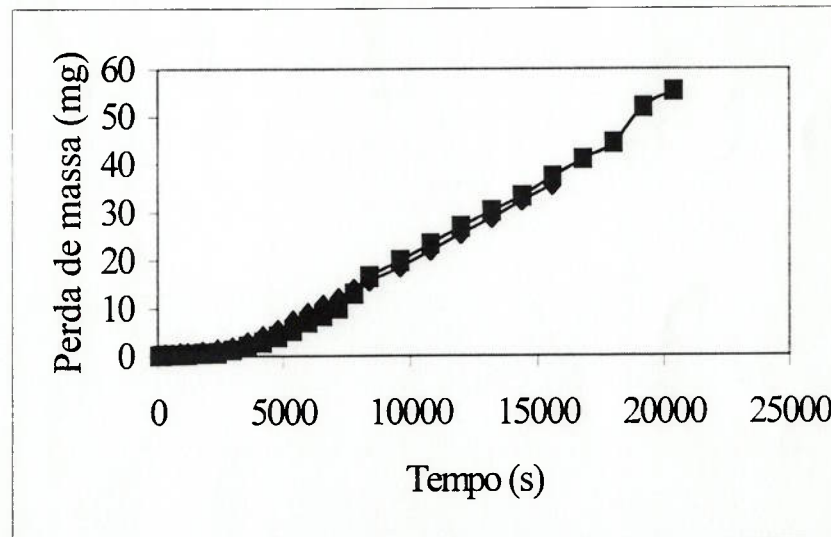


Figura 19: Comparação entre dois ensaios de cavitação para o AISI 304 em equipamento Telsonic

Observa-se na Figura 19, que os resultados de dois ensaios para este equipamento são comparáveis entre si, que por sua vez são comparáveis com os ensaios realizados na universidade do Ruhr, conforme Figura 20.

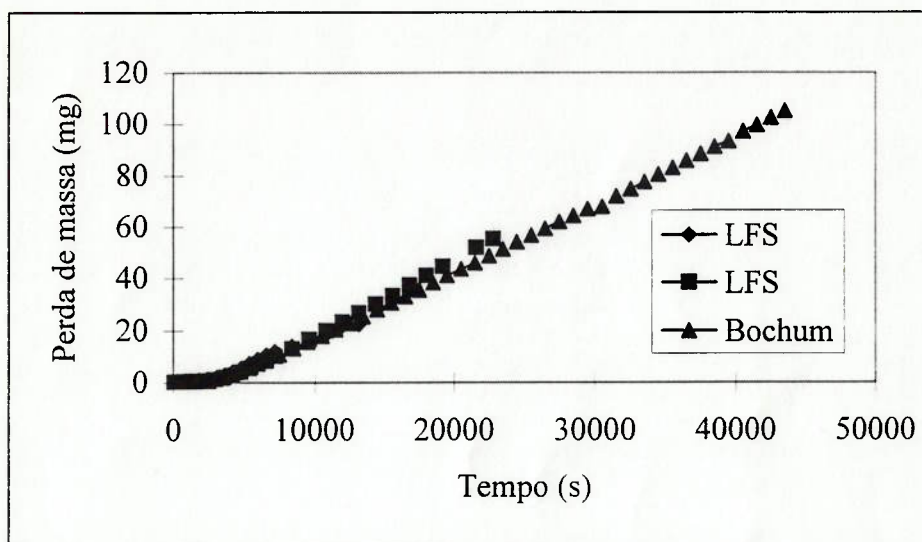


Figura 20: Comparação dos resultados dos ensaios de cavitação realizados em diferentes equipamentos

Para a comparação entre as taxas de desgaste em ensaio direto para o aço AISI 304, foi feita regressão linear da porção da curva após o período de incubação, e a inclinação destas retas, juntamente com o coeficiente de determinação estão apresentados na Tabela 7 e verifica-se que as taxas de desgaste podem ser consideradas iguais.

Tabela 7: Comparação entre as taxas de desgaste para os ensaios de cavitação realizados para o AISI 304

Ensaio	Inclinação (mg/min)	Coeficiente de determinação
Bochum	0,16	0,99
LFS	0,16	0,99
LFS	0,17	0,99

A curva de perda de massa do aço AISI 304, determinada em ensaio indireto, é apresentada na Figura 21.

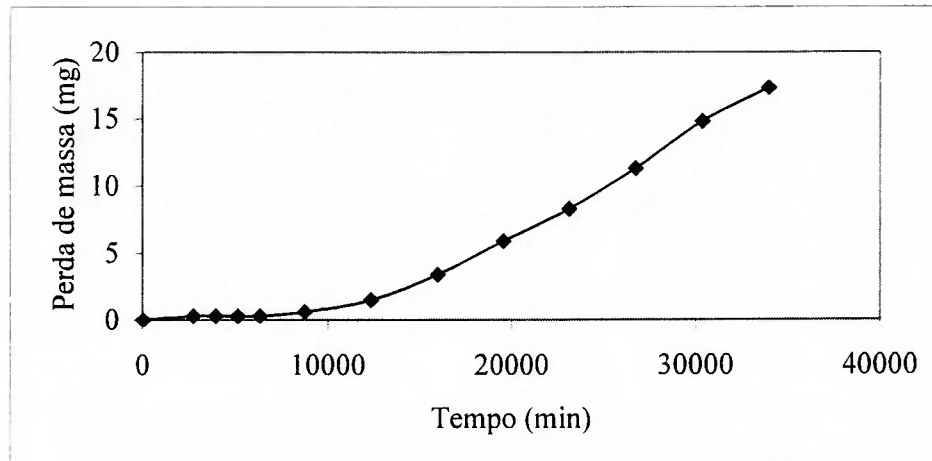


Figura 21: Curva de perda de massa para o AISI 304 em ensaio indireto

Como nos ensaios diretos, a curva de perda de massa apresenta um período de incubação e depois a perda de massa segue uma lei linear. Com auxílio da regressão foi calculada a inclinação da porção linear da curva. A Tabela 8 compara as taxas de desgaste obtidas nos dois tipos de ensaios. Nota-se que a intensidade de dano é muito menor (aproximadamente 4 vezes menor) para o ensaio indireto do que para o ensaio direto.

Tabela 8: Comparação entre as taxas de desgaste em regime permanente para o AISI 304 obtidas no ensaio direto e indireto

Ensaio	Taxa de desgaste (mg/min)	Coefficiente de determinação
Direto	0,16-0,17	0,99
Indireto	0,045	0,99

6.2 LIGA 5

6.2.1 MICROESTRUTURA

A microestrutura desta liga no estado bruto de fundição, é constituída de ferrita (α), austenita (γ), fase sigma (σ) e carbonetos de cromo, identificados como $M_{23}C_6$ e carbonetos de nióbio NbC. Uma visão geral da microestrutura está mostrada na Figura 22 e na Figura 23. Os resultados da macrodureza, microdureza e fração volumétrica das fases desta liga são apresentados na Tabela 9.

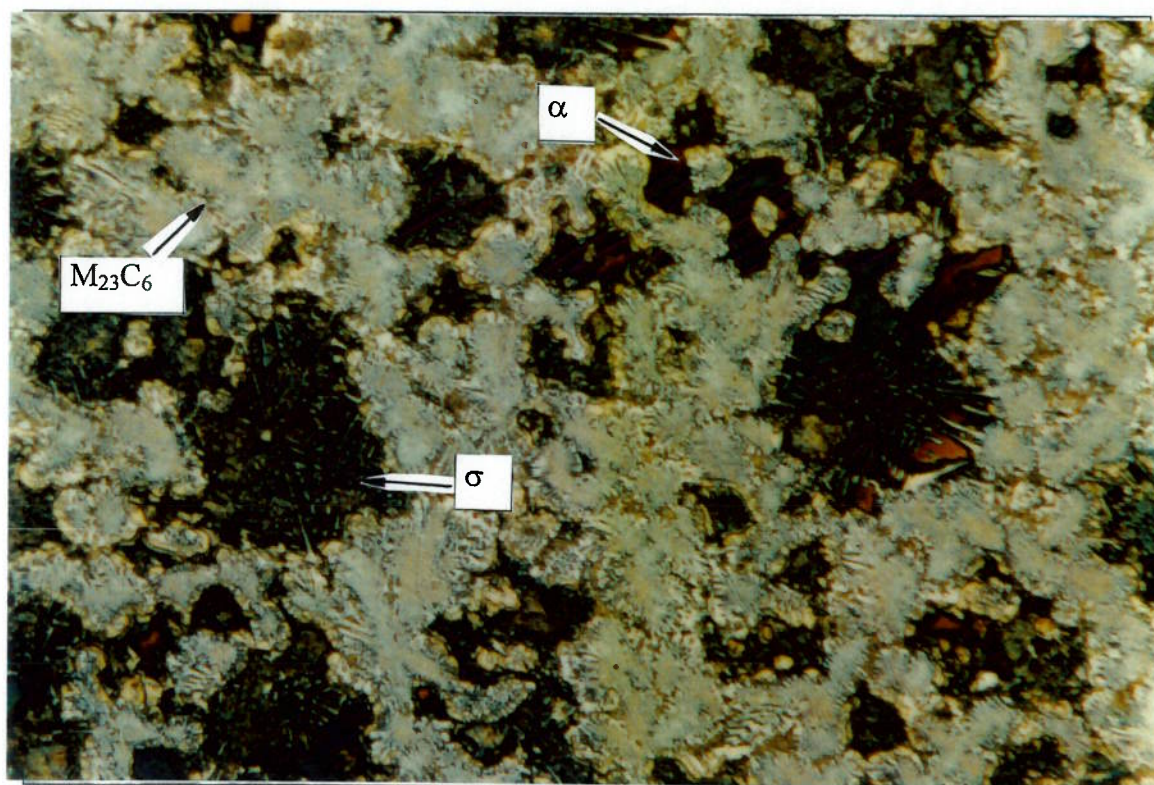


Figura 22: Visão geral da microestrutura da Liga 5 (Ataque Behara II, 200 X)

