

ANDRÉIA RANZAN

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA TRANSFORMAÇÃO
MARTENSÍTICA NO SINERGISMO CORROSÃO-DESGASTE
DOS AÇOS AISI 304, AISI 316 E AISI 420**

**Tese apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para a
obtenção do Título de Doutor em
Engenharia**

São Paulo
2004

ANDRÉIA RANZAN

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA TRANSFORMAÇÃO
MARTENSÍTICA NO SINERGISMO CORROSÃO-DESGASTE
DOS AÇOS AISI 304, AISI 316 E AISI 420**

**Tese apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para a
obtenção do título de Doutor em
Engenharia**

**Área de concentração:
Engenharia Mecânica**

**Orientador:
Prof. Titular
Dr. Deniol Katsuki Tanaka**

**São Paulo
2004**

Para João, Carolina e Juliana.
É preciso impor a si mesmo algumas metas
para se ter a coragem de alcançá-las.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Deniol Katsuki Tanaka, confiando-me a realização deste trabalho com liberdade e autonomia e, por ter me ensinado muito mais que desgaste e corrosão.

Ao Prof. Dr. Amilton Sinatora e Prof. Dr. Roberto Martins de Souza, pelos ensinamentos e convívio nestes anos de estudo.

À Dra. Márcia Marie Maru, pelas sugestões, incentivo e apoio durante este período.

Ao Eng. MSc. Luiz Henrique Dias Alves, da empresa Maxion Fundição e Equipamentos Ferroviários, pelas análises de absorção atômica dos materiais estudados.

Ao Eng. Luis Henrique Piazzentini, pela colaboração na realização dos ensaios de desgaste por cavitação.

À Dra. Clarice Kunioshi, do Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, pela permissão e realização da microscopia eletrônica de varredura.

À Silene e ao Sidney M. Carneiro da Silva, pela paciência e compreensão.

Aos colegas técnicos, engenheiros, mestrandos e doutorandos do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) do Depto. de Eng. Mecânica, e do Laboratório de Metalografia do Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, pela paciência que me foi destinada durante momentos importantes deste trabalho.

Aos amigos que ficaram pelo apoio e companherismo e também àqueles amigos que foram, mas deixaram ensinamentos não só acadêmico, mas para a vida.

À FAPESP, pelo financiamento deste trabalho através do projeto 99/06239-6

RESUMO

Esta Tese apresenta um estudo experimental da influência da transformação martensítica no sinergismo corrosão-desgaste. Foram realizados dois tipos de ensaios de desgaste: deslizamento pino-sobre-disco e cavitação. Os materiais metálicos estudados foram os aços inoxidáveis AISI 304, AISI 316 e AISI 420. As condições do meio para o desgaste por deslizamento foram: a seco e na solução a NaCl 3,5 % e em água destilada. Os ensaios de desgaste por cavitação foram realizados em água destilada e na solução aquosa de NaCl 3,5 %. O desgaste foi avaliado por perda de massa, variação do coeficiente de atrito, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. Nos ensaios de corrosão foram utilizadas solução aquosa de NaCl 3,5%. A corrosão foi estudada pelo método eletroquímico de polarização potenciodinâmico e por ensaios gravimétricos de imersão. A ocorrência da transformação martensítica influenciou o comportamento destes materiais frente à resistência ao desgaste e a corrosão e, o sinergismo atuante no sistema foi significativo. Diferenças foram notadas nas morfologias superficiais entre os resultados de desgaste por deslizamento e o desgaste por cavitação.

Palavras-chave: desgaste, corrosão, sinergismo, aço inoxidável, cavitação, deslizamento pino-sobre-disco, transformação martensítica.

ABSTRACT

This Thesis presents an experimental study of the influence of martensitic transformation on the wear-corrosion synergism. Two sets of wear tests were performed: pin-on-disk sliding wear and cavitation tests. The tested metallic materials were: AISI 304, AISI 316 and AISI 420 stainless steels. The performed testing conditions were: dry and in 3,5 % NaCl solution sliding wear tests, and the cavitation tests were performed in distilled water and aqueous NaCl 3,5 % solution. The wear behavior was evaluated by mass loss, friction coefficient measurements, scanning electronic microscopy and X-ray diffraction analysis. For the corrosion tests environment aqueous 3,5 % NaCl solution was used. The corrosion behaviors were evaluated through potentiodynamic polarization and gravimetric immersion tests. Martensitic transformation had major influence on the wear and corrosion resistance of studied materials. Surfaces morphology differences were observed between the cavitation and sliding wear test results.

Key words: wear, corrosion, synergism, stainless steel, cavitation, sliding pin-on-disk, martensitic transformation.

LISTA DE SÍMBOLOS

Parâmetros Numéricos

F^γ :	energia livre da fase austenita
$F^{\alpha'}$:	energia livre da fase martensita
T_0 :	temperatura inicial [°C] ou [F]
$\Delta G_e^{\gamma \rightarrow \alpha'}$:	variação da energia mecânica da transformação da fase austenita para a fase martensita devido à deformação
M_s :	temperatura de formação da fase martensita [°C] ou [F]
M_s' :	temperatura de formação da fase martensita por deformação [°C] ou [F]
$\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$:	variação da energia livre da transformação da fase austenita para a fase martensita
ε :	deformação verdadeira
A_0 :	área inicial [mm ²] ou [cm ²]
A :	área final [mm ²] ou [cm ²]
l_0 :	comprimento inicial [mm] ou [cm]
l :	comprimento final [mm] ou [cm]
α :	dilatação linear
M_{d30} :	temperatura de deformação da fase martensita com 30% de deformação [°C] ou [F]
E_{VM} :	tensão real efetiva de Von Mises
L :	fase líquida
γ :	fase austenita
α' :	fase martensita
α :	fase ferrita
P :	pressão hidrostática
U :	velocidade na interface
R_0 :	raio inicial da microbolha
R :	raio instantâneo da microbolha
ρ :	densidade do líquido
p :	pressão de colapso
r :	distância a partir do centro da microbolha

P :	perda de massa
M_o :	remoção de material pela ação mecânica
C_o :	remoção de material pela ação corrosiva
S_m :	remoção de material pela ação sinérgica
W_{cm} :	perda de massa total do material
S'_{cm} :	aumento da perda de material por desgaste mecânico
I :	corrente medida [A] ou [mA]
I_c :	corrente de corrosão [A] ou [mA]
ϕ :	potencial de polarização
β_a :	constante anódica de Tafel
β_c :	constante catódica de Tafel
R_{po} :	resistência de polarização [Ω]
i_c :	densidade de corrente de corrosão [A/cm^2]
i_p :	densidade de corrente passiva [A/cm^2]
E :	potencial de polarização [mV]
HB :	dureza Brinell
2θ :	ângulo de difração
\varnothing :	diâmetro [mm]
P :	perda de massa [mg] ou [mg/cm^2]
E_c :	potencial de corrosão [mV]
E_p :	potencial de pite [mV]

Abreviaturas

CFC :	cúbico de face centrada
ET :	eletrodo de trabalho
ER :	eletrodo de referência
CE :	contra eletrodo

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 Produção brasileira de aço inoxidável [NUCLEO INOX, 2004].....	21
Figura 2 Consumo brasileiro de aço inoxidável [NUCLEO INOX, 2004].	21
Figura 3 Influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos [AÇOS FINOS PIRATINI, 1998].	25
Figura 4 Diagrama ternário do sistema Fe-Cr-Ni [RHODES; THOMPSON, 1977].	27
Figura 5 Efeito da tensão aplicada na transformação martensítica [LLEWELYN, 1997].	28
Figura 6 Formação de martensita por deformação de tração para diferentes temperaturas de deformação para o aço AISI 304 [ANGEL, 1954].	29
Figura 7 Fração de martensita formada no aço AISI 304 em função do tempo de cavitação [CUPPARI, 1998].	31
Figura 8 Comportamento da dureza em função da formação de martensita em ensaios de tração para diferentes teores de carbono em aços inoxidáveis austeníticos [ANGEL, 1954]. ..	32
Figura 9 Fração volumétrica de martensita do aço AISI 304 formada à temperatura ambiente em ensaios com diferentes taxas de deformação [MURR; STAUDHAMMER; HECKER, 1982].	33
Figura 10 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [WASHKO; AGGEN, 1992].	34
Figura 11 Ampliação do campo austenítico em função de: (a) com baixo teor de nitrogênio e variação do teor de cromo e carbono, (b) com baixo teor de carbono e variação do teor de cromo e nitrogênio, (c) com variação do teor de níquel [LOVEJOY, 1977].	36
Figura 12 Influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos [AÇOS FINOS PIRATINI, 1998].	39
Figura 13 Estabilização da interface gás + vapor / líquido em uma microtrinca [HAMMIT, 1980].	41
Figura 14 Fenômeno de nucleação e colapso de microbolhas e a emissão de ondas de choque [HAMMIT, 1980].	44
Figura 15 Efeito do teor de ar sobre o dano por cavitação para liga de alumínio [HAMMIT, 1980].	45
Figura 16 Modelos de formação de microjatos [HAMMIT, 1980].	46
Figura 17 Evolução típica em 4 estágios do dano por cavitação.	48
Figura 18 Modelo de desgaste abrasivo-corrosivo [BATCHELOR; STACHOWIAK, 1988]. ..	57
Figura 19 Curvas de polarização do aço inoxidável AISI 304 e aço Cr-Ni-Mo sob condições estática e de deslizamento [JIANG, TAO, YANG, 1993].	63
Figura 20 Microestrutura do Aço AISI 304 para o desgaste por deslizamento (100X, Ácido Oxálico 10%).	68
Figura 21 Microestrutura do Aço AISI 316 para o desgaste por deslizamento (100X, Ácido Oxálico 10%).	68
Figura 22 Microestrutura do Aço AISI 420 para o desgaste por deslizamento (100X, Villela 10s).	69

Figura 23 Microestrutura do Aço AISI 304 para o desgaste por cavitação (200X, Ácido Oxálico 10%).....	69
Figura 24 Microestrutura do Aço AISI 316 para o desgaste por cavitação (200X, Ácido Oxálico 10%).....	70
Figura 25 Microestrutura do Aço AISI 420 para o desgaste por cavitação (100X, Villela 10s).	70
Figura 26 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 304 para os ensaios de desgaste por deslizamento ($\alpha' \leq 2\%$, $\gamma = 98\%$).	73
Figura 27 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 316 para os ensaios de desgaste por deslizamento ($\gamma = 100\%$).	73
Figura 28 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 420 para os ensaios de desgaste por deslizamento ($\alpha' = 77\%$, $\gamma = 23\%$).	74
Figura 29 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 304 para os ensaios de desgaste por cavitação ($\alpha' = 3\%$, $\gamma = 97\%$).	74
Figura 30 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 316 para os ensaios de desgaste por cavitação ($\gamma = 100\%$).	75
Figura 31 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 420 para os ensaios de desgaste por cavitação ($\alpha' = 98\%$, $\gamma \leq 2\%$).	75
Figura 32 (a) Aspecto geral da instalação para ensaios de desgaste por cavitação e (b) esquema do posicionamento do corpo-de-prova para ensaios de desgaste por cavitação.....	77
Figura 33 (a) Aspecto geral da instalação para ensaios de desgaste por deslizamento e (b) geometria do corpo-de-prova para ensaios de desgaste por deslizamento.	79
Figura 34 Esquema de montagem utilizado para a realização de ensaios de polarização potenciodinâmica.....	81
Figura 35 Variação da perda de massa do aço AISI 304 em água destilada e em NaCl 3,5%. 83	
Figura 36 Variação da perda de massa do aço AISI 316 em água destilada e em NaCl 3,5%. 84	
Figura 37 Variação da perda de massa do aço AISI 420 em água destilada e em NaCl 3,5%. 84	
Figura 38 Superfície do aço AISI 420 com 120 minutos de desgaste em NaCl com presença de carbonetos de cromo.	88
Figura 39 Superfície do aço AISI 304 polida com lixa 320.	89
Figura 40 Superfície do aço AISI 316 polida com lixa 320.	89
Figura 41 Superfície do aço AISI 420 polida com lixa 320.	90
Figura 42 Superfície do aço AISI 304 com 120 minutos de cavitação em água destilada.....	91
Figura 43 Superfície do aço AISI 316 com 120 minutos de cavitação em água destilada.....	91
Figura 44 Superfície do aço AISI 420 com 120 minutos de cavitação em água destilada.....	92
Figura 45 Superfície do aço AISI 304 com 120 minutos de cavitação em NaCl.	93
Figura 46 Superfície do aço AISI 420 com 120 minutos de cavitação em NaCl.	93
Figura 47 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 304 após 15 minutos de cavitação ($\alpha' = 5\%$, $\gamma = 95\%$).	94

Figura 48 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 304 após 120 minutos de cavitação ($\alpha' = 21\%$, $\gamma = 79\%$).	95
Figura 49 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 316 após 15 minutos de cavitação ($\alpha' = 4\%$, $\gamma = 96\%$).	95
Figura 50 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 316 após 120 minutos de cavitação ($\alpha' = 17\%$, $\gamma = 83\%$).	96
Figura 51 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 420 após 15 minutos de cavitação ($\alpha' = 98\%$, $\gamma \leq 2\%$).	96
Figura 52 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 420 após 120 minutos de cavitação ($\alpha' = 98\%$, $\gamma \leq 2\%$).	97
Figura 53 Gráfico indicativo do teor de martensita formada em função do tempo de ensaio.	98
Figura 54 Variação da perda de massa do disco e do pino do aço AISI 304 em função da distância de deslizamento.	100
Figura 55 Variação da perda de massa do disco e do pino do aço AISI 316 em função da distância de deslizamento.	100
Figura 56 Variação da perda de massa do disco e do pino do aço AISI 420 em função da distância de deslizamento.	101
Figura 57 Comportamento do coeficiente de atrito a seco em função da distância percorrida dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.	104
Figura 58 Comportamento do coeficiente de atrito em NaCl 3,5% em função da distância percorrida dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.	104
Figura 59 Comportamento do coeficiente de atrito em água destilada em função da distância percorrida dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.	105
Figura 60 Superfície do aço AISI 304 com lixa 320.	106
Figura 61 Superfície do aço AISI 316 com lixa 320.	107
Figura 62 Superfície do aço AISI 420 com lixa 320.	107
Figura 63 Superfície do disco do aço AISI 304 com 120 minutos de desgaste a seco.	109
Figura 64 Superfície do disco do aço AISI 316 com 120 minutos de desgaste a seco.	110
Figura 65 Superfície do disco do aço AISI 420 com 120 minutos de desgaste a seco.	110
Figura 66 Imagem por MEV das partículas de desgaste após 3000 m do aço AISI 316.	111
Figura 67 Imagem por MEV das partículas de desgaste após 3000 m do aço AISI 316 apresentando arredondamento nas bordas.	112
Figura 68 Imagem por MEV das partículas de desgaste após 3000 m do aço AISI 420.	112
Figura 69 Espectro de difração de raios-X da superfície desgastada por deslizamento do aço AISI 304 após 3000 m ($\alpha' = 18\%$, $\gamma = 82\%$).	113
Figura 70 Espectro de difração de raios-X da superfície desgastada por deslizamento do aço AISI 316 após 3000 m ($\gamma = 100\%$).	114
Figura 71 Espectro de difração de raios-X da superfície desgastada por deslizamento do aço AISI 420 após 3000 m ($\alpha' = 89\%$, $\gamma = 11\%$).	114

Figura 72 Gráfico indicativo do teor de martensita formada em função da distância de deslizamento.	115
Figura 73 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de cavitação, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 304.	117
Figura 74 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de cavitação, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 316.	118
Figura 75 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de cavitação, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 420.	118
Figura 76 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de deslizamento, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 304.	120
Figura 77 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de deslizamento, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 316.	121
Figura 78 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de deslizamento, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 420.	121
Figura 79 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por cavitação do aço AISI 304 em NaCl 3,5%.	125
Figura 80 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por cavitação do aço AISI 316 em NaCl 3,5%.	125
Figura 81 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por cavitação do aço AISI 420 em NaCl 3,5%.	126
Figura 82 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por deslizamento do aço AISI 304.....	128
Figura 83 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por deslizamento do aço AISI 316.....	128
Figura 84 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por deslizamento do aço AISI 420.....	129

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Dados históricos sobre a descoberta dos aços inoxidáveis (PADILHA; GUEDES, 1994).....	19
Tabela 2: Produção bruta de aço inox (milhões de toneladas) [NUCLEO INOX, 2004].	20
Tabela 3 Composição química dos aços austeníticos (%) [SOUZA, 1989].....	24
Tabela 4 Temperaturas de início da transformação martensítica [HEATHCOCK; PROTHEROE, 1982].	30
Tabela 5 Composição química dos aços inoxidáveis martensíticos [SOUZA, 1989].....	38
Tabela 6 O efeito do desgaste na corrosão de dois materiais [JLANG, TAO, YANG, 1993]. .	62
Tabela 7 Composição química dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 para os ensaios de desgaste por deslizamento (% massa).	66
Tabela 8 Composição química dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 para os ensaios de desgaste por cavitação (% massa).	66
Tabela 9 Relação de ângulos e planos das fases austenita(γ) e martensita(α).	72
Tabela 10 Perda de massa após 300 minutos de ensaio de cavitação em água destilada e em NaCl 3,5% para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.....	86
Tabela 11 Perda de massa após 3000 metros de ensaio de deslizamento à seco, em NaCl 3,5% e em água destilada para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420	102
Tabela 12 Resultados gerais dos ensaios de polarização potenciodinâmica dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.....	119
Tabela 13 Resultados gerais dos ensaios de polarização potenciodinâmica dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.....	122
Tabela 14 Cálculo do sinergismo após 300 minutos de ensaios de desgaste, corrosão e corrosão-desgaste por cavitação.	124
Tabela 15 Cálculo do sinergismo após 3000 m (4 horas) de ensaios de desgaste, corrosão e corrosão-desgaste por deslizamento.	127

SUMÁRIO

RESUMO

ABSTRACT

LISTA DE SÍMBOLOS

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

1. Introdução.....	17
2. Revisão Bibliográfica	19
2.1. Breve histórico.....	19
2.2. Aços inoxidáveis austeníticos.....	22
2.2.1. Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos	22
2.2.3.1. Composição química	26
2.2.3.2. Temperatura.....	27
2.2.3.3 Velocidade de deformação	32
2.2.3.4. Tamanho de grão	33
2.3. Aços inoxidáveis martensíticos	34
2.3.1. Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis martensíticos.....	37
2.4. Desgaste por cavitação	40
2.4.1. Nucleação de microbolhas.....	40
2.4.1.1. Colapso da microbolha e ondas de pressão	42
2.4.1.2. Colapso e formação de microjatos.....	46
2.4.2 Métodos de Avaliação dos Danos por Cavitação	47
2.5 Desgaste por deslizamento	50
2.5.1. Mecanismos de desgaste por deslizamento	51
2.5.1.1 Adesão	51
2.5.1.2. Reação triboquímica.....	52
2.5.1.3. Fadiga superficial	53
2.5.1.4. Abrasão.....	53
2.6. Sinergismo Corrosão-Desgaste.....	54
2.6.1. Proposições sobre sinergismo corrosão-desgaste	56
2.6.1.1. Proposição de Batchelor e Stachowiak.....	56
2.6.1.2. Proposição de Madsen.....	58
2.6.1.3. Proposição de Jiang	62
3. Objetivo do Trabalho.....	64
3.1. Sobre a resistência ao desgaste e à corrosão.....	64

3.2. Sobre a influência do desgaste na corrosão e o sinergismo corrosão-desgaste.....	64
4. Materiais e Métodos	65
4.1. Aços inoxidáveis AISI 304, AISI 316 e AISI 420	65
4.2. Caracterização química e microestrutural dos materiais	66
4.2.1. Análise química	66
4.2.2. Microestrutura	67
4.3. Avaliação da resistência ao desgaste por cavitação.....	76
4.4. Avaliação da resistência ao desgaste por deslizamento.....	78
4.5. Avaliação da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.....	80
4.6. Avaliação do sinergismo corrosão-desgaste.....	82
5. Resultados e Discussão.....	83
5.1. Análise da resistência ao desgaste por cavitação.....	83
5.1.1. Comportamento da perda de massa	83
5.1.2. Análise das superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura.....	88
5.1.3. Análise de difração de raios-X das superfícies desgastadas.....	94
5.1.4. Avaliação da resistência ao desgaste por cavitação.....	98
5.2. Análise da resistência ao desgaste por deslizamento	99
5.2.1 Comportamento da perda de massa	99
5.2.2. Análise das superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura.....	106
5.2.3. Análise por difração de raios-X das superfícies desgastadas	113
5.2.4. Análise da resistência ao desgaste por deslizamento.....	116
5.3. Análise da resistência à corrosão.....	117
5.3.1 Curvas de polarização dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 referentes ao processo de desgaste por cavitação	117
5.3.2. Ensaio de polarização dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 referentes ao processo de desgaste por deslizamento	120
5.3.3. Avaliação da resistência à corrosão com e sem processo de desgaste	123
5.4. Sinergismo Corrosão-Desgaste.....	124
5.4.1 Corrosão-Desgaste por cavitação	124
5.4.2 Corrosão-Desgaste por deslizamento	127
6. Conclusões.....	130
Sugestões para Trabalhos Futuros	134
Referência Bibliográfica.....	135

1. Introdução

O desgaste e a corrosão são dois processos que causam efeitos destrutíveis na maioria dos materiais.

Indústrias mineradoras, alimentícias, de celulose, de fertilizantes, entre outras, estão sujeitas a ação de um ou ambos os processos em maior ou menor grau, e as conseqüências destes efeitos estão associadas a prejuízos materiais, pela substituição de componentes desgastados e /ou corroídos e financeiros associados às interrupções de produção para manutenção. Um maior conhecimento destes processos pode auxiliar as indústrias a controlar ou minimizar estes efeitos garantindo maior eficiência e produtividade de suas linhas de produção.

A corrosão pode ser definida como uma deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos [GENTIL, 1996]. Na corrosão há uma interação do material com o meio onde em pelo menos um deles acontece uma transformação espontânea, sendo a variação de energia livre do sistema menor que zero [TANAKA, 1998].

O desgaste é entendido como o efeito da deterioração de um material produzido pelo movimento contra outro material, sob uma ação mecânica [HUTCHINGS, 1992]. No desgaste a interação do material com o meio faz com que o sistema ganhe energia através do trabalho realizado, sendo a variação de energia livre do sistema maior que zero [TANAKA, 1998]. A ação combinada dos processos corrosão e desgaste resultam na deterioração acelerada destes materiais devido ao comportamento sinérgico.

A crescente demanda por aços inoxidáveis não somente para a utilização em meios muito agressivos quimicamente devido à sua elevada resistência à corrosão, mas também para

propósitos estruturais, instigou o Laboratório de Fenômenos de Superfície do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP a estudar o desgaste de materiais metálicos, particularmente dos aços inoxidáveis. Estudos do desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316 [FARIAS, 1999] mostraram a ocorrência de alterações estruturais no material, como a transformação martensítica induzida por deformação durante o processo de desgaste. Estas transformações diminuíram a resistência ao desgaste dos aços inoxidáveis austeníticos a qual foi influenciada basicamente pelo gradiente de dureza das regiões superficiais. Outro estudo sobre a resistência ao desgaste por cavitação no aço inoxidável austenítico AISI 304 [CUPPARI, 1998] mostrou que a deformação induzida pela cavitação promoveu a transformação martensítica nas regiões próximas às trincas originadas provavelmente por mecanismo de fadiga durante o processo de desgaste. Foi também observado que a transformação martensítica diminuiu a resistência mecânica do material.

Neste trabalho estuda-se a influência da transformação martensítica no sinergismo corrosão-desgaste através de dois tipos de ensaio: cavitação e deslizamento pino-sobre-disco, em aços inoxidáveis AISI 304, AISI 316 e AISI 420. Os resultados são discutidos em termos das alterações superficiais e microestrutural com ênfase na influência à resistência à corrosão, desgaste e corrosão-desgaste. O estudo destas propriedades fornece informação importante tendo em vista potenciais aplicações dos aços inoxidáveis em processos industriais que envolvem a corrosão e o desgaste simultaneamente.

Os efeitos dos processos de corrosão e desgaste sobre os aços estudados foram analisados a partir das mudanças estruturais e morfológicas das superfícies. Estas análises foram feitas mediante o uso de técnicas como a microscopia eletrônica de varredura, análises de difração de raios-X, entre outras.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Breve histórico

Até o início do século XX o ferro e o aço não eram materiais suficientemente resistentes a corrosão. Surge então a necessidade de se desenvolver novos materiais com os conhecimentos científicos até então disponíveis. Pesquisas desenvolvidas na época levaram à descoberta dos aços inoxidáveis sendo suas propriedades interpretadas qualitativamente. A Tabela 1 apresenta os principais pesquisadores destes materiais [PADILHA; GUEDES, 1994].

Tabela 1. Dados históricos sobre a descoberta dos aços inoxidáveis (PADILHA; GUEDES, 1994).

Pesquisadores	Data/País	Pesquisa
Christian Dantsizen	Set/1911 Estados Unidos	Ligas de 14 a 16% de Cromo e 0,007 a 0,015% de Carbono ⇒ Aços Inoxidáveis Ferríticos
Harry Brearley	Fev-Out/1912 Inglaterra	Ligas de 12,8% de Cromo e 0,24% de Carbono ⇒ Aços Inoxidáveis Martensíticos
Empresa Krupp (Strauß e Maurer/1908)	Dez/1912 Alemanha	Ligas de 20% de Cromo, 7% de Níquel e 0,25% de Carbono ⇒ Aços Inoxidáveis Austeníticos

Consta na literatura que, em 1934, produziram-se 56.000 toneladas de aços inoxidáveis e no ano seguinte a produção mundial ultrapassou um milhão de toneladas. Entre 1950 e 1980, a produção de aços inoxidáveis aumentou cerca de 20 vezes sendo que 2/3 desta produção era de aços inoxidáveis austeníticos [PADILHA; GUEDES, 1994]. Dados mais recentes da produção bruta mundial de aços inoxidáveis podem se vistos na Tabela 2.

Tabela 2: Produção bruta de aço inox (milhões de toneladas) [NUCLEO INOX, 2004].

Região	2001	2002	2003
Europa Ocidental / África	8,21	8,628	9,055
Américas	2,306	2,750	2,851
Ásia	8,404	9,049	10,645
Europa / Leste e Central	0,265	0,252	0,277
Total / mundo	19,185	20,079	22,828

Fonte: International Stainless Steel Forum

No Brasil um levantamento dos últimos anos tem mostrado que a produção de aços inoxidáveis planos vem aumentando a cada ano enquanto que a produção de aços inoxidáveis longos tem se mantido praticamente estável no mesmo período, como é visto na Figura 1.

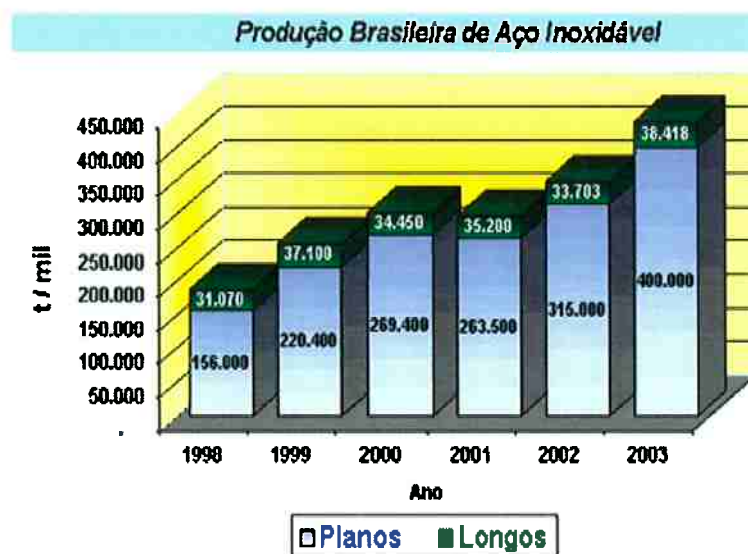


Figura 1 Produção brasileira de aço inoxidável [NUCLEO INOX, 2004].

A análise do consumo brasileiro mostra que tanto para os aços inoxidáveis longos e planos, existe pouca variação ao longo dos anos, como está apresentado na Figura 2.



Figura 2 Consumo brasileiro de aço inoxidável [NUCLEO INOX, 2004].

Comparando-se a produção e o consumo dos aços inoxidáveis no Brasil pode-se verificar que existe um excedente de produção que não é absorvido pelo mercado local, sendo ele então direcionado à exportação.

O objetivo do trabalho é estudar a contribuição da transformação martensítica no sinergismo corrosão-desgaste em aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316 e em aço inoxidável martensítico AISI 420. Por esta razão, a revisão bibliográfica concentrará fundamentalmente nos aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos.

2.2. Aços inoxidáveis austeníticos

Aços inoxidáveis austeníticos são aços que contêm de 12 a 30% de cromo e 7 a 25% de níquel e, em muitos casos, pequenas adições de outros elementos. Na condição de trabalho a frio (encruados) são levemente magnéticos, porém no estado solubilizado, a condição mais comum é não magnéticos. Estes aços não são afetados estruturalmente pelo aquecimento e não são endurecidos por têmpera. Embora sejam utilizados em uma grande variedade de meios corrosivos, são susceptíveis a vários tipos de corrosão, dentre os quais a corrosão generalizada, corrosão por pites, corrosão intergranular, corrosão em “gume de faca”, corrosão sob tensão, corrosão em frestas, entre outras.[CHIAVERINI, 1987, 1990; AÇOS FINOS PIRATINI, 1998].

2.2.1. Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem grandes diferenças de características e em muitos casos, apresentam propriedades especiais para usos específicos.

A adição de até 6% de níquel numa liga Fe-Cr com 18% Cr causa uma mudança gradual na estrutura ferrítica, tornando-a austenítica. A austenita que existe nas ligas Fe18Cr8Ni é metaestável, pois de acordo com o diagrama de equilíbrio ternário Fe-Cr-Ni, a fase estável seria ferrita. Entretanto, a fase ferrita não é obtida porque o resfriamento a partir de alta temperatura deveria ser extremamente lento, de modo que na prática, a fase austenita metaestável prevalece e permanece indefinidamente. Quanto maior for o teor de níquel, mais a liga se tornará encruável e menos suscetível à decomposição da austenita.

Para o endurecimento dos aços inoxidáveis austeníticos, seria necessário o aumento do teor de carbono, pois ele é um elemento intersticial; entretanto esse aumento causa efeitos prejudiciais pela formação de carboneto de cromo, diminuindo o teor de cromo da matriz e tornando o aço menos inoxidável. Assim, a adição de nitrogênio, também intersticial, tem sido utilizada como alternativa para o endurecimento. O manganês, como um elemento substitucional é utilizado para garantir uma boa solubilidade do nitrogênio no aço, além de ser estabilizante da austenita. Outros elementos têm menor efeito no endurecimento, como silício, vanádio, tungstênio, nióbio, titânio e alumínio. O molibdênio, como aumenta a resistência do aço a quente, é usado para peças que trabalham em altas temperaturas.

Os aços estabilizados com titânio ou nióbio exigem um teor mínimo de níquel de 9% para compensar a menor capacidade de formação da austenita, devido à remoção de carbono e nitrogênio da solução e ao efeito ferritizante em solução sólida. O titânio, o nióbio e o vanádio evitam a fragilização e a corrosão intergranular desses aços. O silício aumenta a resistência ao descascamento e o molibdênio aumenta a resistência à corrosão localizada do tipo pite.

Esses aços são tenazes a baixas temperaturas, soldáveis, possuem limite de escoamento baixo e podem ser endurecidos por deformação mecânica a frio (encruamento) ou por solução sólida [SOUZA, 1989]. Alguns aços inoxidáveis austeníticos estão listados na Tabela 3.

Tabela 3 Composição química dos aços austeníticos (%) [SOUZA, 1989].

AISI - ABNT	C máx	Mn máx	Si máx	P máx	S máx	Cr	Ni	Outros elementos
302	0,15	2,00	1,00	0,045	0,030	17,0-19,0	8,0-10,0	-
304	0,08	2,00	1,00	0,045	0,030	18,0-20,0	8,0-10,5	-
304L	0,03	2,00	1,00	0,045	0,030	18,0-20,0	8,0-12,0	-
310	0,25	2,00	1,50	0,045	0,030	24,0-26,0	19,0-22,0	-
314	0,25	2,00	1,50-3,00	0,045	0,030	23,0-26,0	23,0-26,0	-
316	0,08	2,00	1,00	0,045	0,030	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo - 2,0-3,0
316L	0,03	2,00	1,00	0,045	0,030	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo - 2,0-3,0
330	0,15	2,00	1,50	0,045	0,040	14,0-17,0	33,0-38,0	-

Nos aços austeníticos, o níquel também acarreta estabilidade química, especialmente em ácidos e o cobre ajuda o molibdênio no aumento da resistência à corrosão pelos ácidos sulfúrico e fosfórico. Para meios moderadamente corrosivos, utiliza-se um teor de molibdênio entre 2,0% e 2,5% e, para meios altamente corrosivos, o molibdênio deve ficar entre 2,5% e 3,0%. Teores maiores de molibdênio podem ser usados para a melhor resistência na corrosão em meios cloretados. A Figura 3 mostra a influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos.