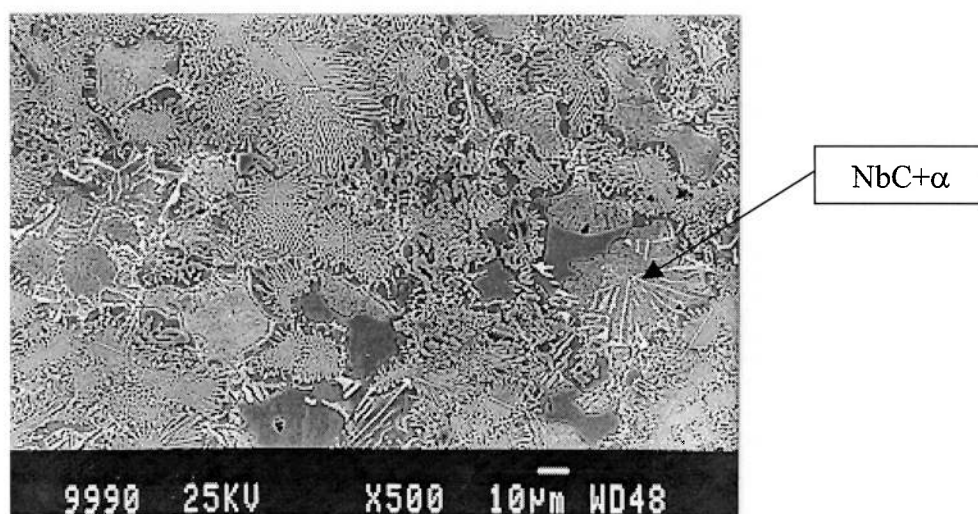


Figura 23: Microscopia eletrônica de varredura apresentando a microestrutura da liga 5, maior velocidade de resfriamento

Tabela 9: Resultados de macrodureza, microdureza Vickers e fração volumétrica para a liga 5 (H: microdureza e V: fração volumétrica das fases)

Posição	Dureza [30 kgf]	Ferrita α		Austenita γ		Sigma σ	$M_{23}C_6$		NbC
		H	V(%)	H	V(%)	V(%)	H	V(%)	V(%)
2	602±9	421±15	12±1	432±23	9±1	47±2	-	28±2	6±0,3
3	570±8	-	0	440±10	8±0,5	61±2	1351±179	24±1,3	8±0,3

O valor de microdureza da austenita é alto se comparado com austenitas de aços inoxidáveis austeníticos, é compatível, entretanto, com a microdureza da austenita de ferros fundidos brancos de alto cromo que apresentam microdureza entre 300 e 600⁶⁷ HV e mesmo com os valores entre 350 - 400 HV para ferros fundidos brancos com alto cromo citados no Metals Handbook⁶⁸. Comparando os valores de microdureza da austenita e da ferrita da liga 5, com valores de microdureza de ferrita e de austenita de aços duplex 26 Cr 6 Ni (com 26% de cromo e 6 %de níquel), obtidos por Ibach⁶⁹ (300 HV), observa-se que a dureza é consideravelmente superior na liga 5, provavelmente devido à maior concentração de elementos de liga em solução sólida.

Com a aplicação de testes estatísticos⁷⁰ de comparação entre os valores médios da fração volumétrica dos carbonetos em cada uma das seções, e entre os valores médios da dureza, verificou-se que não há variação na fração volumétrica de carbonetos e nem na dureza com a mudança na velocidade de resfriamento.

A diferença marcante entre as microestruturas das duas seções analisadas, está na diferença entre as frações volumétricas da ferrita e da fase sigma. Verifica-se que a Liga 5, na posição 2, apresenta ferrita e austenita, além de fase sigma. Na posição 3 não há ferrita e o teor de fase sigma se eleva. Uma explicação para isto é que em ligas com microestrutura duplex, a fase sigma nucleia nos contornos entre ferrita e austenita, e cresce para dentro da ferrita adjacente, através de decomposição eutetóide⁷¹. Assim, a fase sigma se forma preferencialmente a partir da ferrita conforme mostra a Figura 24.

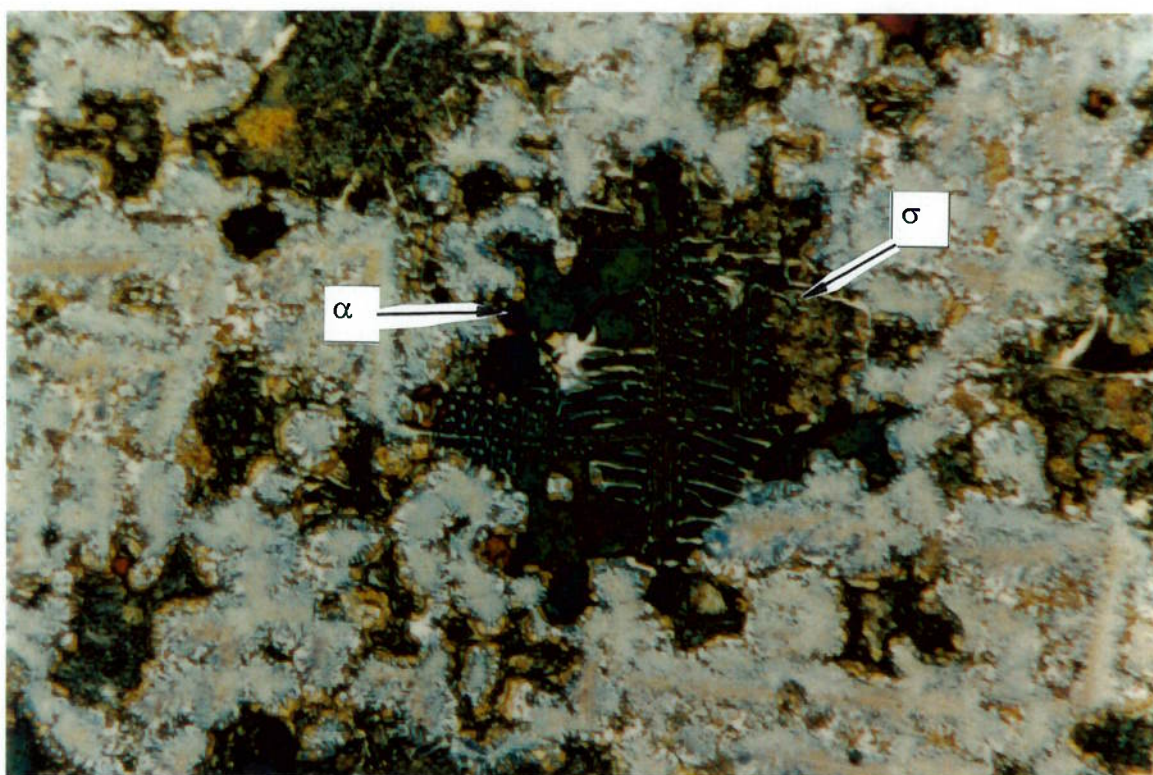


Figura 24: Formação de fase sigma à partir da ferrita na liga 5, posição 2 (maior velocidade de resfriamento) Ataque Behara II 500 X

Desse modo a seção com menor velocidade de resfriamento, na qual o tempo para transformação é maior, apresenta somente fase sigma formada a partir da ferrita. Nesta, pela mesma razão restam cerca de 12% de ferrita não transformada em sigma. A quantidade de austenita não se mostrou sensível ao efeito da posição da amostra.

O carboneto de nióbio NbC, apresenta-se nessa liga em forma de lamelas, como apresentado na Figura 25 e a morfologia dos carbonetos $M_{23}C_6$ é do tipo de espinha de peixe conforme mostrado na Figura 26. Não foi observada mudança de morfologia dos carbonetos com a alteração na velocidade de resfriamento. A análise por EDX dos carbonetos da amostra com menor velocidade de resfriamento, apresentou os resultados indicados na Tabela 10.

Tabela 10: Análise química por EDX dos carbonetos da liga 5, maior velocidade de resfriamento (% em massa, composição normalizada)

	Cr	Si	Fe	Mn	Ni	Mo	V	Nb
$M_{23}C_6$	65,6	0,03	21,8	0,85	2,01	7,74	1,97	0,00
NbC	8,91	0,00	6,81	0,12	1,03	-	1,73	81,40