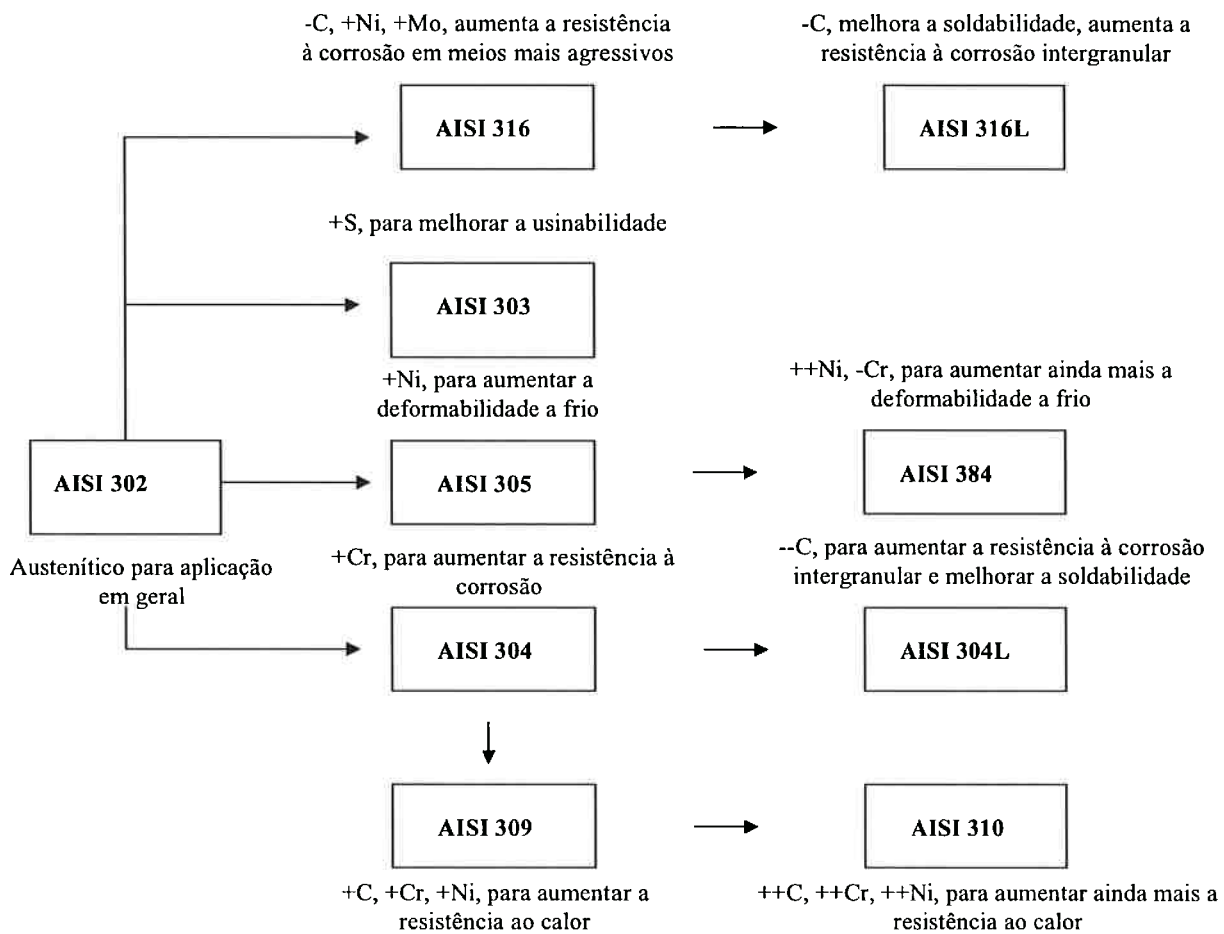


Figura 3 Influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos [AÇOS FINOS PIRATINI, 1998].

Em alguns aços inoxidáveis austeníticos ocorre a transformação da austenita em martensita devido à deformação plástica, estes aços são chamados de aços metaestáveis. A transformação martensítica é comentada a seguir.

2.2.3. Transformação martensítica dos aços inoxidáveis austeníticos

Segundo a literatura, a transformação martensítica e a quantidade de martensita formada são influenciadas por alguns parâmetros que serão comentados nos próximos itens.

2.2.3.1. Composição química

Dependendo da estabilidade da austenita em condições de deformação, os aços inoxidáveis austeníticos podem ser classificados em dois grupos: os aços inoxidáveis que não formam martensita mesmo após considerável deformação plástica, como exemplo o aço AISI 310, e os aços que apresentam formação de martensita após alguma deformação, chamados metaestáveis, como os aços AISI 304, AISI 301 e AISI 316.

Os aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente apresentam três campos de existência de fases: uma zona onde a austenita é estável, outra onde a austenita é metaestável e uma zona de duas fases. Na Figura 4 está indicada por um “x” a composição química do aço AISI 304, que se encontra situado na zona de metaestabilidade, na qual a austenita pode se transformar em fases martensíticas por deformação, além de poderem ser introduzidas discordâncias, defeitos de empilhamento e maclas [RHODES; THOMPSON, 1977; LESLIE, 1981; BARKER; BALL, 1989; PERCKER; BERNSTEIN, 1977].

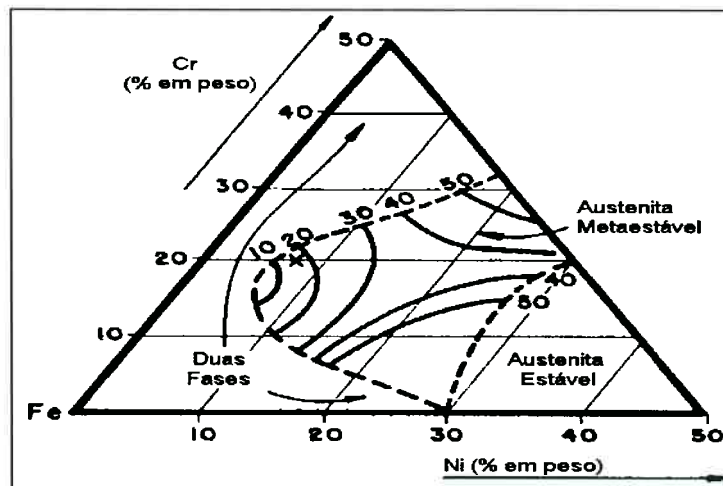


Figura 4 Diagrama ternário do sistema Fe-Cr-Ni [RHODES; THOMPSON, 1977].

2.2.3.2. Temperatura

A Figura 5 representa esquematicamente a energia livre da austenita (F^γ) e da martensita ($F^{\alpha'}$) em função da temperatura. A formação da martensita a partir do resfriamento da austenita é esperada para ocorrer em T_0 , porém na prática esta reação só ocorre quando a temperatura é reduzida até M_s . No caso de ligas a base de ferro esta temperatura é aproximadamente 200 °C menor que T_0 . Quando uma tensão é aplicada durante um trabalho a frio, a energia mecânica fornecida ao sistema complementa a energia livre química, como é mostrado na Figura 5. F^γ é elevado até F^γ por um acréscimo equivalente a $\Delta G_e^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, que é a energia mecânica devido à deformação. O sistema M_s , sem deformação, é deslocado a uma temperatura mais alta, M_s' , uma vez que à esta temperatura a soma algébrica da energia mecânica e da energia livre química é igual a energia livre química em M_s , que matematicamente pode ser expresso da seguinte maneira, $\Delta G_e^{\gamma \rightarrow \alpha'} + \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'} |_{M_s'} = \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'} |_{M_s}$ [LLEWELLYN, 1997].

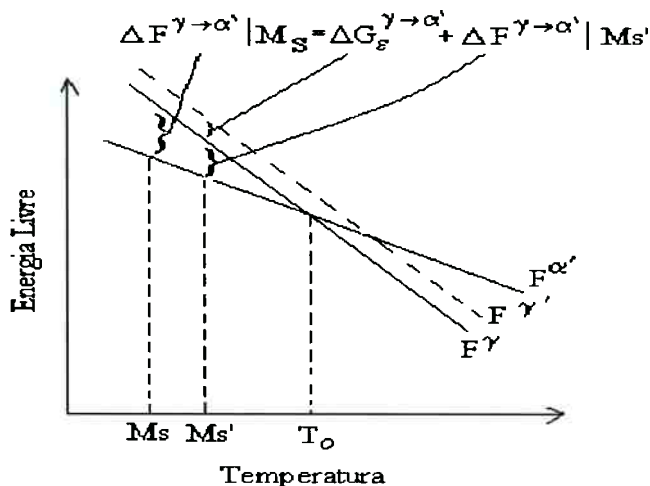


Figura 5 Efeito da tensão aplicada na transformação martensítica [LLEWELYN, 1997].

Ensaios de deformação por tração em aços AISI 304, com velocidade de 1mm/min. sob temperaturas de -188°C a 80°C , relacionam a quantidade de martensita detectada por análises de difração de raios-X com a magnitude de deformação. A Figura 6 mostra uma série de curvas obtidas a partir destes ensaios. Nota-se que a taxa de transformação é zero no começo da deformação e aumenta gradualmente até atingir um valor máximo. A porcentagem de martensita e o seu valor limite diminuem com o aumento da temperatura de deformação [ANGEL, 1954].

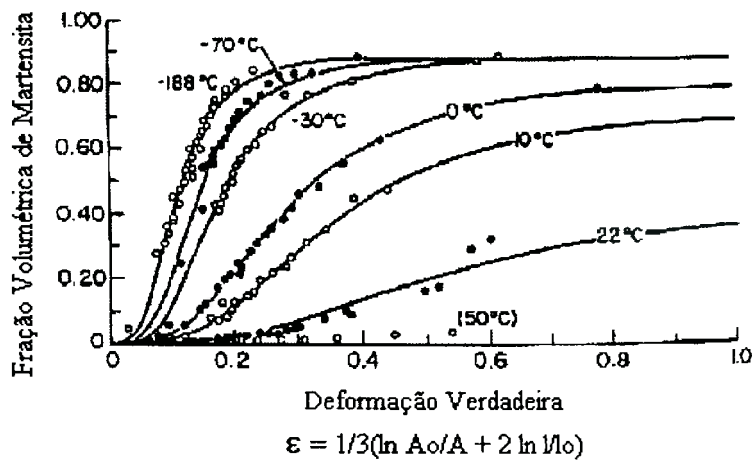


Figura 6 Formação de martensita por deformação de tração para diferentes temperaturas de deformação para o aço AISI 304 [ANGEL, 1954].

A expressão para a deformação verdadeira da Figura 6 considera o aumento no volume devido à ocorrência da dilatação do material durante a transformação martensítica. A deformação verdadeira: $\epsilon = \ln l_{(\text{depois } \epsilon)} / l_o_{(\text{antes } \epsilon)}$, assumindo volume constante: $\epsilon = \ln A_o_{(\text{antes } \epsilon)} / A_{(\text{depois } \epsilon)}$. Porém, o volume não é constante durante a transformação, pois a dilatação está associada com a transformação da austenita para martensita ($\alpha \Rightarrow$ dilatação linear); $\epsilon = \ln l / l_o (1 + \alpha)$ ou $\epsilon = \ln A_o (1 + \alpha)^2 / A$, então, $\epsilon = \ln l / l_o - \ln (1 - \alpha)$ ou $\epsilon = \ln A_o / A + 2 \ln (1 + \alpha)$. Eliminando $\ln (1 + \alpha)$, então: $\epsilon = 1/3 (\ln A_o / A + 2 \ln l / l_o)$.

Em ensaios de desgaste por deslizamento não lubrificado [HSU; AHN; RIGNEY, 1980] com aços AISI 304 e AISI 316 contra um anel de aço AISI 440C, sob carregamentos de 67, 133 e 200N, foi verificado que a martensita induzida por deformação forma-se mais rapidamente no aço AISI 304 que no aço AISI 316. A maior facilidade de formação de martensita no aço AISI 304 em relação ao aço AISI 316 é explicada pela diferença na composição química, que permite ao aço AISI 304 apresentar transformação martensítica

mesmo à temperatura ambiente. Conforme Angel [ANGEL, 1954], foi definida a temperatura de 30°C para a qual se forma 50% de martensita, com a aplicação de uma deformação de 30%, sob condições de tração. A temperatura M_{d30} determina a estabilidade da austenita e foi calculada em função da composição química segundo a Equação 1.

$$M_{d30} (\text{°C}) = 497 - 462 (C + N)\% - 9,2\text{Si}\% - 8,1\text{Mn}\% - 13,7\text{Cr}\% - 20\text{Ni}\% - \text{Mo}\% \quad (1)$$

Nesta equação o carbono, nitrogênio e o níquel, como elementos estabilizadores da austenita, apresentam uma maior influência à diminuição de M_{d30} . Observando-se as temperaturas de início da transformação martensítica na Tabela 4, calculadas conforme Angel [ANGEL, 1954], podemos concluir que o aço AISI 316 apresenta maior estabilidade austenítica.

Tabela 4 Temperaturas de início da transformação martensítica [HEATHCOCK; PROTHEROE, 1982].

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

Os trabalhos realizados no LFS da EPUSP [CUPPARI, 1998; FARIAS, 1999] mostram a formação de martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos, durante o desgaste por cavitação e deslizamento pino-sobre-disco. Em ensaios de cavitação do aço AISI 304 a 25°C em água destilada, a relação entre o tempo de cavitação e a fração martensítica detectada por análise de difração de raios-X está apresentado na Figura 7, que

mostra um aumento de martensita até 1 hora de cavitação, após este tempo, o teor de martensita permanece constante [CUPPARI, 1998].

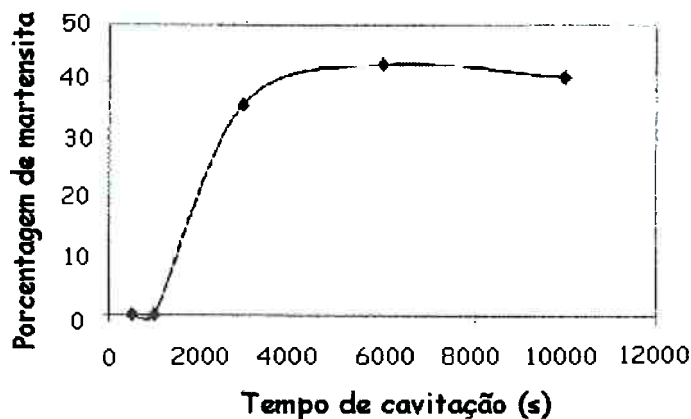


Figura 7 Fração de martensita formada no aço AISI 304 em função do tempo de cavitação [CUPPARI, 1998].

Esta constância da taxa de teor de martensita se deve a formação de uma camada de maior dureza, produto do encruamento e da transformação martensítica, originando durante o desgaste com a formação de cavacos. Comportamento semelhante foi observado em ensaios de deslizamento de pino-sobre-disco de aços AISI 304 e AISI 316 em temperatura de 17 a 28°C, sob cargas de 10 e 20 N percorrendo a distância de 9000 m a velocidade de 0,63 m/s [FARIAS, 1999].

A dureza aumenta proporcionalmente com o aumento de teor de martensita induzida pelo desgaste. O comportamento da dureza em função do teor de martensita formada nos aços inoxidáveis austeníticos para três teores de carbono distintos pode ser visto na Figura 8 [ANGEL, 1954].

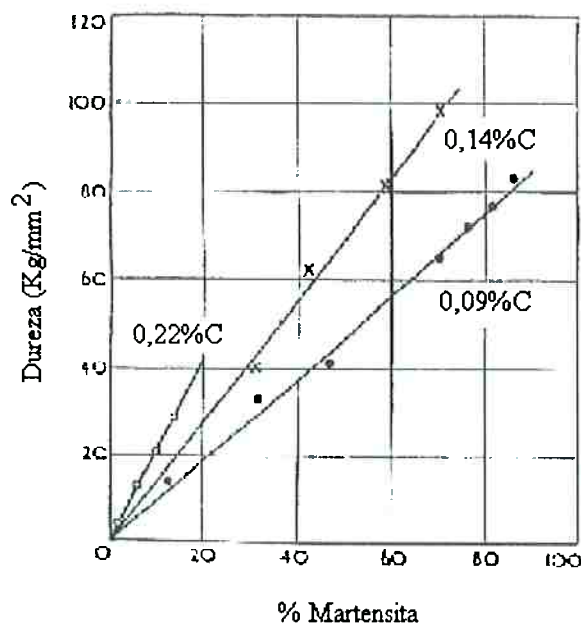


Figura 8 Comportamento da dureza em função da formação de martensita em ensaios de tração para diferentes teores de carbono em aços inoxidáveis austeníticos [ANGEL, 1954].

2.2.3.3 Velocidade de deformação

O aumento da velocidade de deformação provoca aumento da temperatura e, conseqüentemente, diminui a fração de martensita transformada. Velocidades de deformação da ordem de 10^{-2} s^{-1} são responsáveis pelo aumento da temperatura e eliminação do efeito da martensita transformada na resposta ao encruamento de aços com nível intermediário de metaestabilidade, como o AISI 304 [HUANG; MATLOCK; KRAUSS, 1989]. Ensaio de deformação sob tensão no aço AISI 304 utilizando duas taxas de deformação mostram que, para baixa taxa de deformação, o número de bandas de cisalhamento predomina em pequenos níveis de esforços, causando um aumento na produção de martensita, enquanto que para alta taxa de deformação, a temperatura aumenta e diminui a formação de martensita, conforme mostra a Figura 9 [MURR; STAUDHAMMER; HECKER, 1982].

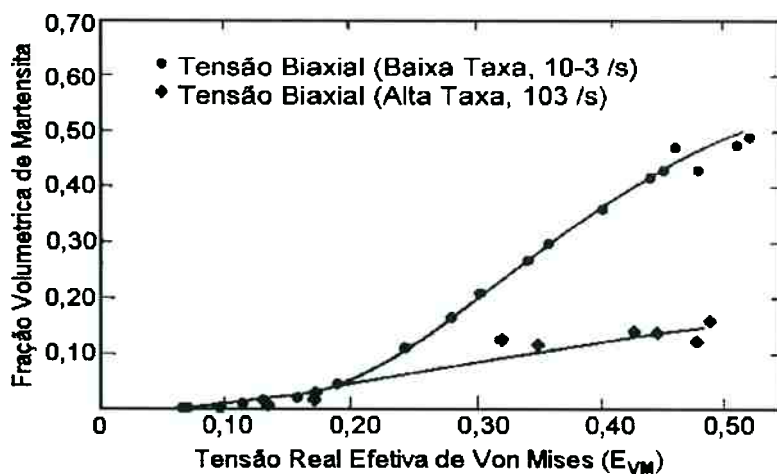


Figura 9 Fração volumétrica de martensita do aço AISI 304 formada à temperatura ambiente em ensaios com diferentes taxas de deformação [MURR; STAUDHAMMER; HECKER, 1982].

2.2.3.4. Tamanho de grão

O aumento do diâmetro de grão aumenta a taxa de formação da martensita induzida por deformação plástica do aço inoxidável austenítico AISI 304L durante ensaios de tração [RAMAN; PADMANABHAN, 1997]. Este comportamento é explicado pela densidade de maclas de recozimento presente no aço AISI 304L em função do tamanho de grão. Em aços com grão grosseiro, recozidos a temperaturas mais elevadas, a estrutura apresenta uma maior densidade de maclas de recozimento. As maclas são uma das regiões preferenciais para a nucleação da martensita, conseqüentemente, no aço de grão grosso a quantidade de martensita é maior em comparação ao grão fino [MANGONON; GARTH, 1970a, 1970b].

A seguir, é apresentada uma breve revisão sobre os aços inoxidáveis martensíticos, os quais também são materiais de estudo neste trabalho.

2.3. Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de Fe-Cr que possuem de 10 a 18 % de cromo e 0,1 a 1,2% de carbono e formam martensita durante o resfriamento rápido da austenita. São assim chamados devido a sua capacidade de endurecimento por tratamento térmico, são magnéticos em quaisquer condições e apresentam elevada resistência mecânica. Foram desenvolvidos para que houvesse resistência à corrosão, embora não sejam tão resistentes à corrosão como os grupos austeníticos [CHIAVERINI, 1987, 1990].

No diagrama de equilíbrio Fe-Cr se pode identificar o campo de estabilidade da austenita, conforme a Figura 10 [WASHKO; AGGEN, 1992]. Verifica-se que até 12% de cromo pode-se ter austenita em ligas de Fe-Cr.

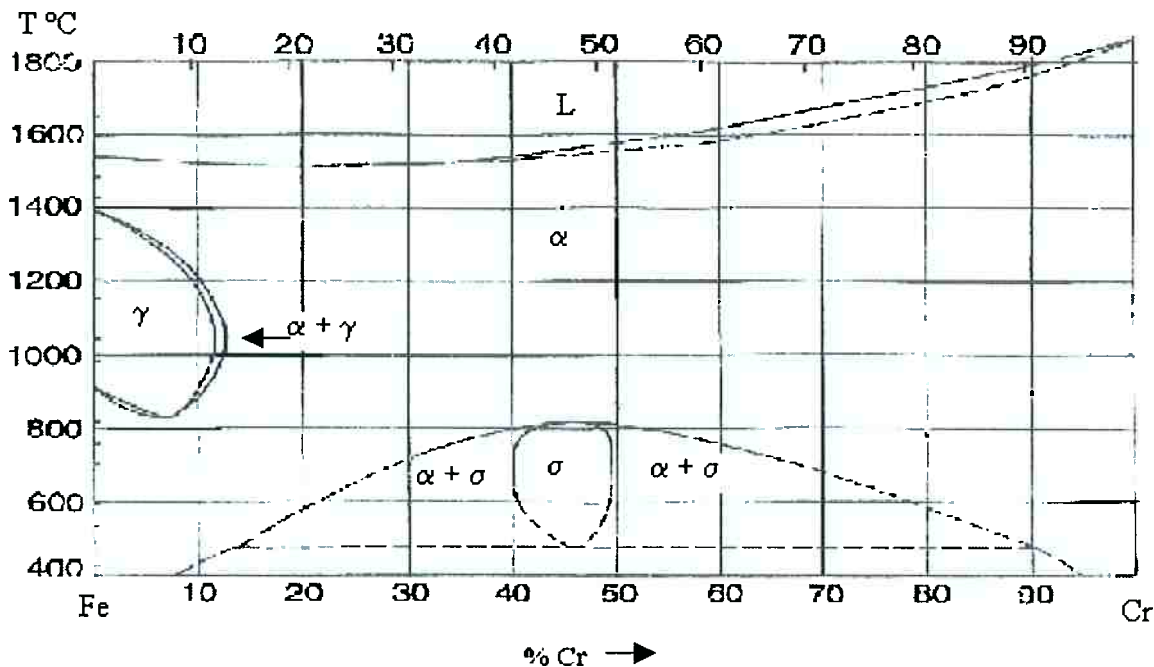
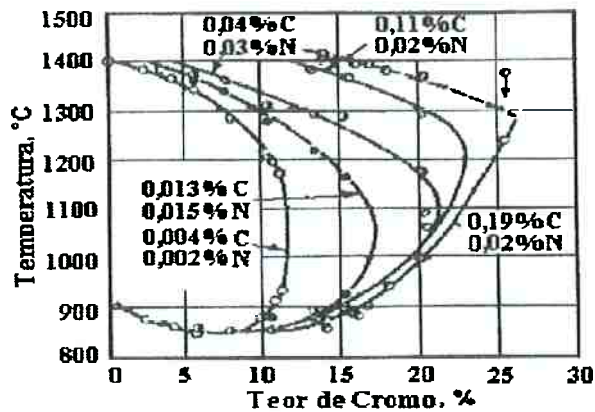
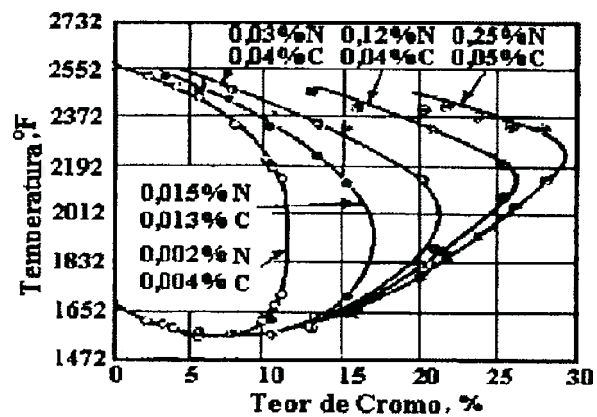


Figura 10 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [WASHKO; AGGEN, 1992].

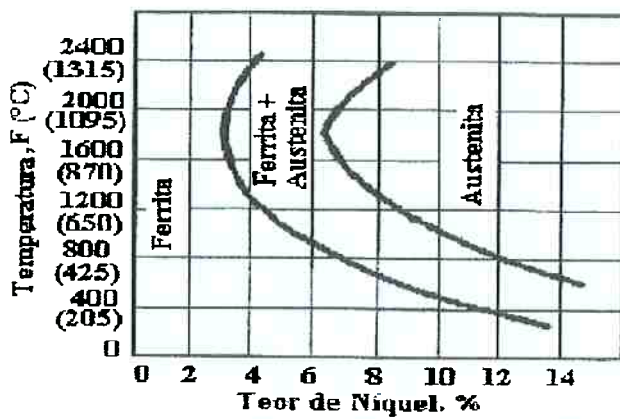
A adição de carbono, de nitrogênio e níquel faz com que o campo da austenita seja ampliado de modo a permitir a formação de martensita. A Figura 11(a-c) apresenta o efeito da adição do carbono, nitrogênio e níquel na ampliação deste campo. O efeito de cada um dos elementos sobre o campo austenítico pode ser visto na Figura 11. como segue: Figura 11(a) com baixo teor de nitrogênio e variação do teor de cromo e carbono, Figura 11(b) com baixo teor de carbono e variação do teor de cromo e nitrogênio, Figura 11(c) com variação do teor de níquel [LOVEJOY, 1977].



(a)



(b)



(c)

Figura 11 Ampliação do campo austenítico em função de: (a) com baixo teor de nitrogênio e variação do teor de cromo e carbono, (b) com baixo teor de carbono e variação do teor de cromo e nitrogênio, (c) com variação do teor de níquel [LOVEJOY, 1977].

2.3.1. Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis martensíticos

Nos aços inoxidáveis martensíticos, pequenas adições de molibdênio resultam em efeitos benéficos na resistência à corrosão, ligas especiais Fe-Cr-Mo contendo baixo carbono têm sido desenvolvidas para aplicações sob condições extremas de corrosão por pite e corrosão por fresta [TRUMAN, 1994].

Geralmente o titânio, alumínio, nióbio ou cobre são adicionados com o propósito de promover o endurecimento por precipitação e, alguns destes com o nióbio, ajudam a evitar a sensitização porque impedem que o carbono se combine com o cobre para formar carbonetos. Nos casos especiais em que o teor de níquel é muito elevado (acima de 25%) pode se formar a fase do tipo $Ni_3(Al,Ti)$, coerente com a austenita, cuja presença na microestrutura permite obter altos níveis de endurecimento [PADILHA, GUEDES, 1994]. Estes aços são extremamente resistentes à corrosão em altas temperaturas e possuem alta resistência mecânica e moderada tenacidade.

Ligas com baixo teor de carbono foram projetadas para reduzir a sensitização da microestrutura causada pela precipitação de carbonetos ricos em cromo. Estes materiais têm elevada resistência à corrosão, mas as propriedades mecânicas não são as melhores. Dentre os mais conhecidos encontram-se os austeníticos AISI 304L, 316L e 317L [PICKERING, 1976].

O nitrogênio começou a ser adicionado aos aços inoxidáveis austeníticos para melhorar sua resistência mecânica mediante endurecimento por solução sólida, e depois se verificou que em alguns casos a resistência à corrosão podia ser melhorada também [GRABKE, 1996; AZUMA *et al*, 1996]. Por outro lado, a adição de manganês e nitrogênio em substituição ao níquel tem sido estudada, devido aos problemas de alergias que o níquel pode causar nos seres humanos [JARGELIUS-PETERSON, 1996; DA SILVA JR., 2000]. Aços inoxidáveis martensíticos obtidos a partir de ligas Fe-Cr-N são motivo de interesse

porque o nitrogênio em substituição ao carbono permite melhorar a resistência à corrosão, mantendo elevados níveis de resistência mecânica [LEDA, 1988; HOROVITZ *et al*, 1996; ONO *et al*, 1996]. Trabalhos realizados na EPUSP [BETANCUR, 2001; MESA, 2001] relacionaram microestrutura e propriedades de superfície de aços inoxidáveis martensíticos nitretados, quando submetidos ao processo de erosão. Verificou-se que a resistência à erosão dos aços de elevado teor de nitrogênio em água contendo partículas de quartzo foi superior aos aços comerciais AISI 410 e 420. A maior dureza e ausência de precipitados grosseiros e frágeis nos aços nitretados foram apontadas como as principais causas para sua melhor resposta nos ensaios.

A Tabela 5 indica a especificação AISI e a composição química de alguns dos aços inoxidáveis martensíticos mais conhecidos [SOUZA, 1989], e a Figura 12 apresenta a influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos [AÇOS FINOS PIRATINI, 1998].

Tabela 5 Composição química dos aços inoxidáveis martensíticos [SOUZA, 1989].

AISI ABNT	C máx	Mn máx	Si máx	P máx	S máx	Cr	Ni	Outros elementos
403	0,15	1,00	0,50	0,04	0,03	11,5-13,0	-	-
410	0,15	1,00	1,00	0,04	0,03	11,5-13,5	-	-
414	0,15	1,00	1,00	0,04	0,03	11,5-13,5	1,25-2,50	-
416	0,15	1,25	1,00	0,06	0,015 mín	12,0-14,0	-	Zr ou Mo-0,60 máx
420	0,15 mín	1,00	1,00	0,04	0,03	12,0-14,0	-	
420F	0,15 mín	1,25	1,00	0,06	0,015 mín	12,0-14,0	-	Mo-0,60 máx
431	0,20	1,00	1,00	0,04	0,03	15,0-17,0	1,25-2,5	-
440B	0,75-0,95	1,00	1,00	0,04	0,03	16,0-18,0	-	Mo-0,75 máx

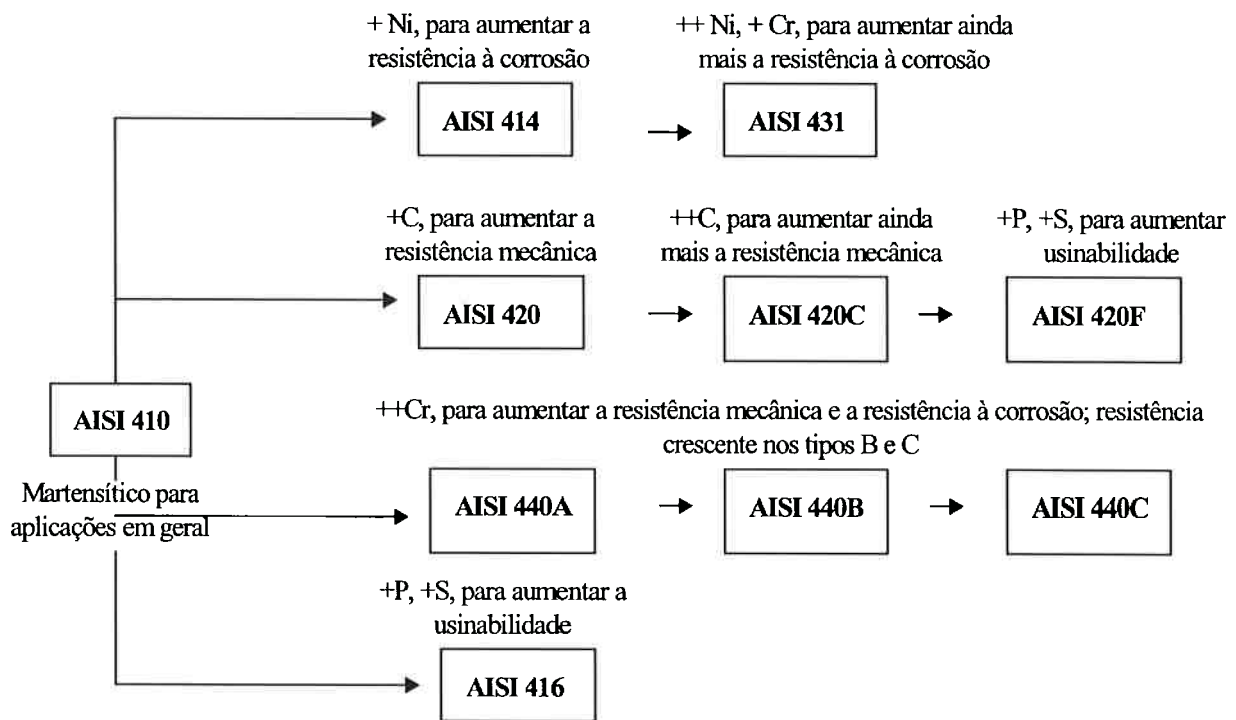


Figura 12 Influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos [AÇOS FINOS PIRATINI, 1998].

Segundo a literatura, pode-se concluir que nos aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos a formação de martensita influencia significativamente as suas propriedades mecânicas. A transformação martensítica nos aços inoxidáveis austeníticos, como produto do encruamento, ambos originados pelo processo de desgaste, aumenta a dureza do material proporcionando uma melhora na resistência mecânica destes materiais. A transformação martensítica depende da composição química do material, da temperatura, da velocidade e do modo de deformação.

O emprego de aços inoxidáveis austeníticos tem sido uma das maneiras de minimizar os danos causados pelo desgaste mecânico. Conforme relatado anteriormente, este estudo trata de dois tipos de desgaste, a cavitação e o desgaste por deslizamento. Sobre desgaste por cavitação há uma farta literatura à disposição, não se pretende nesta revisão discutir a

cavitação de maneira completa, mas sim fazer uma introdução sucinta. Uma discussão mais aprofundada pode ser encontrada na literatura [CUPPARI, 1998, 2002; SANTOS, 2003].

2.4. Desgaste por cavitação

Este tipo de desgaste é complexo e envolve variáveis mecânicas, químicas e metalúrgicas e pode ocorrer mesmo na ausência de partículas sólidas em suspensão no líquido. É um fenômeno que se caracteriza por um ataque acentuado da superfície conferindo assim um aspecto de uma superfície corroída. Foi concluído que os danos são resultantes de numerosos e repetitivos colapsos de cavidades [KORNFELD; SUVOROV, 1944].

A distribuição de pressão em um dispositivo que exista escoamento de líquidos pode ser tal que uma porção esteja a uma pressão muito baixa, da ordem da sua pressão de vapor naquela temperatura, vaporizando e formando pequenas bolhas. Essas bolhas formadas nas regiões de baixa pressão podem ser carregadas pelo fluxo e, ao atingirem regiões de maiores pressões, sofrem um colapso violento, danificando o material. A hipótese atual é a de que o dano causado pelo efeito da cavitação é provocado pela ação conjunta de dois mecanismos: microjato e onda de choque, e pode ser entendido como descreve abaixo.

2.4.1. Nucleação de microbolhas

Foi relatado anteriormente que as bolhas são formadas em regiões de baixa pressão e sofrem colapso ao atingirem regiões de maior pressão. Para que ocorra a nucleação de microbolhas, é preciso que se estabeleça uma diferença de pressão, diferença esta, que 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 [HAMMIT, 1980]. Porém na prática, as diferenças de pressão são menores que as previstas na teoria.

Para explicar os pontos preferenciais de nucleação de microbolhas, foi proposto um mecanismo que supõe a presença de micropartículas no líquido e que estas micropartículas apresentam microtrincas hidrófobas [HARLEY; McELROY; WHITELEY, 1947]. Essas microtrincas teriam uma certa quantidade de gás em seu interior. Quando a pressão desses gases fosse menor do que a pressão do líquido adjacente, a interface líquido gás se movimentaria para o interior da microtrinca com a difusão de gás através da interface, até que a pressão de gás fosse igual à sua pressão parcial no líquido. Não existindo mais uma diferença de concentração entre os gases no interior da microtrinca e no líquido, não haveria mais movimentação da interface e a cavidade se tornaria estável, existindo assim no líquido, núcleos que explicam o aparecimento de microbolhas. Este mecanismo pode ser compreendido conforme Figura 13.

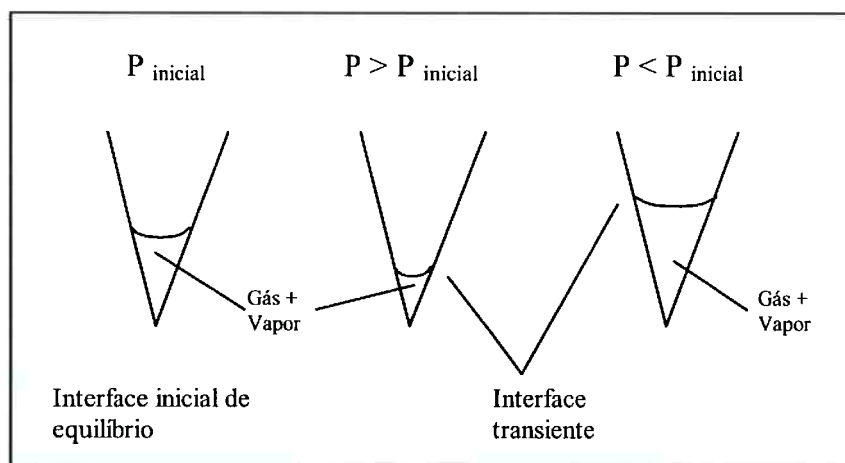


Figura 13 Estabilização da interface gás + vapor / líquido em uma microtrinca [HAMMIT, 1980].

Consta na literatura que o dano causado pelo efeito da cavitação é provocado pela ação conjunta de dois mecanismos existentes, por ondas de pressão e formação de microjatos. Nos próximos itens serão descritos resumidamente estes mecanismos.

2.4.1.1. Colapso da microbolha e ondas de pressão

A primeira teoria que mostra que o colapso de microbolhas pode ter uma ação destrutiva sobre as superfícies sólidas se baseou em um balanço de energia para mostrar a possibilidade do surgimento de grandes pressões e velocidades do líquido nas regiões vizinhas ao colapso das microbolhas [RAYLEIGH, 1947]. As equações 2, 3 e 4 mostram, respectivamente, a velocidade de colapso, a pressão de colapso e o ponto onde ocorre a pressão máxima.

$$U^2 = 2P/3\rho [(Ro/R)^3-1] \quad (2)$$

$$p = 0,1575(Ro/R)^3P \quad (3)$$

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

Onde,

U: velocidade na interface;

P: pressão hidrostática do líquido;

Ro: raio inicial da microbolha;

R: raio instantâneo da microbolha;

ρ : densidade do líquido;

p: pressão de colapso;

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

Os resultados obtidos a partir do modelo de Rayleigh, [RAYLEIGH, 1947] consideram valores infinitos para a velocidade e pressão de colapso quando o raio da microbolha tende a zero, o que é impossível. As altas intensidades não ocorrem devido às simplificações assumidas neste modelo:

1. No desenvolvimento do balanço de energia há a suposição de um líquido ideal (não viscoso e incompressível). Na verdade, todos os líquidos são viscosos, compressíveis e apresentam certo teor de ar ou outros gases dissolvidos.
2. A pressão no interior da microbolha formada pode ser desprezada. 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, assim, a pressão no interior da microbolha não pode ser desprezada.
3. Durante o colapso a microbolha mantém simetria esférica. A simetria esférica só pode ser suposta durante o crescimento, quando a tensão superficial do líquido age a favor do crescimento.

A existência de vapor ou gases no interior da microbolha e que os vapores e gases dissolvidos sofrem uma compressão isotérmica durante o colapso foi uma hipótese considerada mais tarde por Rayleigh. Durante o colapso, ocorre escoamento de líquido em direção à microbolha, criando aumento de pressão na interface microbolha/líquido e acelerando cada vez mais a interface [HICKLINH, 1966]. O colapso se dá de maneira tão rápida que parte do vapor presente na bolha não tem tempo suficiente de condensar [FUJIKAWA; AKAMATSU, 1980]. Assim, o vapor ou qualquer gás dissolvido será comprimido a uma pressão que, eventualmente, será alta o suficiente para interromper o colapso, fazendo com que a microbolha cresça novamente de forma explosiva, emitindo ondas de pressão ou de choque [HUNTER, 1960], conforme esquematizado na Figura 14.

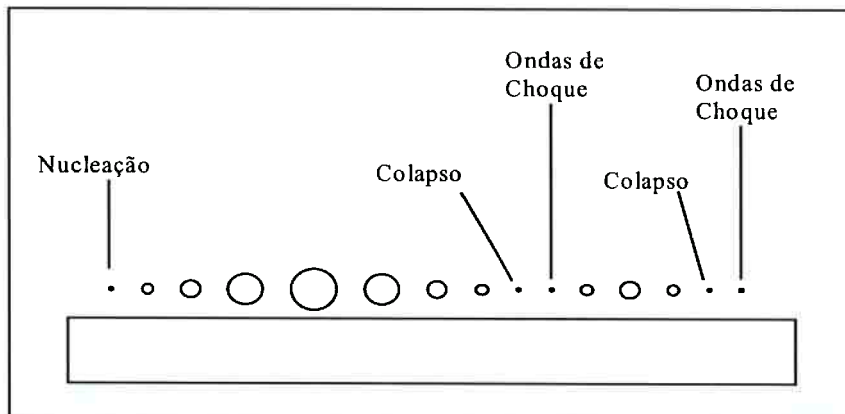


Figura 14 Fenômeno de nucleação e colapso de microbolhas e a emissão de ondas de choque [HAMMIT, 1980].

A hipótese anterior não considera alguns fatores importantes como:

- I. Este mecanismo continuaria a atuar indefinidamente se não existissem mecanismos de dissipação de energia [BRENNEN, 1960]. A dissipação de energia ocorre em virtude da viscosidade do líquido que reduz a taxa de crescimento ou colapso das microbolhas, reduzindo o potencial de dano.
- II. A influência de gases e vapores presentes no interior da microbolha tem importância no potencial de dano da cavitação devido aos efeitos termodinâmicos de compressão de gás/vapor, a quantidade de gás ou vapor presentes no interior da microbolha afeta o modo de colapso.
- III. Outro fator a ser levado em conta é 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 depende fortemente do teor de ar ou de gases no líquido.

A cavitação é menor em líquidos com alto teor de gases dissolvidos, conforme indica a Figura 15, pois o dano é reduzido através de um efeito de amortecimento do colapso individual das microbolhas e de uma maior atenuação das ondas de choque [HAMMIT, 1980].

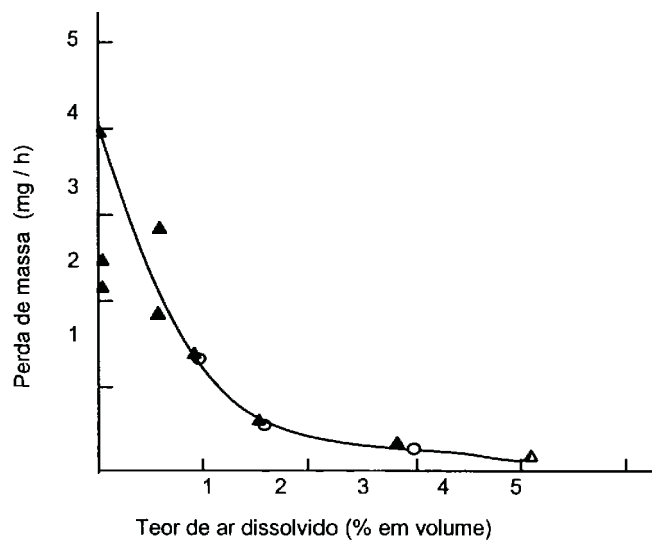


Figura 15 Efeito do teor de ar sobre o dano por cavitação para liga de alumínio [HAMMIT, 1980].

Outros fatores também influenciam no colapso de microbolhas e ondas de choque. A compressibilidade do líquido é responsável por uma atenuação das ondas de choque emitidas e diminui o potencial de dano. O aumento da velocidade de escoamento propicia uma maior nucleação de microbolhas durante o escoamento do líquido e a rugosidade de uma superfície atua como pontos preferenciais de nucleação de microbolhas e também influem na característica do escoamento naquele local. Um estudo mais aprofundado sobre os efeitos que influenciam no colapso de microbolhas e ondas de choque pode ser visto na literatura [CUPPARI, 1998, 2002].

2.4.1.2. Colapso e formação de microjatos

O dano causado por microjatos foi inicialmente proposto em 1944 [KORNFELD; SUVAROV, 1944] e experimentalmente comprovado em 1961 [NAUDÉ; ELLIS, 1961]. Segundo estes autores, os microjatos são formados devido à não permanência de uma simetria esférica durante o colapso. Quando o colapso da microbolha ocorre próximo a uma superfície sólida, o escoamento na região entre a superfície sólida e a microbolha é reduzido. Assim, a velocidade de contração da microbolha nessa região é menor do que nas regiões da microbolha 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. Modelos de formação de microjatos estão apresentados na Figura 16.

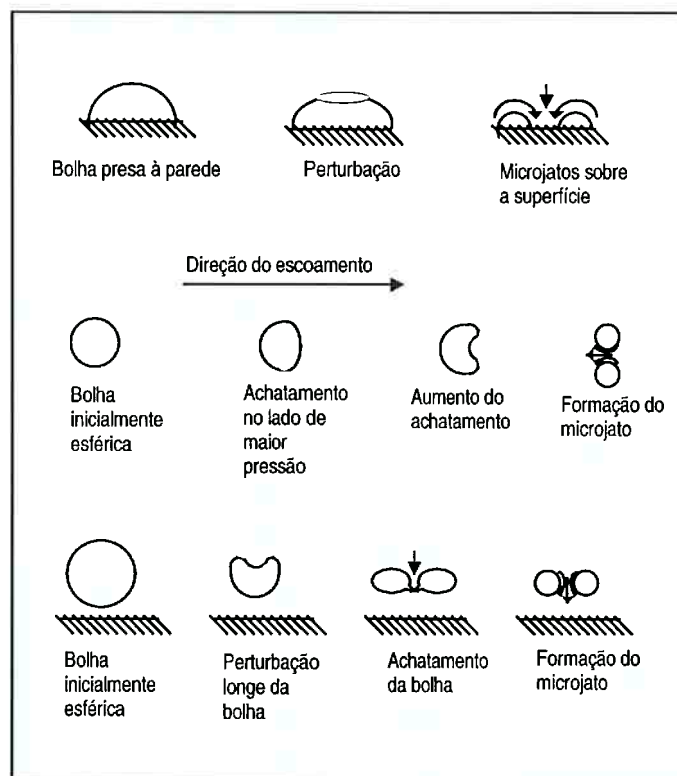


Figura 16 Modelos de formação de microjatos [HAMMIT, 1980].

A prática mais comum para avaliar o dano causado pela cavitação é a utilização de curvas de cavitação, representando a perda de massa em função do tempo. As relações entre resistência à cavitação e propriedades dos materiais ainda não foram tratadas com êxito, limitando-se a certos grupos de materiais semelhantes entre si. Assim, é difícil prever ou determinar a resistência à cavitação de um material, baseando-se em propriedades físicas conhecidas.

2.4.2 Métodos de Avaliação dos Danos por Cavitação

Existem dois dispositivos para ensaios de cavitação, os dispositivos de fluxo e os dispositivos vibratórios [HAMMIT, 1980].

Os dispositivos de fluxo utilizam uma restrição ao fluxo para converter a pressão em energia cinética. Devido a esta restrição de fluxo, é criada uma região de cavitação quando a pressão estática cai ao nível da pressão de vapor. Em geral, estes dispositivos apresentam custo alto, requerem uma instrumentação de controle e necessitam de uma estação de bombeamento [CUPPARI, 1998].

Os dispositivos vibratórios provocam a formação de ondas sonoras de alta frequência no fluido. Estas ondas de ultra-som são produzidas por um cristal piezoelétrico (transdutor) que geram ondas mecânicas no interior do líquido. Estas ondas, de alta frequência, superam a capacidade do líquido de se movimentar com a mesma rapidez, devido à inércia de massa do líquido. Ocorre então a formação de bolhas microscópicas de ar e vapor de água que implodem na superfície sólida. Geralmente, os ensaios de cavitação seguem as recomendações da norma ASTM G 32-92. Os dispositivos vibratórios são os mais empregados para os ensaios de cavitação devido ao baixo custo, e também por produzirem dano aos materiais mais resistentes com duração relativamente curta de ensaio. A maior

desvantagem destes dispositivos é de não relacionarem a cavitação com os parâmetros de escoamento do fluido, uma vez que a cavitação é imposta aos corpos-de-prova com o líquido mantido numa condição essencialmente estática.

O desenvolvimento do dano cavitacional mostra que mecanismos diferentes devem atuar em quatro fases da cavitação: incubação, aceleração, permanência e atenuação [KARIMI; MARTIN, 1986], identificadas nas curvas da taxa de cavitação em função do tempo de ensaio, como mostra a Figura 17.

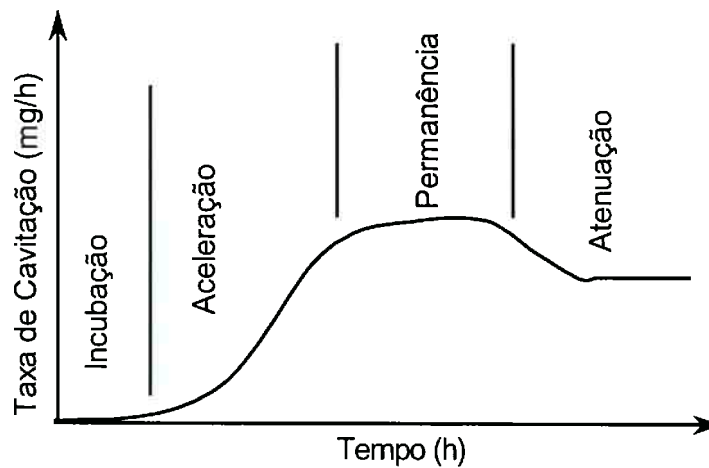


Figura 17 Evolução típica em 4 estágios do dano por cavitação.

Propriedades como dureza, resistência à tração, energia de deformação, resiliência e combinações destas propriedades foram relacionadas com as fases de cavitação. Com estas relações, seria possível prever a resistência à cavitação dos materiais estruturais e desenvolver novas ligas de resistência superior. Mas nem todas as ligas metálicas obedecem às mesmas correlações [NASCIMENTO; BAPTISTA, 2002].

Investigações mais recentes partem diretamente das observações colhidas nos ensaios acelerados de cavitação, reconhecendo tratar-se de um fenômeno que se desenvolve em escala microscópica, da ordem da estrutura granular dos metais ensaiados.

Com o auxílio do microscópio de varredura foi verificado que na primeira fase ou período de incubação nenhuma perda de material ocorre. Desde o início da ação do colapso de bolhas sobre a superfície sólida, o material é plasticamente deformado em pequenos volumes, inicialmente bem espaçados, mas gradualmente se interligando, dando à superfície um aspecto ondulado. As regiões de pequenas deformações (originárias de impactos isolados de microjatos) são alisadas pelos microjatos subseqüentes e mesmo pequenas rupturas são fechadas. Somente o efeito dos últimos colapsos pode ser identificado como depressões e microfissuras. Com o aumento do tempo de exposição ao impacto, as ondulações evoluem para dar lugar a crateras profundas com diâmetros em torno de 150 μm , enquanto as pequenas depressões (10 μm em diâmetro) se multiplicam simultaneamente. Nesta fase, a aceleração ou também chamada de acumulação, inicia-se gradualmente, aumentando rapidamente a perda de material. Nem as crateras, nem as depressões têm qualquer ligação com contornos de grão, linhas de deslizamento ou outra característica estrutural. Após algum tempo de deformação, se observa exclusivamente a formação de crateras. O efeito máximo da cavitação ocorre com o desprendimento de partículas das bordas das crateras onde o crescimento de coalescências indica uma forma característica de fratura dúctil. Nas fases de permanência e atenuação, gases e líquidos aprisionados nas crateras diminuem até certo ponto a ação dos microjatos. Estes removem material de maneira constante, mas de taxa inferior à máxima verificada, aparecendo áreas fraturadas por fadiga, além das fraturas do material endurecido superficialmente por deformação [NASCIMENTO; BAPTISTA, 2002].

A possibilidade de diminuir as taxas de cavitação seria aumentar a fase de incubação, reduzindo a quantidade de ondulações superficiais e crateras. Para conseguir isto, a energia de

impacto deveria ser absorvida por um volume maior, diminuindo assim o acúmulo de deformação plástica na superfície. Para atingir esta condição, necessita-se de uma grande movimentação das discordâncias para o interior do material e pequena movimentação de discordâncias na superfície. Assim, uma estrutura com um mínimo de sistemas de deslizamento poderia prover o mecanismo necessário para a distribuição da deformação. Com a formação de superfícies endurecidas por deformação, a energia da cavitação poderia ser absorvida tornando o material mais resistente.

Além do desgaste por cavitação, o desgaste por deslizamento também faz parte deste estudo, com isso uma breve revisão será feita sobre este tema. Uma revisão mais aprofundada pode ser encontrada na literatura [FARIAS, 1999].

2.5 Desgaste por deslizamento

O desgaste por deslizamento ocorre mediante a existência de um movimento relativo entre duas superfícies em contato sob a ação de uma carga [ZUM-GAHR, 1987].

No desgaste por deslizamento podem ocorrer quatro tipos de mecanismos: adesão, reação triboquímica, fadiga superficial e abrasão. Uma pequena descrição destes mecanismos será dada nos próximos itens.

2.5.1. Mecanismos de desgaste por deslizamento

2.5.1.1 Adesão

Diferentes mecanismos têm sido propostos para explicar o desgaste adesivo que ocorre durante o deslizamento de duas superfícies. Todos os mecanismos propostos envolvem deformação plástica de superfície e da sub-superfície, porém diferem nos detalhes dos processos através dos quais formam-se os resíduos de desgaste. Alguns destes mecanismos propostos na literatura para descrever o desgaste adesivo serão apresentados a seguir.

O desgaste adesivo ocorre quando dois corpos deslizam um sobre o outro produzindo um arrancamento de fragmentos de material de uma das superfícies os quais aderem-se no contra-corpo. Esses fragmentos aderidos podem sair da superfície e voltar à superfície inicial ou podem ser convertidos diretamente em resíduos de desgaste [RABINOWICZ, 1965].

A teoria de Suh explica a deformação plástica e fratura das superfícies em deslizamento baseado na movimentação das discordâncias. Igualmente é explicada a forma laminar das partículas de desgaste as quais se formam a partir de trincas que se propagam paralelamente à superfície desgastada. Porém a teoria de delaminação de Suh não considera a ocorrência de transferência de material e a formação de uma camada transferida abaixo da superfície desgastada composta de uma mistura de ambos materiais em contato [SUH, 1973].

Kayaba considera a influência da deformação plástica juntamente com a nucleação de trincas que geram partículas em forma de lâminas ou de cunha. Já neste mecanismo, considera-se a ocorrência de transferência das lâminas ou cunhas destacadas da superfície [KAYABA, 1979].

Sasada, além de descrever a transferência adesiva, demonstrou experimentalmente que os pequenos fragmentos destacados das superfícies interagem entre si e com o meio interfacial.

Também mostrou que as tensões normais e de cisalhamento provocam a formação de partículas laminares de desgaste [SASADA, 1979].

Rigney realizou uma análise mais profunda sobre a interação entre as partículas destacadas e o meio, similarmente ao descrito por Sasada [SASADA, 1979], e mostrou a existência de uma camada na superfície de material transferido [RIGNEY, 1984].

Heilmann e Rice [HEILMANN, 1983; RICE, 1989] comprovaram que as características da região sub-superficial variam em função da profundidade em relação à superfície. Foi proposta a existência de três regiões características, uma região com grãos muito pequenos com composição do material transferido e dos resíduos de desgaste, similar ao descrito por Rigney [RIGNEY, 1984]. Abaixo desta primeira região tem-se uma região muito deformada e finalmente uma região não deformada com a mesma microestrutura do material inicial.

No mecanismo de Wert é discutida a influência das variáveis microestruturais no desenvolvimento das camadas sub-superficiais. Também considera a influência de parâmetros de ensaio como a carga normal, distância e velocidade de deslizamento. A temperatura é um fator importante porque pode levar à formação de uma outra camada onde pode ocorrer uma recristalização dos grãos deformados [WERT, 1989]. Esta camada não foi considerada por Heilmann e Rice [HEILMANN, 1983; RICE, 1989].

2.5.1.2. Reação triboquímica

Este processo de desgaste por reação triboquímica procede mediante uma remoção e ressurgimento das camadas protetoras nas superfícies de contato [ZUM-GAHR, 1987].

O desgaste por reação triboquímica ocorre durante o contato entre duas superfícies sólidas as quais reagem com o meio. Primeiramente, o contato entre as asperezas de ambas as superfícies leva à remoção de metal devido ao mecanismo de adesão e, os metais em contato reagem com o meio resultando na formação de camadas protetoras das superfícies que

reduzem o contato metal-metal. O aquecimento por atrito leva à formação de ilhas ou platôs de óxido as quais crescem até uma espessura crítica. As grandes pressões no contato entre asperezas ou a microfadiga provocam o trincamento das camadas protetoras, levando à formação de partículas de desgaste não metálicas [ZUM-GAHR, 1987].

2.5.1.3. Fadiga superficial

Este mecanismo ocorre durante o deslizamento entre superfícies ou durante o impacto de sólidos ou líquidos contra outra superfície. Quando o material está submetido ao carregamento e descarregamento cíclicos, pode ser induzida a formação de trincas na superfície ou abaixo da mesma, levando o trincamento e o destacamento de fragmentos do material. Geralmente na fadiga ocorre deformação elástica, deformação plástica, encruamento e propagação de trincas [RABINOWICZ, 1965].

2.5.1.4. Abrasão

O desgaste abrasivo ocorre quando uma superfície dura ou uma superfície contendo partículas duras desliza sobre uma superfície de dureza menor, levando à formação de sulcos na superfície desta. A formação das partículas de desgaste ocorre quando o material dos sulcos é removido [RABINOWICZ, 1965]. Quando as partículas abrasivas não sofrem fratura durante o processo de desgaste, considera-se o desgaste de baixas tensões, caracterizado pelo pequeno riscamento da superfície. Caso ocorra fratura das partículas de desgaste, se considera um desgaste sob altas tensões com riscamento intenso na superfície [FARIAS, 1999].

2.6. Sinergismo Corrosão-Desgaste

A corrosão-desgaste é um processo complexo, envolvendo ação recíproca das interações tribo-químicas que podem envolver:

- 1) Rompimento ou remoção do óxido ou filme expondo a superfície ativa do metal no meio,
- 2) Dissolução ou repassivação da superfície metálica exposta ao meio,
- 3) Interação entre a zona elástica das asperezas em contato com o meio, e
- 4) Interação entre as áreas deformadas plasticamente e o meio.

Considerando o atrito em um metal, a interface desgastada possui uma alta reatividade química, o que geralmente resulta na dissolução localizada e volta a modificar o processo de desgaste. Geralmente, a produção e o acúmulo de produtos de corrosão, como também o rompimento do óxido na interface, propiciam o desgaste acelerado. Na superfície metálica, a adsorção de espécies químicas (inibidores) ou de camadas de diferentes fases de óxidos podem melhorar a resistência à corrosão e modificar o comportamento tribológico, diminuindo o contato metal-metal, bem como a adesão entre os mesmos, atuando como um lubrificante e protegendo os materiais do desgaste [MELETIS, 1990]. As camadas de óxidos apresentam resistência mecânica limitada e podem quebrar-se sob condições de carregamento ou pressões elevadas, deixando a superfície do material desprotegida, aumentando a taxa de desgaste até que as condições permitam novamente a sua formação [JIANG, TAO, YANG, 1995; STACK, ZHOU, 1993]. Muitos fatores têm um papel determinante nestes processos, como a natureza do meio, a composição química do material, a temperatura do meio, as condições de fluxo e a presença de partículas sólidas no tribossistema.

Em várias pesquisas com aços inoxidáveis austeníticos, observou-se que a taxa de corrosão por pites é sempre maior em ligas com martensita induzida por deformação, do que

em ligas que contêm somente austenita [SHITSUKA, 1994; CARVALHO; VILLEGAS, 1990].

Shitsuka estudou o efeito da deformação a frio na resistência à corrosão por pite do aço inoxidável AISI 304. A deformação foi feita por redução de espessura (8, 16, 32, 47, 63 e 86 %) em um laminador piloto. A solução corrosiva utilizada foi 3,5 % de NaCl aerada de modo natural. Observou-se que quanto maior a deformação percentual, a fração de martensita também aumentava (0,19-18,46 %) e diminuía a resistência à corrosão por pite [SHITSUKA, 1994].

Em outro trabalho, o mecanismo de corrosão intergranular mudou para transgranular quando a martensita foi induzida na deformação por tração nos aços AISI 304 e AISI 316 [BRIANT; RITTER, 1980]. Também observaram que a deformação minimiza o tempo requerido para a sensitização e que o efeito é muito maior na martensita do aço AISI 304 que no aço AISI 316, especialmente em temperaturas abaixo de 600°C. A rápida sensitização do aço AISI 304 resulta diretamente da presença de martensita. Devido ao cromo e o carbono difundirem-se mais rapidamente na martensita (tetragonal de corpo centrado) que na austenita (cúbica de face centrada), a precipitação de carbonetos de cromo pode ocorrer em baixas temperaturas.

Em ensaios de abrasão e corrosão com o aço AISI 440C contra uma esfera de porcelana na presença de 0,05 M de Na₂SO₄ com 62% de quartzo, foi observado através de ensaios eletroquímicos que no par ferrita-martensita induzido pela deformação, a corrente galvânica diminuiu de -0,93 μA, nas condições estáveis, para -5,8 μA nas condições de abrasão [JANG; IWASAKI; MOORE, 1989]. Este comportamento indica que além da transformação γ para α, também pode existir efeito galvânico durante o processo de desgaste.

O início de uma série de investigações sobre os processos de desgaste e corrosão ocorrendo simultaneamente consta na literatura e será relatada brevemente a seguir.

2.6.1. Proposições sobre sinergismo corrosão-desgaste

A influência dos fatores químicos no desgaste foi interligada por Fink e Hofmann por volta de 1930 [MELETIS, 1990]. Batchelor e Stachowiak [BATCHELOR; STACHOWIAK, 1988] mencionaram que a primeira investigação sistemática da interação entre corrosão e desgaste por abrasão foi realizada por Zelders em 1949 e que mais tarde, Uhlig, por volta de 1954, propôs um modelo simples para descrever a perda de material de uma superfície metálica sofrendo corrosão e desgaste por fretting. A perda total de material neste modelo foi considerada como a soma da perda devido à corrosão e a perda devido ao desgaste mecânico.

De acordo com Meletis [MELETIS, 1990], Tao em 1969 propôs um modelo matemático de corrosão-desgaste na presença de oxigênio atmosférico e algumas idéias estão sendo aplicadas recentemente na oxidação em eletrólitos aquosos. De acordo com este modelo, a corrosão-desgaste é precedida por sucessivos estágios de formação e atrito dos óxidos presentes na superfície.

Modelos mais recentes empregados para a quantificação do sinergismo corrosão-desgaste serão apresentados, bem como o autor, o mecanismo, o material utilizado e o meio.

2.6.1.1. Proposição de Batchelor e Stachowiak

Segundo esta proposição, o sinergismo de corrosão-abrasão é um processo cíclico ou com abrasão semicontínua com curtos períodos de corrosão. Quando o material está em um meio corrosivo com partículas sólidas ocorre o desgaste corrosivo e abrasivo simultaneamente, provocando um desgaste mais acentuado que os desgastes abrasivo e corrosivo ocorrendo separadamente e somado, este comportamento é devido ao efeito sinérgico dos dois fenômenos. Isto pode ser atribuído ao efeito de remoção do filme protetor da superfície do material, por meio da abrasão, que expõe o material ao meio, e ao arrancamento de pequenas

partículas do material ocasionado pela compressão do material abrasivo na superfície do material [BATCHELOR; STACHOWIAK, 1988]. Na Figura 18 tem-se uma representação esquemática deste processo cíclico.

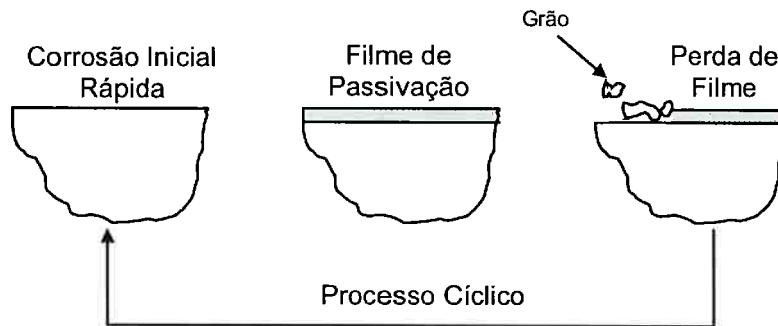


Figura 18 Modelo de desgaste abrasivo-corrosivo [BATCHELOR; STACHOWIAK, 1988].