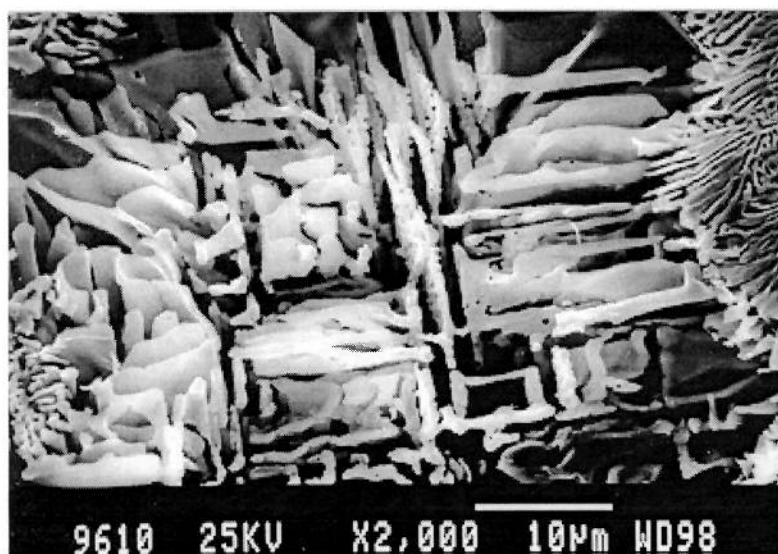


Figura 25: Micrografia eletrônica mostrando a estrutura do NbC

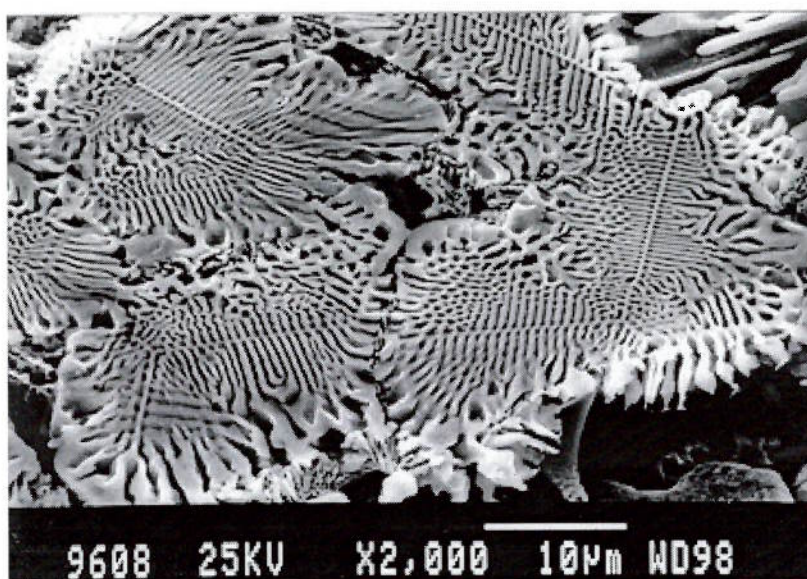


Figura 26: Microestrutura dos carbonetos $M_{23}C_6$ da liga 5

6.3.2 CAVITAÇÃO

Os resultados dos ensaios de cavitação para a liga 5 estão apresentados na Figura 27.

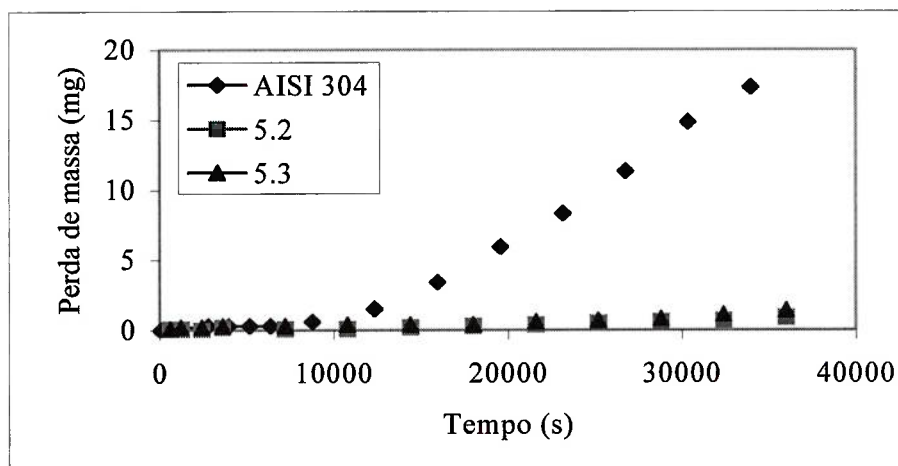


Figura 27: Resultados dos ensaios indiretos de cavitação para a Liga 5

Nota-se que não há diferença no comportamento ao desgaste para as amostras com diferentes velocidades de resfriamento e a liga apresenta uma resistência à cavitação muito superior à do AISI 304. O dano provocado pela cavitação não foi

uniforme e o corpo-de-prova apresentava regiões onde o ataque foi mais acentuado. A Tabela 11 compara as taxas de desgaste obtidas para as amostras da Liga 5 e para o AISI 304 em ensaio indireto.

Tabela 11: Comparação entre as taxas de desgaste da Liga 5 e o AISI 304

Amostra	Taxa de desgaste (mg/min)	Coefficiente de determinação
AISI 304	0,045	0,99
5.2	0,002	0,97
5.3	0,002	0,87

Retornando à Tabela 9, na página 53, vê-se que a microestrutura desta liga é composta em sua maioria por fases frágeis: carbonetos e fase sigma e na seção com maior velocidade de resfriamento ainda há a presença de ferrita. A mudança na velocidade de resfriamento não alterou a fração volumétrica de austenita; somente aumentando a fração volumétrica de fase sigma e, em consequência diminuindo a da ferrita.

A observação do dano provocado pela cavitação em microscópio óptico mostrou que a fase arrancada preferencialmente para as duas amostras ensaiadas foi a austenita. Na Figura 28 é mostrada a seção com menor velocidade de resfriamento. Esta figura Como as duas amostras têm fração volumétrica de austenita praticamente idênticas, não há mudança na taxa de desgaste. A elevação do teor de fase sigma não alterou o comportamento desta liga frente ao desgaste.

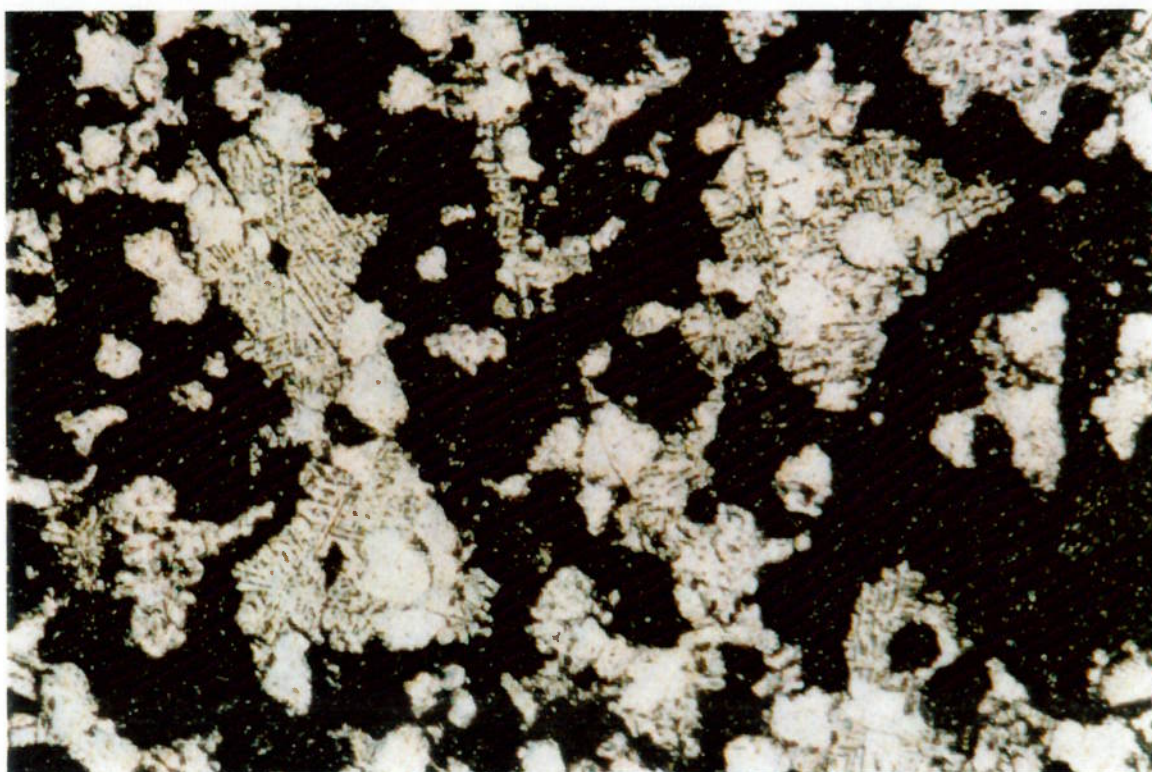


Figura 28: Micrografia óptica mostrando o arrancamento preferencial de austenita na amostra 8.3

6.3 LIGA 7

6.3.1 MICROESTRUTURA

A microestrutura desta liga é constituída por austenita e carbonetos de cromo inicialmente identificados como $M_{23}C_6$, além de uma pequena precipitação de nitreto de cromo. Nesta liga não houve a precipitação de fase sigma. A formação de fase sigma é fortemente influenciada pelos elementos de liga presentes. Pode-se dizer de maneira geral⁷² para ligas do sistema ferro - cromo, que elementos que favorecem a formação de ferrita (silício, molibdênio, tungstênio, vanádio, titânio e nióbio) favorecem também a formação de fase sigma, enquanto que elementos austenitizantes (níquel e manganês) podem favorecer ou não, dependendo do teor presente. Sugere-se que, devido aos altos teores de níquel e nitrogênio presentes na liga 7, não houve precipitação de fase sigma.

A amostra da liga 7 com maior taxa de resfriamento, apresentava uma zona no centro da amostra na qual a morfologia dos carbonetos era diferente, apresentando carbonetos mais finos no centro da amostra, conforme mostrado na Figura 29 e na região mais externa, mais grossos conforme a Figura 30. Na seção com menor velocidade de resfriamento (posição 3), não houve nenhuma diferença na morfologia e a amostra apresentava carbonetos apenas com a morfologia mais grossa.