Foram medidas as taxas de desgaste de aço de baixo carbono, zinco e magnésio sob condições simultâneas de abrasão e corrosão e comparadas com as condições de corrosão estática e abrasão a seco. Nesta investigação foi utilizado como agente corrosivo, solução de H_2SO_4 nas concentrações de 0,8, 0,1 e 0,01 N. Os ensaios de abrasão foram realizados com os materiais percorrendo uma taxa de 25 ciclos/min em uma lixa abrasiva 180 sob pressão de 0,016 MPa. As taxas de desgaste e corrosão foram expressas em perda de massa (mg) por unidade de distância (m) ou tempo equivalente à distância percorrida..

O sinergismo entre corrosão e abrasão foi avaliado de acordo com a expressão:

$$P_{\text{corrosão-abrasão}} > P_{\text{abrasão seco}} + P_{\text{corrosão}} \quad (5)$$

Onde,

$P_{\text{corrosão-abrasão}}$: Perda de massa devido à corrosão-abrasão

$P_{\text{abrasão seco}}$: Perda de massa devido à abrasão a seco

$P_{\text{corrosão}}$: Perda de massa devido à corrosão

Se a perda de massa devido à corrosão-abrasão for igual a soma das perdas de massa devido à abrasão a seco e corrosão, pode ser considerado que cada processo (abrasão e corrosão) age independentemente. Caso a perda de massa devido à corrosão-abrasão for menor que a soma das perdas de massa devido à abrasão a seco e corrosão, pode ser considerado que os processos são reciprocamente inibidores.

Da expressão apresentada, a validade dos resultados depende dos seguintes fatores:

- 1) O tempo entre os impactos pode ser grande, a ponto de ocorrer no caso de metais passivos a repassivação na superfície do material;
- 2) Se o material está sendo removido como produto de corrosão, a deformação e o mecanismo de ativação do metal não estão sendo considerados.

2.6.1.2. Proposição de Madsen

Madsen desenvolveu uma maneira de determinar o sinergismo corrosão-desgaste na qual a determinação baseia-se em medidas eletroquímicas e gravimétricas [MADSEN, 1988a,1994b]. A partir desta proposição, muitos estudos foram realizados e o sinergismo corrosão-desgaste foi quantificado [KOTLYAR; PITT; WADSWORTH, 1988; PITT; CHANG, 1986; WOOD; FRY, 1989; ZHENG et al., 1995].

Madsen realizou ensaios de desgaste por erosão e corrosão individualmente e simultaneamente em aço inoxidável AISI 316, aço A514 e REM500 com 0,06 M de Na₂SO₄ e 2 % de SiO₂ em uma velocidade de 15,6 m/s [MADSEN, 1988a]. Nestes ensaios, concluiu que o efeito combinado do desgaste (remoção mecânica) (M_o) e da ação corrosiva (C_o) freqüentemente resulta numa taxa de dano total que é maior que a soma dos danos por separado do desgaste e da corrosão, indicando um forte sinergismo entre eles. A componente (S_{cm}) representa a parte interativa dos processos corrosão-desgaste e é a ação sinérgica. A perda total de material (W_{cm}) é relacionada ao sinergismo pela Equação 6.

$$W_{cm} = M_o + C_o + S_{cm} \quad (6)$$

Na ausência da ação mecânica, o material apresenta uma taxa de corrosão indicada por (C_o). Num processo de remoção mecânica pura (na ausência de corrosão), a perda de material seria indicada por (M_o). A equação 6 não considera que a corrosão pode afetar o desgaste mecânico e que o desgaste mecânico pode afetar a corrosão. Para eliminar a corrosão durante o processo de desgaste, é apropriada a medida de (W_{cm}) sob condições de desgaste corrosivo, medindo (M_o) separadamente em outro experimento. A taxa obtida desta maneira é geralmente maior que a taxa de corrosão (C_o) devido à interação do desgaste mecânico e é chamado como (C_m). Usando esta notação, uma Equação similar à Equação 6 pode ser escrita como:

$$W_{cm} = M_o + C_m + S'_{cm} \quad (7)$$

Onde (S'_{cm}) é o aumento na perda por desgaste mecânico quando a corrosão está presente. As mudanças na taxa de corrosão são devidas ao sinergismo desgaste-corrosão e

estão incluídas em (C_m), o qual é a soma de todos os processos eletroquímicos de corrosão que acontecem sobre o material durante o desgaste. O termo (M_o) pode ser obtido em experimentos sob condições de proteção catódica ou usando inibidores de corrosão.

O valor (C_m) pode ser medido realizando medições de polarização, usando a amostra como eletrodo de trabalho. A taxa de corrosão eletroquímica pode ser determinada medindo a densidade de corrente com ± 20 mV de potencial de corrosão a circuito aberto. As curvas de densidade de corrente versus potencial de polarização são ajustadas seguindo a equação teórica que caracteriza uma reação, a qual contém somente dois processos sob controle de energia de ativação:

$$I = I_c [\exp(2,203 \phi / \beta_a) - \exp(2,203 \phi / \beta_c)] \quad (8)$$

Onde (I) é a corrente medida, (I_c) é a corrente de corrosão, (ϕ) é o potencial de polarização e (β_a) e (β_c) são as constantes de Tafel anódica e catódica respectivamente.

A Equação 8 é apropriada para descrever o comportamento de muitas ligas em soluções aquosas. A técnica de regressão linear pode ser utilizada para determinar (I_c), (β_a) e (β_c), e os valores da corrente de corrosão podem ser convertidos para unidades de perda de volume por área por hora para dar (C_m) na Equação 7.

Outra maneira para obter a taxa de corrosão é através do método de resistência de polarização, no qual a inclinação da curva de potencial versus a densidade de corrente (resistência de polarização, R_{po}) são medidos a potenciais pequenos (± 5 mV) para o potencial a circuito aberto. A densidade de corrente de corrosão (i_c) é calculada por:

$$i_c = \beta_a * \beta_c / 2,303 (\beta_a + \beta_c) R_{po} \quad (9)$$

O valor de (i_c) pode ser calculado dividindo (I_c) pela área do eletrodo. (C_m) em unidades de perda de volume de material por área por tempo é obtido depois de multiplicar (I_c) pelo fator de conversão apropriado. Neste caso, (β_a) e (β_c) podem ser medidos graficamente nas curvas de Tafel do potencial versus $\log i$ ou estimado de valores tabelados para ligas similares.

Esta proposição sugere que taxa de corrosão eletroquímica seja medida através dos métodos de resistência de polarização e das inclinações catódica e anódica de Tafel. Este procedimento é dificilmente realizado em meios fortemente ácidos, onde a reação catódica é controlada pela despolarização do íon hidrogênio e pela despolarização do oxigênio. Esta dificuldade foi encontrada na literatura [ZHENG et al., 1995].

2.6.1.3. Proposição de Jiang

Neste estudo foi quantificado o sinergismo corrosão-desgaste de aços inoxidáveis e ligas de alto cromo no meio de 20 % de H₂SO₄ em um sistema de desgaste por deslizamento contra um pino de óxido de alumínio (Al₂O₃) com velocidade de 0,025 m/s e carga de 54 N. Neste estudo foi considerado que o sinergismo é atribuído ao desempenho do filme passivo. O efeito do desgaste na corrosão é influenciado pela alta velocidade de recobrimento do filme passivo quando este é destruído pelo processo de desgaste [JIANG, TAO, YANG, 1993].

O sinergismo corrosão-desgaste foi quantificado através da relação entre a taxa da corrente passiva devido ao deslizamento e a taxa da corrente passiva devido ao processo estático, conforme Equação 10.

$$\text{Sinergismo} = i_p \text{ deslizamento} / i_p \text{ estático} \quad (10)$$

As medidas de corrente passiva foram obtidas através de curvas de polarização de corrente total (I) versus potencial. As medidas de corrente de corrosão e o comportamento do desgaste na corrosão dos materiais AISI 304 e do aço Cr-Ni-Mo é apresentado Tabela 6 e na Figura 19.

Tabela 6 O efeito do desgaste na corrosão de dois materiais [JIANG, TAO, YANG, 1993].

	Aço Inoxidável 304	Aço Cr-Ni-Mo
$i_{\text{estático}} \text{ (mA)}$	0,12	0,05
$i_{\text{deslizamento}} \text{ (mA)}$	2,00	0,55
$i_{\text{deslizamento}}/i_{\text{estático}} \text{ (mA)}$	17	11

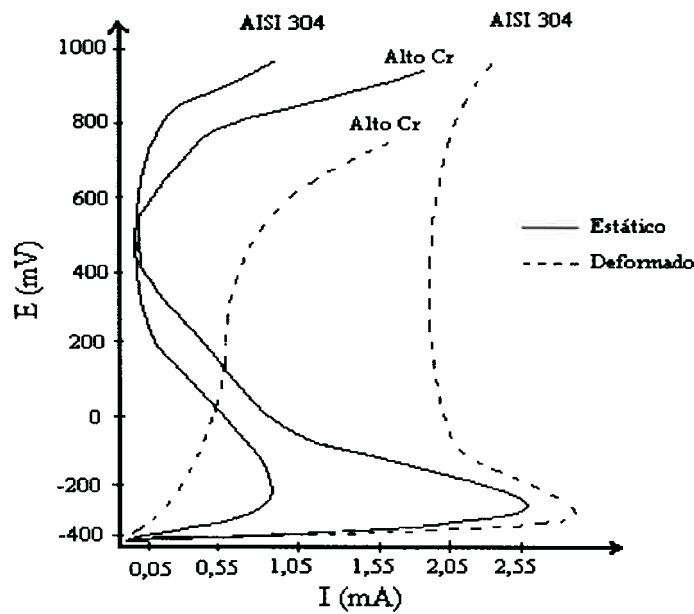


Figura 19 Curvas de polarização do aço inoxidável AISI 304 e aço Cr-Ni-Mo sob condições estática e de deslizamento [JIANG, TAO, YANG, 1993].

Neste estudo o sinergismo é considerado somente para sistemas de desgaste moderado, pois o desgaste da camada passiva foi predominante na taxa de corrosão do material.

3. Objetivo do Trabalho

Dois objetivos motivaram este trabalho: em primeiro lugar, a resistência ao desgaste e à corrosão dos materiais. Em segundo lugar, estudar a influência do desgaste na corrosão dos materiais, bem como a parcela do sinergismo corrosão-desgaste. Dentro desta visão geral são apresentados a seguir alguns itens de caráter específico:

3.1. Sobre a resistência ao desgaste e à corrosão

- Avaliar mediante ensaios de polarização potenciodinâmica a resistência à corrosão dos materiais.
- Avaliar a resistência ao desgaste por deslizamento dos materiais, usando uma máquina pino sobre disco nas condições de carga de 5,8N durante 2 horas de ensaio em uma velocidade de 0,24 m/s, sendo pino e disco do mesmo material.
- Avaliar a resistência ao desgaste por cavitação dos materiais em meio de água destilada e de 3,5% de NaCl durante 2 horas de ensaio em temperatura de 20° C.
- Estudar a degradação das superfícies desgastadas mediante a análise de microscopia.

3.2. Sobre a influência do desgaste na corrosão e o sinergismo corrosão-desgaste

- Avaliar mediante ensaios de polarização potenciodinâmica a resistência à corrosão dos materiais desgastados, e comparar os resultados com os materiais que não sofreram os processos de desgaste.
- Quantificar o sinergismo corrosão-desgaste atuante nos dois processos de desgaste nos materiais.

4. Materiais e Métodos

Neste trabalho foram estudados dois grupos de aços inoxidáveis: austeníticos (AISI 304 e AISI 316) e o martensítico (AISI 420). Os materiais foram submetidos a dois processos de desgaste mecânico: cavitação e deslizamento pino-sobre-disco, visando avaliar a transformação da fase austenítica para a fase martensítica. Os resultados obtidos foram avaliados em função da composição química dos materiais, da perda de massa e da análise das superfícies desgastadas.

Foi também estudada a influência da transformação martensítica ocorrida em amostras previamente desgastadas na corrosão em meio cloretado através de curvas de polarização. O sinergismo foi quantificado através dos ensaios de corrosão, de desgaste e de corrosão-desgaste ocorrendo simultaneamente.

4.1. Aços inoxidáveis AISI 304, AISI 316 e AISI 420

Os aços para o ensaio de desgaste por deslizamento foram obtidos da empresa Aços Villares S.A (corridas 0778738/2000, 777576/2000 e 4807759/2000 respectivamente aos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420) e foram recebidos na forma de barras cilíndricas com bitolas de 101,60 mm. Os aços para o ensaio de desgaste por cavitação foram também fabricados pela empresa Aços Villares S.A (corridas 5901695/1999, 5901668/1999 e 5900503/1999 respectivamente aos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420) e foram recebidos na forma de barras cilíndricas com bitolas de 17,46 mm.

4.2. Caracterização química e microestrutural dos materiais

4.2.1. Análise química

A composição química geral dos materiais foi determinada por espectrometria de absorção atômica, usando um Espectrômetro AR-3400, da empresa Ioschpe Maxion Fundição e Equipamentos Ferroviários – São Paulo. As composições químicas e a dureza dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 utilizados no desgaste por deslizamento, como para o desgaste por cavitação, estão apresentadas nas Tabelas 7 e 8.

Tabela 7 Composição química dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 para os ensaios de desgaste por deslizamento (% massa).

Aços	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Co (%)	N (%)	Dureza (HB)
AISI 304	0,067	0,32	1,76	18,80	8,67	0,40	0,039	0,020	0,42	0,10	0,069	156
AISI 316	0,022	0,30	1,71	17,16	11,39	2,12	0,035	0,021	0,45	0,10	0,087	156
AISI 420	0,360	0,405	0,29	12,54	0,33	0,07	0,028	0,019	0,05	0,02	0,011	179

Tabela 8 Composição química dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 para os ensaios de desgaste por cavitação (% massa).

Aços	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	P (%)	S (%)	Cu (%)	Co (%)	N (%)	Dureza (HB)
AISI 304	0,027	0,18	1,81	18,20	9,07	0,51	0,036	0,025	0,24	0,09	0,072	156
AISI 316	0,020	0,47	1,52	16,90	10,90	2,22	0,04	0,023	0,54	0,12	0,071	170
AISI 420	0,350	0,41	0,33	12,40	0,24	0,09	0,032	0,013	0,08	-	-	187

4.2.2. Microestrutura

Com a finalidade de recristalizar totalmente os materiais e de eliminar a possibilidade de sensitização, todas as amostras foram tratadas termicamente conforme o tratamento de solubilização recomendado pela bibliografia [UNTERWEISER, HOWARD, KUBBS, 1982]. Para o tratamento térmico dos aços AISI 304 e AISI 316, a temperatura foi 1.070 °C, por 5 horas, seguido de têmpera em água. Para o aço AISI 420, o tratamento foi à temperatura de 860 °C, com taxa de resfriamento de 20 °C/h até atingir 595 °C, seguido de têmpera em água. Este tratamento térmico foi realizado no forno metalúrgico *EDGCON 5P* do Laboratório de Fenômenos de Superfície da EPUSP.

Para verificar a eficiência do tratamento térmico de solubilização, amostras dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 foram submetidas a exames metalográficos. Para a identificação da microestrutura inicial e a verificação à suscetibilidade ao ataque intergranular, os materiais foram atacados por reagentes metalográficos. Os aços AISI 304 e AISI 316 foram submetidos à Prática A da norma ASTM A 262. A Prática A consta basicamente do polimento metalográfico das amostras e ataque eletrolítico com uma solução de ácido oxálico e densidade de corrente de 1 A/cm² por 1,5 minuto. Para o aço AISI 420, as amostras depois de lixadas e polidas foram atacadas com o reagente metalográfico Villela. Para as análises de microscopia eletrônica de varredura foi utilizado o equipamento *CAMBRIDGE STEREOSCAN 240* do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP. As microestruturas típicas destes materiais estão nas Figuras 20 a 25.



Figura 20 Microestrutura do Aço AISI 304 para o desgaste por deslizamento (100X, Ácido Oxálico 10%).



Figura 21 Microestrutura do Aço AISI 316 para o desgaste por deslizamento (100X, Ácido Oxálico 10%).

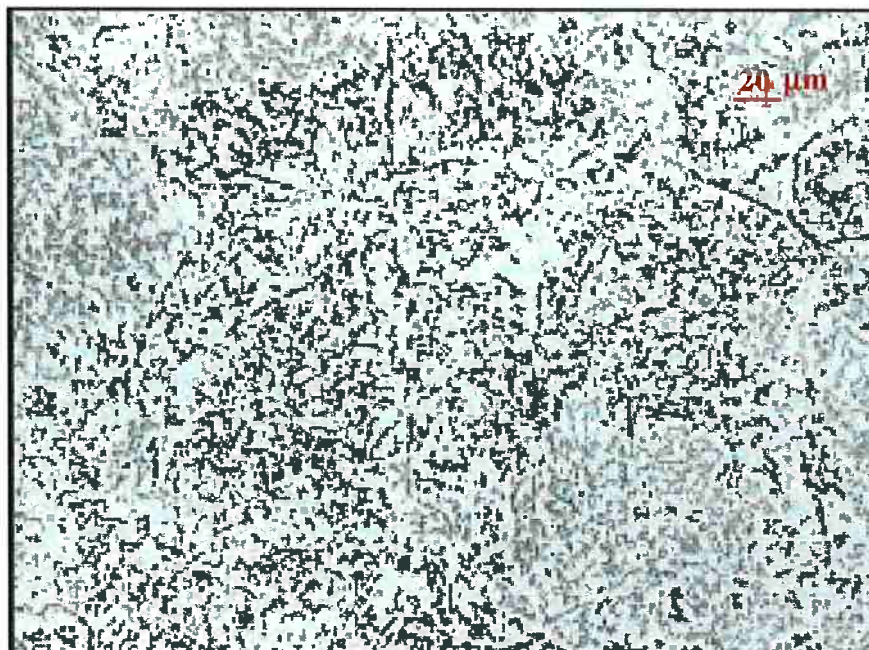


Figura 22 Microestrutura do Aço AISI 420 para o desgaste por deslizamento (100X, Villela 10s).



Figura 23 Microestrutura do Aço AISI 304 para o desgaste por cavitação (200X, Ácido Oxálico 10%).



Figura 24 Microestrutura do Aço AISI 316 para o desgaste por cavitação (200X, Ácido Oxálico 10%).

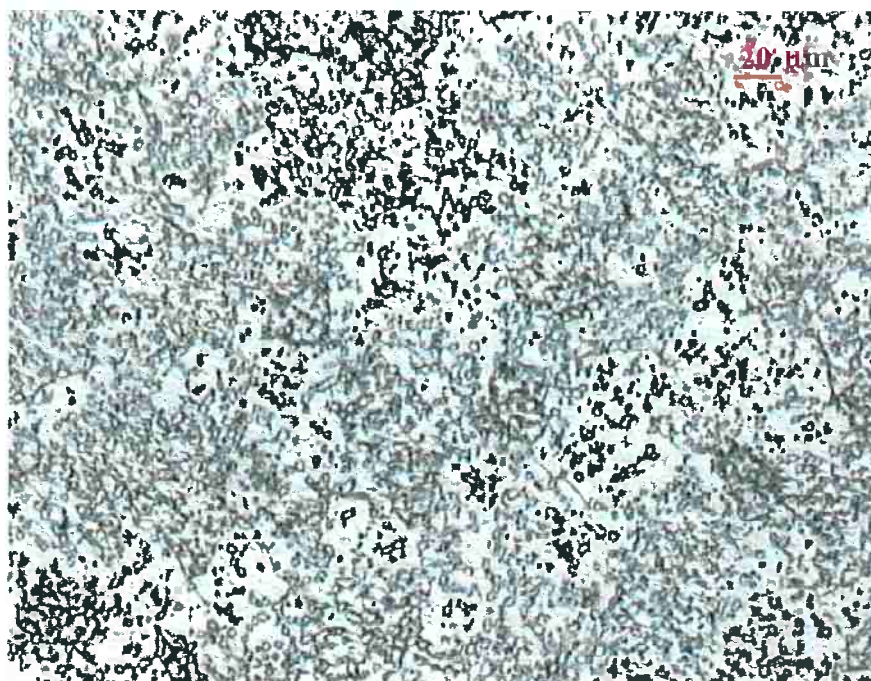


Figura 25 Microestrutura do Aço AISI 420 para o desgaste por cavitação (100X, Vilela 10s).

Nos aços AISI 304 e AISI 316 foram observadas estruturas austeníticas com presença de inclusões, maclas de recozimento e estrutura em degraus o que significa que não estão sensitizados de acordo com a norma ASTM A262, garantindo que nos ensaios de resistência a corrosão não haverá interferência de carbonetos de cromo precipitados intergranularmente e conseqüentemente de zonas empobrecidas em cromo. Foram encontradas dificuldades em obter bons resultados nas micrografias apesar de várias tentativas, porém, em todas micrografias foi verificada a presença de pites em conseqüência do ataque. Este mesmo problema foi observado por outros estudos [ALONSO, 1992; CUPPARI, 1998].

Na análise microestrutural do aço AISI 420, foi observado uma grande presença de precipitados de carbonetos de cromo devido ao maior teor de carbono da liga (0,36 % C), e apresentaram dureza de 179 e 187 HB. Estes resultados levam a concluir que estes materiais não foram endurecidos pelo tratamento térmico, apresentando um aço com muitos carbonetos de cromo e uma matriz martensítica com baixo teor de cromo.

As análises por difratometria de raios-X das superfícies dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 foram realizadas em equipamento *PHILLIPS PW1710* com tubo de radiação $K\alpha Cu$ do Laboratório de Caracterização Tecnológica da EPUSP-PMI. O ângulo de varredura analisado para a identificação das fases presentes de austenita (γ) e martensita (α') foi de 40° até 110°, visto que ângulos de varredura menores de 40° são característicos de óxidos presentes na superfície.

Os difratogramas obtidos foram posteriormente analisados com o software APD (Automated Power Diffraction), PW1877, versão 3.6 da PHILIPS. Desta forma, foi possível determinar a posição (2θ) e a intensidade (área embaixo do pico) dos picos de difração correspondentes às fases martensita e austenita, as quais foram identificadas mediante

comparação com o arquivo do JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards) e apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 Relação de ângulos e planos das fases austenita(γ) e martensita(α).

Fases	hkl	Ângulo (2θ)
Austenita(γ)	111	43.582
Martensita(α)	101	44.021
Martensita(α)	110	44.841
Austenita(γ)	200	50.791
Martensita(α)	002	62.721
Martensita(α)	200	65.303
Austenita(γ)	220	74.697
Martensita(α)	112	80.383
Martensita(α)	211	82.119
Austenita(γ)	311	90.694
Austenita(γ)	222	95.965
Austenita(γ)	202	97.097
Martensita(α)	220	99.438

A fração de martensita presente nos materiais foi calculada a partir dos difratogramas obtidos, usando-se o método de comparação direta [CULLITY, 1978].

Nas análises de difração das superfícies dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 após o acabamento final com lixa de grana 320 sem o processo de desgaste, foram identificados: uma fase cúbica de face centrada (CFC), correspondente à austenita(γ) e outra fase martensítica (α') produzida na deformação devido ao processo de usinagem do corpo-de-prova e pelo acabamento das superfícies. Os difratogramas de difração de raios-X estão apresentados nas Figuras 26 a 31.

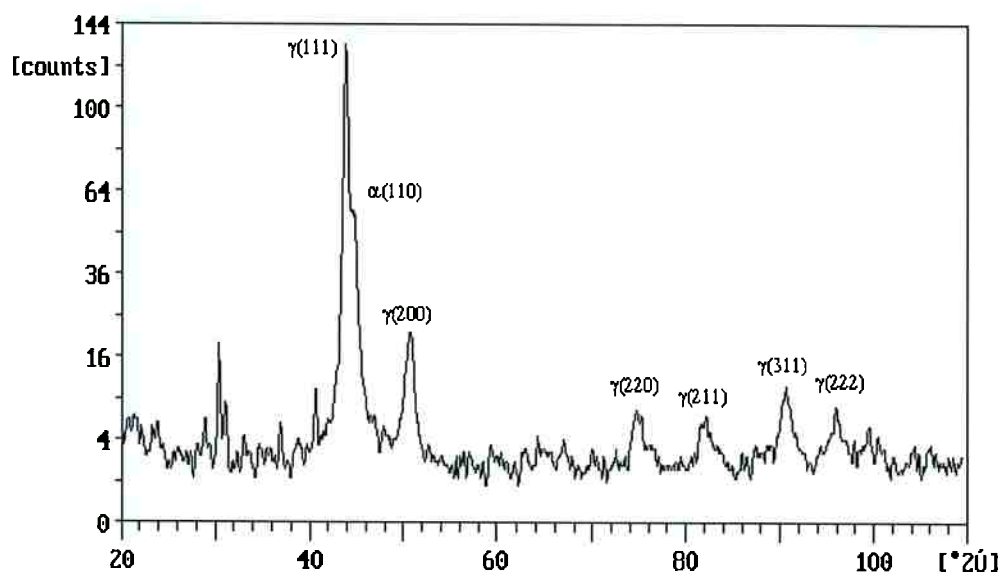


Figura 26 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 304 para os ensaios de desgaste por deslizamento ($\alpha' \leq 2\%$, $\gamma = 98\%$).

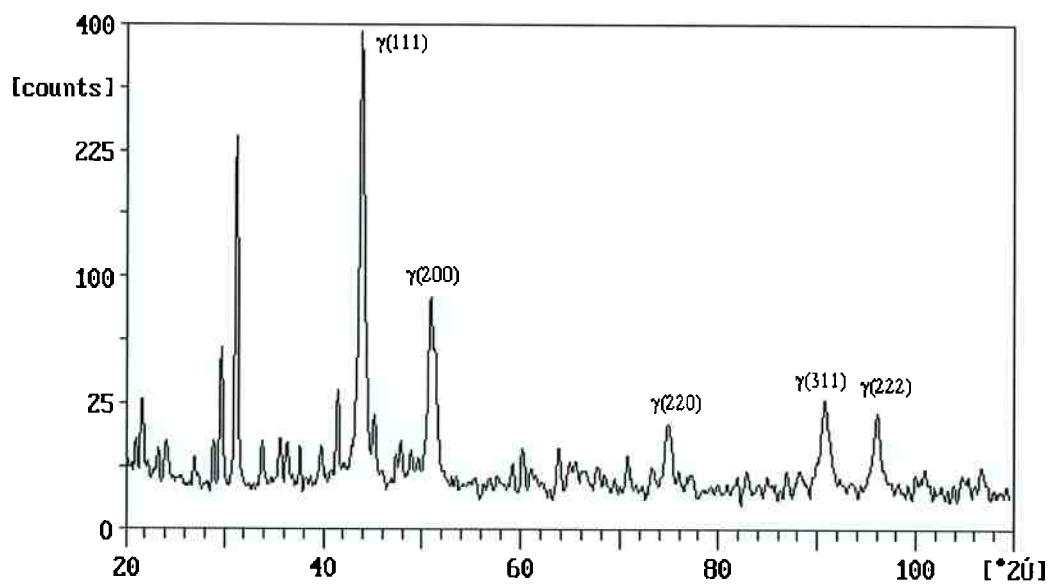


Figura 27 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 316 para os ensaios de desgaste por deslizamento ($\gamma = 100\%$).

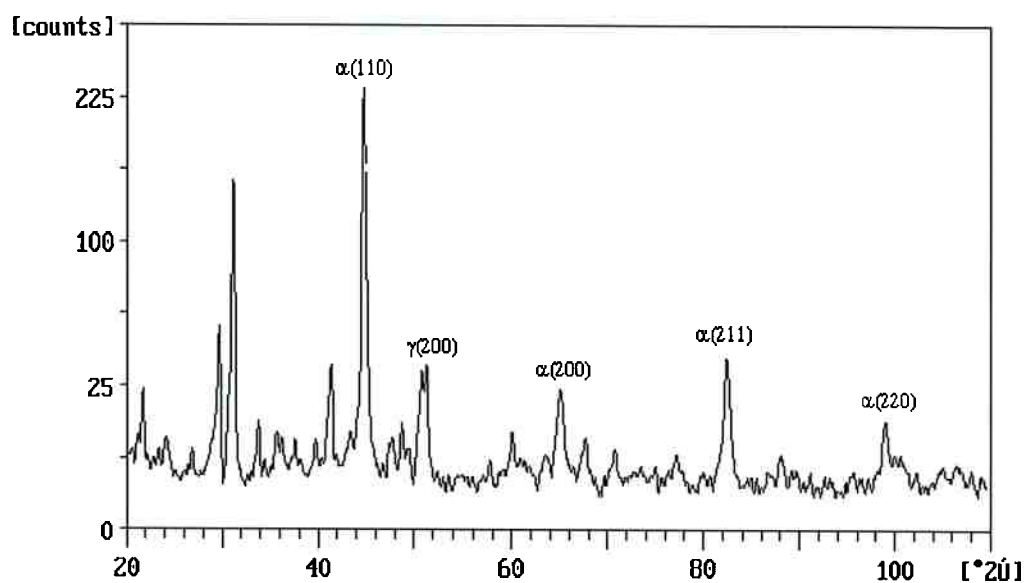


Figura 28 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 420 para os ensaios de desgaste por deslizamento ($\alpha' = 77\%$, $\gamma = 23\%$).

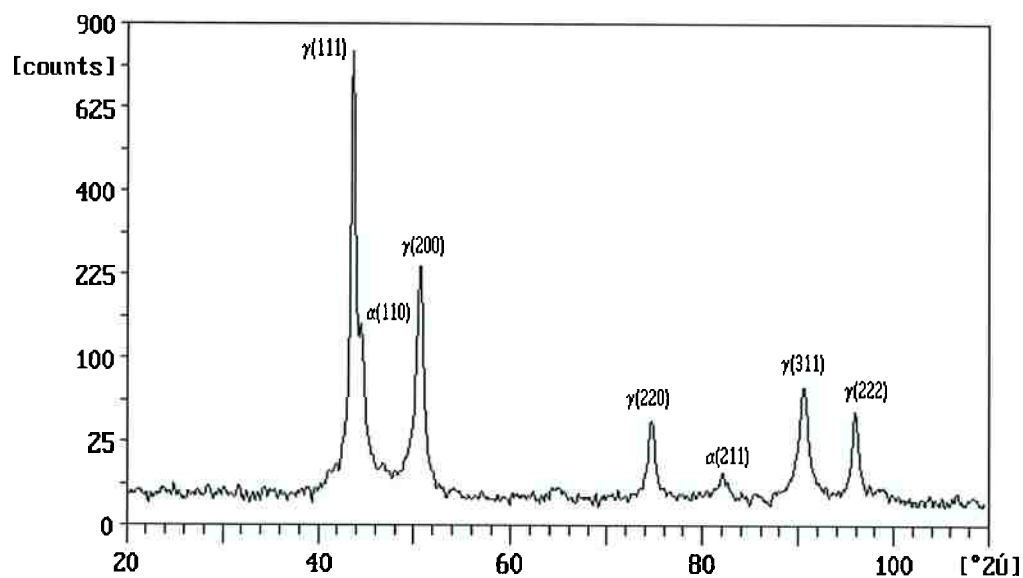


Figura 29 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 304 para os ensaios de desgaste por cavitação ($\alpha' = 3\%$, $\gamma = 97\%$).

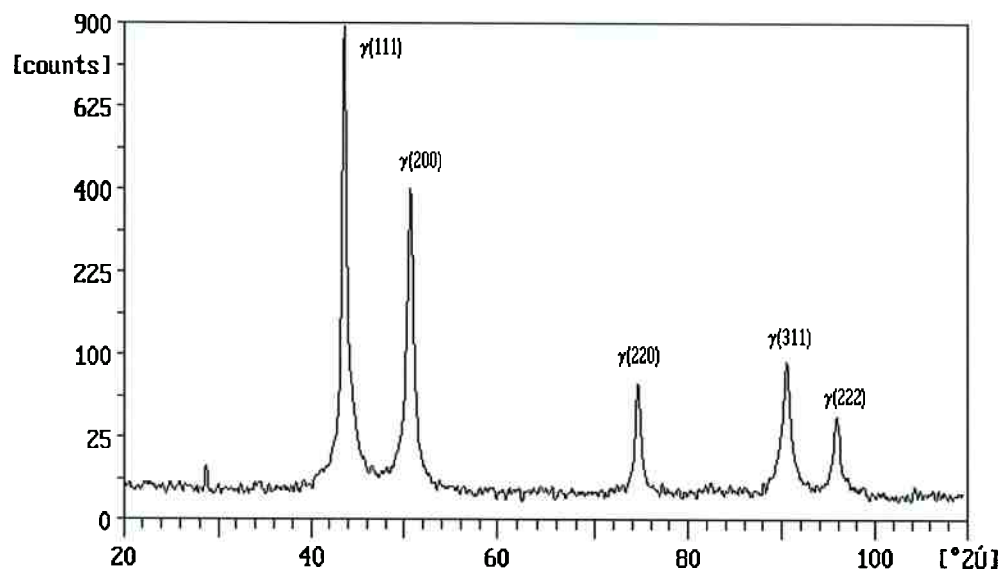


Figura 30 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 316 para os ensaios de desgaste por cavitação ($\gamma = 100\%$).