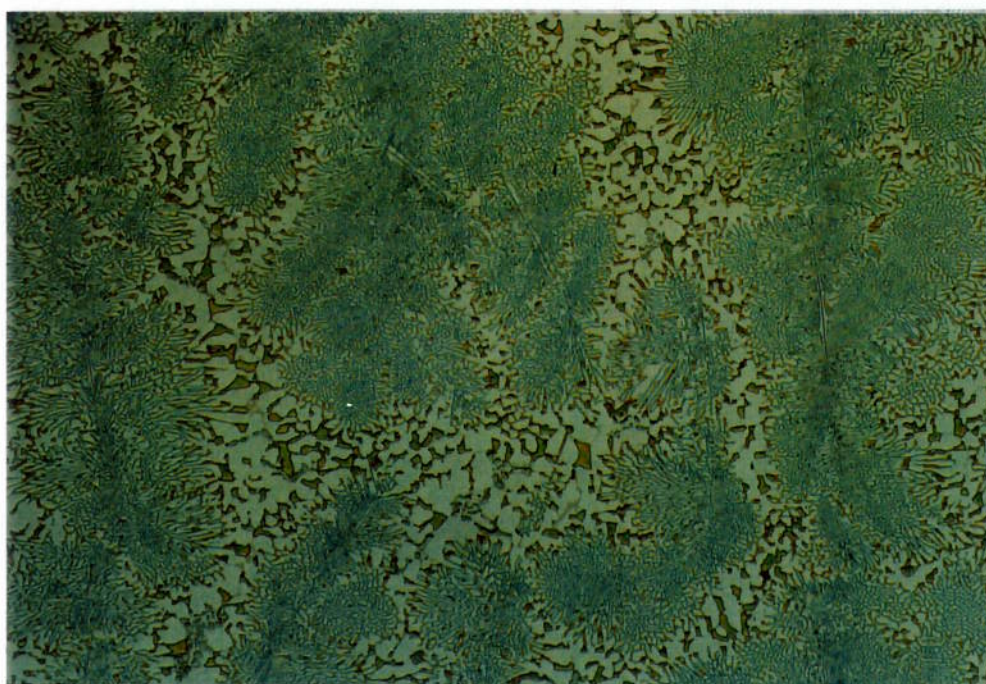


Figura 29: Micrografia óptica mostrando a morfologia de carbonetos finos presente na liga, seção com maior velocidade de resfriamento. (Ataque Groesbeck a frio, 500 X)

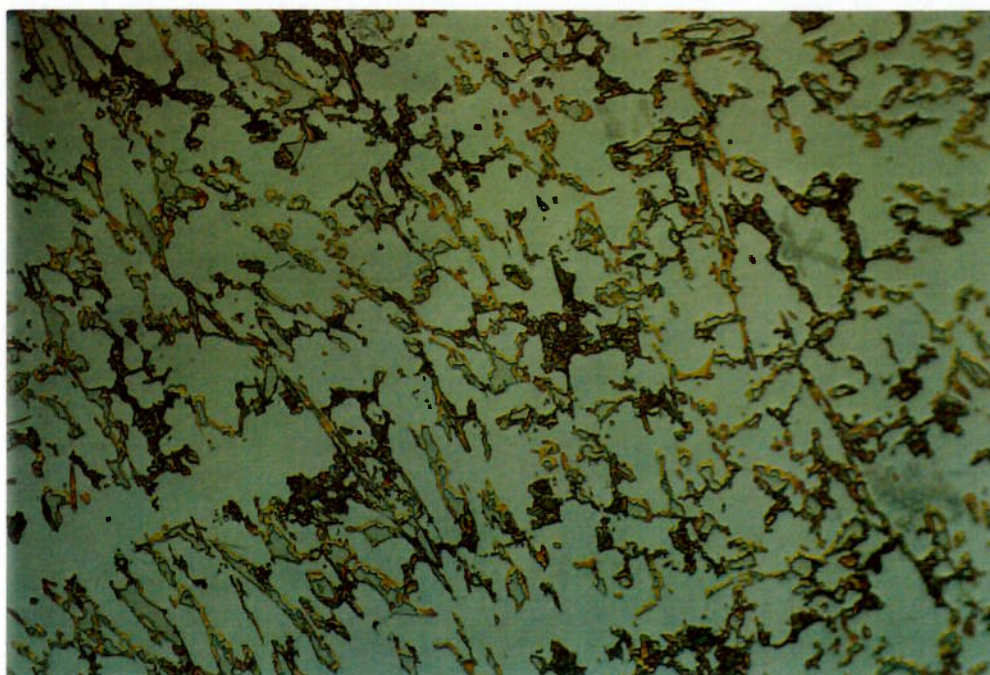


Figura 30: Micrografia óptica mostrando a morfologia de carbonetos grossa presente na liga 7, seção com maior velocidade de resfriamento (Ataque: Groesbeck a frio 500 X)

Os resultados de dureza, micro dureza e metalografia quantitativa, para a liga 7, nas seções 2 e 3, bem como os valores destas propriedades para as regiões com diferentes morfologias de carbonetos, estão apresentados na Tabela 12. A fração volumétrica do nitreto de cromo não foi incluída na análise quantitativa das fases devido às dificuldades de medida.

Tabela 12: Dureza, micro dureza e metalografia quantitativa para a liga 7 (H: microdureza, V: fração volumétrica)

Posição	Morfologia Dos carbonetos	Dureza Do eutético	Austenita γ		Carbonetos M_xC_y	
			H	V (%)	V (%)	H
2	Grossa	387±26	329±20	66±1	35±1,5	1.816±190
	Fina	453±25	-	58±2,4	42±2,4	-
3	Grossa	392±12	308±50	68±2	32±1,5	1.631±206

Uma das hipóteses levantadas para tentar explicar a diferença de morfologia, foi a de ocorrência de segregação durante a solidificação. Foi realizada uma análise química das diferentes regiões e não foi constatada mudança significativa na composição química conforme apresentado na Tabela 13.

Tabela 13: Análise química das regiões com diferentes morfologias de carbonetos (% em massa)

	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	Ni	Nb	N
Finos	1,61	0,59	1,73	36,65	2,05	2,94	25,12	0,06	0,272
Grossos	1,60	0,61	1,75	36,70	2,01	2,96	25,02	0,06	0,275

Portanto a diferença nas morfologias não pode ser explicada por segregação durante a solidificação.

O exame da microsonda eletrônica, mostrou que os carbonetos apresentavam diferenças na sua composição química. A Figura 31 mostra a imagem de composição química por contraste de número atômico, para os carbonetos mais grossos. A análise por EDX dos carbonetos, apresentada na Tabela 14, mostrou uma diminuição no teor de cromo e aumento nos teores de níquel e molibdênio e silício na região mais externa do carboneto.

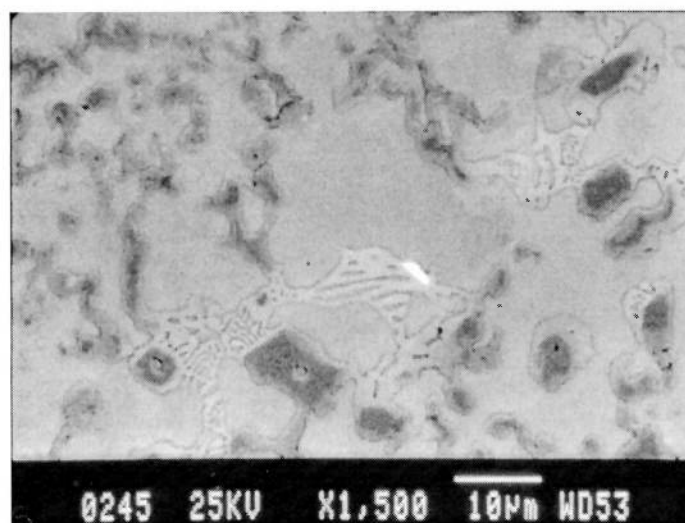


Figura 31: Imagem de elétrons secundários da microestrutura da liga 7, seção com maior velocidade de resfriamento

Tabela 14: Análise por EDX das diferentes regiões do carboneto da Figura 31 (% em massa, composição normalizada)

Carboneto	Fe	Cr	Mn	Ni	Mo	Si
“Escuro”	15,63	66,13	0,93	5,68	9,83	1,81
“Claro”	29,48	22,64	2,94	27,81	12,90	4,23

A análise por EDX não pode ser realizada para os carbonetos mais finos devido a dificuldades de medidas.

O enriquecimento em Mo na região próxima à interface matriz/carboneto pode ser responsável pela mudança na morfologia do carboneto. Uma certa fração de Mo não pode ser dissolvida pelo carboneto e é rejeitada. Esse enriquecimento de Mo influencia a morfologia do carboneto no fim da solidificação. Na verdade a influência não seria a de mudança de morfologia, mas sim, na própria natureza do carboneto resultando em carbonetos ricos em Mo do tipo M_6C ou Mo_2C . Fato semelhante foi observado no trabalho de DeMello⁷³. As diferenças de dureza bem como as diferenças de fração volumétrica e de composição química não diferiram significativamente entre as seção

com maior e menor taxa de resfriamento sugerindo que o carboneto tenha a mesma natureza nas duas seções.

Para a seção com menor velocidade de resfriamento, não se observou zonas na amostra com diferentes morfologias de carbonetos mas estes apresentam estrutura duplex.

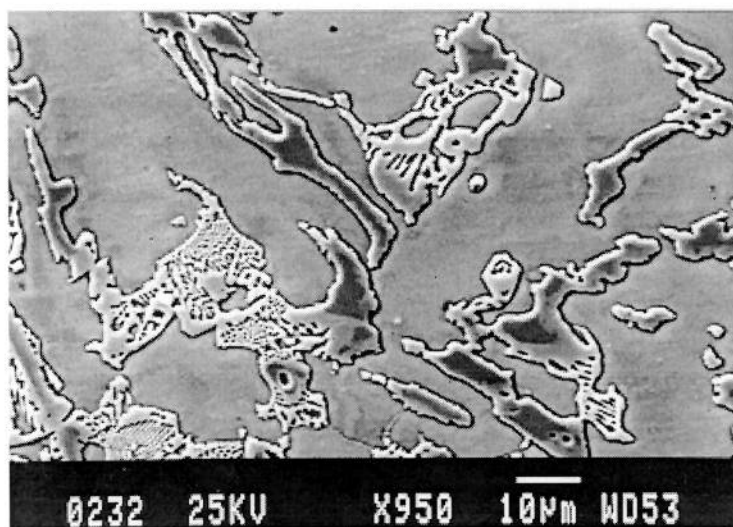


Figura 32: Microscopia eletrônica mostrando a morfologia de carboneto grossa da liga 7, na posição de menor velocidade de resfriamento

O resultado da análise química por EDX para as regiões “claras” e “escuras” da Figura 32, é apresentada na Tabela 15.

Tabela 15: Microanálise química por EDX para diferentes regiões dos carbonetos (% em massa, composição normalizada)

Carboneto	Fe	Cr	Mn	Ni	Mo	Si
“Escuro”	8,75	84,58	0,47	1,35	4,18	0,67
“Claro”	12,76	37,83	1,14	18,08	22,52	7,67

Nesta seção o enriquecimento em molibdênio na região próxima à interface matriz/carboneto é mais acentuado e pode ser explicado devido ao maior tempo para segregação com a menor velocidade de resfriamento.

6.3.2 CAVITAÇÃO

Os resultados do ensaio de cavitação para a Liga 7 estão apresentados na Figura 33 e verifica-se que a seção com maior velocidade de resfriamento (amostra 7.2) apresenta melhor desempenho quando comparada com a seção com menor velocidade de resfriamento (amostra 7.3). Esta liga apresenta uma resistência ao desgaste superior com relação ao AISI 304. A Tabela 16 compara as taxas de desgaste para a Liga 7 e o AISI 304.

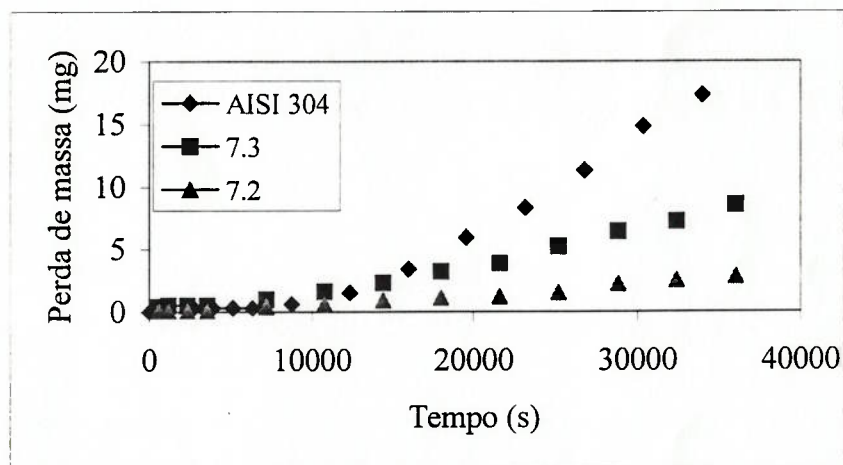


Figura 33: Resultados para o ensaio de cavitação da Liga 7

Tabela 16: Comparação entre as taxas de desgaste para o AISI 304 e as amostras da Liga 7

Amostra	Taxa de desgaste (mg/min)	Coefficiente de correlação
AISI 304	0,0450	0,99
7.2	0,0051	0,96
7.3	0,0158	0,99

A análise da Tabela 12 (página 60) mostra que a porcentagem de austenita variou de 58% na amostra 7.2 para 68% na amostra 7.3. Da mesma forma do que ocorrera na Liga 5, a austenita foi arrancada preferencialmente. Uma hipótese para explicar as diferenças nas taxas de desgaste é o aumento da fração volumétrica de austenita. Mas a influência dos carbonetos não pode ser desprezada uma vez que há aumento na sua fração volumétrica e refino na sua morfologia. Portanto pode-se supor que o papel do carboneto no que tange ao desgaste por cavitação depende de sua morfologia. Para os carbonetos finos há o aumento da resistência enquanto que, para carbonetos grossos a resistência à cavitação diminui.

6.4 LIGA 8

6.4.1 MICROESTRUTURA

A liga 8, apresenta uma microestrutura muito semelhante à da liga 5, sendo a diferença na composições químicas que é a adição de W e V. Nesta liga a microestrutura bruta de fundição é composta por carbonetos NbC e $M_{23}C_6$ fase sigma e austenita. Os resultados de dureza, micro dureza e metalografia quantitativa para a liga 8 são apresentados na Tabela 17. Uma visão geral da microestrutura é apresentada na Figura 34.

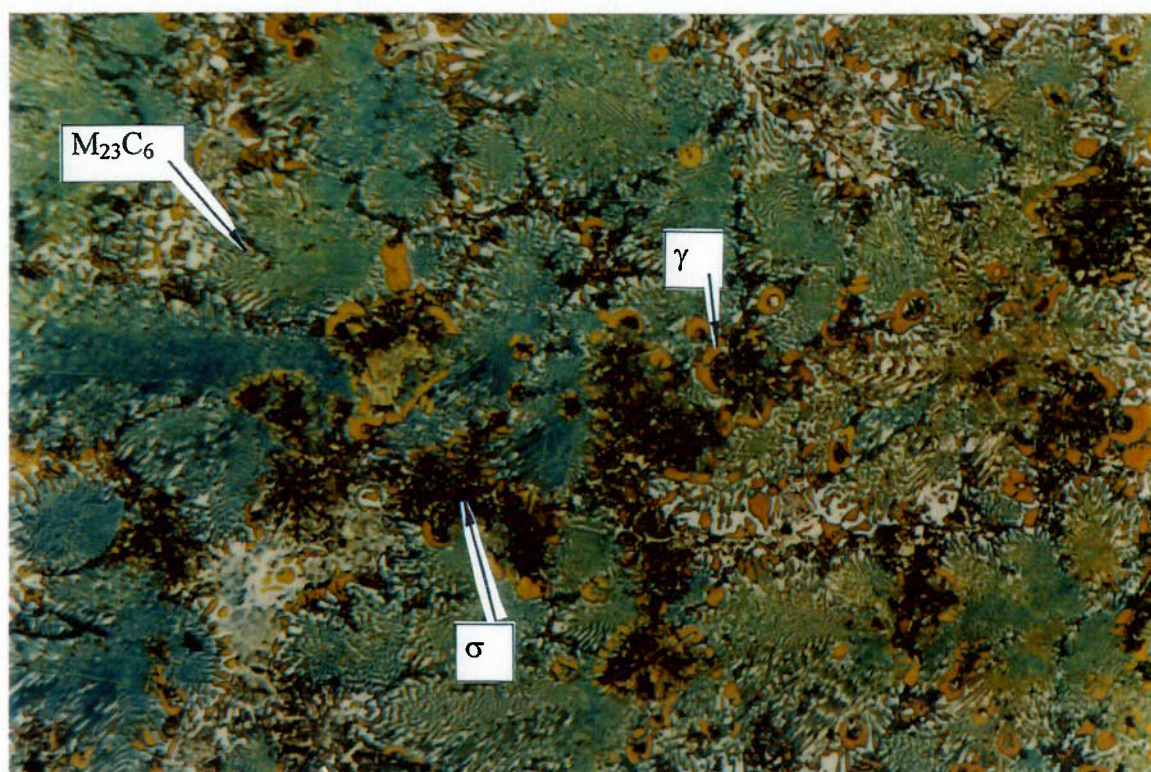


Figura 34: Micrografia óptica da liga 8, seção com menor velocidade de resfriamento (Ataque Behara II 200 X)

Tabela 17: Dureza, microdureza e metalografia quantitativa para a liga 8

Posição	Dureza	γ		σ	M ₂₃ C ₆		NbC
		H	V(%)	V(%)	H	V(%)	V(%)
2	513±16	274±20	48±1	14±1,0	-	33±1	5±0,2
3	498±9	-	29±1	32±1	1351±179	33±2	6±0,3

A morfologia dos carbonetos desta liga é semelhante àquela da liga 5: NbC na forma de lamelas e carbonetos de cromo, identificados como M₂₃C₆, na forma de espinha de peixe. Mesmo apresentando composição química semelhante à da liga 5, esta liga não apresenta ferrita e apresenta menor fração volumétrica de fase sigma. Ellis e Pollard⁷⁴, relataram que a precipitação de fase sigma em aço duplex, acontece em intervalos de tempo e temperaturas menores do que aquelas para aços de alta liga. Maehara e colaboradores⁷¹, mostraram que a taxa de precipitação de fase sigma, é maior

para menores teores de ferrita. Isto se deve ao fato de que com menores teores de ferrita, ocorre um enriquecimento de elementos que favorecem a precipitação de fase sigma (silício, molibdênio, tungstênio, vanádio, titânio e nióbio). Assim, a precipitação de fase sigma é mais rápida, embora a fração volumétrica seja menor. A diminuição da fração de austenita juntamente com o aumento de fase sigma, sugere que a fase sigma pode também se formar diretamente da austenita através de um outro mecanismo, além daquele descrito acima.

Em alguns pontos da microestrutura constata-se a presença de carbonetos com microestrutura duplex, mas não ocorrem em grande quantidade como na liga 7.