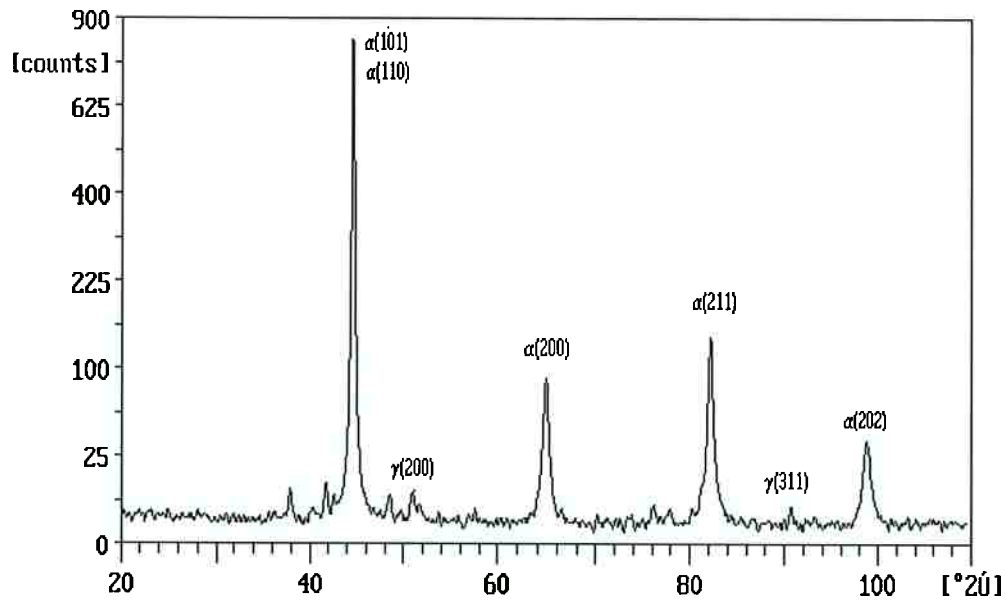


Figura 31 Espectro de difração de raios-X do aço AISI 420 para os ensaios de desgaste por cavitação ($\alpha' = 98\%$, $\gamma \leq 2\%$).

4.3. Avaliação da resistência ao desgaste por cavitação

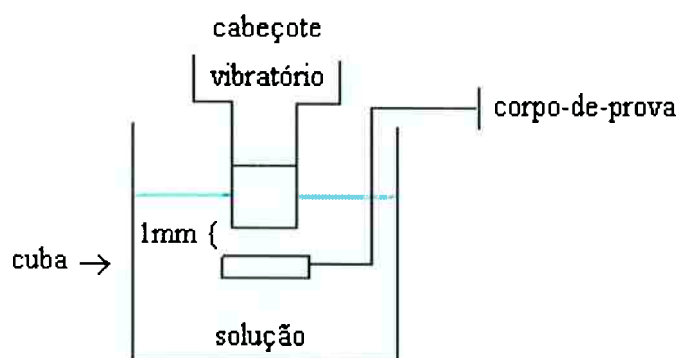
Os ensaios de cavitação foram realizados em um equipamento ultrassônico TELSONIC ULTRASONICS modelo USQ-1000G. Os parâmetros dos ensaios de cavitação tiveram como base a norma ASTM G 32 e tiveram a amplitude de 40 μm , uma frequência de 20 kHz e a temperatura foi de 20 °C.

O comportamento da perda de material nos ensaios de desgaste por cavitação foi investigado através de ensaios gravimétricos interrompidos em intervalos de tempos regulares de 15, 45, 90, 140, 180, 205, 230, 270 e 300 minutos. As amostras eram limpas em ultra-som THORNTON modelo T7 e a massa determinada por meio de uma balança analítica METTLER TOLEDO AB204 com resolução de 0,0001 g, ambos pertencentes ao Laboratório de Fenômenos de Superfície da EPUSP.

Em todos os ensaios, o corpo-de-prova foi posicionado a 1 mm de distância do cabeçote, tomando-se o cuidado de garantir o paralelismo entre as duas superfícies. As superfícies ensaiadas foram polidas com lixa de grana 320, com área exposta de 1 cm^2 . Foram realizados três repetições para cada condição. Os corpos-de-prova eram expostos em água destilada e em NaCl 3,5%. Um aspecto geral da instalação e da disposição do corpo-de-prova para os ensaios de cavitação está apresentado na Figura 32(a-b).



(a)



(b)

Figura 32 (a) Aspecto geral da instalação para ensaios de desgaste por cavitação e (b) esquema do posicionamento do corpo-de-prova para ensaios de desgaste por cavitação.

4.4. Avaliação da resistência ao desgaste por deslizamento

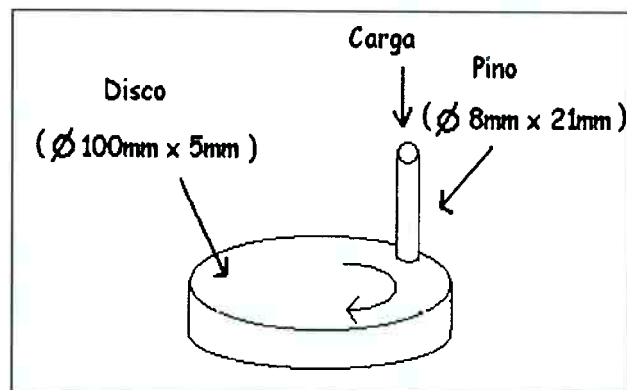
Os ensaios de desgaste por deslizamento de pino-sobre-disco foram realizados em um equipamento *PLINT* modelo TE-79. Os procedimentos dos ensaios foram realizados conforme recomendação da Norma ASTM G 99-90 e do manual da *PLINT*.

Para a determinação da perda de massa do material em função da distância percorrida, os ensaios eram interrompidos nos intervalos de distância de 500, 1000, 1500, 2000, 2500 e 3000 m respectivamente em ensaios a seco, em NaCl 3,5% em massa e em água destilada. As amostras eram limpas em ultra-som *THORNTON* modelo T7 e a massa determinada por meio de uma balança analítica *METTLER TOLEDO AB204* com resolução de 0,0001 g, ambos equipamentos pertencentes ao Laboratório de Fenômenos de Superfície da EPUSP. Os ensaios foram realizados com carga de contato de 5,8 N, velocidade angular de 57,30 rpm, velocidade tangencial de 0,24 m/s com raio do disco de 40mm. O comportamento da perda de massa foi avaliado em ensaios a seco.

Os corpos-de-prova foram usinados conforme a norma ASTM G 99-90 e o recomendado no manual da *PLINT*. Cada par tribológico (pino e disco) foram confeccionados do mesmo material. Teve-se o cuidado de manter o paralelismo entre as duas superfícies realizando-se um assentamento entre pino e disco com a utilização de uma lixa de grana 320. Um aspecto geral da instalação e da disposição do corpo-de-prova para os ensaios de deslizamento está apresentado na Figura 33(a-b).



(a)



(b)

Figura 33 (a) Aspecto geral da instalação para ensaios de desgaste por deslizamento e (b) geometria do corpo-de-prova para ensaios de desgaste por deslizamento.

O coeficiente de atrito para cada condição de ensaio fornece uma informação macroscópica de atrito entre as superfícies deslizantes. Estas informações se referem a eventos que ocorrem durante o deslizamento de duas superfícies, tais como: adesão, deformação plástica das superfícies deslizantes, da presença das partículas retidas na interface, formação de trincas, transferência de material, crescimento e mistura das partículas desgastadas, transformações de fase, entre outros. A rigidez do equipamento de ensaio também afeta os valores do coeficiente de atrito. Mesmo assim, o coeficiente de atrito foi analisado em relação à distância percorrida nas condições a seco, em NaCl 3,5% em massa e em água destilada com o auxílio de um software acoplado ao equipamento *PLINT* que monitora e calcula o coeficiente de atrito.

4.5. Avaliação da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis

Foram realizados ensaios de polarização potenciodinâmica, usando o potenciostato *EG&G PRINCETON APPLIED RESEARCH (PAR)* modelo 273, com eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS) e contra-eletrodo de platina. Foi utilizado um eletrólito preparado a partir da dissolução de cloreto de sódio de procedência P.A. em água destilada. Foram preparados eletrólitos de 3,5 % em massa sem correção de pH. A Figura 34 mostra um esquema de montagem usado para a realização dos ensaios de corrosão.

O potencial inicial foi escolhido em 300 mV, abaixo do potencial de corrosão, e a taxa de variação de potencial foi de 0,016 mV/s. Todos os corpos-de-prova tinham área exposta de 1 cm² e lixada com lixa de grana 320, com a exceção os corpos-de-prova desgastados que não passaram o processo de lixamento. Os corpos-de-prova eram lavados em ultra-som, secados em ar quente e levados para o ensaio imediatamente. Os ensaios foram realizados com 3 repetições nos seguintes grupos de condições dos materiais:

- a) Amostras sem desgaste.
- b) Amostras após o desgaste por deslizamento de duas horas de ensaio.
- c) Amostras após o desgaste por cavitação de duas horas de ensaio.

Para o cálculo dos parâmetros eletroquímicos associados às curvas de polarização, foi usado o software Softcor versão 2.10. Os parâmetros de interesse no estudo foram:

- a) resistência de polarização R_{po} ,
- b) densidade de corrente de corrosão i_c ,
- c) constantes de Tafel,
- d) potencial de pite E_p e
- e) densidade de corrente passiva i_p .

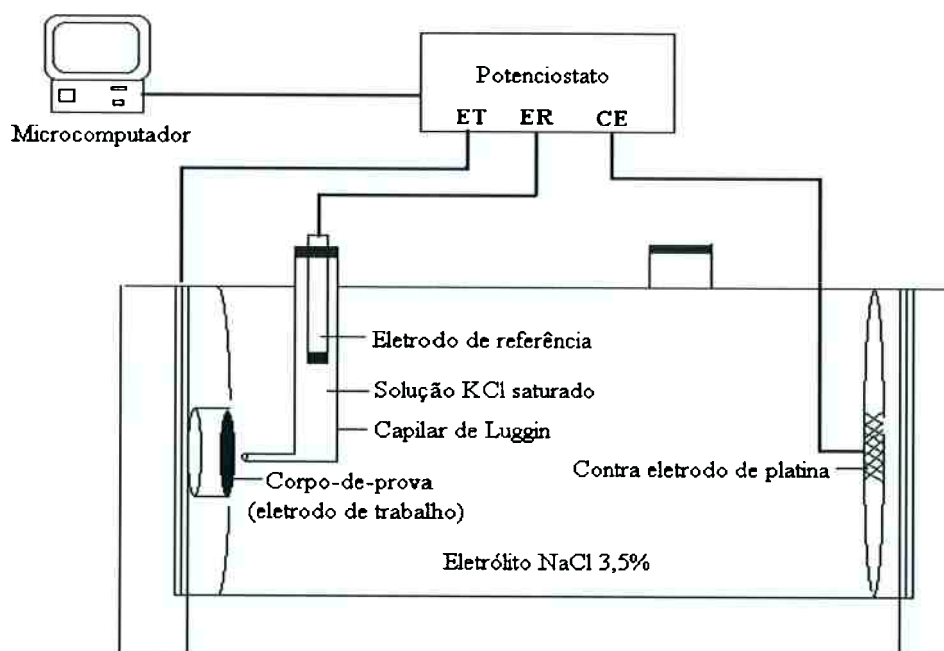


Figura 34 Esquema de montagem utilizado para a realização de ensaios de polarização potenciodinâmica.

4.6. Avaliação do sinergismo corrosão-desgaste

Os ensaios realizados com os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 permitiram fazer uma previsão do sinergismo da corrosão com o desgaste por cavitação após 300 minutos de ensaio.

Para a previsão do sinergismo corrosão-desgaste para o sistema de desgaste por cavitação foi adotado o seguinte procedimento:

- a) Ensaios de desgaste (cavitação em água destilada)
- b) Ensaios de corrosão-desgaste (cavitação em NaCl 3,5%)
- c) Ensaios de corrosão (ensaios de imersão em NaCl 3,5%)

Para a previsão do sinergismo corrosão-desgaste para o sistema de desgaste por deslizamento:

- a) Ensaios de desgaste (deslizamento pino-sobre-disco em água destilada)
- b) Ensaios de corrosão-desgaste (deslizamento pino-sobre-disco em NaCl 3,5%)
- c) Ensaios de corrosão (ensaios de imersão em NaCl 3,5%)

Após cada ensaio foi medida a perda de massa através do método gravimétrico em unidade de mg/cm^2 . O sinergismo foi quantificado, segundo a expressão:

$$P_{\text{Sinergismo}} = P_{\text{(corrosão-desgaste)}} - P_{\text{(desgaste)}} - P_{\text{(corrosão)}} \quad (11)$$

5. Resultados e Discussão

5.1. Análise da resistência ao desgaste por cavitação

5.1.1. Comportamento da perda de massa

Os resultados de perda de massa dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 nos ensaios de desgaste por cavitação em água destilada e em NaCl 3,5%, estão apresentados nas Figuras 35, 36 e 37.

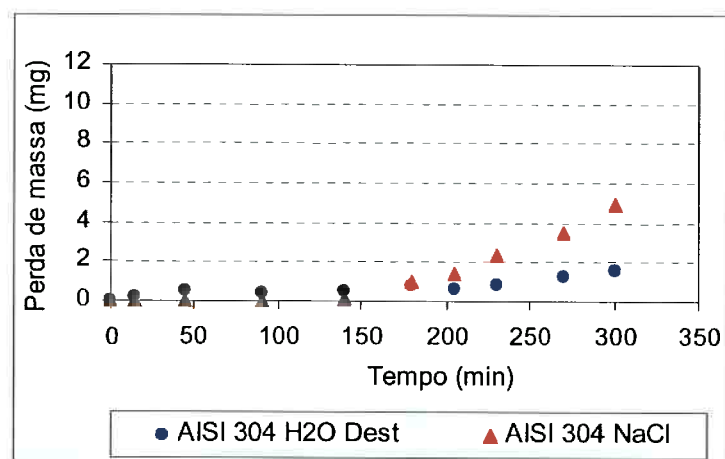


Figura 35 Variação da perda de massa do aço AISI 304 em água destilada e em NaCl 3,5%.

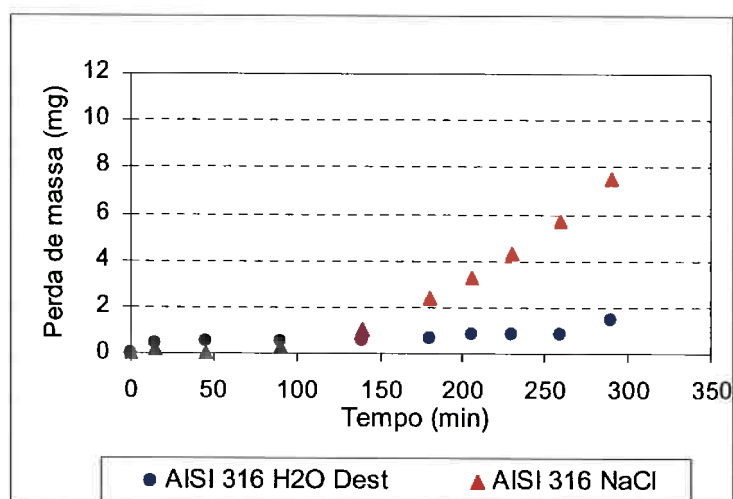


Figura 36 Variação da perda de massa do aço AISI 316 em água destilada e em NaCl 3,5%.

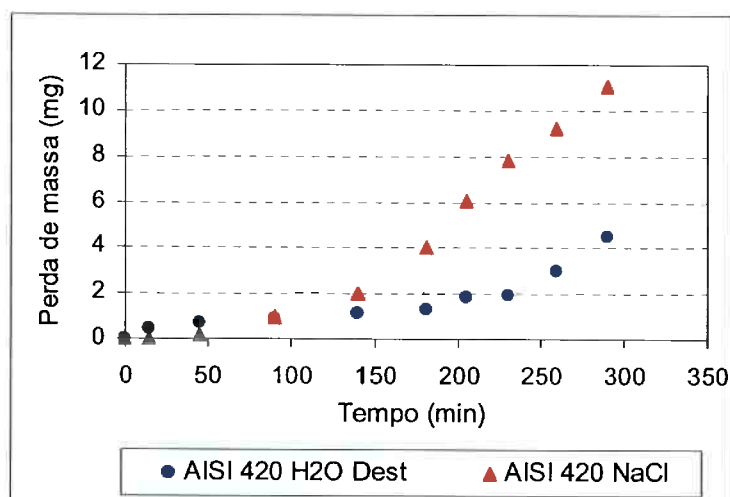


Figura 37 Variação da perda de massa do aço AISI 420 em água destilada e em NaCl 3,5%.

Os resultados de perda de massa são semelhantes aos encontrados na literatura para sistemas vibratórios [KARIMI; MARTIN, 1986], podendo-se observar dois estágios distintos. No primeiro estágio, de incubação, a perda de massa observada foi muito pequena sendo praticamente nula em alguns ensaios. No segundo estágio, de aceleração, a perda de massa aumenta gradualmente até o final dos ensaios.

É observado que no estágio de incubação a perda de massa em água destilada é levemente maior do que em NaCl para os três materiais AISI 304, AISI 316 e AISI 420. Levando-se em consideração que todos os ensaios foram realizados nos mesmos parâmetros e somente o tipo de fluido foi alterado. O aumento da perda de massa em água destilada pode ser explicado devido à água destilada apresentar uma menor pressão máxima de vapor e menor temperatura de ebulição, propiciando uma maior nucleação de microbolhas e uma maior propagação das ondas de choque emitidas, como consequência, produz um dano cavitacional maior. Por outro lado, a solução de NaCl apresenta maior densidade e maior viscosidade e conseqüentemente menor velocidade de escoamento, provocando um efeito de amortecimento do colapso das microbolhas e uma maior atenuação das ondas de choque causando menor dano cavitacional. Este comportamento foi também observado na literatura por Hammit [HAMMIT, 1980].

Após o estágio de incubação pode-se observar que a perda de massa para os três materiais AISI 304, AISI 316 e AISI 420 foi maior na solução com NaCl. Este comportamento pode ser explicado devido à interação dos processos de desgaste e de corrosão no sistema.

A tabela 10 mostra a perda de massa após 300 minutos de ensaio de cavitação em água destilada e em NaCl 3,5% para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

Tabela 10 Perda de massa após 300 minutos de ensaio de cavitação em água destilada e em NaCl 3,5% para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

	Perda de massa (mg)	
	Água Destilada	NaCl 3,5%
AISI 304	1,0 ± 0,5	5,0 ± 1
AISI 316	1,0 ± 0,5	8,0 ± 2
AISI 420	4,0 ± 2	11,0 ± 2

Nota-se na Tabela 10 que o aço AISI 304 apresentou o melhor desempenho nas condições de cavitação estudadas. A menor perda de massa após 300 minutos pode estar associada à ocorrência do encruamento na superfície pela ação do desgaste e da transformação martensítica, que após um determinado período o sistema tribológico tende a atingir uma condição estacionária, entrando em regime permanente.

Com a substituição da água destilada por NaCl a perda de massa dos materiais estudados mudou de forma significativa. Um efeito importante foi o apreciável aumento dos valores das perdas de massa, chegando a ser 8 vezes maior do que no caso da cavitação em meio não agressivo quimicamente, como pode ser visto no aço AISI 316. Este aumento da perda de massa é atribuído a uma possível interação dos processos de desgaste e de corrosão no sistema.

O aço AISI 420 apresentou a maior perda de massa para as duas condições de ensaio em relação aos aços AISI 304 e AISI 316, este comportamento pode estar associado à presença de uma segunda fase mais frágil (carbonetos de cromo). Outros fatores que influenciariam a remoção de massa podem ser considerados:

- 1) Remoção direta da matriz metálica devido à ação mecânica.
- 2) Formação de produtos de corrosão facilmente removíveis, dependendo da resistência à corrosão generalizada da superfície.
- 3) Ocorrência da corrosão intergranular devido à existência de regiões empobrecidas de cromo ao redor dos contornos de grão, por causa da precipitação de carbonetos.

A hipótese da remoção de material pela ação mecânica da matriz metálica parece plausível porque a martensita revenida em temperaturas baixas é bastante frágil, o que favorece o desgaste por impactos. Por outro lado, evidências de corrosão intergranular também não devem ser descartadas, pois foi observada no microscópio eletrônico de varredura uma grande incidência de precipitação de carbonetos no aço AISI 420, como mostra a Figura 38. Além do mais, resultados encontrados na literatura advertem sobre a baixa resistência à corrosão do aço AISI 420 em meios contendo íons cloreto [BETANCUR, 2001].

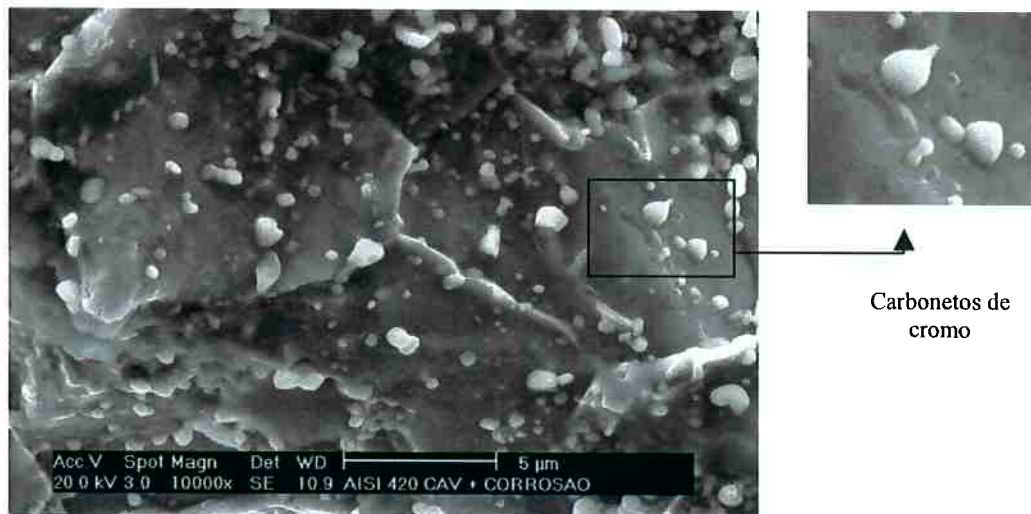


Figura 38 Superfície do aço AISI 420 com 120 minutos de desgaste em NaCl com presença de carbonetos de cromo.

5.1.2. Análise das superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura

As Figuras 39, 40 e 41 apresentam as superfícies dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 respectivamente. As Figuras mostram o aspecto das superfícies com o acabamento inicial para os ensaios, observando-se a presença de um riscamento uniforme por lixa (polimento com lixa 320).



Figura 39 Superfície do aço AISI 304 polida com lixa 320.



Figura 40 Superfície do aço AISI 316 polida com lixa 320.



Figura 41 Superfície do aço AISI 420 polida com lixa 320.

As Figuras 42, 43 e 44 apresentam as superfícies dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 após 120 minutos de ensaio de cavitação em água destilada.

Foram observados aspectos semelhantes nas superfícies desgastadas dos aços AISI 304 e AISI 316, verificando-se predominantemente a presença de maclas de deformação, arrancamento de material que originam crateras nas regiões deformadas. Também foram observadas presença de ondulações originadas pela deformação e algumas linhas do acabamento inicial na região desgastada. Para o aço AISI 420 não foi observado maclas de deformação na superfície desgastada, notando-se, no entanto, grande quantidade de poros e crateras por toda a superfície deformada.

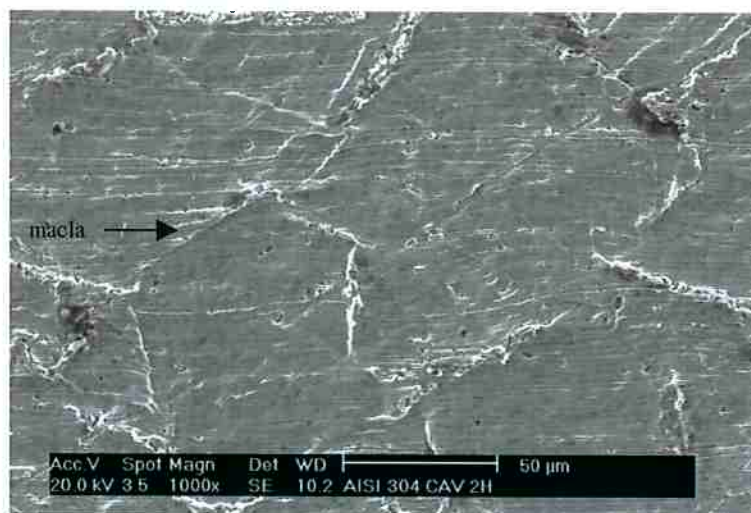


Figura 42 Superfície do aço AISI 304 com 120 minutos de cavitação em água destilada.

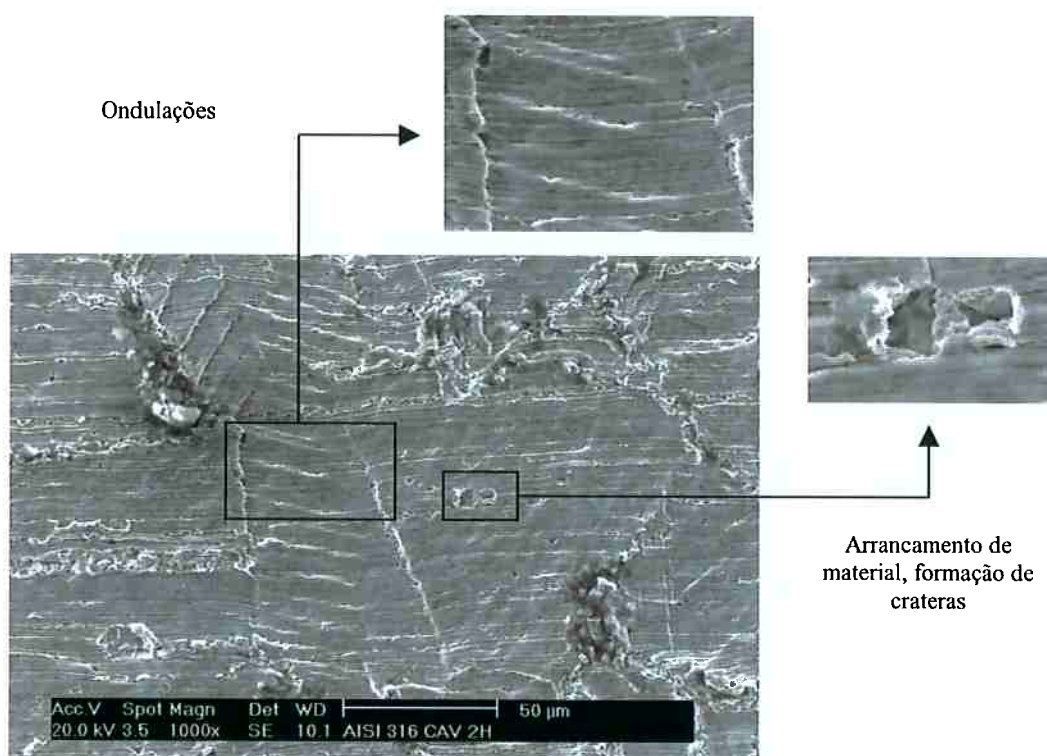


Figura 43 Superfície do aço AISI 316 com 120 minutos de cavitação em água destilada.

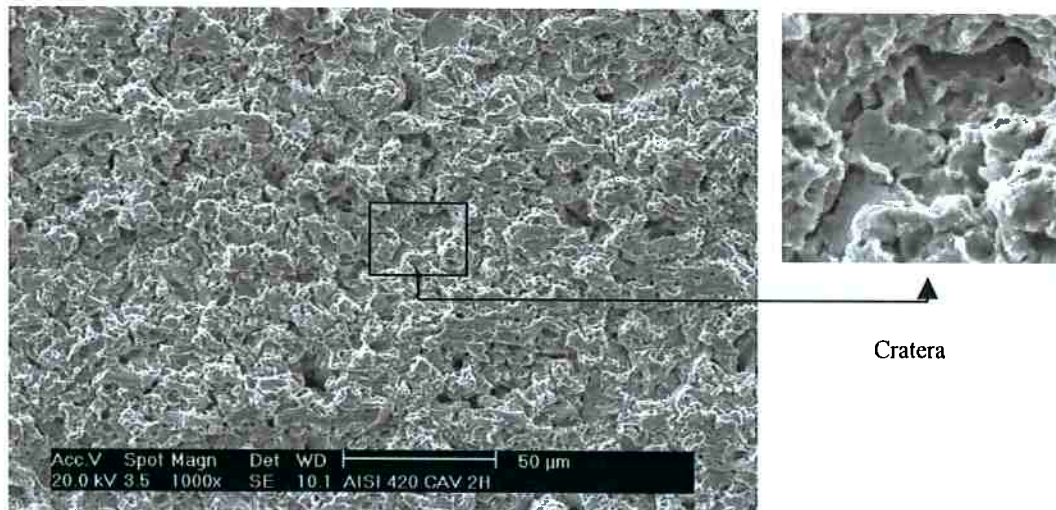


Figura 44 Superfície do aço AISI 420 com 120 minutos de cavitação em água destilada.

Nas superfícies cavitadas durante 120 minutos em NaCl notou-se a presença de corrosão por pites e também marcas de desgaste. Os aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram aspectos semelhantes como mostra a Figura 45. Verificou-se a formação de pites radiais profundos e aleatórios por toda a superfície e maclas de deformação. Para o aço AISI 420 foi observada a presença de grande quantidade de carbonetos, a ocorrência de pites mais rasos do que os apresentados nos aços AISI 304 e AISI 316 e que também estavam presentes por toda a superfície desgastada, conforme mostra a Figura 46.

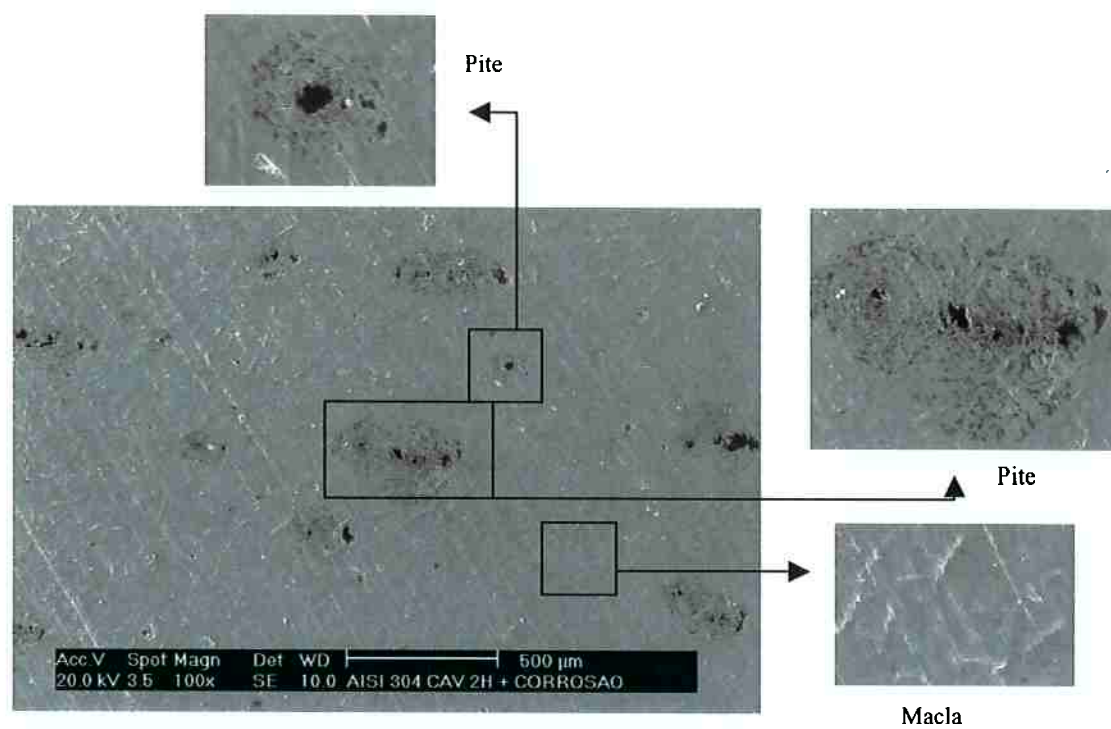


Figura 45 Superfície do aço AISI 304 com 120 minutos de cavitação em NaCl.

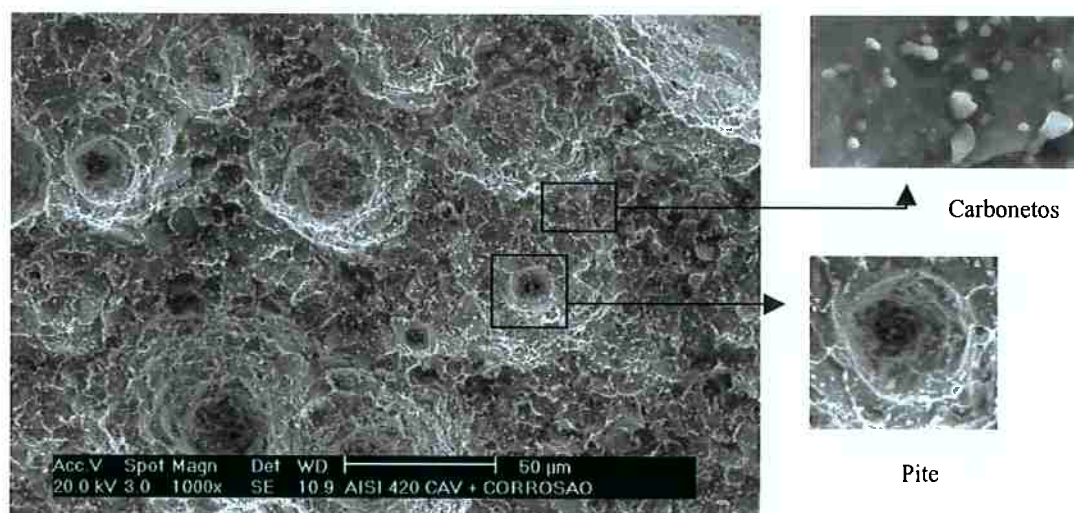


Figura 46 Superfície do aço AISI 420 com 120 minutos de cavitação em NaCl.

5.1.3. Análise de difração de raios-X das superfícies desgastadas

Análises de difração de raios-X foram realizadas nas superfícies cavitadas, após 15 e 120 minutos, em água destilada e em NaCl. Foram identificadas fases de austenita e martensita e os teores de martensita foram quantificados. Para ambas as condições de ensaio os resultados não apresentaram diferença significativa. Os difratogramas para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 cavitados em água destilada estão apresentados nas Figuras 47 a 52.

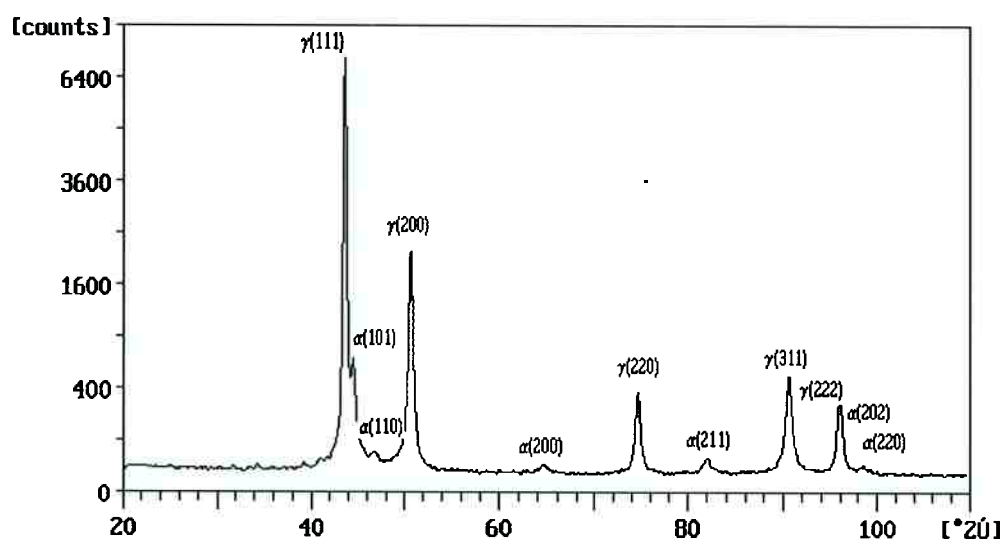


Figura 47 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 304 após 15 minutos de cavitação ($\alpha' = 5\%$, $\gamma = 95\%$).

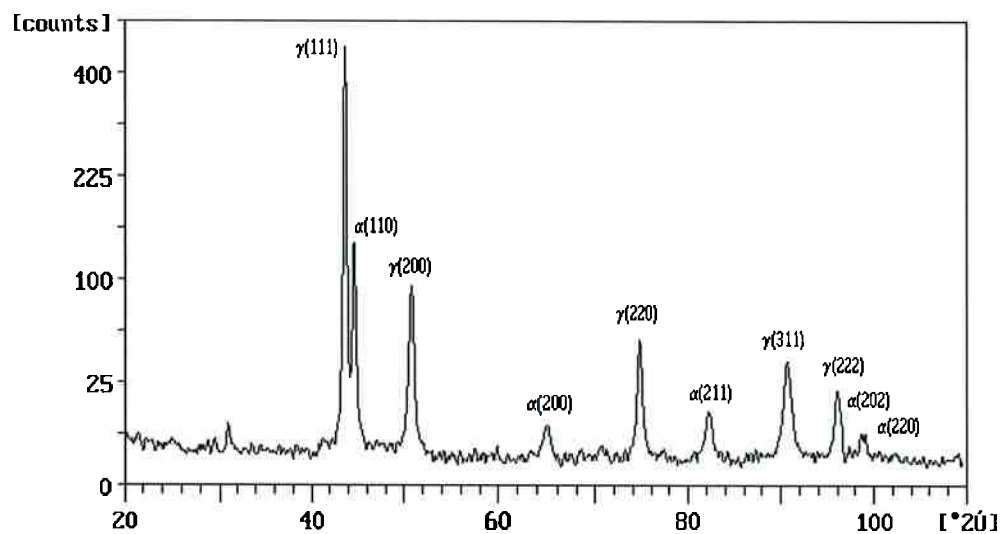


Figura 48 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 304 após 120 minutos de cavitação ($\alpha' = 21\%$, $\gamma = 79\%$).

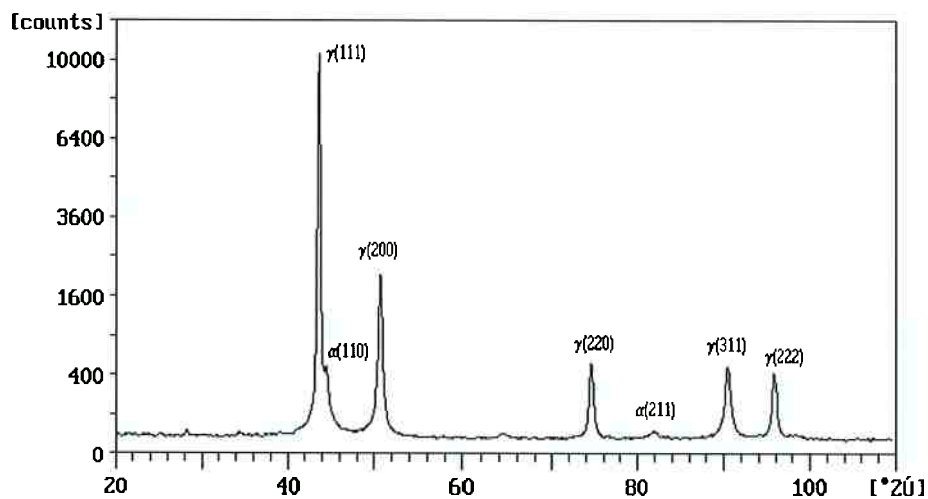


Figura 49 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 316 após 15 minutos de cavitação ($\alpha' = 4\%$, $\gamma = 96\%$).

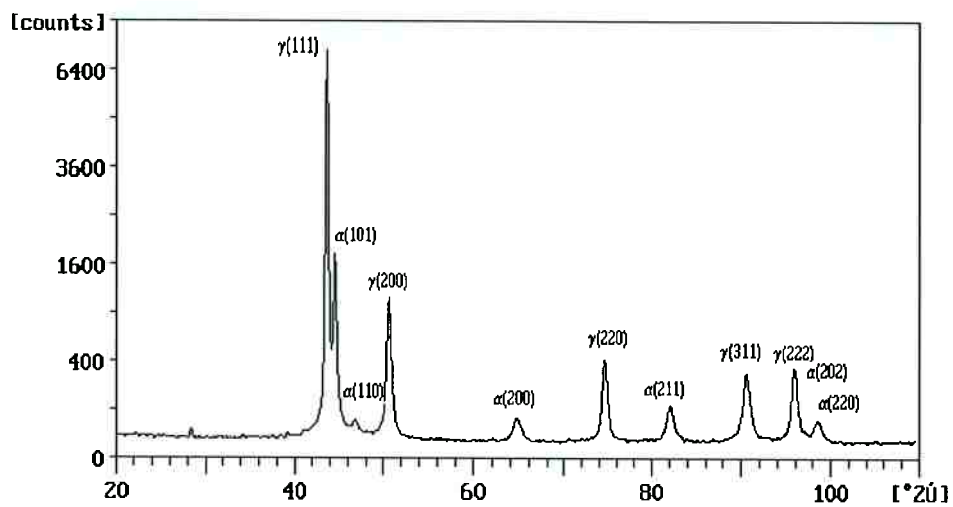


Figura 50 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 316 após 120 minutos de cavitação (α' = 17%, γ = 83%).

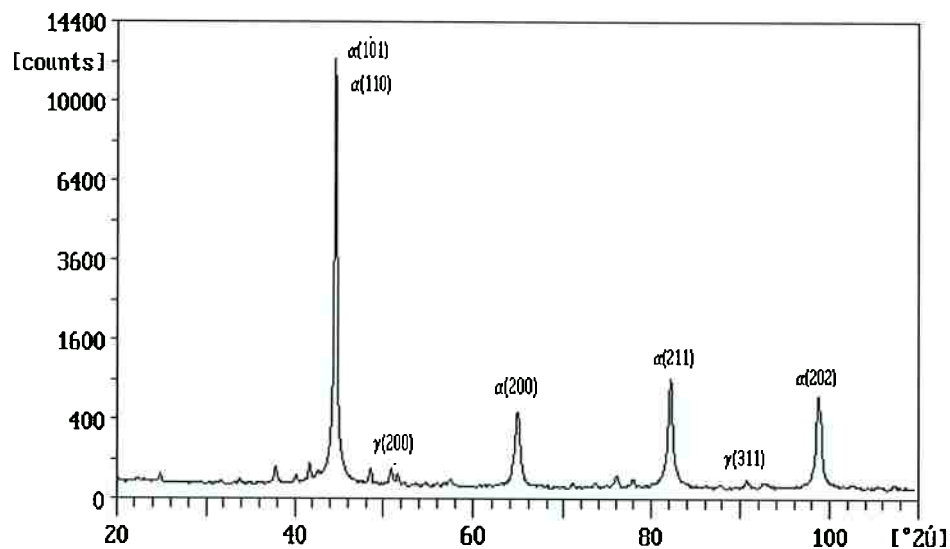


Figura 51 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 420 após 15 minutos de cavitação (α' = 98%, γ ≤ 2%).

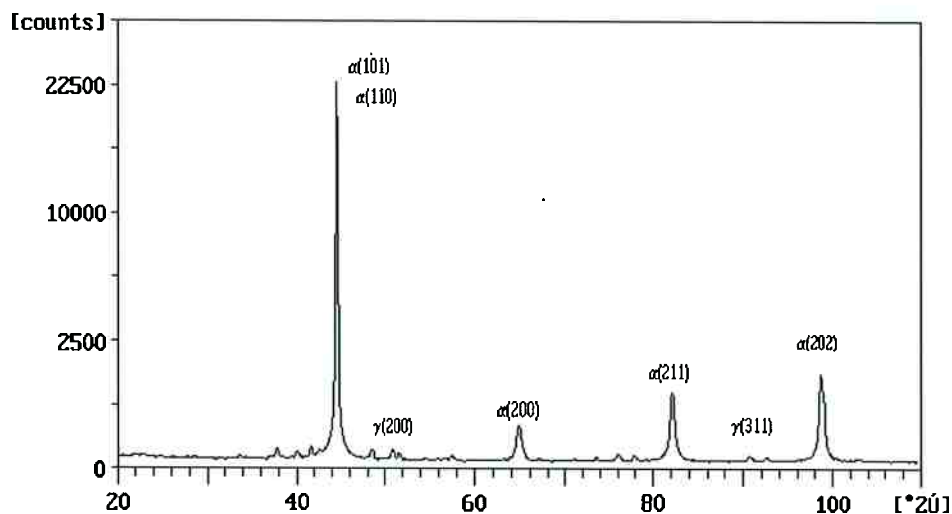


Figura 52 Espectro de difração de raios-X da superfície do aço AISI 420 após 120 minutos de cavitação ($\alpha' = 98\%$, $\gamma \leq 2\%$).

Os difratogramas de raios-X mostraram que o teor de martensita formada, durante os ensaios de cavitação, foi afetado pelo tempo de desgaste. Observou-se que os aços austeníticos AISI 304 e AISI 316 apresentaram teores de martensita crescentes com o tempo de ensaio. Comparando-se os valores de teor de martensita, o aço AISI 316 apresentou menor teor de martensita formada do que o aço AISI 304. Este efeito influenciou no comportamento da perda de massa onde o aço AISI 304 apresentou menor perda de massa quando comparado ao aço AISI 316, pois o aço AISI 304 com maior teor de martensita torna o material mais resistente ao desgaste. A relação entre o tempo de exposição e a fração de martensita formada está apresentada na Figura 53.

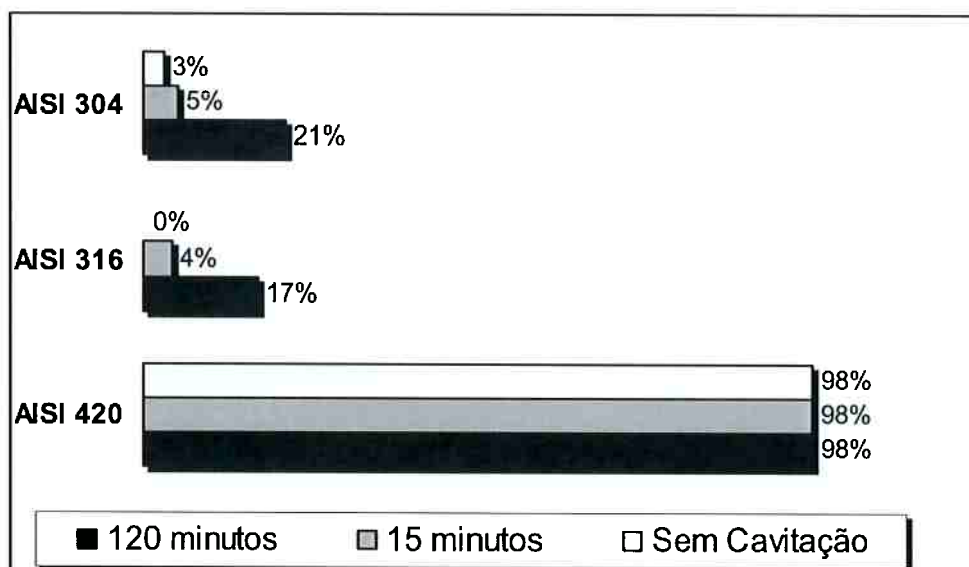


Figura 53 Gráfico indicativo do teor de martensita formada em função do tempo de ensaio.

5.1.4. Avaliação da resistência ao desgaste por cavitação

A partir dos resultados de desgaste por cavitação, apresentados na Tabela 10, das micrografias das superfícies deformadas, Figuras 42 a 46, e da análise do teor de martensita formada, Figura 53, pode-se resumir o comportamento do desgaste por cavitação dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

A natureza do fluido utilizado nos ensaios influenciou no comportamento da perda de massa para os materiais. O fluido mais denso gerou menor dano cavitacional na região de incubação durante o processo de desgaste. A cavitação em NaCl 3,5% apresentou maior perda de massa para os três materiais, as regiões deformadas dos aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram pites radiais profundos e no aço AISI 420 apresentou pites mais rasos. A cavitação em água destilada apresentou menor perda de massa para os três materiais, nas regiões deformadas dos aços AISI 304 e AISI 316 predominaram a ocorrência de maclas de

deformação, enquanto no aço AISI 420 predominou uma maior quantidade de poros e formação de crateras.

O aço AISI 420 apresentou menor resistência à cavitação devido a presença de carbonetos na matriz metálica.

Nos aços AISI 304 e AISI 316 o teor de martensita formada pelo processo de desgaste foi crescente com o tempo de ensaio. A quantidade detectada foi maior no aço AISI 304 do que no aço AISI 316. A diferença entre as quantidades de martensita está relacionada com a estabilidade austenítica em função da composição química que é calculada pela equação 1 da página 30. O aço AISI 304 teve maior tendência à formação de martensita e menor estabilidade austenítica do que o aço AISI 316. A ocorrência da transformação martensítica no material exerceu maior resistência ao desgaste.

5.2. Análise da resistência ao desgaste por deslizamento

5.2.1 Comportamento da perda de massa

O comportamento da perda de massa em função da distância de deslizamento a seco dos pares tribológicos, pino e disco, dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420, estão apresentados nas Figuras 54, 55 e 56.

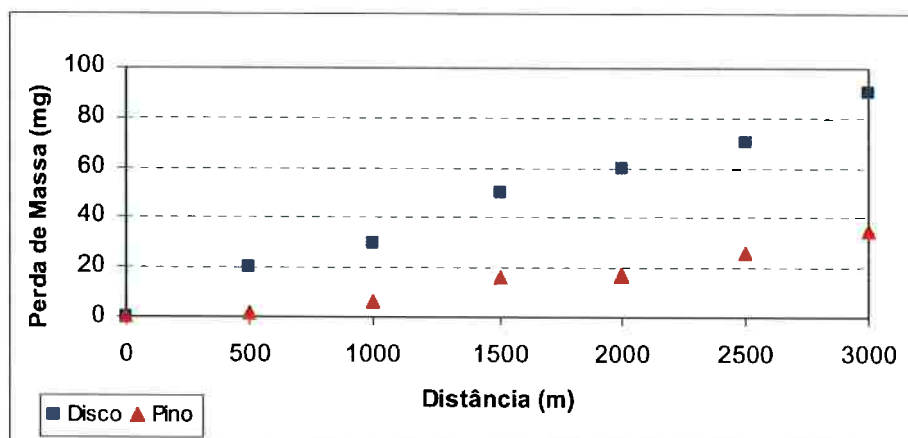


Figura 54 Variação da perda de massa do disco e do pino do aço AISI 304 em função da distância de deslizamento.

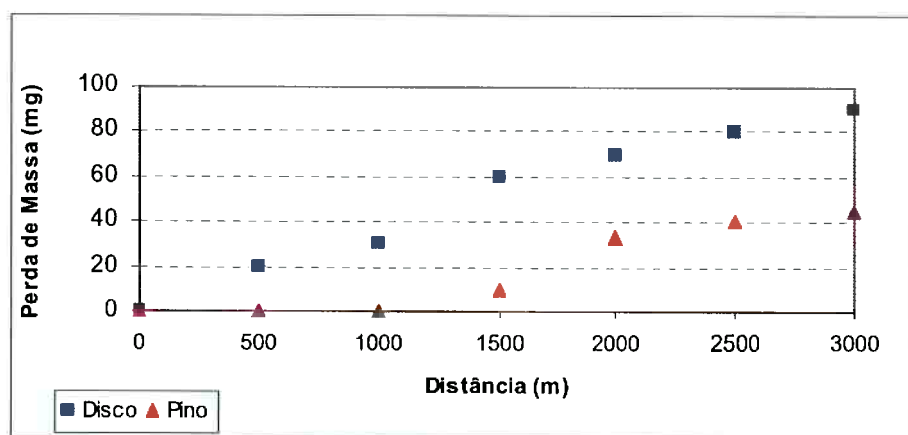


Figura 55 Variação da perda de massa do disco e do pino do aço AISI 316 em função da distância de deslizamento.

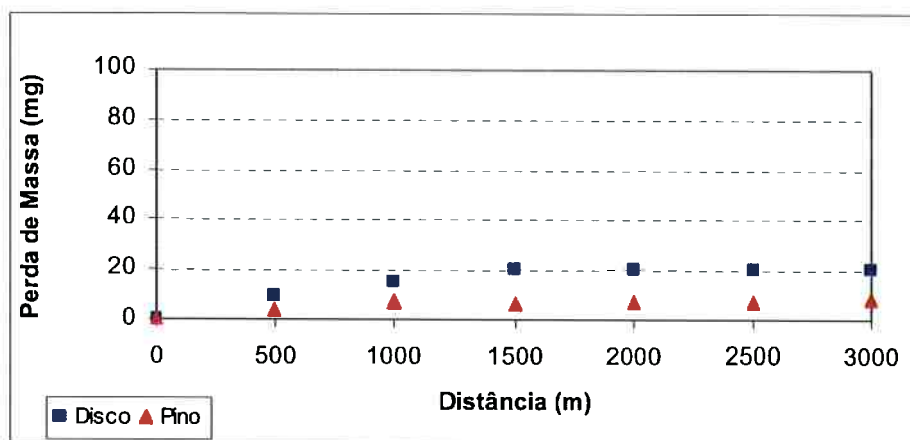


Figura 56 Variação da perda de massa do disco e do pino do aço AISI 420 em função da distância de deslizamento.

Foi observado que os discos dos três materiais tiveram perda de massa ao longo da distância percorrida. Para os aços AISI 304 e AISI 316 as Figuras 54 e 55 mostram que a perda de massa dos discos teve um comportamento linear. A mesma relação linear entre a perda de massa e a distância de deslizamento é obtida na literatura para ensaios de deslizamento com cargas variando de 8 N a 48 N e distância de deslizamento variando de 200 m até 3300 m [SMITH, 1984; FARIAS, 1999]. Para o aço AISI 420 a perda de massa tanto do disco como do pino após 1500 metros apresentou um comportamento constante. Para os três materiais a perda de massa dos pinos foram menores que a perda de massa dos discos. Comparando o desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316, nota-se que a perda de massa tanto do pino como do disco no aço AISI 304 foi menor em relação ao pino e disco do aço AISI 316. O fato do par (pino e disco do aço AISI 304) apresentar menor perda de massa em relação ao aço AISI 316 está associado à maior resistência ao desgaste do material. Durante o desgaste parte da austenita do aço AISI 304 transformou em martensita, tornando este material mais resistente ao desgaste para estas condições de ensaio. Caso este que não ocorre no aço

AISI 316, por apresenta maior estabilidade austenítica em função da composição química que pode ser calculada pela equação 1 da página 30.

O aço AISI 420 apresentou a menor perda de massa em relação aos aços AISI 304 e AISI 316. A menor perda de massa em função da distância percorrida pode estar associada à fase martensítica, atribuindo a este material uma maior resistência ao desgaste, como pode ser observado na Figura 56. A Tabela 11 mostra perda de massa por deslizamento a seco, em NaCl 3,5% e em água destilada para os três materiais estudados.

Tabela 11 Perda de massa após 3000 metros de ensaio de deslizamento à seco, em NaCl 3,5% e em água destilada para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420

		Perda de massa (mg)		
		A Seco	NaCl 3,5%	Água Destilada
AISI 304	Pino	35,0 ± 5	3,0 ± 1	1,0 ± 0,1
	Disco	90,0 ± 8	20,0 ± 2	-
AISI 316	Pino	56,0 ± 11	7,0 ± 2	1,0 ± 0,1
	Disco	390,0 ± 11	40,0 ± 5	20,0 ± 5
AISI 420	Pino	8,0 ± 2	1,0 ± 0,3	-
	Disco	20,0 ± 3	20,0 ± 2	-

Para os ensaios de desgaste por deslizamento em NaCl 3,5% e em água destilada, a perda de massa e as mudanças superficiais foram extremamente reduzidas para os três materiais estudados. Este comportamento confirma que a presença de um fluido entre as superfícies deslizantes resulta em menor desgaste. Na condição em água destilada, em casos mais severos, a perda de massa atingiu valores inferiores a 0,1 mg.

Observa-se que o aço austenítico AISI 304 apresenta a menor perda de massa para todas as condições de ensaio, porém o aço AISI 420 prevalece com a melhor resistência ao desgaste. Isto se deve a maior resistência mecânica devido ao teor maior de carbono em sua composição química e a fase martensítica presente.

As Figuras 57, 58 e 59 apresentam a variações do coeficiente de atrito nas três condições de ensaios: a seco, em NaCl 3,5% e em água destilada. São observadas duas regiões distintas para as três condições. A primeira região, designada como *running-in* do sistema tribológico estudado o coeficiente de atrito teve grandes oscilações as quais aumentaram com a distância até 1000 metros. Após este período o coeficiente de atrito oscilou em torno de um valor médio estável. Nos ensaios de desgaste a seco foi observado que o coeficiente de atrito médio variou em uma faixa de 0,28 a 0,66. Nos ensaios em NaCl 3,5% e em água destilada foi observado que o coeficiente de atrito médio variou entre 0,23 a 0,36. Foi observada uma relação entre os coeficientes de atrito obtidos durante os ensaios de desgaste com a perda de massa. Quanto menor a variação do coeficiente de atrito, menor a perda de massa dos materiais.

Segundo Bayer [BAYER, 1994], em sistemas metálicos deslizantes, o coeficiente de atrito a seco pode variar em uma faixa de 0,5 a 1,0, e essa faixa pode ser reduzida por um fator de $\frac{1}{2}$ a $\frac{1}{4}$ com o uso de lubrificantes. Essa faixa de parâmetro depende do tipo de lubrificante, condições de carregamento, viscosidade, entre outros. A existência de um fluido na interface resulta em um isolamento das superfícies metálicas, resultando um atrito menor.

O aço AISI 420 foi o único a apresentar coeficientes de atrito semelhantes em todas as condições de ensaio.

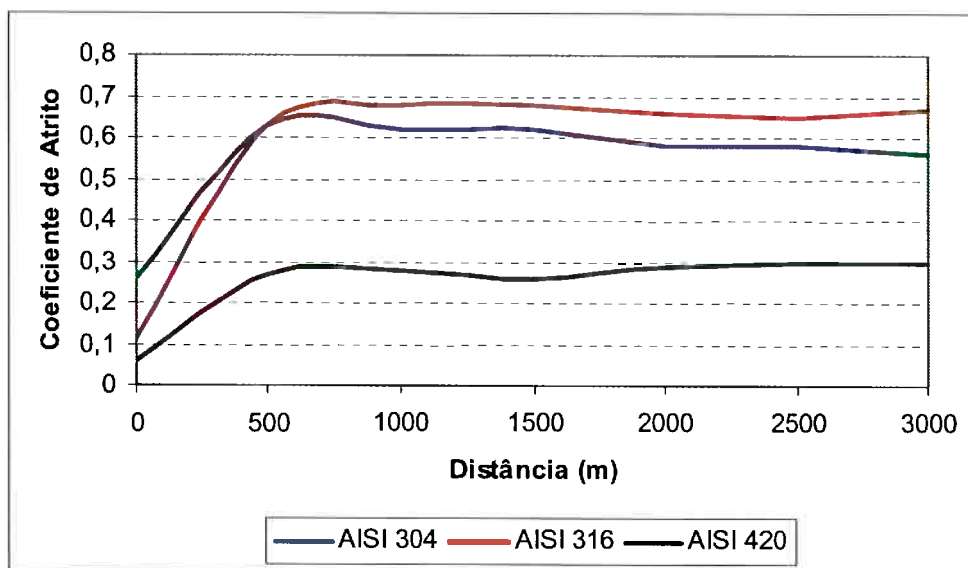


Figura 57 Comportamento do coeficiente de atrito a seco em função da distância percorrida dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

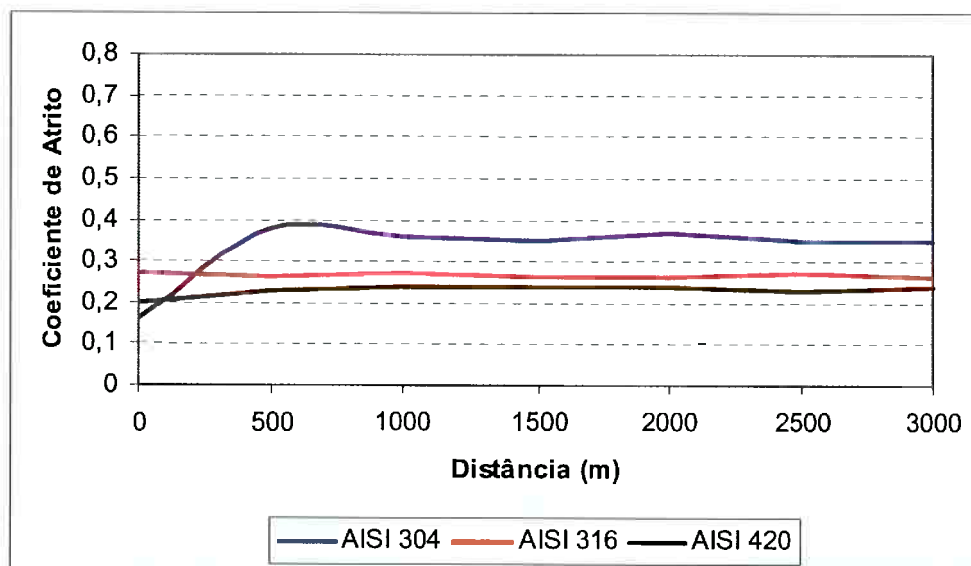


Figura 58 Comportamento do coeficiente de atrito em NaCl 3,5% em função da distância percorrida dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

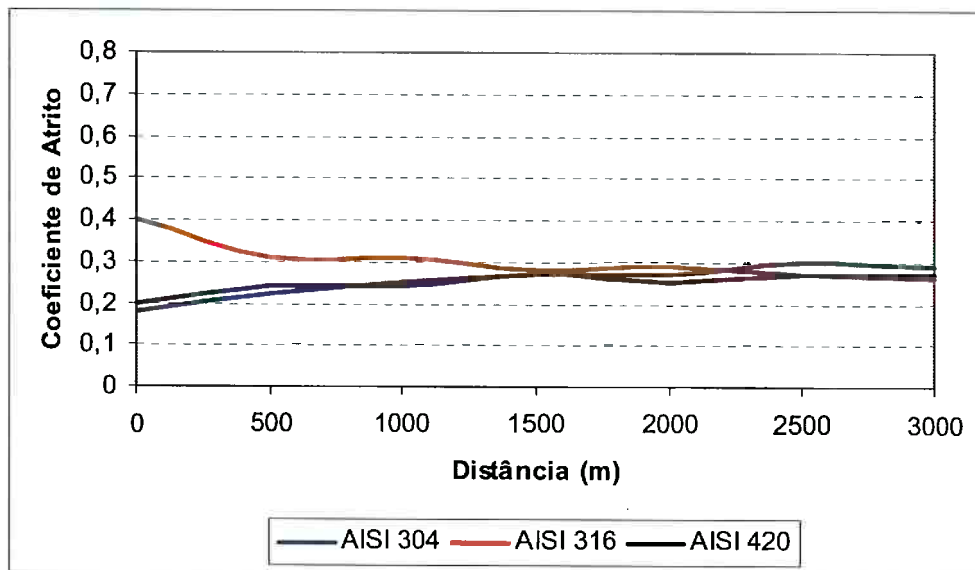


Figura 59 Comportamento do coeficiente de atrito em água destilada em função da distância percorrida dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

5.2.2. Análise das superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura

As Figuras 60, 61 e 62 apresentam as superfícies dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 com o acabamento inicial, mostrando a presença de riscamento uniforme, indicando a atuação preponderante de um mecanismo de abrasão das superfícies pela lixa abrasiva de grana 320. As microtrincas que apareceram nas superfícies, ocorreram apenas nas abas formadas pelo riscamento.