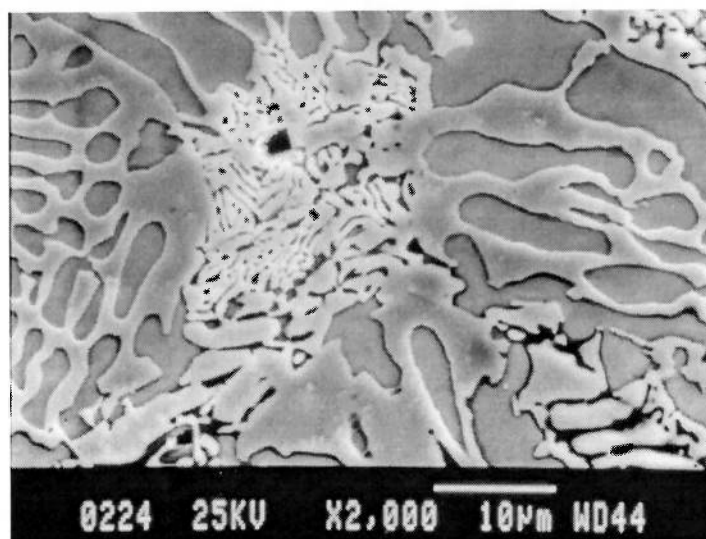


Figura 35: Microestrutura da liga 8, seção com menor velocidade de resfriamento

A microanálise química para as regiões “claras” e “escuras” do carboneto da Figura 35, apresentada na Tabela 18, revelou que os carbonetos apresentam microestrutura duplex com enriquecimento em nióbio.

Tabela 18: Microanálise química de diferentes regiões do carboneto da Figura 35

Carboneto	Mn	Cr	Fe	Ni	Si	Nb	Mo
Claro	0,08	7,14	7,05	1,09	0,11	84,53	-
Escuro	1,10	32,00	49,03	7,38	1,87	-	8,62

Diferentemente do que acontece na liga 7, não há apenas enriquecimento em determinado elemento: aqui a diferença entre as composições químicas locais indica a presença de carboneto NbC.

6.4.3 CAVITAÇÃO

Os resultados dos ensaios de cavitação para a Liga 8 são apresentados na Figura 36 e verifica-se que a seção com maior velocidade de resfriamento (amostra 8.2) apresenta melhor desempenho quando comparada com a seção com menor velocidade de resfriamento (amostra 8.3). A amostra 8.3 praticamente não sofreu desgaste, somente apresentando perda de massa após aproximadamente 30000 segundos (7 horas) de ensaio. Esta liga apresenta uma resistência ao desgaste superior com relação ao AISI 304

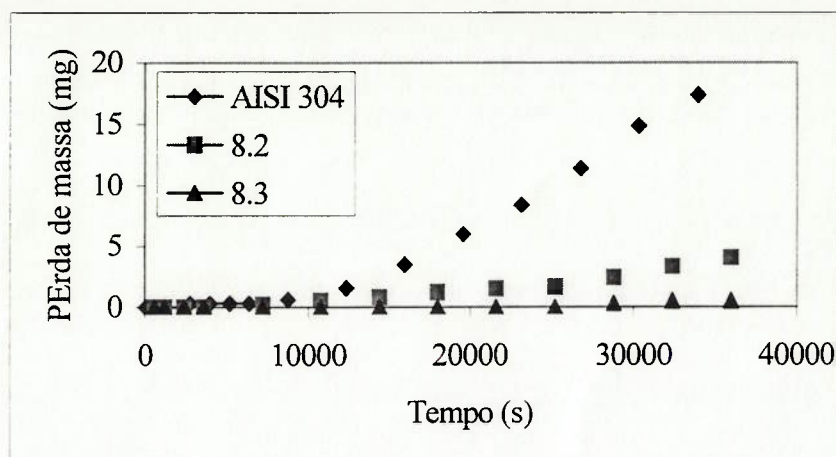


Figura 36: Resultados dos ensaios de cavitação para a Liga 8 e comparação com AISI 304

Tabela 19: Comparação entre as taxas de desgaste para Liga 8 e o AISI 304

Amostra	Taxa de desgaste (mg/min)	Coefficiente de correlação
AISI 304	0,045	0,9933
8.2	0,0076	0,9387
8.3	0,2*	-

* Perda de massa total para a duração do ensaio.

Analisando-se a Tabela 17, na página 66, nota-se que a amostra 8.3 apresenta uma maior quantidade de fase sigma devido à menor velocidade de resfriamento e uma diminuição da fração volumétrica de austenita.

De maneira semelhante ao que aconteceu com a Ligas 7, a diminuição da fração de austenita melhora a resistência ao desgaste. Para esta liga o aumento da fração volumétrica de fase sigma leva ao aumento da resistência ao desgaste talvez porque a fase sigma se forme a partir da austenita diminuindo a fração desta fase.

7. CONSIDERAÇÕES SOBRE O COMPORTAMENTO À CAVITAÇÃO DAS LIGAS 5, 7, E 8

A comparação entre as taxas de desgaste para os ensaios realizados com as diferentes amostras é apresentada na Figura 37.

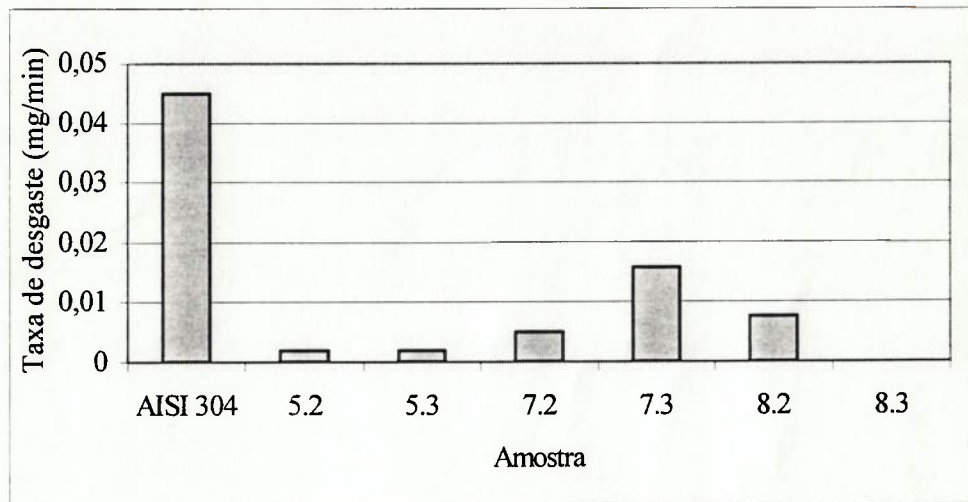


Figura 37: Comparação entre as taxas de desgaste obtidas

Nota-se que todas as ligas apresentaram uma resistência ao desgaste por cavitação muito superior à do AISI 304. Em todas as ligas a austenita foi a fase arrancada preferencialmente e de maneira geral a diminuição da fração volumétrica desta fase aumenta a resistência ao desgaste. A Tabela 20 apresenta a relação entre fração volumétrica de austenita, fase sigma e resistência ao desgaste para as amostras ensaiadas.

Tabela 20: Taxa de desgaste e frações volumétricas de austenita (γ) e de fase sigma (σ)

Amostra	Taxa de desgaste (mg/min)	Fração de γ (%)	Fração de σ
AISI 304	0,045	100	-
5.2	0,002	9	47
5.3	0,002	8	61
7.2	0,0051	58	-
7.3	0,0158	68	-
8.2	0,0076	48	14
8.3	0	29	32

A Figura 38 relaciona a taxa de desgaste com a fração volumétrica de austenita.

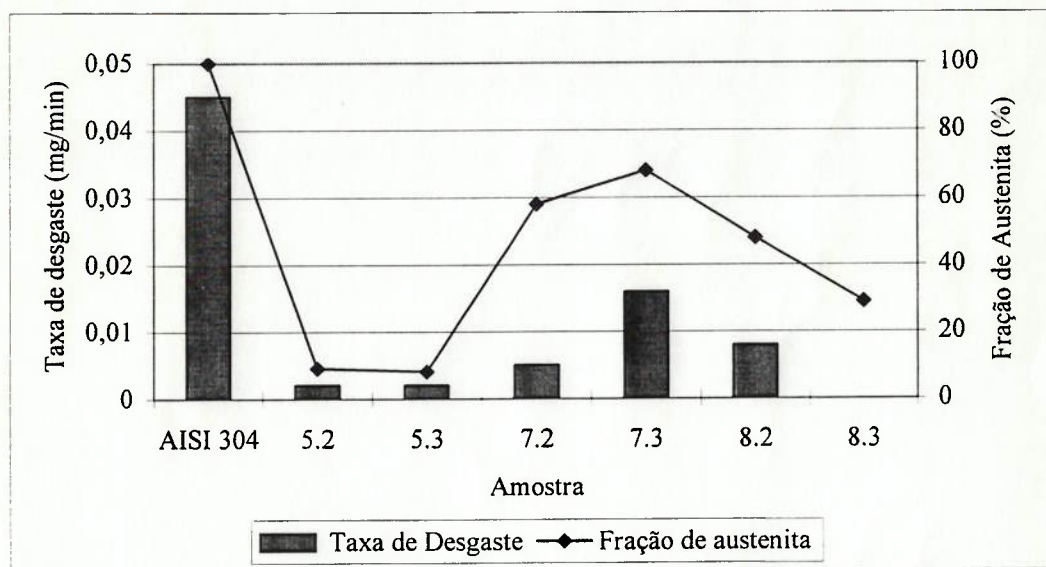


Figura 38: Relação entre taxa de desgaste e fração de austenita

Analisando-se a Figura 38, fica clara a relação entre taxa de desgaste e fração de austenita. Para a Liga 5 a fração volumétrica de austenita se mantém aproximadamente constante nas duas amostras ensaiadas e desta forma, também sua resistência ao desgaste. As amostras da Liga 8 apresentam valores intermediários para as frações volumétricas de austenita e fase sigma, se comparadas com as amostras da Liga 5, conforme mostra a Tabela 20. Há a uma diminuição significativa da quantidade de austenita e um aumento da quantidade de fase sigma, entre as amostras 8.2 e 8.3. O aumento da fase sigma pode ter influenciado o comportamento ao desgaste para esta

liga uma vez que um mecanismo possível para a formação de sigma seria a formação desta a partir da austenita e diminuindo sua fração total.