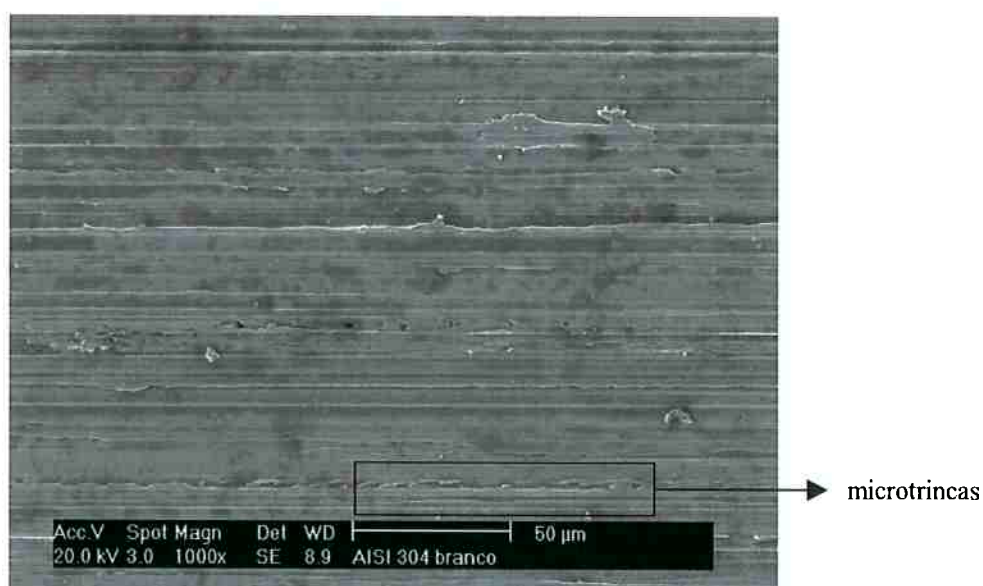


Figura 60 Superfície do aço AISI 304 com lixa 320.



Figura 61 Superfície do aço AISI 316 com lixa 320.



Figura 62 Superfície do aço AISI 420 com lixa 320.

Realizaram-se ensaios de desgaste por deslizamento para as condições: a seco, em NaCl 3,5% em peso e em água destilada. As três condições estudadas apresentaram a superfície desgastada, sendo que em água destilada e em NaCl 3,5% o fluido agiu como lubrificante. As Figuras 63, 64 e 65 apresentam as superfícies dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 após 120 minutos de ensaio.

A deformação das superfícies, tanto dos discos como dos pinos, foi significativamente maior após o desgaste. As marcas do acabamento inicial desapareceram nas regiões desgastadas, o que indica que o desgaste nesse nível de carregamento foi significativo.

Observou-se regiões com material deformado e “empastado”, o que indica a ocorrência de deformação plástica severa. O fato do maior desgaste, em termos de profundidade e da deformação plástica, está relacionado com a maior ductilidade do material. A presença de áreas com evidências de deslocamento de material está associada ao arraste de material na superfície. No momento que a força de atrito produz o cisalhamento da junção formada entre as asperezas, durante o deslizamento, pequenos fragmentos do material são arrancados e aderidos nas superfícies deslizantes. Esses pequenos fragmentos, chamados de elementos de transferência, criam nova aspereza na superfície oposta e podem formar nova junção no deslizamento posterior. O cisalhamento do novo contato produz uma nova partícula de transferência que se adere à superfície deslizante. A repetição deste processo leva ao crescimento da partícula de transferência. A partícula transferida é a que irá suportar a pressão de contato. Se as propriedades mecânicas do material não mudarem significativamente durante o deslizamento, a partícula transferida na interface irá se deformar plasticamente, na direção do deslizamento, quando a pressão de contato for maior que o limite de escoamento do material.

A partícula transferida também é cisalhada, resultando em fragmento em forma de lâmina. O estágio final do processo de formação dos resíduos de desgaste é a formação de um conglomerado de lâminas transferidas, aderido numa das superfícies, sobreposição de camadas, como pode ser visto na Figura 63, 64 e 65.

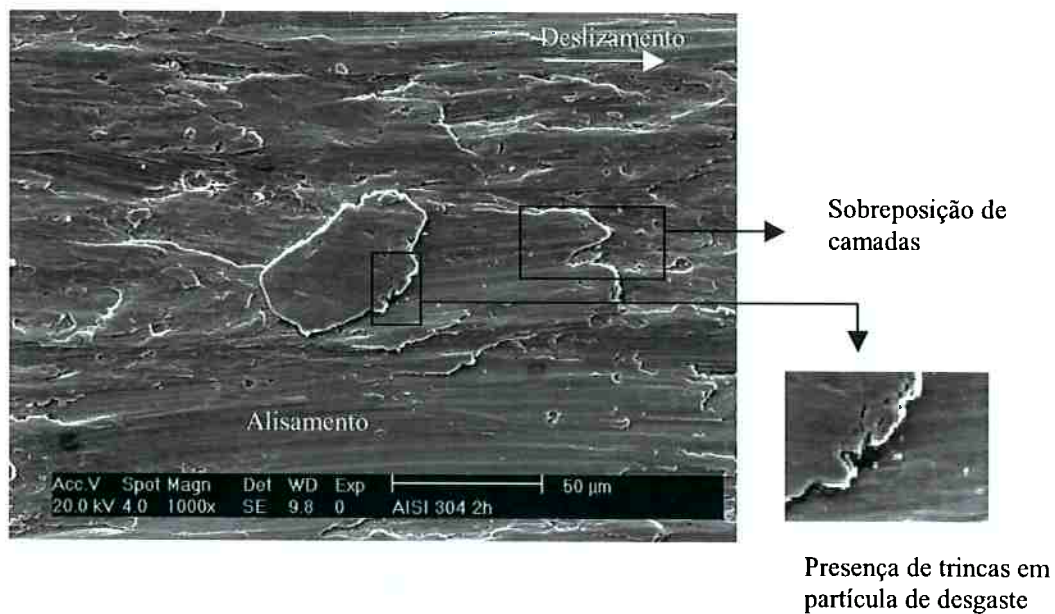


Figura 63 Superfície do disco do aço AISI 304 com 120 minutos de desgaste a seco.

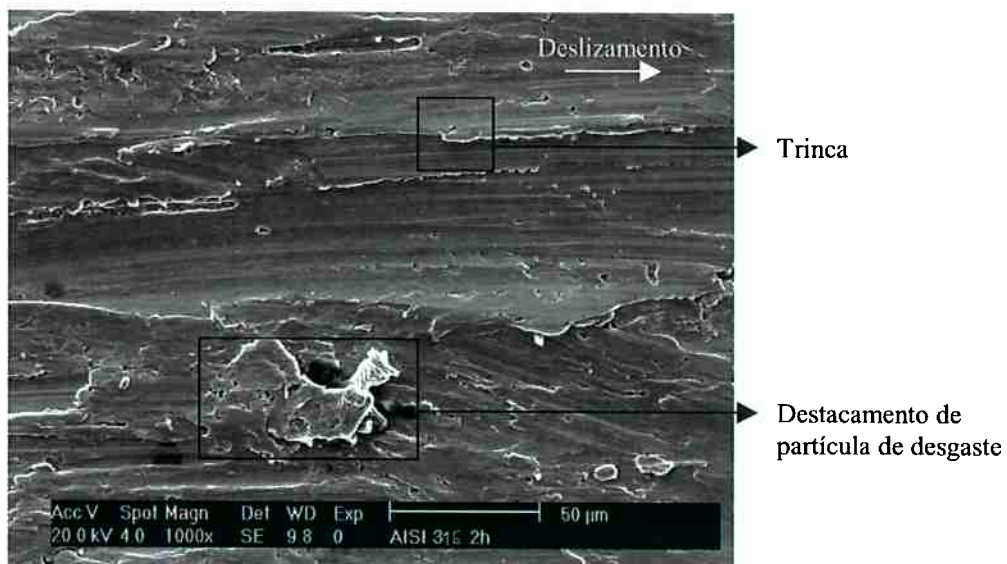


Figura 64 Superfície do disco do aço AISI 316 com 120 minutos de desgaste a seco.



Figura 65 Superfície do disco do aço AISI 420 com 120 minutos de desgaste a seco.

Após os ensaios de desgaste as partículas de desgaste foram analisadas através da microscopia eletrônica de varredura. Nos aços AISI 304 e AISI 316 ocorreram grande

quantidade de partículas de desgaste de aspecto brilhante, em forma de placas irregulares (Figura 67) ou com o arredondamento (Figura 67). Estas formas indicam que logo após o fragmento do material arrancado, o mesmo fica retido na interface e é deformado até sair da interface. Para o aço AISI 420 foi observado partículas de desgaste também em forma de placas irregulares, com tendência ao arredondamento nas bordas, apresentando uma maior quantidade de partículas pulverulentas do que nos aços AISI 304 e AISI 316 (Figura 68).



Figura 66 Imagem por MEV das partículas de desgaste após 3000 m do aço AISI 316.

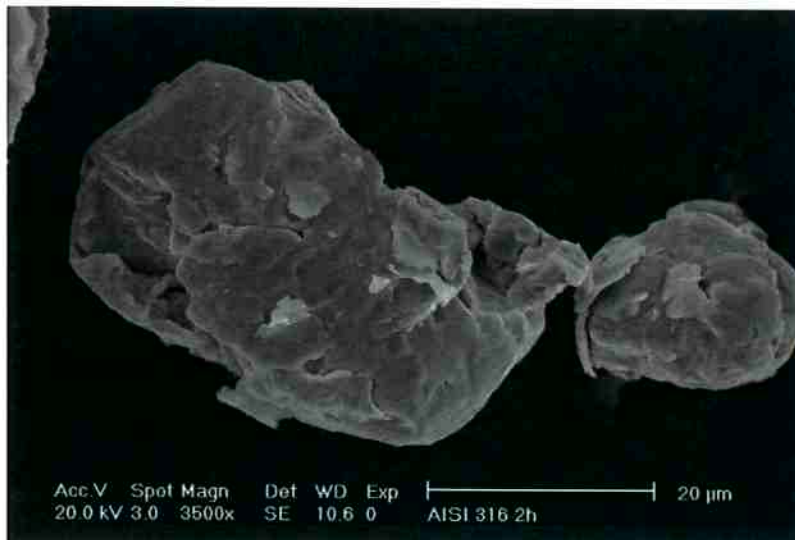


Figura 67 Imagem por MEV das partículas de desgaste após 3000 m do aço AISI 316 apresentando arredondamento nas bordas.



Figura 68 Imagem por MEV das partículas de desgaste após 3000 m do aço AISI 420.

5.2.3. Análise por difração de raios-X das superfícies desgastadas

Análises por difração de raios-X foram realizadas nas superfícies desgastadas a seco após a distância de deslizamento de 3000 metros. Foram identificadas fases de austenita e martensita. Para os ensaios em solução de NaCl e em água destilada os resultados não apresentaram diferença significativa. Os difratogramas para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 desgastados a seco estão apresentados nas Figuras 69, 70 e 71.

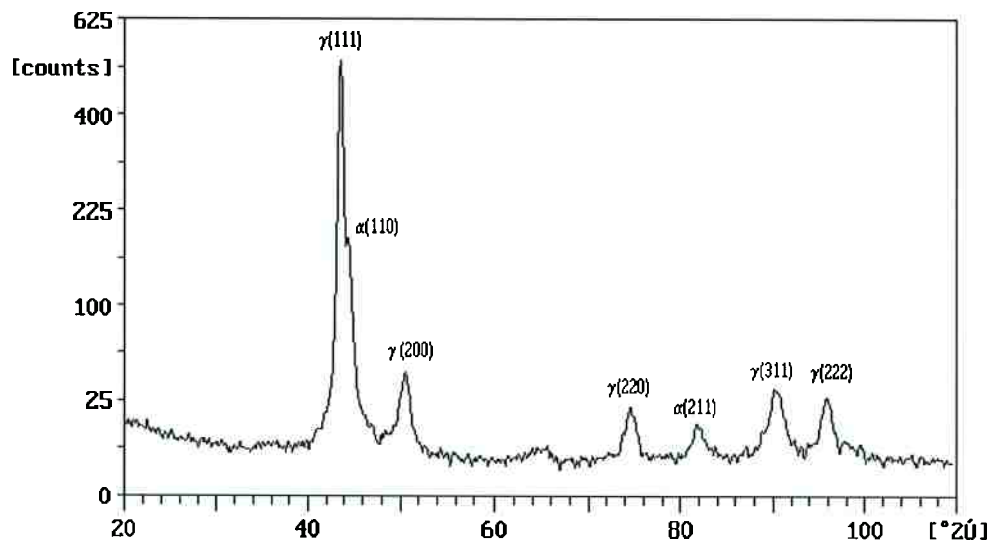


Figura 69 Espectro de difração de raios-X da superfície desgastada por deslizamento do aço AISI 304 após 3000 m ($\alpha' = 18\%$, $\gamma = 82\%$).

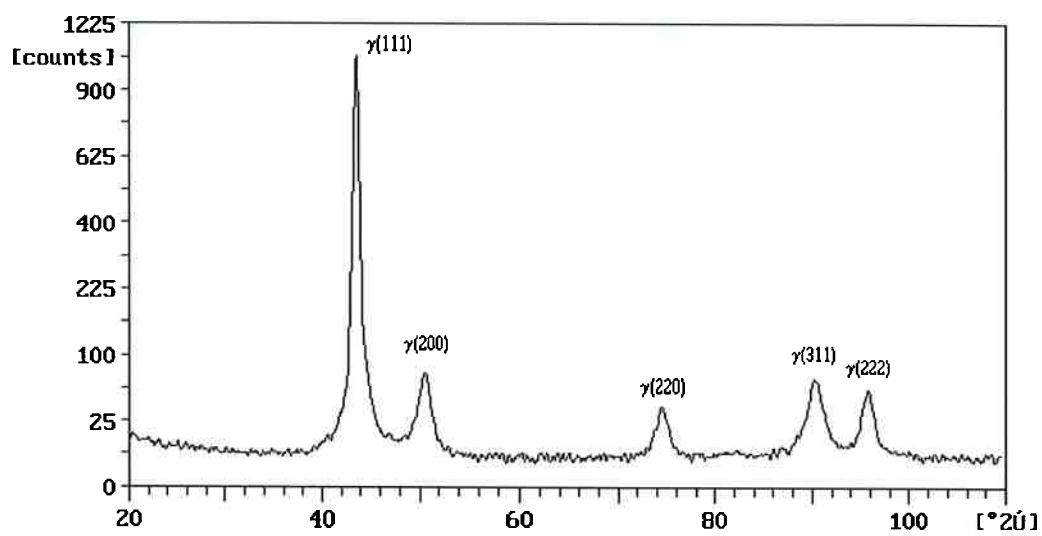


Figura 70 Espectro de difração de raios-X da superfície desgastada por deslizamento do aço AISI 316 após 3000 m ($\gamma = 100\%$).

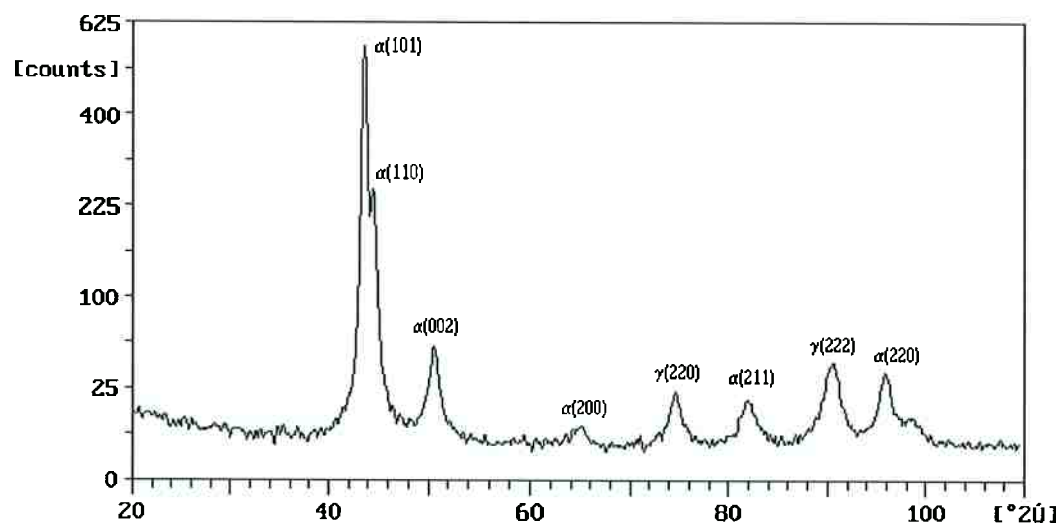


Figura 71 Espectro de difração de raios-X da superfície desgastada por deslizamento do aço AISI 420 após 3000 m ($\alpha' = 89\%$, $\gamma = 11\%$).

Os difratogramas mostram o teor de martensita formada durante os ensaios de deslizamento após 3000 metros de distância. O fato do aço AISI 316 não apresentar teor de martensita após a distância de deslizamento de 3000 metros pode ser devido a maior estabilidade da fase austenítica em função da composição química do material conforme a equação 1 da página 30. A fração de martensita formada após 3000 metros de distância de deslizamento para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 está apresentada na Figura 72.

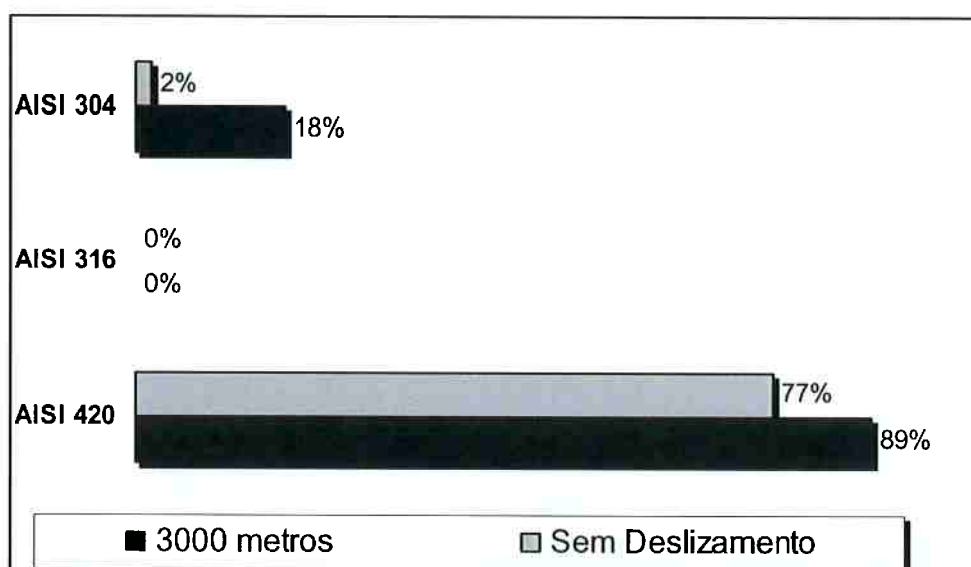


Figura 72 Gráfico indicativo do teor de martensita formada em função da distância de deslizamento.

5.2.4. Análise da resistência ao desgaste por deslizamento

A partir dos resultados de desgaste por deslizamento, apresentados na tabela 11, das micrografias das superfícies deformadas, Figuras 63 a 68, do comportamento do coeficiente de atrito, Figuras 57, 58 e 59, e da análise do teor de martensita formada da Figura 72, pode-se resumir o comportamento do desgaste por deslizamento dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

A perda de massa para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 foi decrescente nas respectivas condições de ensaio: a seco, em NaCl 3,5% e em água destilada. Este comportamento evidencia que o fluido atuou como lubrificante, resultando em um menor atrito, com a exceção para o aço AISI 420 em que o coeficiente de atrito manteve-se em todas as condições de ensaio.

Observou-se a ocorrência da deformação plástica nos ensaios de desgaste por deslizamento para os três materiais. Também foi observada a ocorrência do desgaste adesivo porém, em menores proporções.

Após os ensaios de desgaste por deslizamento foi detectada a transformação martensítica, devido à menor estabilidade da fase austenítica neste material. A ocorrência da transformação martensítica aumenta a resistência ao desgaste.

5.3. Análise da resistência à corrosão

5.3.1 Curvas de polarização dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 referentes ao processo de desgaste por cavitação

Os resultados dos ensaios de polarização dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 estão apresentados nas Figuras 73, 74 e 75.

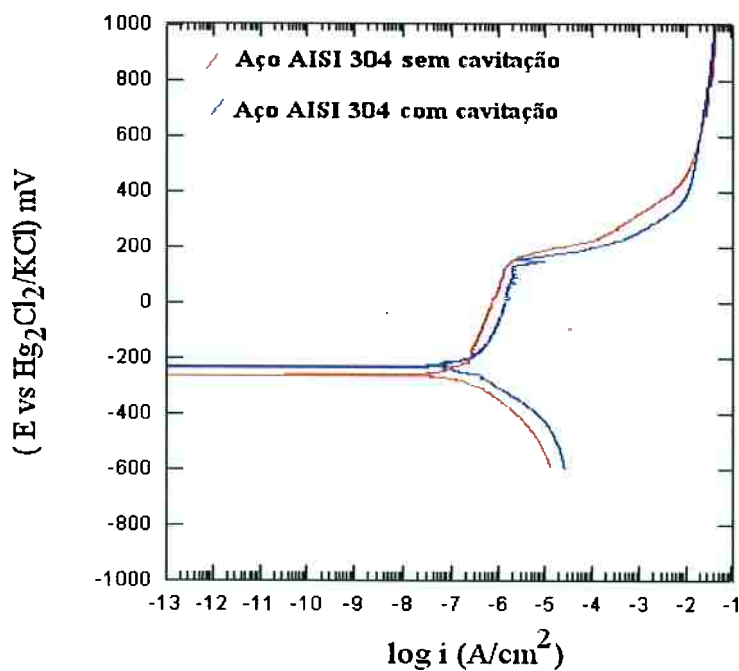


Figura 73 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de cavitação, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 304.

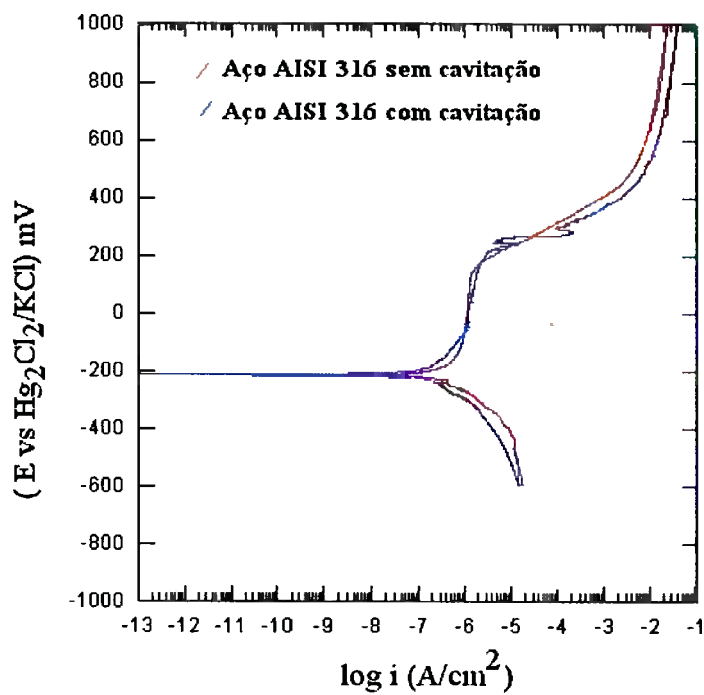


Figura 74 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de cavitação, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 316.

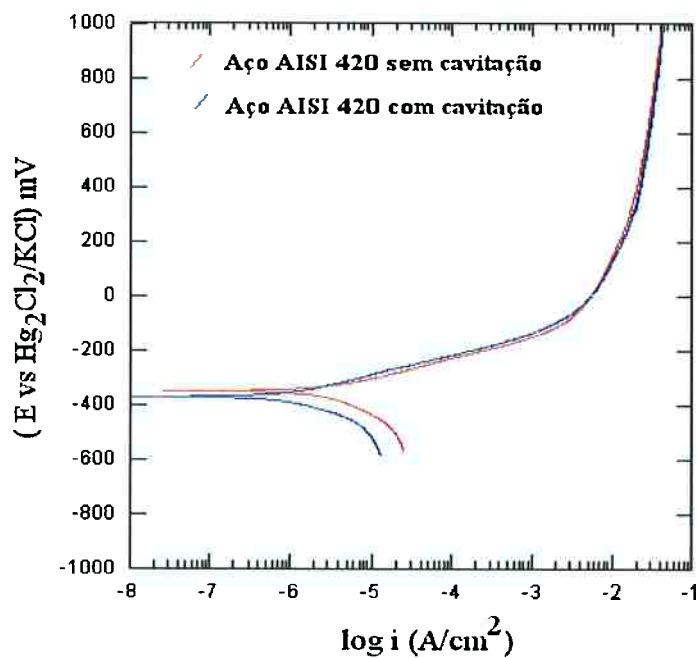


Figura 75 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de cavitação, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 420.

Para os aços AISI 304 e AISI 316, Figuras 73 e 74, as superfícies com cavitação apresentaram potenciais de corrosão (E_c) levemente mais positivos em relação às superfícies sem cavitação. O aço AISI 420 apresentou melhor resistência à corrosão. Para ambos os aços austeníticos, tanto as superfícies com e sem cavitação encontravam-se passivadas. Isto se deve ao maior teor de molibdênio presente na composição destes materiais, fazendo que a formação de uma película passiva torne a superfície do material mais protegida quando submetida ao meio corrosivo. Foi observado que houve a ruptura localizada do filme passivo a partir do potencial de pite (E_p) para as duas condições de ensaio.

O aço AISI 420, Figura 75, apresentou menor resistência à corrosão, atingindo potenciais de corrosão (E_c) mais negativos, em relação aos aços AISI 304 e AISI 316. Tanto as superfícies com e sem cavitação não apresentaram passivação e conseqüentemente sem ataque localizado, típico de corrosão generalizada.

Os valores de potencial de corrosão (E_c), densidade de corrente de corrosão (i_c) e potencial de pite (E_p), juntamente com a resistência de polarização (R_{po}) estão apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 Resultados gerais dos ensaios de polarização potenciodinâmica dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

Aço AISI	E_c (mV)	i_c (A/cm ²)	R_{po} (Ω)	E_p (mV)	Taxa de corrosão ($\mu\text{m/ano}$)
304 sem cavitação	-264±18	$6,00 \times 10^{-7}$	$160,70 \times 10^3$	165±10	2±1,7
304 com cavitação	-234±18	$2,00 \times 10^{-7}$	$114,30 \times 10^3$	141±7	2±1
316 sem cavitação	-216±1	$2,00 \times 10^{-7}$	$69,59 \times 10^3$	141±22	3,3±0,1
316 com cavitação	-214±21	$2,00 \times 10^{-7}$	$141,50 \times 10^3$	200±10	1,6±0,3
420 sem cavitação	-354±7	$3,00 \times 10^{-5}$	$7,23 \times 10^3$	-	33±1
420 com cavitação	-376±22	$9,00 \times 10^{-6}$	$18,30 \times 10^3$	-	13±6

5.3.2. Ensaio de polarização dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 referentes ao processo de desgaste por deslizamento

Os resultados de polarização dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 estão apresentados nas Figuras 76, 77 e 78.

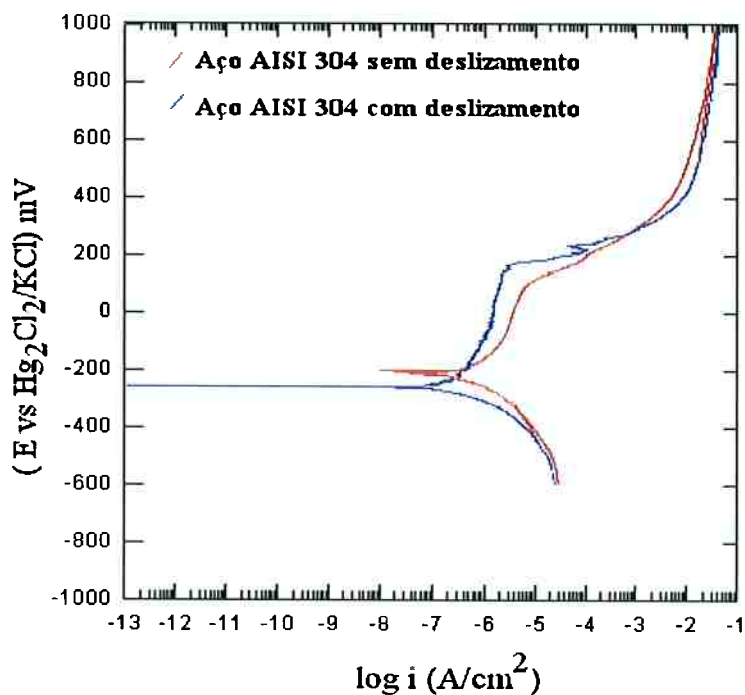


Figura 76 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de deslizamento, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 304.

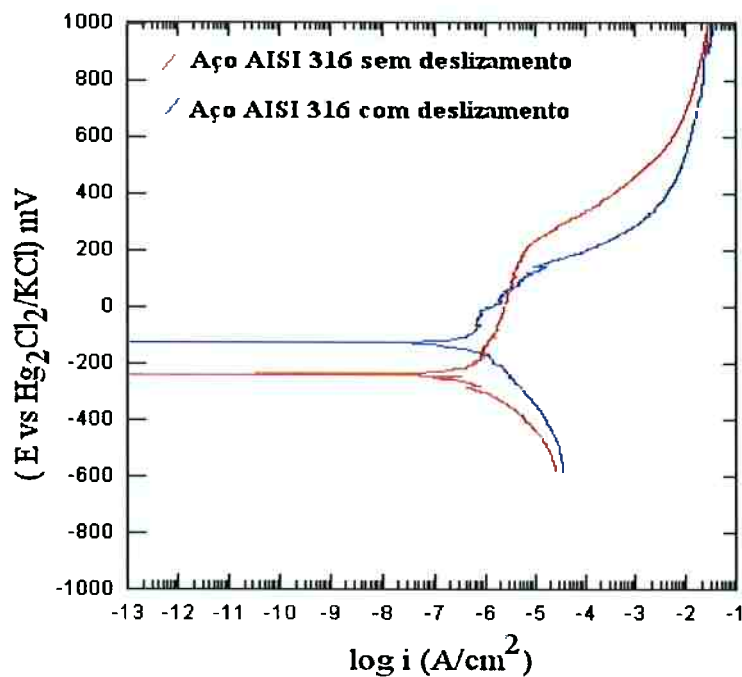


Figura 77 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de deslizamento, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 316.

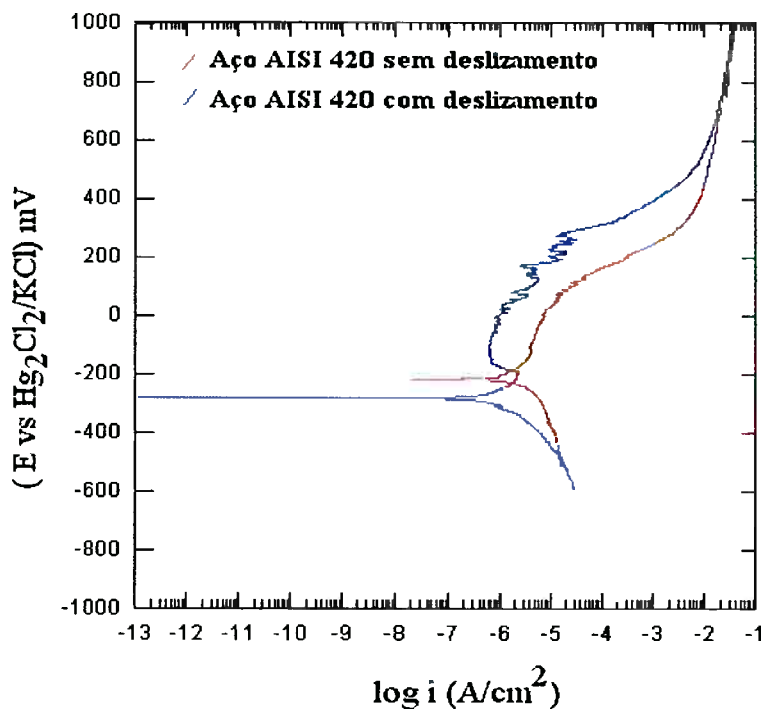


Figura 78 Curvas de polarização potenciodinâmica após ensaio de deslizamento, em meio NaCl 3,5% do aço AISI 420.

Para os aços AISI 304 e AISI 316, Figuras 76 e 77, tanto as superfícies com e sem cavitação encontravam-se passivadas. O maior teor de molibdênio presente na composição destes materiais, forma uma película passiva tornando a superfície do material mais protegida quando submetida ao meio corrosivo. Foi observado que houve a ruptura localizada do filme passivo a partir do potencial de pite (E_p) para as duas condições de ensaio. Observou-se, ainda, que houve a ruptura localizada do filme passivo com a ocorrência do potencial de pite (E_p) para as condições de com e sem desgaste por deslizamento.

O aço AISI 420, Figura 78, para as superfícies com e sem deslizamento não apresentaram passivação e conseqüentemente sem ataque localizado, típico de corrosão generalizada.

Os valores de potencial de corrosão (E_c), densidade de corrente de corrosão (i_c), potencial de pite (E_p), resistência de polarização (R_{po}) e a taxa de corrosão calculados são mostrados na Tabela 13.

Tabela 13 Resultados gerais dos ensaios de polarização potenciodinâmica dos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

Aço AISI	E_c (mV)	i_c (A/cm ²)	R_{po} (Ω)	E_p (mV)	Taxa de corrosão (μ m/ano)
304 sem deslizamento	-211 \pm 20	9x10 ⁻⁷	50,66x10 ³	79 \pm 1	9 \pm 3
304 com deslizamento	-247 \pm 2	3x10 ⁻⁷	145,10x10 ³	165 \pm 9	1,55 \pm 0,1
316 sem deslizamento	-248 \pm 19	3x10 ⁻⁷	55,92x10 ³	206 \pm 3	4 \pm 1
316 com deslizamento	-134 \pm 11	3x10 ⁻⁷	62,54x10 ³	-	4 \pm 1
420 sem deslizamento	-229 \pm 17	3x10 ⁻⁷	21,27x10 ³	-	11 \pm 1
420 com deslizamento	-285 \pm 16	9x10 ⁻⁷	26,63x10 ³	-	3 \pm 1

5.3.3. Avaliação da resistência à corrosão com e sem processo de desgaste

Pode-se concluir que os aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram passivação com ruptura desta camada, comportamento típico de corrosão por pite. O maior teor de molibdênio presente nestes materiais torna a camada passiva mais resistente em meios cloretados, conferindo a estes materiais maior resistência à corrosão. No aço AISI 420 não houve passivação, observando-se que logo após o potencial de corrosão a densidade de corrente aumenta continuamente com o aumento do potencial, nas condições de com e sem desgaste, apresentando corrosão generalizada. Nos aços inoxidáveis martensíticos, a passivação causada pelo filme de óxido de cromo na superfície do metal só é obtida completamente com teores de cromo maiores de 12%. Em condições alcalinas e em meio cloreto a película de óxido de cromo é removida, tornando estes materiais menos resistentes à corrosão.

Para os três materiais foi observado que as superfícies desgastadas tenderam a menor taxa de corrosão.

5.4. Sinergismo Corrosão-Desgaste

5.4.1 Corrosão-Desgaste por cavitação

Com os resultados dos ensaios de cavitação em água destilada e em NaCl 3,5% realizados nos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 e, paralelamente com os resultados dos ensaios de imersão em NaCl 3,5% sem desgaste, foi quantificado o efeito sinérgico entre a corrosão e o desgaste. Na Tabela 14 são apresentados os valores de perda de massa de desgaste após 300 minutos de ensaio, sob condições de desgaste (água destilada + desgaste), corrosão (NaCl 3,5%) e corrosão-desgaste (NaCl 3,5% + desgaste). Na última coluna está apresentada a perda de massa calculada devida ao efeito sinérgico do sistema. Nas Figuras 79, 80 e 81 estão apresentados graficamente os valores para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420, respectivamente.

Tabela 14 Cálculo do sinergismo após 300 minutos de ensaios de desgaste, corrosão e corrosão-desgaste por cavitação.

Amostra	Perda de massa (mg / cm ²)			
	Desgaste	Corrosão	Corrosão-Desgaste	Sinergismo*
Aço				
AISI 304	1,50	< 0,10	4,90	3,30
AISI 316	1,43	< 0,20	7,50	5,87
AISI 420	4,43	< 0,10	11,00	6,47

*P Sinergismo = P (Corrosão-Desgaste) – P (Desgaste) – P (Corrosão)

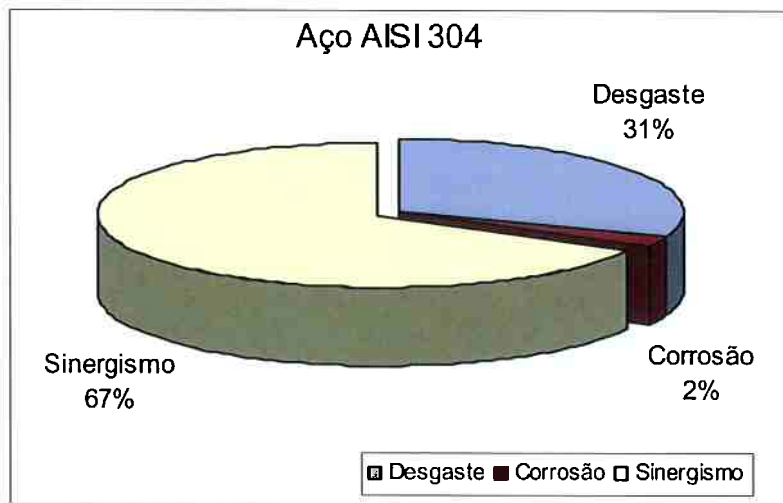


Figura 79 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por cavitação do aço AISI 304 em NaCl 3,5%.

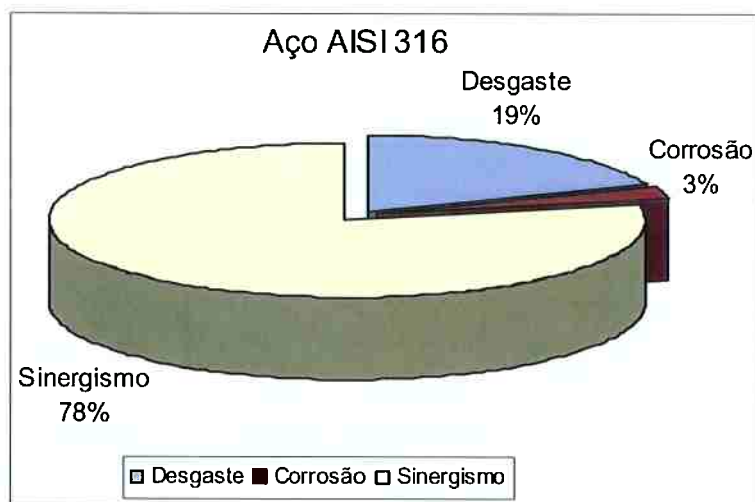


Figura 80 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por cavitação do aço AISI 316 em NaCl 3,5%.

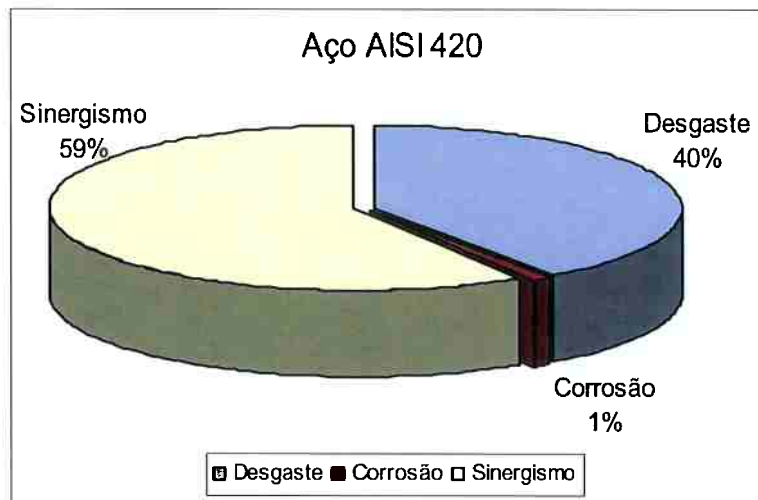


Figura 81 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por cavitação do aço AISI 420 em NaCl 3,5%.

As Figuras 79, 80 e 81 mostram que o sinergismo entre o desgaste por cavitação e corrosão atuou na ordem decrescente de: AISI 316 > AISI 304 > AISI 420.

O efeito sinérgico é menor nos aços que apresentam uma maior fração de martensita. Este efeito pode ser explicado porque durante a cavitação as grandes taxas de deformação resultam em altas taxas de encruamento obtendo-se assim níveis mais altos de limite de ruptura que nas estruturas austeníticas, conforme constatado em outros estudos [CUPPARI, 1998].

O maior sinergismo entre o desgaste por cavitação e corrosão no aço AISI 316, em contrapartida ao acima exposto, se deve a remoção da película passiva pela ação do desgaste, que por sua vez não se reconstitui devido à alta velocidade de colapsos na superfície do material, a maior estabilidade austenítica confere ao material menor limite de ruptura quando

submetido ao processo de corrosão e cavitação conseqüentemente, apresenta maior sinergismo.

5.4.2 Corrosão-Desgaste por deslizamento

Com os resultados dos ensaios de deslizamento em água destilada e em NaCl 3,5% realizados nos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 e, com os resultados dos ensaios de imersão em NaCl 3,5%, sem a presença de desgaste, o efeito sinérgico entre a corrosão e o desgaste foi quantificado. Na Tabela 15 são apresentados os valores de perda de massa após 3000 metros (4 horas) de ensaio, sob condições de desgaste (água destilada + desgaste), corrosão (NaCl 3,5%) e corrosão-desgaste (NaCl 3,5% + desgaste). Na coluna final é calculada a perda de massa devida ao efeito sinérgico do sistema. Nas Figuras 82, 83 e 84 são comparados graficamente os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420.

Tabela 15 Cálculo do sinergismo após 3000 m (4 horas) de ensaios de desgaste, corrosão e corrosão-desgaste por deslizamento.

Amostra	Perda de massa (mg / cm ²)			
	Desgaste	Corrosão	Corrosão-Desgaste	Sinergismo*
Aço				
AISI 304	0,10	< 0,10	3,76	3,56
AISI 316	3,48	< 0,20	7,88	4,20
AISI 420	0,10	< 0,10	1,88	1,66

*P Sinergismo = P (Corrosão-Desgaste) – P (Desgaste) – P (Corrosão)

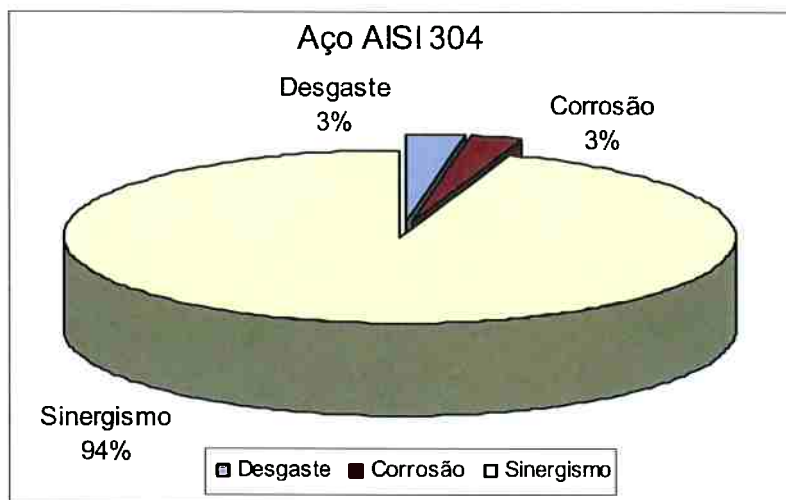


Figura 82 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por deslizamento do aço AISI 304.

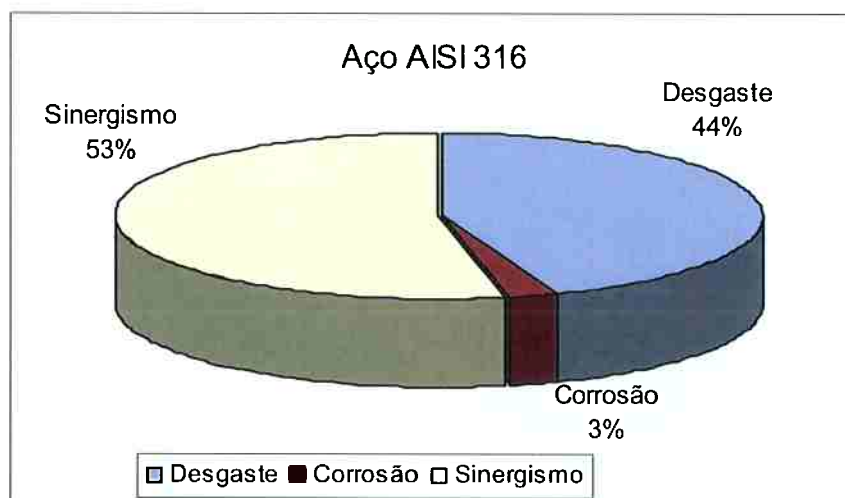


Figura 83 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por deslizamento do aço AISI 316.

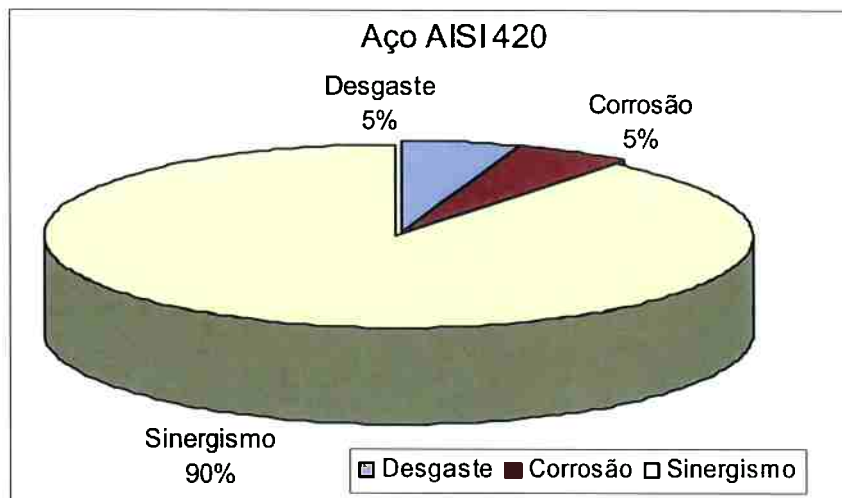


Figura 84 Gráfico do sinergismo corrosão-desgaste por deslizamento do aço AISI 420.

As Figuras 82, 83 e 84 mostram que o sinergismo entre deslizamento e corrosão atuou na ordem decrescente de: AISI 304 > AISI 420 > AISI 316.

A maior resistência da película passiva no aço AISI 316 durante o processo de desgaste por deslizamento e corrosão e a maior estabilidade austenítica contribuem para a não formação de uma camada superficial mais encruada que resulta em menor efeito sinérgico deste material.

O maior sinergismo entre o desgaste por deslizamento e corrosão no aço AISI 304 é devido à menor resistência da película passiva que após sua remoção pela ação do desgaste não se reconstitui completamente. O aço AISI 304 também apresenta maior tendência à formação de martensita, devido a isto, ocorre a formação de uma camada superficial mais encruada que ao longo do tempo do desgaste não é suportada pelo material base que é menos encruável, levando à remoção desta camada superficial durante o processo de desgaste por deslizamento [FARIAS, 1999].

6. Conclusões

Este trabalho abordou a influência da transformação martensítica no sinergismo corrosão-desgaste através de dois tipos de ensaio: cavitação e deslizamento pino-sobre-disco, com o objetivo de avaliar a resistência ao desgaste e à corrosão e, a parcela do sinergismo corrosão-desgaste.

Segundo os resultados obtidos sobre o desgaste por cavitação, foi possível concluir que:

- No estágio de incubação a perda de massa em água destilada é levemente maior do que em NaCl para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420. Este aumento da perda de massa em água destilada em relação ao NaCl é devido à água destilada apresentar uma menor pressão de vapor e menor temperatura de ebulição, propiciando uma maior nucleação de microbolhas e uma maior propagação das ondas de choque emitidas como consequência, produz um dano cavitacional maior.
- Em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, o aço AISI 304 apresentou maior resistência ao desgaste em NaCl. A menor taxa de desgaste deste material está associada à ocorrência do encruamento na superfície e à transformação martensítica pela ação o desgaste, que após um determinado período o sistema tribológico tende atingir uma condição de maior estabilidade e conseqüentemente mais resistente ao desgaste por impactos.

- O aço AISI 420 apresentou menor resistência ao desgaste nas condições estudadas. A presença de fases frágeis como os carbonetos e a martensita revenida em temperaturas baixas, contribuíram para a menor resistência ao desgaste.
- Na cavitação em água destilada dos aços AISI 304 e AISI 316, a presença de maclas de deformação foi predominante nas regiões deformadas, enquanto, no aço AISI 420 predominou maior porosidade e presença de crateras. Em ensaios de cavitação em água destilada os aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram pites radiais e profundos, enquanto o aço AISI 420 apresentou pites mais rasos.
- Nos aços AISI 304 e AISI 316 o teor de martensita α' formada pelo processo de desgaste por cavitação é crescente em função do tempo de ensaio e esta transformação martensítica influencia de maneira positiva quanto à resistência ao desgaste.

Dos resultados de desgaste por deslizamento, foi possível concluir que:

- A perda de massa para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420 foi decrescente nas condições de ensaio: a seco, em NaCl e em água destilada. Este comportamento aponta que a presença de um fluido exerce lubrificação, gerando menor contato entre as superfícies deslizantes, resultando em um menor desgaste.
- Para os aços AISI 304 e AISI 316 o coeficiente de atrito decresce nas condições de ensaio: a seco, em NaCl e em água destilada. Para o aço AISI 420 os coeficientes de atrito foram praticamente iguais para todas as condições de ensaio estudadas.

- Nos ensaios de desgaste por deslizamento, foi verificada a ocorrência da deformação plástica nos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 420. Também foi observada para os três materiais a presença de desgaste adesivo porém, em menores proporções.
- Nos ensaios de desgaste por deslizamento a transformação martensítica foi detectada somente no aço AISI 304. A transformação martensítica influenciou de maneira positiva na resistência ao desgaste.

Dos resultados dos ensaios de corrosão, foi possível concluir que:

- Tanto as curvas referentes aos ensaios de desgaste por cavitação quanto às curvas referentes aos ensaios de desgaste por deslizamento, os aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram o mesmo comportamento quanto à resistência a corrosão por pite. Também o aço AISI 420 apresentou comportamento semelhante quanto à presença de corrosão generalizada.
- Os aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram camada passiva na superfície desde o potencial de corrosão e foi observado que houve ruptura localizada desta camada em torno de 350 mV acima do potencial de corrosão, este comportamento denota de corrosão por pite.
- No aço AISI 420 não houve a presença de passivação sobre as superfícies, observando-se que logo após o potencial de corrosão a densidade de corrente aumenta continuamente com o aumento do potencial, ocorrendo corrosão generalizada.

- Para os aços AISI 304 e AISI 420 as superfícies que sofreram desgaste por deslizamento apresentaram taxa de corrosão menor em relação às superfícies que não sofreram desgaste.
- Para os aços AISI 316 e AISI 420 as superfícies que sofreram desgaste por cavitação apresentaram taxa de corrosão menor em relação às superfícies que não sofreram desgaste.

Dos resultados obtidos sobre o sinergismo corrosão-desgaste, foi possível concluir que:

- O sinergismo entre o desgaste por cavitação e corrosão atuou na ordem decrescente de: AISI 316 > AISI 304 > AISI 420. A estrutura martensítica propicia menor sinergismo porque durante a cavitação as grandes taxas de deformação resultam em altas taxas de encruamento obtendo-se assim níveis mais altos de limite de ruptura que nas estruturas austeníticas.
- O sinergismo entre o desgaste por deslizamento e corrosão atuou na ordem decrescente de: AISI 304 > AISI 420 > AISI 316. A martensita contribui para a formação de uma camada superficial mais encruada que a do material base, com a ação do desgaste esta camada superficial é removida, propiciando um maior efeito sinérgico.

Sugestões para Trabalhos Futuros

Tomando como base a revisão bibliográfica realizada e os resultados apresentados, sugere-se para trabalhos futuros:

- Caracterização da microestrutura dos materiais após o desgaste por cavitação, por deslizamento e corrosão-desgaste, buscando um melhor entendimento da deformação na transformação martensítica dos aços inoxidáveis.
- Realizar estudos do efeito sinérgico destes materiais quando submetidos em condições mais severas de desgaste, com variações dos parâmetros como carga, velocidade, etc.

Referência Bibliográfica

AÇOS FINOS PIRATINI, Manual de aços, Gerdau, 1998.

ANGEL, T. Formation of martensite in austenitic stainless steels: effects of deformation, temperature and composition. *Journal of the Iron and Steel Institute*, n.162, p. 165-174, 1954.

ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS 1992, Standard Test Methods for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, G 32-92.

AZUMA, S.; MIYUKI, H.; KUDO, T. Effect of alloying nitrogen on crevice corrosion of austenitic stainless steels. *ISIJ International*, v. 36, n. 7, p. 505-514, 1999.

BARKER, K. C.; BALL, A. Synergistic abrasive-corrosive wear of chromium containing steels. *Br. Corros J.*, v.24, n.3, p.222-229, 1989.

BATCHELOR, STACHOWIAK, G. W. Predicting synergism between corrosion and abrasive wear. *Wear*, v.123, p.281-291, 1988.

BAYER, R. G. Mechanical wear prediction and prevention, Marcel Dekker, p. 627, 1994.

BETANCUR, A. T. Microestrutura e propriedades de superfície de aços inoxidáveis martensíticos de alto teor de nitrogênio. Dissertação de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

BRENNEN, C. E. Cavitation and Bubble Dynamics, 1 ed., Oxford University Press, 1995.

BRIANT, C. L., e RITTER, A. L. The effects of deformation induced martensite on the sensitization of austenitic stainless steels, *Metallurgical Transactions*, v.11A, p.2009-2017, 1980.

CARVALHO, J. A. N.; VILLEGAS, E. A. Influência da intensidade de deformação a frio no comportamento anódico do aço ABNT 304. Seminário Brasileiro sobre aços inoxidáveis, São Paulo, ABM, p. 415-433, 1990.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 6ª Edição, São Paulo, 1990.

CHIAVERINI, V. Tratamentos térmicos das ligas ferrosas, Associação Brasileira de Metais, 2ª Edição, São Paulo, 1987.

CULLITY, B. Elements of X-Ray Diffraction, 2ª ed. Addison – Wesley Publ. Comp. EUA, p. 397, 1978.

CUPPARI, M. G. DI V. Relação entre microestrutura e resistência à cavitação de aços inoxidáveis fundidos. São Paulo, 1998. Dissertação de mestrado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

CUPPARI, M. G. DI V. Relação entre microestrutura e resistência à cavitação de ligas fundidas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni-C. São Paulo, 2002. Dissertação de doutorado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

DA SILVA JUNIOR, W. C. Estudo de um aço inoxidável austenítico de alto teor de nitrogênio para utilização em implantes cirúrgicos. São Paulo, 2000. Dissertação de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

FARIAS, M. C. M. Desgaste por deslizamento de aços inoxidáveis austeníticos. São Paulo, 1999. Dissertação de mestrado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

FUJIKAWA, S.; AKAMATSU, T. Effects of the equilibrium condensatiton of vapour on the pressure wave produced by the collapse of a bubble in a liquid. *Journal of Fluid Mechanics*, v. 97, p. 481-512, 1980.

GENTIL, V. Corrosão. Livros Técnicos e Científicos Editora, 3ª ed., p.1, Rio de Janeiro, Brasil, 1996.

GRABKE, H. J. The role of nitrogen in the corrosion of steels. *ISIJ International*, v. 36, n. 7, p. 777-786, 1996.

HAMMIT, F. G. *Cavitation and Multiphase Flow Phenomena*, 1 ed. New York, McGraw-Hill Book Company, 1980.

HARLEY, E. N.; McELROY, W. D.; WHITELEY, A. H. On cavity formation in water, *Journal of Applied Physics*, v. 18, n. 2, p. 162-172, 1947.

HEATHCOCK, C. J., PROTHEROE, B. E. Cavitation erosion of stainless steela, *Wear*, v. 80, p. 311-327, 1982.

HEILMANN, P. Slinding wear and transfer. *Wear*, n.91, p.171-190, 1983.

HICKLING, R. Some Physical Effects of Cavity Colapse in Liquids, *Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering*, p. 229-235, 1966.

HOROVITZ, M. B., ALONSO, N.; BENEDUCE NETO, F. TSCHIPTSCHIN, A. P. Nitrogen bearing martensitic stainless steels: Microstructure and Properties. *ISIJ International*, v. 36, n. 7, p. 840-845, 1996.

HSU, K. L., AHN, T. M., e RIGNEY, D. A., Friction, wear and microstructure of unlubricated austenitic stainless steels, *Wear*, v.60, p.13-37, 1980.

HUANG, G. L., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., Martensite formation, strain rate sensivity, and deformation behavior of type 304 stainless steel sheet, *Metallurgical Transations A*, v.20A, 1989.

- HUNTER, C. On the collapse of an empty cavity in water. *Journal of Fluid Mechanics*, v. 8, p. 241-263, 1960.
- HUTCHINGS, I. M. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. London. p.22, 1992.
- JANG, J. W.; IWASAKI, I.; MOORE, J. J. The effect of galvanic interaction between martensite and ferrite in grinding media wear. *Corrosion*, v.45, n.5, p.402-407, 1989.
- JARGELIUS-PETERSON, R. F. A. Sensitization behaviour and corrosion resistance of austenitic stainless steels alloyed with nitrogen and manganese. *ISIJ International*, v. 36, n. 7, p. 93-112, 1996.
- JIANG, X. X.; TAO, D. D.; YANG, J. X. Accelerative effect of wear on corrosion of high-alloy stainless steel. *Corrosion*, v.49,n°.10, p.836-841, 1993.
- KARIMI, A.; MARTIN, J. L. Cavitation erosion of materials. *International Metals Reviews*, v.31,n.1, p. 1-26, 1986.
- KAYABA, T. The analysis of adhesive wear mechanism by successive observations of the wear process in SEM. *Wear of materials*, p.45-56, 1979.
- KORNFELD, M.; SUVOROV, L. On the destructive action of cavitation. *Journal of Applied Physics*, v. 15, p. 495-505, 1944.
- KOTLYAR, D.; PITT, C. H.; WADSWORTH, M. E. Simultaneous corrosion and abrasion measurements under grinding conditions. *Corrosion*, v.44, n°.4, p.221-228, 1988.
- LEDA, H. Influence of nitrogen in vanadium-microalloyed steels. (Foct-Hendry eds.) *Proceedings of the 1st. International Conference on High Nitrogen Steels-HNS 88*, Lille, France, p. 313-317, 1988.
- LESLIE, W. C. *The physical metallurgy of steel*, New York, McGraw Hill, 1981.
- LLEWELLYN, D. T. Work hardening effects in austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*, v.13, p. 389, 1997.
- LOVEJOY, P. T. Structure and constitution of wrought martensitic stainless steels. In: *Handbook of Stainless Steels*, PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. Cap. 6, McGraw Hill, 1977.
- MADSEN, B. K. Standard guide for determining amount of synergism between wear and corrosion, ASTM G-119-93, 1994. *Ann. Book ASTM Stand*, v.03.02, *Wear and Erosion, Metal Corrosion*, ASTM, Philadelphia, PA, p.507-512, 1994.
- MADSEN, B. W. Measurement of erosion-corrosion synergism with a slurry wear test apparatus. *Wear*, v.123, p.127-142, 1988.
- MANGONON, L.; GARETH, T. Structure and properties of thermal-mechanically treated 304 stainless steel. *Metalurgical Transactions*, v.1, p.1587-1594, 1970.

MANGONON, L.; GARETH, T. The martensite phases in 304 stainless steel. *Metalurgical Transactions*, v.1, p.1577-1586, 1970.

Manual TE 79 Multi-Axis Tribometer Operating Instructions. PLINT & PARTNERS.

MELETIS, E. I. Inhibition against wear-corrosion. *Materials Performance*, v.29, p.66, 1990.

MESA, D. H. Propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste de aços inoxidáveis martensíticos de alto nitrogênio. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

MURR, L. E.; STAUDHAMMER, K. P.; HECKER, S. S. Effects of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: Part II. Microstructural study. *Metallurgical Transactions*, v.13A, p.627-635, 1982.

NASCIMENTO, I.A.; BAPTISTA, A.L.B. Microstructure and Mechanical Properties of Centrifuged Material Resistant to Cavitation, 57th International Annual Conference of ABM, São Paulo, SP, Brasil, 2002.

NAUDÉ, C.F.; ELLIS, A.T. On the Mechanism of Cavitation Damage by Nonhemispherical Cavities Collapsing in Contact With a Solid Boundary. *Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering*, p.648-656, Dez., 1961.

NUCLEO INOX. São Paulo. Apresenta dados sobre o mercado de aços inoxidáveis. Disponível em < <http://nucleoinox.com.br> >. Acesso em: 22 de abril de 2004.

ONO, A. A.; ALONSO, N.; TSCHIPTSCHIN, A. P. The corrosion resistance of nitrogen bearing martensitic stainless steels. *ISIJ International – The Iron and Steel Institute of Japan*, v. 36, n. 7, p. 813-817, 1996.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços inoxidáveis austeníticos – Microestrutura e propriedades. Ed Hemus, São Paulo, 1994.

PERCKER, D.; BERNSTEIN, I. M. *Handbook of stainless steels*, McGraw Hill Company, 1977.

PICKERING, F. B. Physical metallurgy of stainless steels developments. *International Metals Reviews, Metals Park*, v. 21, p.227-268, 1976.

PITT, C. H.; CHANG, Y. M. Jet slurry corrosive wear of high-chromium cast iron and high-carbon steel grinding ball alloys. *Corrosion*, v.42,nº.6, p.312-317, 1986.

RABINOWICZ, E. *Friction and wear of materials*, Cap.5, p.109-124, 1965.

RAMAN, G. S.; PADMANABHAN, K. A. Tensile deformation-induced martensitic transformation in AISI 304L austenitic stainless steels. *Journal of Materials Science Letters*, v.13, p.389, 1997.

RAYLEIGH, L. On the Pressure Developed in a Liquid during the Collapse of a Water, *Journal of Applied Physics*, v.34 Ago., p.94-98, 1917.

RHODES, C. G; THOMPSON, A. W. The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steel. *Metallurgical Transactions*, v.8A, p. 1901, 1977.

RICE, S.L. et al. A survey of the development of subsurface zones in the wear of materials. *Key Engineering Materials*. v.33, p.77-100, 1989.

RIGNEY, D.A. et al. Wear processes in sliding systems. *Wear*, n.100, p.195-219, 1984.

SANTOS, J. F. Resistência à cavitação de um aço inoxidável austenítico AISI 304L nitretado em alta temperatura sob atmosfera gasosa. *Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo*, 2003.

SASADA, T. The behavior of adhered fragments interposed between sliding surfaces and the formation process of wear particles. *Wear of Materials*, p.72-80, 1979.

SHITSUKA, R., Efeitos da deformação a frio e de tratamentos mecanotérmicos na resistência à corrosão por pites do aço inoxidável AISI 304. São Paulo, 1994, *Dissertação de mestrado – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo*.

SMITH, A. F. The friction and sliding wear of unlubricated 316 stainless steel at room temperature in air. *Wear*, n.96, p. 301-318, 1984.

SOUZA, S. A. *Composição química dos aços*. Ed. Edgard Blücher LTDA, 1989.

STACK, S.; ZHOU, R. C. Identification of transition in erosion-corrosion regimes in aqueous environments. *Wear*, v. 186-187, p. 523-532, 1995.

Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels. In: *Annual Book of ASTM Standards: Metals test methods and analytical procedures*, v.03.02, p. 1-18. 1991.

Standard test method for wear testing with a pin on disk apparatus. In: *Annual Book of ASTM Standards: Metals test methods and analytical procedures*, 1992. (Wear and Erosion; Metal Corrosion), v.03-02, p. 387-391.

SUH, N.P. The delamination theory of wear. *Wear*, n.25, p.11-12, 1973.

TANAKA, D. K. Synergism between wear and corrosion. Technical Lecture In: 5th International Conference on Advances in Surface Engineering & 2nd International Seminar on Surface Engineering. 11-13 nov. 1998. São Paulo, SP.

TRUMAN, J. E. Stainless Steels. In: *Corrosion: metal/environment reactions*. Edited by Shreir-Jarman-Burstein. Vol. 1, Chapter 3.3, 1994.

UNTERWEISER, P. M; HOWARD, E. B.; KUBBS, J. J. Heat treater's guide. Standard practices and procedures for steel. American Society for Metals, 1982.

WASHKO, S. D.; AGGEN, G. Wrought Stainless Steels. In. ASM Metals Handbook. v. 1, p.841-910, 1992.

WERT, J.J. The role of microstructure in subsurface damage induced by sliding contact. Key Engineering Materials. v.33, p.101-134, 1989.

WOOD, R. J. K.; FRY, S. A. The synergistic effect of cavitation erosion and corrosion for copper and cupro-nickel in seawater. Journal of Fluids Engineering, v.111, n°9, p.271-277, 1989.

ZHENG, Y.; ZHIMING, Y.; WEI, X.; KE, W. The synergism effect between erosion and corrosion in acidic slurry medium. Wear, v.186-187, p.555-561, 1995.

ZUM-GAHR, K.H. Tribology series: microstruture and wear of materials. v.10, 1987.