A resistência ao desgaste da Liga 7 que apresenta uma microestrutura constituída apenas por austenita e carbonetos, também aumenta com a diminuição de austenita. Deve-se considerar também a diferença entre as morfologias de carbonetos. A seção com carbonetos finos, além de apresentar a menor fração volumétrica de austenita, dificulta o arrancamento de material ao dificultar a deformação da matriz. Em relação às duas outras ligas, esta apresenta as maiores quantidades de austenita tendo em decorrência o pior desempenho quanto à cavitação dentre as três ligas.

8. CONCLUSÕES

As ligas estudadas neste trabalho apresentaram a microestrutura bruta de fundição descrita resumidamente abaixo:

Liga 5: Carbonetos de cromo M_7C_3 e $M_{23}C_6$ e carboneto de nióbio NbC. Ainda há a presença de austenita e fase sigma. A ferrita pode estar presente dependendo da velocidade de resfriamento. Com a diminuição da velocidade de resfriamento há a formação de fase sigma a partir da ferrita, que pode consumir completamente esta fase.

Liga 7: Carbonetos de cromo e austenita. Não há a presença de ferrita e nem de fase sigma. O aumento da velocidade de resfriamento provoca um refino na morfologia dos carbonetos passando a uma morfologia mais fina. Não foi possível verificar neste trabalho quais os mecanismos que atuam nesta morfologia

Liga 8: Carbonetos de cromo M_7C_3 e $M_{23}C_6$ e carboneto de nióbio NbC. Ainda há a presença de austenita e fase sigma. Não foi verificada a presença de ferrita nesta liga.

A intensidade de dano em ensaios de cavitação é maior para o ensaio direto do que para o ensaio indireto.

A microestrutura é o fator determinante na resistência de uma liga à cavitação. Para as ligas estudadas neste trabalho, a austenita é a fase que sofre arrancamento preferencial. Portanto sua resistência ao desgaste depende da fração volumétrica desta fase. Para a Liga 8 a elevação da fração volumétrica de fase sigma da seção de maior

velocidade de resfriamento para a seção de menor velocidade de resfriamento, aumentou a resistência ao desgaste já que este aumento se deu às custas da diminuição da austenita.

Quando se considera os carbonetos a morfologia é também fator predominante. Para uma mesma liga, carbonetos com uma morfologia mais fina, são mais adequados para melhorar a resistência ao desgaste por cavitação.

Para as ligas estudadas neste trabalho, mostrou-se que as diferentes velocidades de resfriamento alteram significativamente a microestrutura bruta de fundição. Este é um fator importante a ser levado em conta quando do projeto de peças fundidas, nas quais diferentes seções apresentam diferentes taxas de resfriamento. As diferentes microestruturas respondem de maneiras diferentes à solicitação da cavitação e, no caso do componente ser utilizado em estado bruto de fundição, diferentes partes de uma mesma peça poderão apresentar resistência ao desgaste muito diferentes entre si, podendo comprometer a performance de um equipamento.

9. TRABALHOS FUTUROS

Esclarecer o papel da transformação martensítica na resistência à cavitação.

Estudo da influência da corrosão sobre a cavitação. Sabe-se que interação entre desgaste e corrosão é sinérgica, mas não há um mecanismo que explique esta interação.

Determinar a seqüência de solidificação das ligas estudadas para que a microestrutura bruta de fundição possa ser melhor controlada para que se possa empregar componentes fabricados com estes materiais em estado bruto de fundição.

10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ¹.HANSON, C.M., HANSON, L.H.; Cavitation Erosion **ASM HANDBOOK**, 10 ed., Vol 18, FRICTION LUBRICATION AND WEAR TECHNOLOGY, pag. 214-220.
- ².PROCOPIACK, L., SINATORA, A., BUSCHENELLI, A.; Comportamento à erosão por cavitação de três revestimentos soldados de aços inoxidáveis, **SEMINÁRIO DE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE**, 3. Fortaleza, 1994. **Anais** Fortaleza, ABM, 1994. p. 167-80.
- ³.ZHIZHONG, L., JIN, ZOU, Effect of Laser Processing on the Cavitation Erosion of Cr-Mo-Cu Alloy Cast Iron, **WEAR**, 116 (1987), No. 2 pag. 249-260
- ⁴.TOMLINSON, W.J., TALKS, M.G., Laser Surface Processing and the Cavitation Erosion of 1 16% Cr White Cast Iron, **WEAR** (139) 1990, pag. 269-284
- ⁵.WANG, B.Q., HERMAN, H. Cavitation Erosion of TiN films Produced by Ion-Beam-Enhanced deposition at Room Temperature. **WEAR** 134 (1989) pag. 311-319
- ⁶.GIBSON, R.C., HAYDEN, H.W., BROPHY, J.H. Properties of Stainless Steels With a Microduplex Structure, **TRANSACTIONS OF THE ASM**, Volume 61, 1968, pag. 85 - 93
- ⁷.WISCHNOWSKI, F. **Comunicação privada**
- ⁸.IBACH, A., Verschleissverhalten von Nichtrosteden ferritsch-austenitischen Duplex-Stählen - Abrasion und Erosion, RUHR UNIVERSITÄT BOCHUM, **TESE DE DOUTORADO**, 1994
- ⁹.KORNFELD, M., SUVOROV, L. On the Destructive Action of Cavitation. **JOURNAL OF APPLIED PHYSICS**, Vol. 15, Jun 1944, pag. 495-505
- ¹⁰.HAMMIT, F.G., **Cavitation and Multiphase Flow Phenomena**, 1 ed. New York, McGraw-Hill Book Company, 1980.
- ¹¹.HARVEY, E.N., McELROY, W.D., WHITELEY, A.H. On Cavity Formation in Water, **JOURNAL OF APPLIED PHYSICS**, Vol. 18, n. 2, pag. 162-172, 1947 apud referência 10
- ¹².RAYLEIGH, On the Pressure Developed in a Liquid during the Collapse of a Spherical Cavity. **PHILOSOPHICAL MAGAZINE**, Vol. 34 Ago. 1917, pag. 94-98
- ¹³.HICKLING, R. Some Physical Effects of Cavity Colapse in Liquids, **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING**, March 1966, pag, 229-235

- ¹⁴.FUJIKAWA, S., AKAMATSU,T. Effects of the non Equilibrium Condensation of Vapour on the Pressure Wave Produced by the Collapse of a Bubble in a Liquid **JOURNAL OF FLUID MECHANICS** (1980), Vol. 97, pag. 481-512
- ¹⁵.HUNTER, C. On the Collapse of an Empty Cavity in Water **JOURNAL OF FLUID MECHANICS**, (1960), Vol. 8, pag. 241-263
- ¹⁶.BRENNEN, C.E. **Cavitation and Bubble Dynamics**, 1 ed., 1995, , Oxford University Press (OXFORD ENGINEERING SERIES 44).
- ¹⁷.FLORSCHUETZ, L.W., CHAO, B.T., On the Mechanics of Vapour Bubble Collapse, **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF HEAT TRANSFER**, May 1965, pag. 209-220.
- ¹⁸.SCHLICHTING, H. **Boundary Layer Theory**, 7 ed. 1979, New York, McGRAW-HILL BOOK COMPANY.
- ¹⁹.FOX, R.W., McDONALD, A. T, **Introdução à Mecânica dos Fluidos**, 3 ed. 1988, Rio de Janeiro, Ed. Guanabara S. A.
- ²⁰.HICKLING, R, PLESSET, M.S. Collapse and Rebound of a Spherical Bubble in Water, **PHYSICS OF FLUIDS**, Vol 7, 1964, pag. 7-14 apud Referência 16.
- ²¹.HAMMIT, F.G., Damage to Solids by Cavitation, **PROCEEDINGS OF THE ROYAL SOCIETY OF LONDON**, Ser. A, Vol 260, pag., 1966
- ²².HOLL, J.W., The Inception of Cavitation on Isolated Surface Irregularities, **TRANSACTIONS OF ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING**, Mar., 1960, pag. 169-183.
- ²³.PLESSET, M.S, Shockwaves from Cavity Collapse, **PROCEEDINGS OF THE ROYAL SOCIETY, LONDON**, Vol. 260 A, 1966, pag 241-244
- ²⁴.NAUDÉ, C.F., ELLIS, A .T. On the Mechanism of Cavitation Damage by Nonhemispherical Cavities Collapsing in Contact With a Solid Bounary. **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING** December 1961, pag. 648-656
- ²⁵.BENJAMIN, T.B., ELLIS, A.T., The Collapse of Cavitation Bubbles and the Pressures Thereby Produced Against Solid Boundaries., **PROCEEDINGS OF THE ROYAL SOCIETY, LONDON**, Ser. A, Vol. 260, pag. 221-240, 1966.
- ²⁶.LAUTERBORN, W., BOLLE, H. Experimental Investigations of Cavitation Bubble Collapse in the Neighbourhood of a Solid Boundary, **JOURNAL OF FLUID MECHANICS** (1975), Vol. 72, part 2, pag. 391-399

- ²⁷.SHIMA, A . NAKAJIMA, K. The Collapse of a Non-hemispherical Bubble attached to a Solid Wall. **JOURNAL OF FLUID MECHANICS** (1977), Vol. 80, part 2, pag. 369-391.
- ²⁸.IVANY, R.D.; HAMMIT, F.G. Cavitation Bubble Collapse in Viscous Compressible Liquids-Numerical Analysis, **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING**, Dez. 1965, pag. 977-985.
- ²⁹.OKADA, T., IWAI, Y., AWAZU, K., A Study of Cavitation Bubble Collapse Pressures and Erosion Part 1: A Method for Measurement of Collapse Pressures, **WEAR**, 133 (1989), pag. 219-232
- ³⁰.OKADA, T., IWAI, Y., TANAKA, S., A Study of Cavitation Bubble Collapse Pressures and Erosion Part 2: Estimation of Erosion From the Distribution of Bubble Collapse Pressures **WEAR**, 133 (1989) pag. 233-243
- ³¹.MOMMA, T., LICHTAROWICZ, A. A Study of Pressures and Erosion Produced by Collapsing Cavitation, **WEAR** 186-187 (1995) pag. 425-436
- ³².PREECE, C.M., BRUNTON, J.H., A Comparison of Liquid Impact Erosion and Cavitation Erosion, **WEAR** 1980, n. 60 pag. 269-284.
- ³³.VYAS, B., PREECE, C. M., Stress Produced in a Solid by Cavitation, **JOURNAL OF APPLIED PHYSICS**, Vol. 47, n. 12, pag. 5133-5138, Dez. 1976
- ³⁴.1992 **ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS**, Standard Test Methods for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, G 32-92.
- ³⁵.PREECE, C.M. Cavitation Erosion **TREATISE ON MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY**, Vol 16, pag. 249-308
- ³⁶.RAO, P.V., BUCKLEY, D.H., Predictive Capability of Long Term Cavitation and Liquid Impingement Erosion Models, **WEAR**, 94 (1984), pag. 259-274
- ³⁷.THIRUVENGADAM, A., A Unified Theory of Cavitation Damage, **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING**, September 1963 pag. 365-376
- ³⁸.RICHMAN, R.H., McNAUGHTON, W.P. Correlation of Cavitation Erosion Behavior with Mechanical Properties of Metals, **WEAR**, 140 (1990) pag. 63-82
- ³⁹.OKADA, T. Corrosive Liquid Effects on Cavitation Erosion, **JOURNAL OF SHIP RESEARCH**, Vol. 25, No. 4, Dec. 1981, pag.271-284.
- ⁴⁰.PREISER, H.S.; TYTELL, B.H., The Electrochemical Approach to Cavitation Damage and Its Prevention, **CORROSION** Vol. 17, November, 1961, pag. 107-121

- ⁴¹.VYAS, B.; HANSSON, I.L.H., The Cavitation Corrosion of Stainless Steels, **CORROSION SCIENCE**, Vol. 30, n. 8/9, pag. 761-770, 1990.
- ⁴².SHALABY, H.M., AL-HASHEM, A., AL-MAZEEDI, H., ABDULLAH, A. Field and Laboratory Study of Cavitation Corrosion of Nickel Aluminium Bronze in Sea Water, **BRITISH CORROSION JOURNAL**, 1995, Vol. 30, No. 1, pag. 63-70
- ⁴³.BIRKIN, P.R., SILVAMARTINEZ, S. A Study of Ultrasound on Electrochemical Phenomena, **ULTRASONICS SONOCHEMISTRY**, April 1997, Vol. 4, pag. 121-122 (**RESUMO**).
- ⁴⁴.DEZHKUNOV, N.V., KULAK, A I., FRANCESCUTTO, A., The effect of Ultrasonic Cavitation on Model Electrochemical Process, **ULTRASONICS**, June 1996, Vol. 34, pag. 551-553 (**RESUMO**).
- ⁴⁵.GARCIA, R., HAMMIT, F.G. Cavitation Damage and Correlations With Material and Fluid Properties, **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING**, DECEMBER 1967, pag. 753-763
- ⁴⁶.VYAS, B., PREECE, C.M., Cavitation Erosion of Face Centerd Cubic Metals, **METALLURGICAL TRANSACTIONS** , Vol 8A, JUNE 1977, pag. 915-923
- ⁴⁷.PREECE, C.M., VAIDYA, S., DAKSHINAMOORTHY, S. Influence of Crystal Structure on the Failure Mode of Metals by Cavitation Erosion, **EROSION: PREVENTION AND USEFULL APPLICATIONS ASTM STP 664**. 1977, pag. 409-433,
- ⁴⁸.AHMED, S.M., HOKKIRIGAWA, K., ITO, Y., OBA, R., MATSUDAIRA, Y., Scanning Electron Microscopy Observation on the Incubation Period of Vibratory Cavitation Erosion, **WEAR**, 142 (1991), 303-314
- ⁴⁹.FELLER, H.G., KHARRAZI, Y., Cavitation Erosion of Metals and Alloys, **WEAR** , 1984, 93 pag. 249-260
- ⁵⁰.GARCIA, R., HAMMIT, F.G., Cavitation Damage and Correlation with Materials and Fluid Properties. **TRANSACTIONS OF THE ASME, JOURNAL OF BASIC ENGINEERING**, Vol. 89, pag. 753-763, 1967.
- ⁵¹.RAO, B.C.S., BUCKLEY, D.H., Deofrmation and Erosion of FCC Metals and Alloys under Cavitation Attack, **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING**, 67 (1984), pag. 55-67
- ⁵².VYAS, B., PREECE, C.M., Cavitation Induced Deformation of Aluminum, **EROSION, WEAR AND INTERFACES WITH CORROSION, ASTM STP 567**, 1974, pag 77-105

- ⁵³.HEATHCOCK, C. J, PROTHEROE, B. E., Cavitation Erosion of Stainless Steels., **WEAR** 80 (1982), pag 311-327
- ⁵⁴.WADE, E.H.R., PREECE, C.M., Cavitation Erosion of Iron and Steel, **METALLURGICAL TRANSACTIONS A** Vol. 9A, September 1978, pag. 1299-1310
- ⁵⁵.KARIMI, A., Cavitation Erosion of a Duplex Stainless Steel, **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING**, 86 (1987) 191-203
- ⁵⁶ KARIMI, A, MARTIN, J.L., Cavitation Erosion of Materials. **INTERNATIONAL METALS REVIEWS**, 1986, Vol. 31 , No. 1 pag. 1-26
- ⁵⁷.MATHIAS, M., GOCKE, A., POHL, M.,The Residual Stress, Texture and Surface changes in Steel Induced by Cavitation., **WEAR** 150, (1-2), pag. 11-21, 1991
- ⁵⁸.WOODFORD, D.A., Cavitation Erosion Induced Phase Transformation in Alloys, **METALLURGICAL TRANSACTIONS**, Vol 3, May 1972, pag. 1137-1145
- ⁵⁹.VAIDYA, S., MAHAJAN, S., PREECE, C.M., The Role of Twinning in the Cavitation Erosion of Cobalt Single Crystals, **METALLURGICAL TRANSACTIONS**, Vol, 11 A, July 1980, pag. 1139-1150
- ⁶⁰.VAIDYA, S., PREECE, C.M., Cavitation Induced Multiple Slip, Twinning and Fracture in Zinc Monocrystals, **SCRIPTA METALLURGICA**, Vol. 11, pag. 1143-1146, 1977
- ⁶¹.ZYLVA, I.M., HOUGARDY, H.P., Cavitation Behaviour of a Metastable Cr-Mn Austenite, **STEEL RESEARCH**, Vol. 65, n. 4, (1994), pag. 132-137
- ⁶².MARATRAY, F.,**HIGH CARBON MANGANESE AUSTENITIC STEELS**, Ed. The International Manganese Institute, 1995
- ⁶³.HEATHCOCK, C.J.; BALL, A.; PROTHEROE, B.E., Cavitation Erosion of Cobalt-Based Stellite alloys, Cemented Carbides and Surface-Treated Low Alloy Steels, **WEAR**, 74 (1981-1982) n. 1, pag. 11-26
- ⁶⁴.OKADA, T., IWAI, Y.,YAMAMOTO, A., A Study of Cavitation Erosion of Cast Iron, **WEAR**, 84 (1983), pag. 297-312
- ⁶⁵ SIMONEAU, R. Cavitation Erosion and Deformation Mechanisms of Ni and Co Austenitic Stainless Steels. **PROCEEDINGS of SEVENTH INTERNATIONAL CONFERENCE – EROSION BY LIQUID AND SOLID IMPACT**, Cambridge, England 7-10 september 1987, pag 32-1; 32-8

- ⁶⁶.RICHMAN, R.H., Deformation Induced Martensite and Resistance to Cavitation Erosion, **JOURNAL DE PHYSIC IV**, December 1995, Vol. 5, pag. 1193-1198 (RESUMO).
- ⁶⁷ SINATORA, A. **Efeito do Silício na Solidificação e Tratamentos Térmicos dos ferros Fundidos Brancos de Alto Cromo**. Tese (Livre Docência), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 217 pag. 1996
- ⁶⁸.ASM, Alloy Cast Iron, **METALS HANDBOOK**, Vol 1 PROPERTIES AND SELECTION: IRON AND STEELS 9 ed.
- ⁶⁹.IBACH, A , **Verschleissverhalten von nichtrostenden ferritsch - austenitschen Duplex Stählen - Abrasion und Erosion**. Tese (Doutorado) RUHR UNIVERSITÄT BOCHUM, 169 pag. 1994
- ⁷⁰.NETO, P.L.C, **Estatística**, Ed Edgar Blücher 1977
- ⁷¹.MAEHARA, Y., OHMORI, Y., FUJINO, N., KUNITAKE, T., Effects of Alloying Elements on σ phase Precipitation in δ - γ Duplex Phase Stainless Steels. **METAL SCIENCE**, VOL 17, NOVEMBER 1983, pag. 541-547
- ⁷².LENA, A.J., Sigma Phase a Review, **METAL PROGRESS**, JULY 1954, pag. 86-90
- ⁷³.DeMELLO, J.D.B., DURAND-CHARRE, M.,HAMAR-THIBAUT,S., Solidification and Solid State Transformations During Cooling of Chromium-Molybdenum White Cast Iron, **METALLURGICAL TRANSACTIONS A**, Vol. 14 A, September 1983, pag. 1793-1801.
- ⁷⁴.ELLIS, R.G., POLLARD, G., The Observation of Sigma Phase After Short Aging Times in a Duplex Steel, **JOURNAL OF THE IRON AND STEEL INSTITUTE**, AUGUST 1970 pag. 783-784